

Titanyum Alüminatların Sürtünme Kaynağı İle Birleştirilebilirliklerinin Araştırılması

Akın Özcan

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı

Aralık, 2013

The Investigation of Weldability of Titanium Aluminides with Friction Welding

Akın Özcan

MASTER OF SCIENCE THESIS

Department of Metallurgical Engineering

December, 2013

Titanyum Alüminatların Sürtünme Kaynağı İle Birleştirilebilirliklerinin Araştırılması

Akın Özcan

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

Danışman: Yrd.Doç.Dr. İbrahim ÇELİKYÜREK

Aralık, 2013

ONAY

Metaller Mühendisliği Anabilim Dalı Yüksek Lisans öğrencisi Akın Özcan'ın Yüksek Lisans tezi olarak hazırladığı "Titanyum Alüminatların Sürtünme Kaynağı İle Birleştirilebilirliklerinin Araştırılması " başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğinin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

Danışman : Yrd.Doç.Dr. İbrahim ÇELİKYÜREK

İkinci Danışman : -

Yüksek Lisans Tez Savunma Jürisi:

Üye: Prof. Dr. Mustafa ANIK

Üye: Doç. Dr. Osman TORUN

Üye: Yrd. Doç. Dr. Nedret AYDINBEYLİ

Üye: Yrd. Doç. Dr. İbrahim ÇELİKYÜREK

Üye: Yrd. Doç. Dr. Hakan GAŐAN

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

Prof.Dr.Nimetullah BURNAK
Enstitü Müdürü

ÖZET

Bu çalışmada, Ti_3Al metallerarası bileşiminin sürtünme kaynağı yapılmıştır. Optimum kaynak parametrelerini belirlemek için farklı sürtünme hızları, sürtünme basınçları ve sürtünme süreleri denenmiştir. Bulunan kaynak parametrelerinin kaynak arayüzeyine, mikroyapıya ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Kaynak arayüzeylerinde değişen şartlarda meydana gelen mikroyapısal değişimleri incelemek için optik mikroskop, SEM ve XRD kullanılmıştır. Birleşme arayüzeyine dik doğrultuda mikrosertlik ölçümleri yapılmış, ölçülen değerler malzeme arayüzeyinde meydana gelen mikroyapısal değişimler ile ilişkilendirilerek değerlendirilmiştir. Ayrıca malzemelerde kaynak arayüzeyinin kesme mukavemeti ölçülerek mukavemetin şartlara göre nasıl değişiklik gösterdiği incelenmiştir. 300 dev/dak sürtünme devrinde ve 50 MPa sürtünme basınçlarında herhangi bir birleşme sağlanamazken, Maksimum kesme mukavemetine sahip kaynak arayüzeyi 1000 dev/da sürtünme devri, 150 MPa sürtünme basıncı ve 6sn sürtünme süresi parametreleri ile 150 MPa olarak bulunmuştur.

Anahtar Kelimler: Metallerarası bileşikler, sürtünme kaynağı, titanyum alüminatlar, mikroyapı, mikro sertlik.

SUMMARY

In this study, Ti_3Al intermetallic compound was bonded by friction welding. Different friction speeds, friction pressures and friction times were tested to find optimum friction welding parameters. The effects of the welding parameters on the welding interface, microstructure and mechanical properties were investigated. Optical microscopy, SEM and XRD were carried out to examine the microstructural variations on welding interfaces. Microhardness distribution across the welding interface was evaluated considering the microstructural variations. Also shear strength of welding interfaces were measured to find out the effects of welding conditions. With 300 rpm friction speed and 50 MPa friction pressure there were't any welding achieved. Welding interface with maximum shear strength was found 150 MPa with welding parameters 1000 rpm friction speed, 150 MPa friction pressure and 6 second friction time.

Keywords: Intermetallic compounds, friction welding, titanium aluminides, microstructure, microhardness.

TEŞEKKÜR

Tez çalışmamın her aşamasında bilgi ve tecrübeleriyle beni yönlendiren ve yardımlarını esirgemeyen Tez Danışmanım Yrd. Doç. Dr. İbrahim ÇELİKYÜREK'e, çalışma arkadaşım Gökhan ARICI'ya ve laboratuvar teknisyenimiz Akif TUTGUN'a sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

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

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	v
SUMMARY	vi
TEŞEKKÜR.....	vii
İÇİNDEKİLER	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xv
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
1.1 Düzenli Metaller Arası Bileşikler	1
1.2 Sürtünme Kaynağı.....	7
BÖLÜM 2	9
DÜZENLİ METALLER ARASI BİLEŞİKLER	9
2.1 Nikel Alüminatlar	9
2.1.1 Ni ₃ Al	10
2.1.2 NiAl.....	14
2.2 Demir Alüminatlar	16
2.2.1 Fe ₃ Al.....	18
2.2.2 FeAl.....	19
2.3 Titanyum Alüminatlar	21
2.3.1. Ti ₃ Al (α-2)	23
2.3.2. TiAl	27
2.4 Metaller Arası Bileşiklerin Ergitme ve Döküm Yöntemleri	31
2.4.1 Vakumda induksiyon ergitme	31
2.4.2 Vakumda arkla yeniden ergitme.....	33
2.4.3 Elektroslag rafinasyon	33

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
2.4.4 Plazma ark ergitmesi	34
2.4.5 Spray döküm.....	35
2.4.6 Yönlendirilmiş katılaştırma.....	36
2.5 Metaller Arası Bileşiklere Uygulanan Kaynak Yöntemleri	36
2.5.1 Lazer ışın kaynağı	36
2.5.2 Elektron demet kaynağı.....	37
2.5.3 TİG kaynağı.....	37
2.5.4 Sürtünme kaynağı.....	38
BÖLÜM 3	40
SÜRTÜNME KAYNAĞI.....	40
3.1 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı	42
3.2 Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı	43
3.3 Sürtünme Kaynağı Parametreleri	45
3.4 Sürtünme Kaynağında Malzemelerin Sürtünme Kaynak Kabiliyeti.....	47
3.5 Avantaj ve Dezavantajları	50
3.5.1 Avantajları	50
3.5.2 Dezavantajları.....	51
3.6 Uygulama Alanları	52
BÖLÜM 4	55
DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	55
4.1 Numunelerin Dökümü.....	55
4.2 Numunelerin Kaynağı	56
4.3 Mikroyapı Numunelerin Hazırlanması	57
4.4 Mikroyapı Çalışmaları	57
4.5 Mikro Sertlik Çalışmaları.....	58
4.6. Kesme Deneyi.....	58
4.6. Kırık Yüzey Analizi	59
BÖLÜM 5	60

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
DENEYSEL SONUÇLAR	60
5.1 Ti ₃ Al.....	60
5.1.1 Ti ₃ Al metallerarası bileşiğinin sürtünme kaynağı	62
5.1.2 Mikroyapı	64
5.1.3 Mikrosertlik	67
5.1.4 Kesme deneyi	69
5.1.5 Kırılma arayüzeyi	71
5.2 Ti ₃ Al – 316L ve Ti ₃ Al – Ti ₆ Al ₄ V'nin Sürtünme Kaynağı	73
5.3 TiAl	74
6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA	75
KAYNAKLAR DİZİNİ	77

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 1.1 Konvansiyonel bir alaşımın düzensiz kristal yapısı ve düzenli bir metaller arası bileşiğin kristal yapısı	1
Şekil 1.2 İki boyutlu basit bir kübik latiste bir süper dislokasyonun şematik ifadesi.....	2
Şekil 1.3 Nikel, demir ve titanyum alüminatların kristal yapıları	6
Şekil 2.1 Ni- Al ikili faz diyagramı	10
Şekil 2.2 Bor ilavesinin Ni ₃ Al'un oda sıcaklığındaki çekme uzaması ve kırılma davranışına etkisi.....	11
Şekil 2.3 Vakumda ve havada IC-145 (Ni 21.5, Al 0,5 Hf 0,1, B % at.) alaşımının çekme uzaması	13
Şekil 2.4 Ni ₃ Al alaşımları, iki süper alaşım ve 316 paslanmaz çeliği için test sıcaklığına karşı akma mukavemeti.....	13
Şekil 2.5 Çapraz kayma pinning mekanizması.....	15
Şekil 2.6 Alüminyum içeriğinin bir fonksiyonu olarak CoAl, FeAl ve NiAl' nin Vickers sertlikleri.....	16
Şekil 2.7 Demir- alüminyum faz diyagramı	17
Şekil 2.8 Test ortamının, FeAl' nin (at.% 36,5 Al) sünekliğine ve kırılma davranışına etkisi	20
Şekil 2.9 Horwet Corporation tarafından üretilen TiAl turbocharger.	22
Şekil 2.10 Ti-48Al-2Cr-2Nb dan üretilmiş düşük basınç türbini	22
Şekil 2.11 Titanyum- alüminyum faz diyagramı	23
Şekil 2.12 Ti ₃ Al kristal yapısı ve olası kayma düzlemleri ve vektörleri.....	24
Şekil 2.13 γ - TiAl alaşımların kristal yapısı, (a) düzenli ymk tetragonal (L10) TiAl yapısı, (b) (111)düzlemi üzerinde kayma dislokasyonları	27
Şekil 2.14 Oda sıcaklığında ikili γ Ti alüminat alaşımlarında Al içeriğinin sertliğe ve çekme uzamasına etkisi. 1000°C'deki sertlik değerleri de gösterilmiştir.....	29
Şekil 2.15 γ -TiAl alaşımlar için test sıcaklığının fonksiyonları olarak akma mukavemeti ve çekme uzamasının değişimi.....	30
Şekil 2.16 Bir indüksiyon ergitme ve döküm prosesinin şematik görünüşü.....	32

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.17 Plazma skull ergitme tekniğinin bir şematik gösterimi	34
Şekil 2.18 Spray döküm aparatının şematik çizimi	35
Şekil 3.1 Tipik sürtünme kaynağı yöntemlerinde hareket türleri.	40
Şekil 3.2 Yörüngesel ve lineer hareket ile sürtünme kaynağı.....	40
Şekil 3.3 Sürtünme kaynağı işlem fazları	41
Şekil 3.4. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı makinesinin şematik yapısı	43
Şekil 3.5. Sürekli tahrikte zamana bağlı işlem büyüklükleri	43
Şekil 3.6. Volan tahrikli sürtünme kaynağı makinesinin şematik yapısı.....	44
Şekil 3.7 Volan tahrikte zamana bağlı işlem büyüklükleri.....	44
Şekil 3.8 Otomotiv endüstrisinde sürtünme kaynağı ile üretilen parçalar	53
Şekil 3.9 Sürtünme kaynağı ile üretilmiş matkap uçları.....	54
Şekil 3.10 Sürtünme kaynağı ile üretilmiş rotor parçası.....	54
Şekil 4.1 Vakum ark ergitme ocağının şematik görünüşü	55
Şekil 4.2. Sürtünme kaynağı cihazı	56
Şekil 4.3 Olympus GX51 optik mikroskobu ve buna bağlı ProgRes CFscan görüntü analizörü	57
Şekil 4.4 Shimadzu HVM-2000 mikro sertlik ölçüm cihazı	58
Şekil 4.5 Kesme test aparatının şematik görünümü.....	59
Şekil 5.1 Döküm Ti ₃ Al	60
Şekil 5.2 Ti ₃ Al metallerarası bileşiğinin optik mikroyapısı	61
Şekil 5.3 Ti ₃ Al metaller arası bileşiğinin SEM- EDXS analizi	61
Şekil 5.4 Çapak oluşumları. a) 600d/d, 150MPa, 80sn, b) 600d/d, 150MPa, 10sn, c) 1000d/d, 150MPa, 6sn, d) 1000d/d, 150MPa, 8sn	62
Şekil 5.5 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 600d/d, 100MPa, 10sn.....	65
Şekil 5.6 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 600d/d, 150MPa, 8sn.....	65
Şekil 5.7 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 600d/d, 150MPa, 10sn.....	66
Şekil 5.8 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 1000d/d, 100MPa, 6sn.....	66
Şekil 5.9 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 1000d/d, 100MPa, 10sn.....	67

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Şekil</u>	<u>Sayfa</u>
Şekil 5.10 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 1000d/d, 150MPa, 8sn.....	67
Şekil 5.11 Kaynak arayüzeyi mikrosertlik dağılımları	68
Şekil 5.12 Kaynak arayüzeyi mirosertlik dağılımı; 1000d/d, 100MPa, 10sn.....	68
Şekil 5.13 Kaynak arayüzeyi mirosertlik dağılımı; 600d/d, 100MPa, 10sn.....	69
Şekil 5.14 Kaynak arayüzeyi mirosertlik dağılımı; 1000d/d, 150MPa, 8sn.....	69
Şekil 5.15 600 d/d'da sürtünme süresinin ve basıncının kesme mukavemetine etkisi ...	70
Şekil 5.16 1000 d/d'da sürtünme süresinin ve basıncının kesme mukavemetine etkisi .	71
Şekil 5.17 Kırılma arayüzeyi XRD paterni; 1000d/d, 150MPa, 6sn	72
Şekil 5.18 Kırılma arayüzeyi mikroyapısı; 600d/d, 150MPa, 10sn.....	72
Şekil 5.19 Kırılma arayüzeyi mikroyapısı; 1000d/d, 150MPa, 6sn.....	73

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
Çizelge 1.1 Metaller arası bileşiklerin tokluk ve sünekliğinin artırılması için uygulanan yöntemler	3
Çizelge 1.2 Nikel, demir ve titanyum alüminatların özellikleri	5
Çizelge 2.1 NiAl ve Ni ₃ Al bileşiklerinin bazı fiziksel özellikleri	9
Çizelge 2.2 Değişik mikro yapılardaki α -2 Ti ₃ Al alaşımlarının özellikleri.....	26
Çizelge 3.1 Malzeme ve malzeme kombinasyonlarının sürtünme kaynağına uygunluğu	52
Çizelge 5.1 Ti ₃ Al metallerarası bileşiğinin sürtünme kaynağı parametreleri ve birleşme sağlanan şartlar.....	63
Çizelge 5.2 Ti ₃ Al metallerarası bileşiğinin sürtünme kaynağında numune boyundaki kısıalma miktarı.....	63
Çizelge 5.3 Ti ₃ Al metallerarası bileşiğinin sürtünme kaynağında dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin genişliği	64
Çizelge 5.4 Malzemelerin termal genleşme katsayıları	74

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

<u>Simgeler</u>	<u>Açıklama</u>
T _c	Kritik düzenleme sıcaklığı (°C, K)
T _m	Ergime noktası (°C, K)
n	Devir sayısı (d/d)

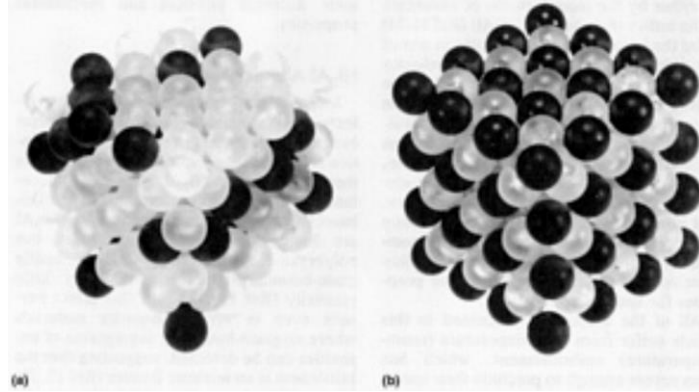
<u>Kısaltmalar</u>	<u>Açıklama</u>
cm	Santimetre
mm	Milimetre
µm	Mikrometre
m	Metre
dk	Dakika
vb.	Ve benzerleri
vd.	Ve diğerleri
HMK	Hacim merkezli kübik
YMK	Yüzey merkezli kübik
HSP	Sıkı paket hegzagonal
SHS	Yüksek sıcaklık sentezi
MPa	Megapascal
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
EDXS	Enerji dağılımlı 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

1.1 Düzenli Metaller Arası Bileşikler

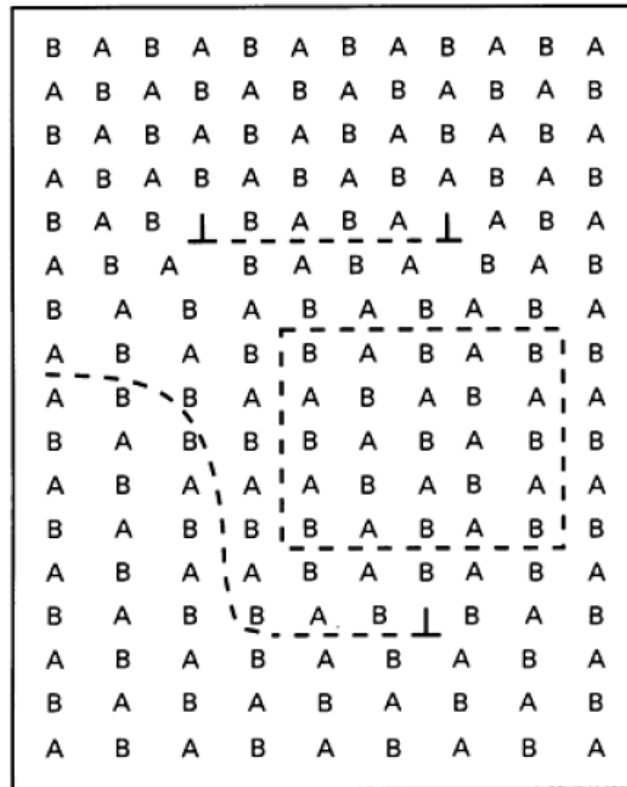
Düzenli metaller arası bileşikler, kritik bir düzenlenme sıcaklığı olarak belirtilen (T_c) sıcaklığın altında büyük oranda düzenli kristal yapıları ile metalik malzemelerin eşsiz bir sınıfını oluştururlar. Bu düzenli metaller arası bileşikler genellikle basit stokiyometrik oranlarda veya göreceli olarak dar kompozisyonlarda bulunurlar. Şekil 1.1'de düzensiz ve düzenli kristal yapılar görülmektedir. (Metals Handbook, Vol 2)



Şekil 1.1 Konvansiyonel bir alaşımın düzensiz kristal yapısı ve düzenli bir metaller arası bileşiğin kristal yapısı. (Metals Handbook, Vol 2)

Göreceli olarak düşük düzenlenme sıcaklığı olan düzenli metaller arası bileşikler 1950'lerde ve 1960'larda yoğun olarak çalışılmıştır. Düzenli latislerinden kaynaklanan

anormal dislokasyon yapıları ve mekanik davranışları açıklanmıştır. Düzenli alaşımlardaki deformasyon, bir AB kompozisyonuna sahip iki boyutlu düzenli latis için Şekil 1.2'de gösterildiği gibi, süper latis kayması veya dislokasyon çiftleşmesi ile kontrol edilir. Başlangıçta dislokasyon antifaz domain'inin (basit olarak ters bağlanmanın bir tabakası olarak düşünülebilir) bir tabakasını yaratır, daha sonra dislokasyon düzene geri döner. Süper latis dislokasyonlarının yüksek sıcaklıklarda rölatif olarak düşük hareket edebilirliği, test sıcaklığının artışıyla akma mukavemetinde düşme yerine artma verir. Bu anormal akma Ni_3Al ve Cu_3Au gibi birçok metaller arası bileşikte gözlenmiştir. (Çelikyürek, 2000)



Şekil 1.2 İki boyutlu basit bir kübik latiste bir süper dislokasyonun şematik ifadesi. (Metals Handbook, Vol 2)

1970'lerin sonlarında düzenli metaller arası bileşiklerin süneklik ve üretilebilirliğinin fiziksel metalürji prensipleri kullanılarak alaşım dizaynı ile bir

miktar geliştirilebileceğini gösteren sonuçlar açıklanmıştır. Makro alaşımlandırma suretiyle Co_3V bileşimine eklenen demir, ortalama elektron konsantrasyonu düşürerek ve yapıyı hegzagonalden kübiğe çevirerek oda sıcaklığında sünekliği % 40 civarında artırmıştır. Polikristalin Ni_3Al 'nin sünekliği tane sınırlarını ayıran ve gevrek taneler arası kırılmayı hafifleten bor ilavesi ile mikro alaşımlandırılarak bir miktar arttırılmıştır. Her iki durum kuvvetli düzenli metaller arası bileşiklerin yüksek çekme sünekliğine ulaşmanın mümkün olabileceğini ispatlamıştır. Çizelge 1.1'de bazı metallerarası bileşiklere uygulanan yöntemler görülmektedir. (Metals Handbook, Vol 2)

Çizelge 1.1 Metaller arası bileşiklerin tokluk ve sünekliğinin arttırılması için uygulanan yöntemler.
(Stoloff, N. S., 1993)

Mikro alaşımlandırma	Ni_3Al , Ni_3Si , PdLn'a B Ni_3Al ' ye Be $NiAl$ 'ye Fe, Mo, Ga Ni_3Al ' ye Ag
Makro alaşımlandırma	Co_3V 'ye Fe $TiAl$ 'ye Mn, V, Cr Ti_3Al 'ye Nb Ni_3Ti 'ye Mn, Cr Ni_3Al 'ye Pd
Tane boyutu kontrolü	$NiAl$
Hidro statik basınç	Ni_3Al
Martenzit dönüşümü	$NiAl$ 'ye Fe
Kompozit (fiber takviyesi)	$NiAl/304SS$ Al_3Ta/Al_2O_3
Kompozit (partikül takviyesi)	$TiAl$ 'a Nb Ni_3Al 'ye Fe, Mn $MoSi_2$ 'Nb

Yapılan çalışmalar düzenli metaller arası bileşiklerin gevrek kırılma ve düşük süneklik göstermesinin muhtemel nedenlerini aşağıdaki değişkenlere bağlamıştır.

- Deformasyon modlarının yetersiz sayısı
- Yüksek akma mukavemeti veya sertlik, dislokasyonların oluşumu ve kaymasının zorluğundan kaynaklanır.
- Zayıf klivaj mukavemeti veya düşük yüzey enerjisi
- Düzlemsel kayma ve bölgesel deformasyon
- Yüksek uzama hızı duyarlılığı (çatlak diplerinde gevrek çatlak ilerlemesini artırır)
- Tane sınırı zayıflığı
- Çevresel kırılmalık (Çelikyürek, 2000)

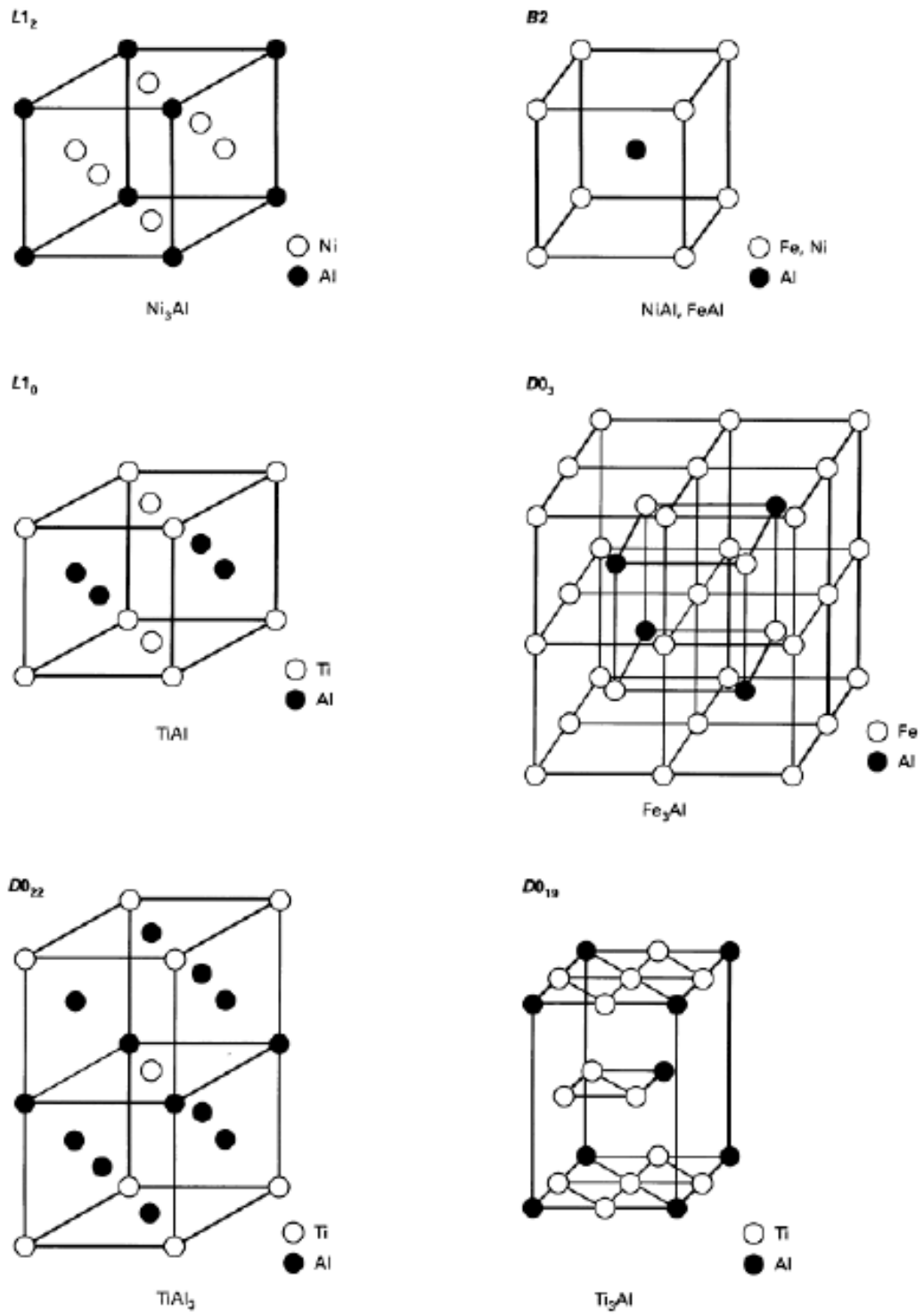
Bazı durumlarda gevreklik dislokasyonların hareketine kuvvetli direncin sonucudur. Birçok durumda, dislokasyonlar göreceli olarak hareketlidirler. Gevreklik, rastgele deformasyona olanak sağlayacak yeterli bağımsız kayma sistemleri olmayan düşük simetrik kristal yapılarından veya çatlakların yayılmasına direnç göstermek için çok zayıf olan tane sınırlarının bulunmasından kaynaklanır. Son zamanlarda demir alüminatlar gibi bazı düzenli metaller arası bileşiklerin düşük sıcaklıklarda çevresel kırılmalık gösterdiği bulunmuştur. Kırılmalık havadaki su buharı ile metaller arası bileşiklerdeki reaktif elementlerin (örneğin Al) reaksiyonu ile atomik hidrojen oluşturan reaksiyonu içerir. Bu atomik hidrojen metal içerisinde yayılır ve kırılmaya neden olur. (Çelikyürek, 2000)

Çalışmalar genel olarak nikel, demir ve titanyum alüminatlar üzerinde yoğunlaşmıştır. Bunlar kendilerini yüksek sıcaklık uygulamaları için cazip kılan bir takım niteliklere sahiptirler. İçerdikleri yüksek miktardaki alüminyum nedeniyle yüzeylerinde oluşturdukları Al_2O_3 filmi sayesinde yüksek korozyon ve oksidasyon direnci gösterirler, düşük yoğunlukludurlar, yüksek ergime derecesine sahiptirler ve yüksek sıcaklıklarda iyi mukavemet gösterirler.

Çizelge 1.2 Nikel, demir ve titanyum alüminatların özellikleri. (Metals Handbook, Vol 2)

Alaşım	Kristal Yapı	Kritik Düzenlenme Sıcaklığı (°C)	Ergime Noktası (°C)	Yoğunluk (gr/cm ³)	Young Modülü (GPa)
Ni ₃ Al	L1 ₂ (düzenli ymk)	1390	1390	7,50	179
NiAl	B2 (düzenli hmk)	1640	1640	5,86	294
Fe ₃ Al	D0 ₃ (düzenli hmk)	540	1540	6,72	141
	B2 (düzenli hmk)	760	1540
FeAl	B2 (düzenli hmk)	1250	1250	5,56	261
Ti ₃ Al	DO ₁₉ (düzenli hsp)	1100	1600	4,20	145
TiAl	L1 ₀ (düzenli tetragonal)	1460	1460	3,91	176
TiAl ₃	D0 ₂₂ (düzenli tetragonal)	1350	1350	3,40

Atomların düzenli yerleşim gösterdiği kristal yapılara sahip bazı alüminatların kristal yapıları Şekil 1.3'te gösterilmiştir. Çizelge 1.2'de listelenen birçok alüminatın kritik düzenlenme sıcaklığı ergime sıcaklığına eşittir. Diğerleri daha düşük sıcaklıklarda düzensizdirler. Fe₃Al düzensiz olmadan önce iki düzenli yapıdan (DO₃ ve B2) geçer. Stokiyometriden sapmalar latis içerisinde boşlukların birleşmesiyle (örneğin NiAl) veya alt latislerin birinde ters yer atomlarının birleşmesiyle açıklanır. Alüminatların birçoğu kompozisyonlarının bir miktar üzerinde oluşur, fakat düzen derecesi stokiyometriden sapma arttıkça düşer. İlave elementler düzenli yapı kaybedilmeden ilave edilebilir. Örneğin Ni₃Al'de silisyum atomları alüminyumun yerlerine yerleşirken, kobalt atomları nikelin yerlerine ve demir atomları her iki yere yerleşirler. (Metals Handbook, Vol 2)



Şekil 1.3 Nikel, demir ve titanyum alüminatların kristal yapıları. (Metals Handbook, Vol 2)

1.2 Sürtünme Kaynağı

Tarih boyunca insanların daha gelişmiş araç gereçlere olan ihtiyacı, bu aletlerin tek parçadan üretilmeyecek olmaları nedeniyle kaynak tekniklerinin gelişmesini tetiklemiştir. Başlarda kaynak işlemi parçaları birbirine tutturmakla sınırlıyken ilerleyen zamanlarda malzemenin özelliklerini etkilemeden ve istenilen dayanımı sağlayacak kaynak türlerine ihtiyaç duymuştur.

Geliştirilen bu kaynak türlerini ergitmeli ve ergitmesiz olarak iki ana grupta toplamak mümkündür. Ergitmeli kaynak yönteminde birleştirilecek olan parçaların temas yüzeylerinin ergitilmesi ve bu bölgenin katılaşması ile birleşme sağlanırken, ergitmesiz kaynak yönteminde malzemelerin ergime sıcaklığının altında bir sıcaklıkta katı halde birleştirme sağlanmaktadır.

Mühendislik uygulamalarında farklı metal ve alaşımlarının kaynağına ihtiyaç duyulmaktadır. Ancak farklı metallerin fiziksel özellikleri ve kimyasal kompozisyonları nedeniyle ergitme kaynak yöntemleri kullanılarak birleştirilmeleri hemen hemen imkansız gibidir. Bu ihtiyacı gidermek amacı ile yapılan çalışmalar sonucunda sürtünme kaynak yöntemi geliştirilmiştir. Ark kaynak yönetimi, alın yakma veya direnç kaynak yöntemi gibi ergitme kaynak yöntemi ile kaynatılması güç olan metaller ile bu metallerin alaşımları kendi aralarında sürtünme kaynak yöntemi ile kolayca birleştirilebilirler. Bu yöntem bir katı hal kaynak yöntemidir. Kaynatma sırasında ergime olmadığından katılaşmada olmamaktadır. Dolayısıyla katılaşma sırasında oluşabilecek kristal yapı farklılaşması, ergimiş metal içerisinde yabancı madde kalma riski ve katılaşma hızına bağlı olarak meydana gelebilecek çatlamlar sürtünme kaynak yönteminde görülmez. O halde farklı bileşimdeki malzemelerin birleştirilmesinde, eğer boyutları ve şekilleri müsaade ediyorsa, ergitme kaynağına nazaran bir ergime olayının olmaması ya da sınırlı olması, çok daha az kaynak hatası içermesi ve minimum kaynak sonrası iç gerilmelere sahip olması nedenleriyle katı hal kaynak yöntemleri büyük bir üstünlük göstermektedir. (Gül, 2006)

Malzemelerin sürtünmesinden faydalanılarak, mekanik enerjiyi termal enerjiye dönüştürerek oluşan ısıyla malzemelerin kaynak edilmesi fikri yeni değildir. Sürtünme kaynağının başlangıcı 15 yy' a kadar gitmesine rağmen, konu ile ilgili ilk patent 19'yy da 1891 de Amerikalı makinist J.H. Bevington tarafından alınmıştır. Bevington sürtünme ısını kullanarak metal boruların kaynağını gerçekleştirmiştir. Daha sonraları konu ile ilgili W. Richter tarafından 1924 yılında İngiltere' de ve 1929 yılında Almanya'da, H. Klopstock tarafından 1924 yılında Sovyetler Birliği'nde birer patent alınmıştır. H. Klopstock ve A.R. Neelands silindirik parçaların sürtünme kaynağı için 1941 yılında bir patent almışlardır. Ayrıca II. Dünya savaşı sırasında Almanya ve Amerika'da plastik malzemelerin kaynağı için sürtünme kaynağı kullanılmıştır. Bununla birlikte sürtünme kaynağının ticari bir proses olarak gelişimi ve konu ile ilgili bilimsel çalışmaların başlaması bir Rus makinist tarafından gerçekleştirilmiştir. Rus makinist A.J Chdikov iki metal çubuk arasında başarılı bir kaynak gerçekleştirerek 1956 yılında Sovyetler Birliği'nde konu ile ilgili bir patent almıştır. Sovyetler Birliği'nde ki daha yoğun çalışmalar Vill ve arkadaşları tarafından yürütülmüştür. Bu proses ABD'ye 1960 yılında girmiştir. American Machine and Foundry Co.' da Holland Cheng adlı araştırmacılar sürtünme kaynağının termal ve parametre analizleri üzerine çalışmışlardır. İngiltere'de ilk sürtünme kaynağı kaynak enstitüsü tarafından 1961 yılında gerçekleştirilmiştir. 1962 yılı itibariyle ise Sovyetler Birliği'nde, bir çok fabrikada sürtünme kaynağı kullanılır hale gelmiştir. Yine 1952 yılında ABD'de Caterpillar Tractor Co. sürtünme kaynağını modifiye ederek atalet kaynağı olarak anılan yöntemi geliştirmişler ve bundan sonra konvansiyonel sürtünme kaynağı Rus tipi proses, atalet kaynağı ise Caterpillar tipi proses olarak adlandırılmıştır. Bu tarihten itibaren daha hızlı gelişme gösteren proses hızla bütün dünyada çabucak yayılmış ve bir çok endüstride uygulama alanı bulmuştur. Günümüzde sürtünme kaynağı modern kaynak yöntemleri arasında elektron ışın kaynağından sonra pratikte en çok uygulama alanı bulmuş olan bir yöntemdir. (Gül, 2006, Yılmaz, 1993)

BÖLÜM 2

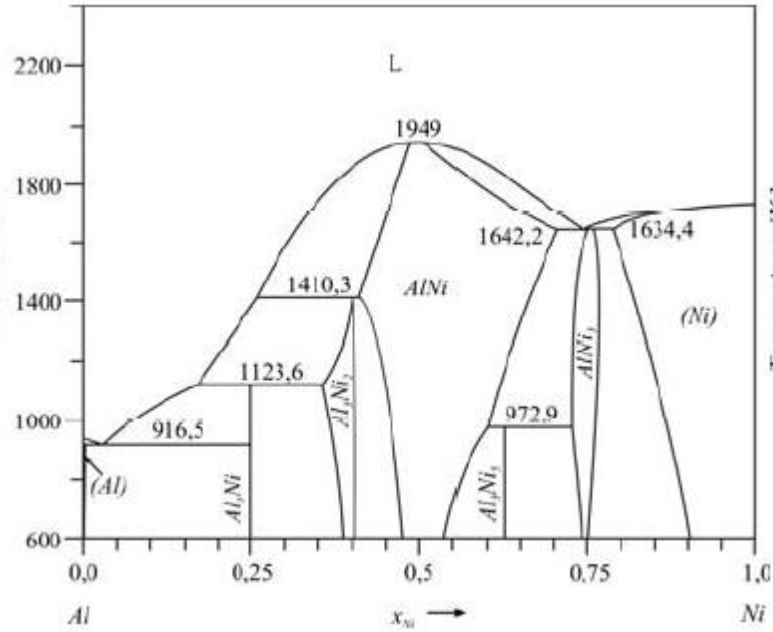
DÜZENLİ METALLER ARASI BİLEŞİKLER

2.1 Nikel Alüminatlar

Ni-Al ikili faz diyagramında Al_3Ni , Al_3Ni_2 , Al_3Ni_5 , NiAl, Ni_3Al metaller arası bileşikleri mevcuttur. Bu metaller arası bileşiklerinden nikelce zengin NiAl ve Ni_3Al yüksek sıcaklık uygulamalarına ve kaplama işlemlerine aday malzemelerdir. Bunlar Al-Ni sisteminde en kararlı yapılar olup en yüksek ergime noktasına, düşük yoğunluğa, iyi mukavemet özelliklerine ve yüksek sıcaklıklarda korozyon ve oksitlenme direncine sahiptirler. Ni_3Al bileşiği yüzey merkezli kübik (fcc) yapının bir türevidir olan $L1_2$ kristal yapısına, NiAl ise hacim merkezli kübik (bcc) yapının bir türevidir olan B2 yapısına sahiptir. Çizelge 2.1’de NiAl ve Ni_3Al bileşiklerinin bazı fiziksel özellikleri verilmiştir. (Işık, 2007)

Çizelge 2.1 NiAl ve Ni_3Al bileşiklerinin bazı fiziksel özellikleri. (Işık, 2007)

Özellikler	Ni_3Al	NiAl
Elektriksel Direnç (10 ⁻⁸ m)	32,59	8-10
Isıl İletkenlik (W/m.K)	28,85	76
Isıl genleşme katsayısı (10 ⁻⁶ /K-1)	12,5	13,2
Kafes Parametresi (nm)	0,35	0,2887
Young modülü (MPa)	169	188
Spesifik ısı (J/g.K)	0,54	0,64
Ergime Sıcaklığı (°C)	1395	1682
Bağ Yapısı	Kovalent/metalik	Kovalent/metalik

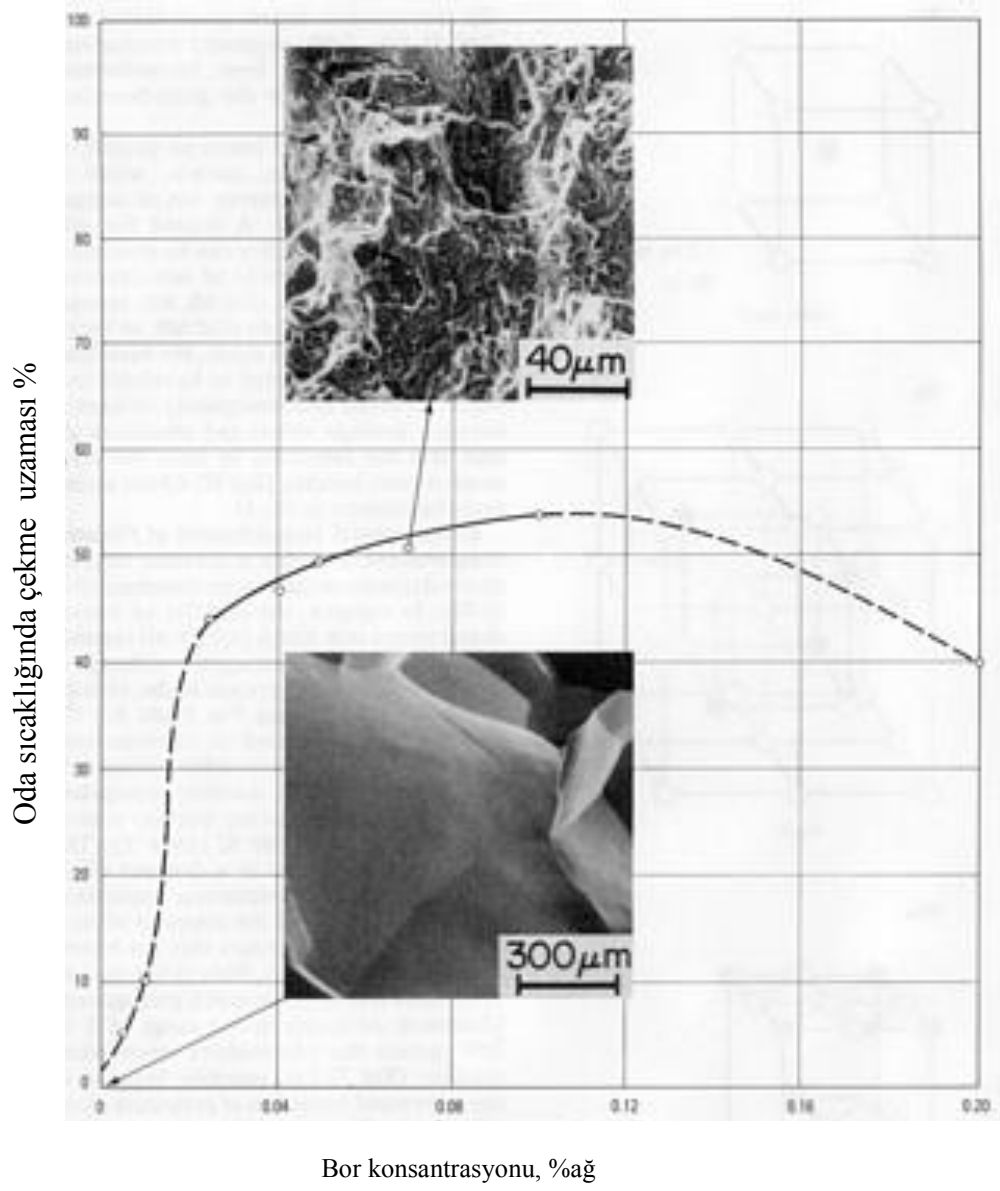


Şekil 2.1 Ni- Al ikili faz diyagramı. (Dan, 2006)

2.1.1 Ni₃Al

Ni₃Al yüksek sıcaklıklardaki mükemmel mukavemeti ve oksidasyon direncinden dolayı ilgi çekicidir. Ni₃Al nikel esaslı süper alaşımlarda en önemli mukavemetlendirici bileşendir. Ni₃Al'ın tek kristalleri yüksek sıcaklıklarda sünek, fakat polikristalin malzemeler çok az bir plastikleme ile gevrek tane sınırları kırılması gösterir. Bu etki yüksek saflıktaki malzemelerde de gözlenir. Tane sınırlarında empüritelerin olmadığı belirlenirse gevrekliğin malzemenin kendi içinden kaynaklandığı söylenebilir. Bu karakteristiğin gözlenmesi dikkatleri yararlı etkileri olabilecek segregantların araştırılması yönüne çekmiştir.

Çok az miktarda (~ at.%0,1) bor ilavesi sadece Ni₃Al'ın gevrekliğini gidermez, malzemeyi %50 gibi yüksek bir çekme sünekliği sergileyen oldukça yumuşak bir şekle dönüştürür. Borun bu etkisi Şekil 2.2'de görülmektedir. Borun yararlı etkisi maalesef stokiometriye bağlıdır ve bor sadece alaşım at.%25'in altında Al içerdiğinde sünekliği artırır. (Çelikyürek, 2000)

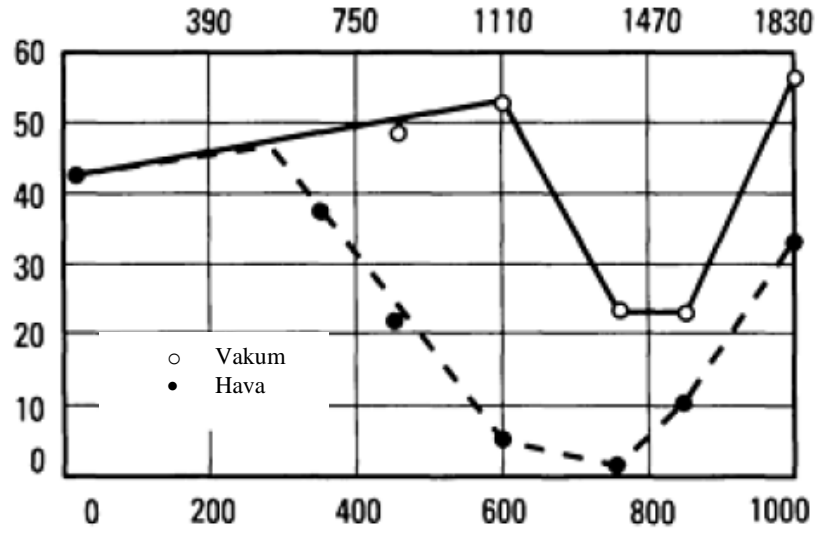


Şekil 2.2 Bor ilavesinin Ni_3Al 'un oda sıcaklığındaki çekme uzaması ve kırılma davranışına etkisi. (Metals Handbook, Vol 2)

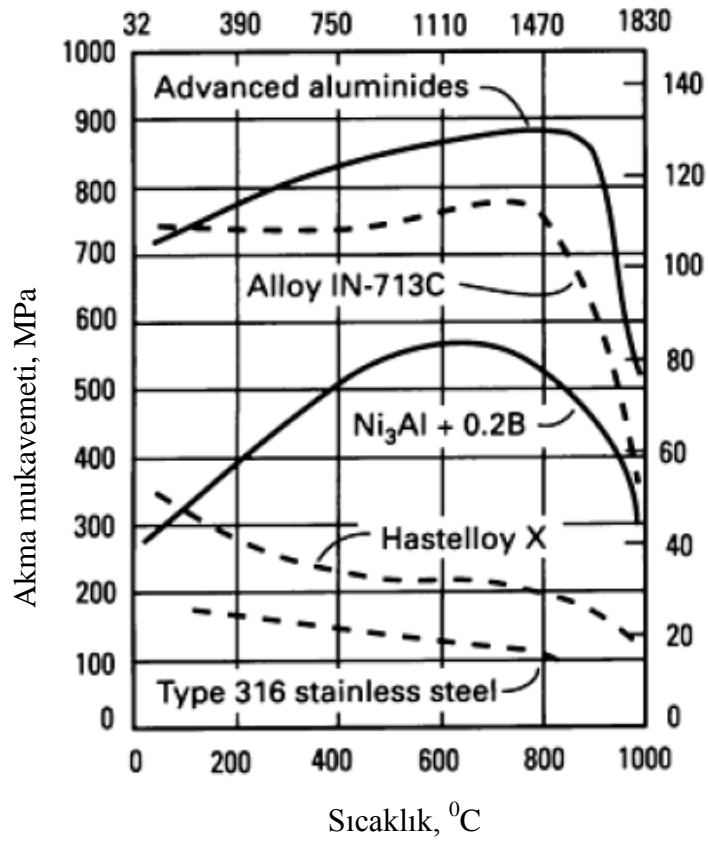
Sınırlı fakat hala yararlı miktarda süneklik Fe, Mn, Cr veya Be gibi yer alan elementlerin çok daha fazla ilavesiyle geliştirilebilir. Bu durumda, yararlı etkinin ortalama Ni ve Al atomları arasındaki elektronegativite farkındaki düşüş ve Ni_3Al 'da tane sınırlarında daha homojen atomik bağlanmanın şekillenmesiyle alakalı olduğu söylenmiştir.

Yüksek sıcaklıklardaki süneklik test ortamına bağlıdır. Vakumda, borlu nikelce zengin alaşımların (Ni_3Al) sünekliği $800^{\circ}C$ 'de makul bir minimum görünmesine rağmen tüm test sıcaklıklarında yüksek süneklikte kalır. Oksijen içeren ortamlarda yapılan testlerde minimum süneklik çok daha düşüktür. Gerçekte, havada $760^{\circ}C$ 'de yapılan testlerde süneklik tam taneler arası kırılmayla sifıra düşer. 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. Test atmosferinin etkisi Şekil 2.3'te görülmektedir. (Metals Handbook, Vol 2)

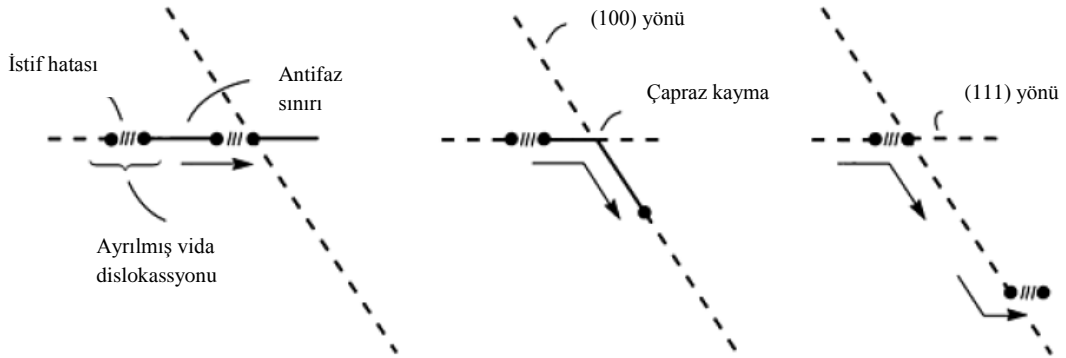
Ni_3Al , sıcaklık artışıyla mühendislik akma mukavemetinde artış gösterir. BU artış Şekil 2.4'te görülmektedir. Düşük gerilmelerde daha düşük olan anormal akma etkisi ağırlıklı olarak hızlı işlem sertleşmesi nedeniyle oluşur. İşlem sertleşmesi vida dislokasyonu dilimlerinin, birinci derecede $\{111\}$ kayma düzlemlerinden $\{100\}$ düzlemlerine çapraz kaymasına neden olur. Bunlar sivrilirler ve çok daha az hareketlidirler. Çapraz kayma mekanizması Şekil 2.5'te görülmektedir. 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. Yüksek sıcaklıklarda akma mukavemetinin düşüşü, $\{100\}$ düzlemleri üzerinde dislokasyon hareketinin artışı nedeniyle olur, bu çapraz kayma prosesi ile şekillenen pinning merkezlerinin etkililiğini düşürür. (Metals Handbook, Vol 2)



Şekil 2.3 Vakumda ve havada IC-145 (Ni 21.5, Al 0.5 Hf 0.1, B % at.) alaşımının çekme uzaması (Metals Handbook, Vol 2)



Şekil 2.4 Ni₃Al alaşımları, iki süper alaşım ve 316 paslanmaz çeliği için test sıcaklığına karşı akma mukavemeti. (Metals Handbook, Vol 2)



Şekil 2.5 Çapraz kayma pinning mekanizması. (Metals Handbook, Vol 2)

2.1.2 NiAl

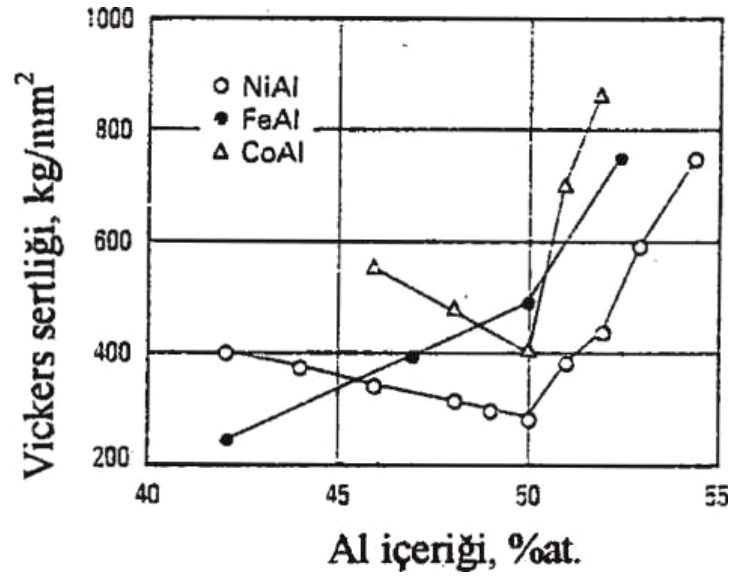
Atomca %40'dan fazla Ni içeren nikel-alüminyumda, hacim merkezli küp latis esaslı B2 tipinde düzenli kristal yapılı bir tek faz oluşmaya başlar. Fiziksel özellikler açısından B2 NiAl, yüksek sıcaklık uygulamalarında $L1_2$ Ni₃Al'den daha fazla potansiyele sahiptir. Daha yüksek bir ergime noktasına (1638°C) ve daha düşük yoğunluğa (NiAl'nin yoğunluğu 5,86g/cm³, Ni₃Al'nin yoğunluğu 7,50 g/cm³) sahiptir. Daha yüksek Young modülü (NiAl 294GPa, Ni₃Al 179GPa) vardır. İlaveten, NiAl yüksek sıcaklıklarda mükemmel oksidasyon direnci sağlar. 1950 ve 1960'larda NiAl alaşımları korozif ortamlarda sıcak bileşenler için kaplama malzemesi olarak kullanılmışlardır. NiAl'ın oksidasyon direnci yitriyum ve hafniyum ve zirkonyum gibi diğer refrakter elementlerle alaşımlandırılarak büyük ölçüde geliştirilebilir. (Stoloff, N. S., 2000)

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 gevrekler. 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. (Çelikyürek, 2000)

Düzenli B₂ 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. Alüminyum içeriğinin etkisi Şekil 2.6'da görülmektedir. Tüm bileşimlerde akma mukavemeti sıcaklığın artışıyla düşer. Mukavemetin 400-600 °C arasında beklenmedik bir biçimde düşüşüyle sünekliğin keskin artışı birlikte olur. (Metals Handbook Vol 2)

NiAl yüksek sıcaklıklarda oldukça zayıf sürünme gösterir. Yine de sürünme özellikleri alaşım ilavesi ile büyük oranda artırılabilir. Şekil 2.9'da at.%5'e kadar üçüncü ilavelerle alaşımlandırılmış NiAl'ın basma sürünme hızını görülmektedir. Ta, Nb ve Hf içeren alaşımın 1300K'daki mukavemeti süper alaşım IN-100 ile karşılaştırılabilir veya hatta daha yüksektir. Bu alaşım elementleri NiAl'de çok düşük çözünebilirlik 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. (Metals Handbook, Vol 2)



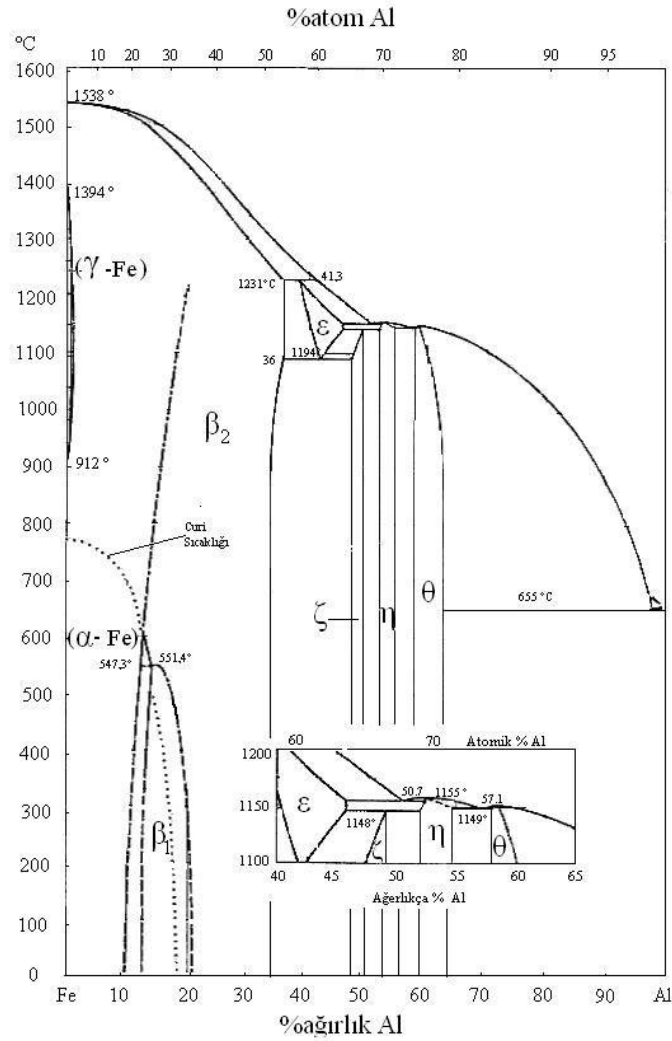
Şekil 2.6 Alüminyum içeriğinin bir fonksiyonu olarak CoAl, FeAl ve NiAl' nin Vickers sertlikleri (Çelikyürek, 2000).

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. (Çelikyürek, 2000)

2.2 Demir Alüminatlar

Şekil 2.7'de verilen Fe-Al ikili faz diyagramında Fe_3Al , FeAl, $FeAl_2$, Fe_2Al_5 ve $FeAl_3$ metallar arası bileşikler mevcuttur. Bu metallar 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 süneklığe 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. (Yılmaz, 2008)



Şekil 2.7 Demir- alüminyum faz diyagramı. (Çelikyürek, 2006)

2.2.1 Fe₃Al

Fe₃Al, DO₃ yapısı ile demir alüminatların en kararlı yapılarından biri olup, yüksek potansiyelleri nedeniyle son yıllarda oldukça ilgi çekmiştir. Fe₃Al 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. Fe₃Al alaşımlarının uygulanabilir yapı malzemesi olmasını güçleştiren en önemli etkenler oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemetidir. Şekil 2.7'deki faz diyagramından da görüldüğü gibi Fe₃Al alaşımları 550 °C sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda mükemmel olmayan B₂ yapısına ve 550 °C sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda DO₃ düzenli yapısına sahiptir. (Metals Handbook Vol 2)

En büyük dezavantajı oda sıcaklığı sünekliği ve yüksek sıcaklık mukavemeti düşük olan Fe₃Al (DO₃) alaşımları at. %25-30 Al aralığında oluşur. Sadece Fe₃Al alaşımları değil at. %25-50 aralığındaki tüm alaşımlar oda sıcaklığında kırılmalık gösterirler. Fe₃Al alaşımlarında ana kayma sistemi (110) düzlemi ve <111> doğrultusudur. Bu kayma sistemi süneklik için gerekli olan kayma sisteminden daha fazladır. Bu karakteristiğe göre Fe₃Al alaşımlarının sünekliğinin yüksek olması gerekir fakat yüksek değildir. Bu alarımda kırılmalığın en önemli nedenleri şunlardır;

- Tane sınırlarının taneler arası kırılmaya veya tane sınırlarında düzensiz yerleşimin taneler arası kırılmaya neden olması,
- Zararlı tane sınırları segragasyonu,
- Çevresel etki (Çelikyürek, 2006)

Düşük oluşum entalpisinden dolayı kolaylıkla ısıl boşluklar oluşmaktadır. Öyle ki düşük oluşum entalpisi, yayınma entalpisinden dahi daha düşüktür. Bunun sonucu olarak, Ni₃Al ve saf metallere göre boşluk konsantrasyonunda yüksek bir denge söz konusudur ve difüzyon enerjisi Al ile değişmektedir. Yüksek manyetik geçirgenlik özelliği Fe₃Al'ı manyetik bir malzeme olarak kullanışlı hale getirmektedir. Ayrıca Fe₃Al, petrokimya endüstrisinde ve geleneksel güç ünitelerinde veya kömür donuşum

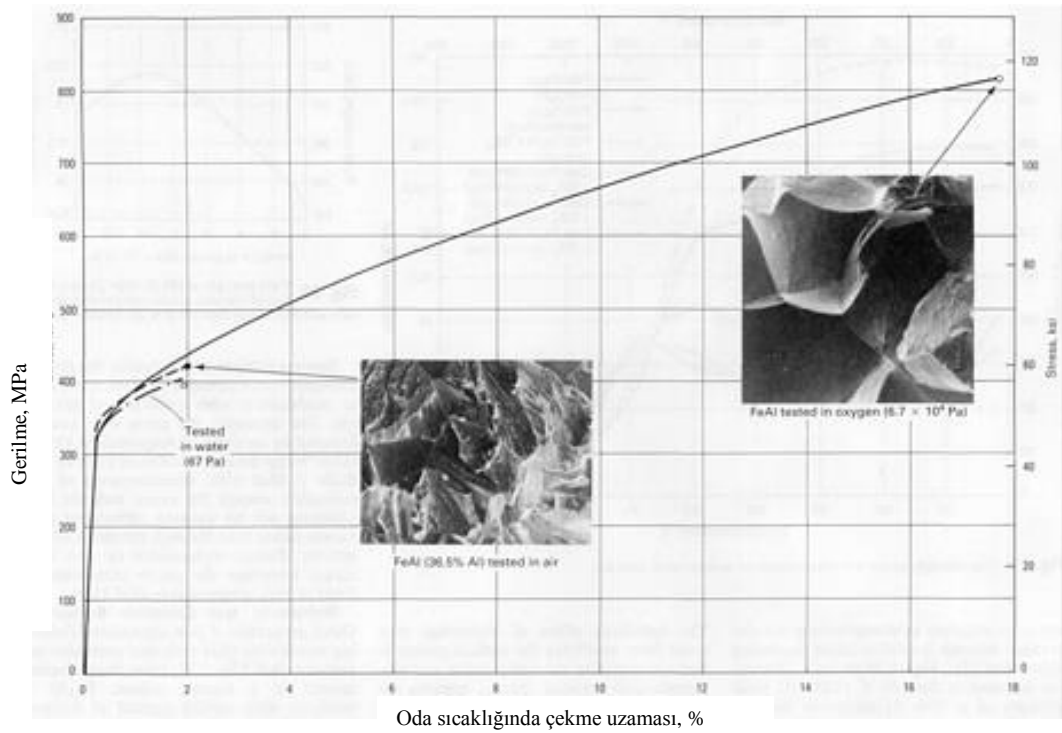
fabrikalarında yüksek sıcaklık uygulamaları için umut vaat eden malzemedir. Ancak sınırlı oda sıcaklığı sünekliği, dönüşüm reaksiyon sıcaklığının üzerinde azalan mukavemet, düşük kırılma tokluğu, zayıf işlenebilirlik ve düşük lokal gevreklik direnci sergilemesine rağmen, bu özelliklerde kontrollü üretim ve kompozisyon bileşimi ile tatmin edici gelişmeler elde edilmektedir. (Ergin, 2007).

Fe_3Al alaşımlarında alaşım elementlerinin ilavesiyle mikro yapının 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 artırım önemi DO_3-B_2 dönüşümü nedeniyle. Bilindiği gibi Fe_3Al alaşımlarının çekme mukavemeti $400\text{ }^{\circ}C$ üzerinde hızlıca düşmektedir. Bunun nedeni DO_3-B_2 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 gözenekliliği azaltmaktadır. Nikel ilavesiyle ince ve iri taneli karışımlar elde edilmektedir. Ayrıca nikel ilavesi sertliği arttırmakta, çekme mukavemeti ve sünekliği geliştirmektedir. (Çelikyürek, 2006; Öztürk Körpe, N. 2003)

2.2.2 FeAl

FeAl alaşımları düzenli hacim merkezli kübik yapıya sahip olup, yaklaşık at. %36-50 Al bileşim aralığında oluşurlar. Yüksek sıcaklıklarda, daha geniş bileşim aralığına sahiptirler. FeAl alaşımları yüksek oksidasyon ve korozyon direncine, $800^{\circ}C$ ' ye kadar yüksek mukavemete ve nispeten düşük yoğunluğa sahiptirler. FeAl alaşımlarının oda sıcaklığında düşük sünekliğe sahip olmaları en büyük dezavantajlarıdır. (Çelikyürek, 2006)

FeAl'nin mekanik özellikleri ilk olarak 1926'da Westbrook tarafından araştırılmıştır. Ancak, son yıllarda FeAl'nin mekanik özellikleri daha iyi anlaşılmıştır. Son zamanlarda mekanik özellikleri etkileyen iki gözlem kaydedilmiştir. Birincisi düşük sünekliliğin nedeninin su buharı olduğudur. Bu etki Şekil 2.8'de görülmektedir; ikincisi yüksek sıcaklıkta oluşan ve soğuma esnasında kolayca kalabilen büyük boşluk konsantrasyonlarıdır. Bu boşluklar düşük sıcaklıklarda mekanik özellikleri çok kuvvetli etkilemektedir. (Baker, I.,1999)



Şekil 2.8 Test ortamının, FeAl'nin (at.% 36,5 Al) sünekliliğine ve kırılma davranışına etkisi. (Metals Handbook, Vol 2)

%40 veya daha fazla Al içeren FeAl alaşımları oda sıcaklığında küçük bir çekme sünekliliği ile taneler arası kırılma göstererek hasara uğrarlar. Az bir miktar (%0,05-0,2) bor ilavesi tane sınırı kırılmasını azaltır ve Fe-40Al'un sünekliliğini çok az bir miktar (~%3) artırır, fakat, Fe-50Al'de bu etki yoktur. Borun yararlı etkisi FeAl'da Ni_3Al kadar değildir, fakat, yine de belirgindir. Borlu FeAl alüminatların sünekliliği düşük kalır çünkü alaşım hala test ortamından (hava) dolayı kırılındır. Borlu FeAl'da

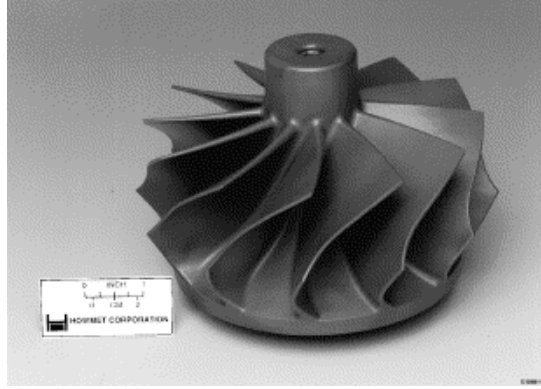
(%40Al) çevresel gevrekliği önleyen kuru oksijende test edildiğinde yüksek bir süneklik (%18) sergilediği bulunmuştur.

Bor ilavesi özellikle Nb ve Zr kombinasyonunda FeAl'ın yüksek sıcaklık mukavemetini de artırır. Örneğin, sürünme hızı 825°C'de %0,1Zr ve %0,2 B kombinasyonu ile düşürülebilir. Sürünme için aktivasyon enerjisinin ölçümleri ilavelerin çökeltme reaksiyonlarından ziyade difüzyon prosesini yavaşlatıcı rol oynadığını belirlemiştir. Demirin nikel ile kısmi yer değişimi FeAl'ın yüksek sıcaklıklardaki sürünme özelliklerini geliştirir. (Metals Handbook Vol 2)

2.3 Titanyum Alüminatlar

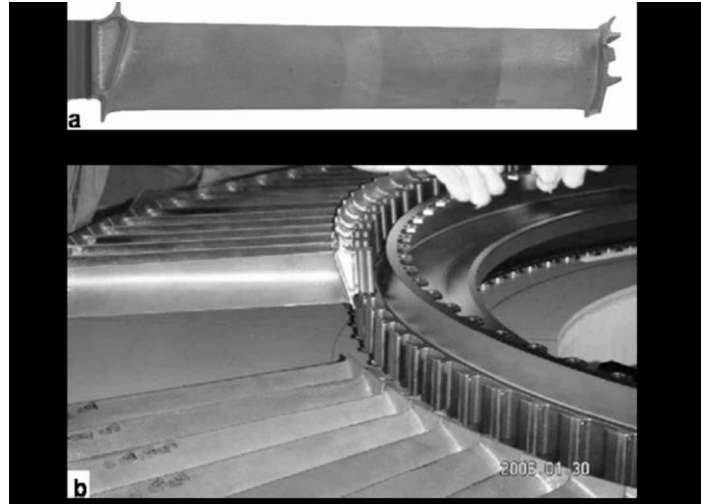
Titanyum alüminatlar, etkileyici yüksek sıcaklık özellikleri nedeniyle son 20 yılda otomobil ve havacılık uygulamaları açısından cazip hale gelmiştir. Bu uygulamalardan en önemlileri yüksek performanslı gaz türbinleridir. Düşük yoğunluk, yüksek dayanımları nedeniyle Ni esaslı süper alaşımların yerini alması düşünülmektedir. (Kothari, 2010)

Titanyum alüminatlar, düşük yoğunluk, yüksek dayanım, iyi korozyon ve oksidasyon direnci ve iyi sürünme özellikleri gibi etkileyici özellikler gösterebilir de bu özellikler, diğer düzenli metaller arası bileşikler gibi oda sıcaklığındaki süneklik ve kırılma tokluğu problemleri nedeniyle yeterli ilgiyi görmemiştir. Ancak gelişen üretim teknolojileri ve deformasyon mekanizmasının ve mikro yapının daha iyi anlaşılması ve mikro alaşımlandırma yöntemleri ile Formula 1 araçlarında turbocharger olarak kullanılacak duruma gelmiştir. Şekil 2.9'da TiAl'den üretilmiş bir turbocharger görülmektedir.



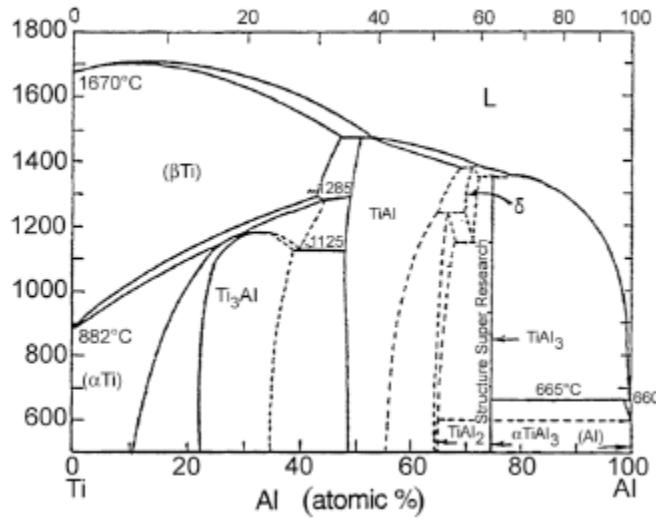
Şekil 2.9 Horwet Corporation tarafından üretilen TiAl turbocharger. (Kothari, 2010)

Gama titanyum alüminatlar, General Electrics tarafından Boeing 787 Dreamliner için gaz türbinlerinde kullanılması düşünülmektedir. (Kothari, 2010)



Şekil 2.10 Ti-48Al-2Cr-2Nb dan üretilmiş düşük basınç türbini. (Kothari, 2010)

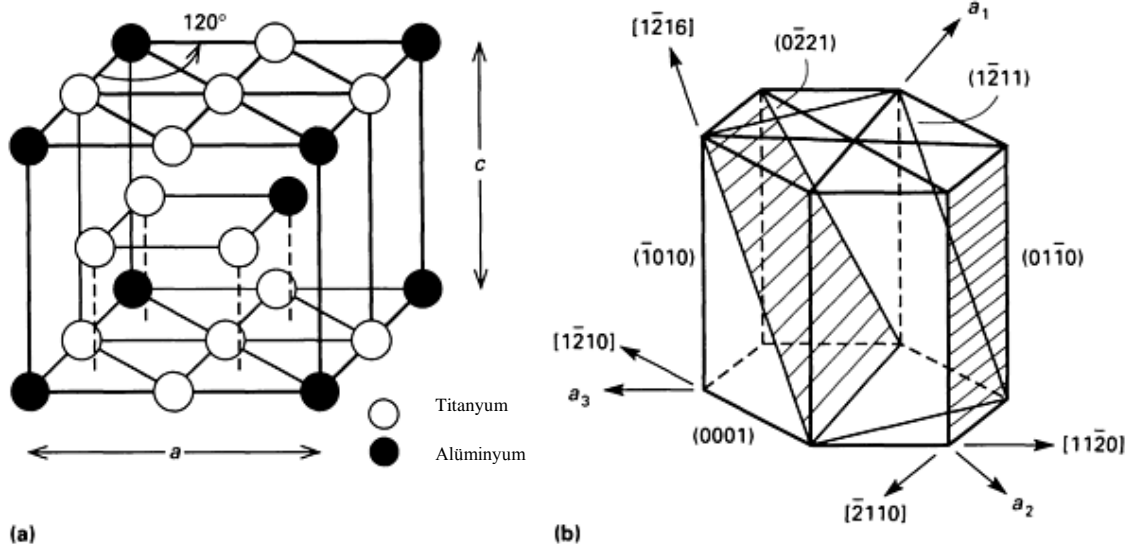
Şekil 2.11 de verilen titanyum- alüminyum faz diyagramında, Ti_3Al , $TiAl$ ve $TiAl_3$ olmak üzere üç farklı faz mevcuttur. Ancak bunlardan sadece Ti_3Al ve $TiAl$ mühendislik uygulamaları açısından dikkat çekmektedir.



Şekil 2.11 Titanyum- alüminyum faz diyagramı. (Kothari, 2010)

2.3.1. Ti₃Al

Ti₃Al, DO19 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/cm³'tür. Oda sıcaklığında, % 26 Al içeriği ile Ti₃Al için, Poisson oranı 0.29, young modülü 149 GPa, kayma modülü 58 GPa olarak bulunmuştur. Ti₃Al bazlı alarımlar için young modülü 100-145 GPa arasındadır, Ti bazlı geleneksel alarımlar da ise bu değer 96- 110 GPa arasındadır. Ti₃Al bileşikleri düşük yoğunlukları ve yüksek sıcaklık özellikleriyle dikkat çekmektedir. Bununla birlikte, 600 °C altındaki düşük sıcaklıklarda pratik olarak deformasyon kabiliyeti olmayışı ile gevrek karakterdedir. Yüksek sıcaklıklarda deformasyon kabiliyeti artmaktadır. (Yılmaz, E., 2008)



Şekil 2.12 Ti_3Al kristal yapısı ve olası kayma düzlemleri ve vektörleri. (Metals Handbook, Vol 2)

Günümüze kadar geliştirilmiş olan yarı ticari ve deneysel $\alpha-2$ alaşımları at. %23- 25 Al ve at. %11-18 Nb içerikli iki fazlı yapılardır ($\alpha-2 + \beta /B2$). Mühendislik önemi olan alaşım kompozisyonları, Ti-24Al-11Nb, Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo, Ti-25Al-17Nb-1Mo ve Ti-24.5Al-6Nb-6 (Ta,Mo,Cr,V) gibi modifiye edilmiş alaşım kompozisyonlarıdır. Niyobyum içeriğinin artması genellikle birçok malzeme özelliğini artırır, fakat fazla niyobyum sürünme performansını düşürebilir. Niyobyum mukavemeti arttırmak için molibden, tantal veya krom, sürünme direncini arttırmak için molibden ve oksidasyon direncini arttırmak için tantal, molibden gibi özel elementlerle yer değiştirilebilir. Fakat mekanik özelliklerin tam optimizasyonu için, özellikle çekme, yorulma ve sürünme performansı için mikroyapının kontrolü sağlanmalıdır. (Metals Handbook Vol 2)

Ti_3Al alaşımı at. %22-39 Al içeriğiyle geniş bir bileşim kararlılığına sahiptir. Bileşik 1180 °C de ve at. % 32 Al içeriğinde düzensizdir. Stokiyometrik bileşim, Ti-25Al, 1090 °C ye kadar kararludur, $\alpha-2$ fazı etrafında merkezlenmiş üçlü faz diyagramları henüz yeterince geliştirilmemiştir ve hatta Ti_3Al-Nb sisteminin özellikleri hala tartışılmaktadır, at %5 in altındaki Niyobyum içeriklerinde yüksek sıcaklıklardaki β fazında hızlı soğutma boyunca α fazına bir martenzitik dönüşüm meydana gelir.

Niyobyum içeriğinin artması martenzitik dönüşümü artırır ve oda sıcaklığında β veya B2 kalabilir. Su verilmiş B2 fazı metastabildir ve dönüşüm mikroyapıları ve antifaz sınırları, "tweed" mikroyapıları, \emptyset fazı ve ince ω fazı partikülleri gibi fazlar içerir, ω ısıtma işlemiyle α -2'ye dönüşür. (Çelikyürek, 2000)

Mikroyapı özellikleri termomekanik işlemlerle değiştirilebilir. Bu termomekanik işlemler birinci derecede α -2 tane boyutu ve hacim fraksiyonu, ikinci olarak α -2 düzlem morfolojisi ve kalınlığı ve ikincil β tanelerinin varlığını içerir. Titanyum alaşımlarında ağırlık %4'e kadar H yüksek sıcaklıklarda çözülebilir. Bu hidrojen daha sonra işlenebilirliği arttırmak için kullanılabilir ve giderildikten sonra son mekanik özellikler artırılır. Hidrojenin giderilmesi vakumda tavlama ile kolayca sağlanır. Bu termomekanik işlem tekniği titanyum alüminatların düşük sıcaklıklarda işlenebilmesine imkan tanır ve daha ince mikroyapı elde edilir. (Metals Handbook Vol 2)

Birkaç α -2 alaşımının tipik mekanik özellikleri Çizelge 2.2'de listelenmiştir. Ti_3Al 'in β kararlaştırıcı elementler ile alaşımlandırarak iki fazlı alaşımların üretimi mukavemetin iki misline kadar çıkmasıyla sonuçlanır. İki faz karışımının iç mukavemetlenmesi mukavemetin artmasında ağırlıklı olarak neden şeklinde görülüyor, fakat, uzun oranda düzen, katı eriyik ve doku etkileri gibi diğer mukavemetlendirici faktörlerde katkıdan bulunur. (Çelikyürek 2000)

Çizelge 2.2 Değişik mikroyapılardaki α -2 Ti₃Al alaşımlarının özellikleri.
(Çelikyürek, 2000)

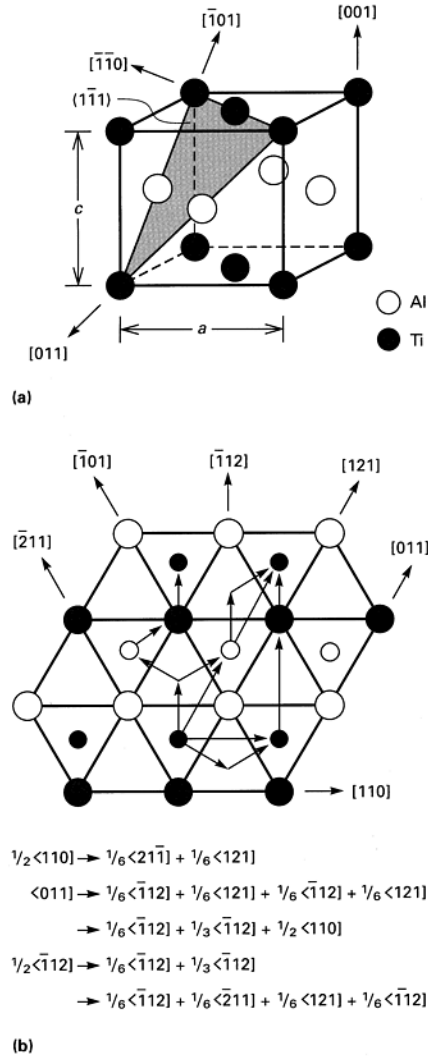
Alaşım	Mikroyapı (a)	Akma mukavemeti MPa	Çekme mukavemeti MPa	Uzama %	Kırılma tokluğu (K _{1c})MPaVm	Sürünme kopması (b)
Ti-25Al	E	538	538	0,3	-	-
Ti-24Al-11Nb	W	787	824	0,7		44,7
	FW	761	967	4,8		-
Ti-24Al-14Nb	W	831	977	2,1		59,5
Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo	W	825	1042	2,2	13,5	>360
	FW	823	950	0,8		
	C+P	745	907	1,1		-
	W+P	759	963	2,6		
	FW+P	942	1097	2,7		...
Ti-24,5Al-17Nb	W	952	1010	5,8	28,3	62
	W+P	705	940	10,0		
Ti-25Al-17Nb-1Mo	FW	989	1133	3,4	20,9	476

(a) E, eşksenli α -2; W, Widmanstatten; FW, ince Widmanstatten; C, koloni yapısı; P, primer α -2 taneleri, (b) 650°C ve 380MPa'da kırılma süresi, saat.

Silisyum ve Zirkonyum ilaveleri sürünme direncini arttırdığı görülüyor, fakat, en önemli artış alüminyum içeriği at. %25 çıkarıldığında ve β - kararlaştırıcı elementlerin yaklaşık at. %12 ile sınırlandırıldığında sağlanır. Yine de, Ti-24,5Al-17Nb-1Mo alaşımı diğer α -2 alaşımlarından daha yüksek bir kırılma ömrü sergiler. (Çelikyürek, 2000)

2.3.2. TiAl

γ -TiAl fazı sıcaklığa bağlı olarak geniş bir aralıkta (at. % 49-66 Al) kararlı olan Şekil 2.13'te verilmiş olan $L1_0$ düzenli yüzey merkezli tetragonal yapıya sahiptir. Eşit atomik TiAl bileşiminde c/a oranı 1,02 dir; alüminyum konsantrasyonunun artmasıyla tetragonallık $c/a=1,03$ artar. Stokiometrinin dışındaki bileşimlerde fazla titanyum veya alüminyum atomları yapısal boşluklar oluşturmaksızın ters yerlere yerleşirler. γ -TiAl fazı ergime noktası olan yaklaşık 1450 °C ye kadar düzenli olarak kalır.



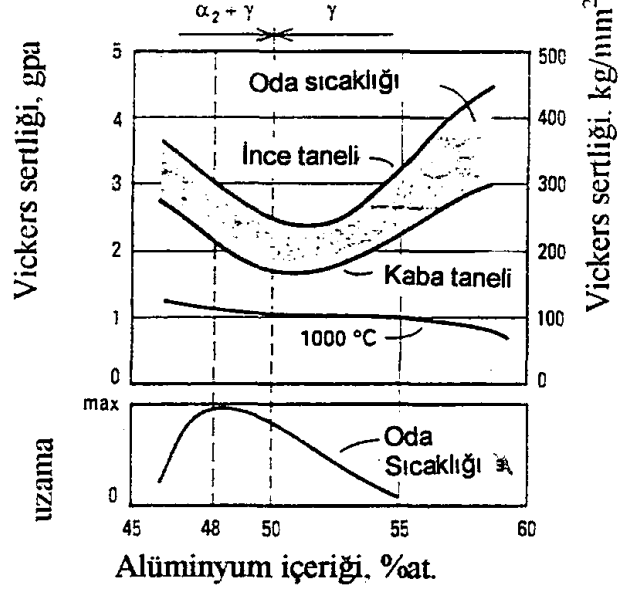
Şekil 2.13 γ - TiAl alaşımların kristal yapısı, (a) düzenli ymk tetragonal ($L1_0$) TiAl yapısı, (b) (111)düzlemi üzerinde kayma dislokasyonları. (Metals Handbook, Vol 2)

At. %52-54 Al içeren tek faz γ alaşımlarında oda sıcaklığındaki deformasyon sıradan ve süper dislokasyonların hareketi ile olur; fakat [011] ve [101] süperdislokasyonları büyük oranda hareketsizdir, sıcaklığın artması ve Al içeriğinin artması hatalı dipoller yok olduğunda ve ikizlenme hakim olduğunda $1/2\langle 110 \rangle$ kayma aktivitesi artar. İki fazlı Ti-48Al'de birinci derecedeki deformasyon modu γ taneleri $\langle 112 \rangle$ ikiz dislokasyonları ile ikizlenir ve $1/2 [110]$ tipi dislokasyonlar ile kayar. (Metals Handbook Vol 2)

Düşük sıcaklıklarda oldukça düşük süneklik değerleri ve yükselen sıcaklıklarda yükselen süneklik büyük oranda gözlenen kırılma modunu etkiler. Çekme ve yorulma numuneleri belirlemiştir ki, en önde gelen kırılma modları, dislokasyon yığılmasından ve gevrek-sünek geçiş sıcaklığı üzerindeki sıcaklıklarda taneler arası kırılmadan dolayı, düşük sıcaklıklarda klivajdır.

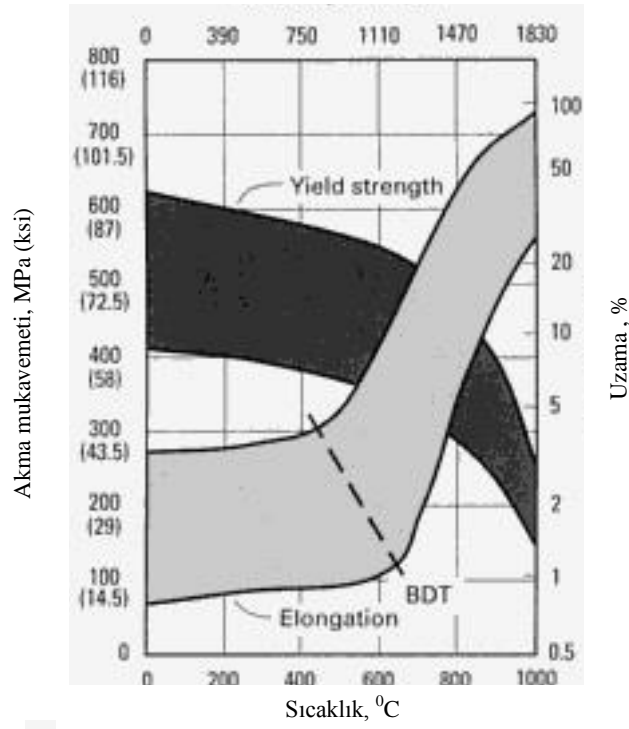
γ alaşımları yaklaşık at % 46-52 Al ve at % 1-10 M (M=V, Cr, Mn, Nb, Ta, W ve Mo) bileşimlerinde üretilmişlerdir. Bu alaşımlar iki kategoriye ayrılabilir. Tek faz (γ) alaşımları ve iki fazlı ($\gamma + \alpha-2$) malzemeleri, ($\alpha-2 + \gamma$) / γ faz sınırı 1000 °C de, katı M tip ve seviyesine bağlı olarak yaklaşık at %49 Al içeriğinde oluşur. Niobyum ve tantal gibi üçüncü bir alaşımlandırma elementi içeren tek fazlı γ alaşımlarında bu elementler mukavemetlendirmeyi artırır ve oksidasyon direncini büyük oranda artırır. İki fazlı alaşımlardaki üçüncü alaşım elementleri sünekliği yükseltir (V; Cr ve Mn). oksidasyon direncini artırır (Nb ve Ta) veya birleşik özellikleri geliştirir. (Çelikyürek, 2000)

γ alaşımlarının mukavemet ve sünekliği büyük oranda alaşım bileşimine ve termomekanik işlem (TMP) şartlarına bağlıdır. Şekil 2.14 ikili γ alaşımlarında birkaç TMP işleminden sonraki bu değişimi göstermektedir. Fakat Ti-52Al alaşımı oda sıcaklığında TMP işlemine bakmaksızın en düşük sertlik değerini gösterir. 1000 °C de mukavemet alüminyum içeriği arttıkça düşme eğilimindedir. Çekme mukavemeti ve sertlik alüminyum içeriğindeki değişimlerle aynı tarzda değişim gösterir. Oda sıcaklığındaki çekme uzaması yaklaşık Ti-48Al bileşiminde maksimumdur.



Şekil 2.14 Oda sıcaklığında ikili γ Ti alüminat alaşımlarında Al içeriğinin sertliğe ve çekme uzamasına etkisi. 1000°C'deki sertlik değerleri de gösterilmiştir. (Çelikyürek 2000)

Yaklaşık % 1-3 V, Mn veya Cr içeren üçlü Ti-48 Al bileşimli alaşımlar yükselmiş süneklik sergilerler, fakat yaklaşık % 1-3 Nb, Zr ,Hf, Ta veya W içeren Ti-48Al alaşımları ikili Ti-48Al alaşımlarından daha düşük süneklik gösterir. Ti-56Al alaşımlarının gevrek-sünek geçiş sıcaklığı 700 °C'dir ve alüminyum seviyesi düştükçe daha düşük sıcaklıklarda olur. Arttırılmış oda sıcaklığı sünekliği genellikle BDT sıcaklığında bir düşüşü doğurur. BDT sıcaklığının üzerinde süneklik sıcaklık artışıyla hızlı artar, birçok sünek γ alaşım bileşimleri için 1000 °C de %100 e ulaşır. Test sıcaklığı ile akma mukavemeti ve çekme sünekliğindeki değişimler için durum bandları Şekil 2.15'de gösterilmiştir, γ alaşımlarının elastik modülü 160 GPa ile 176 GPa arasındadır ve sıcaklık ile yavaşça düşer. (Metals Handbook Vol 2)



Şekil 2.15 γ -TiAl alaşımlar için test sıcaklığının fonksiyonları olarak akma mukavemeti ve çekme uzamasının değişimi. (Metals Handbook, Vol 2)

Düşük çevrimli yorulma deneyleri ince tane boyutlarının yorulma ömrünü 800 °C de arttırdığını gösterir. Yoğunluk normalleştirilse bile γ alaşımlarının yorulma çatlak büyüme hızı süperalaşımlardan çok daha çabuktur. Kırılma tokluğu ve darbe direncinin her ikisi de düşük sıcaklıklarda düşüktür, fakat kırılma tokluğu sıcaklık ile artar. Örneğin Ti-48Al-1V-0.1C için düzlemsel deformasyon kırılması tokluğu (K_{Ic}) oda sıcaklığında 24MPa'dır. Kırılma tokluğu büyük oranda lameler fazın hacim fraksiyonuna bağlıdır. İki fazlı bir γ alaşımında tamamıyla γ olan ince bir yapı için 12 MPa'lık bir kırılma tokluğu tesbit edilmiştir. Lameler taneler geniş bir hacim fraksiyonunda olduklarında K_{Ic} 20 MPa'dan daha büyüktür, γ alaşımlarının sürünme özellikleri yoğunlukla normalleştirildiği zaman süperalaşımlardan daha iyidir, fakat büyük oranda alaşım kimyası ve TMP'den etkilenir. Alüminyum içeriğinin artması ve tungsten veya karbon ilaveleri sürünme direncini artırır. Lameler yapının hacim fraksiyonunun artışı sürünme özelliklerini geliştirir, fakat sünekliği düşürür. Başlangıç yüklemesi üzerindeki uzamadan sürünme seviyesi uzaması ve birinci derecedeki uzama

alakalıdır, çünkü parçada maksimum sürünme uzaması için planlanan dizayn seviyelerini geçebilir. (Metals Handbook Vol 2)

2.4 Metaller Arası Bileşiklerin Ergitme ve Döküm Yöntemleri

Ticari açıdan umut verici olarak görülen birçok metaller arası bileşik sistemi, oksidasyona yatkın (Al gibi) veya çok reaktif (Ti gibi) elementler içerir. Sonuçta, ergitme ve döküm tekniklerine ait önemli sorunlar çözülmelidir.

2.4.1 Vakumda indüksiyon ergitme

Vakum indüksiyon ergitme özellikle O₂ ve N₂'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 (Çelikyürek, 2006).

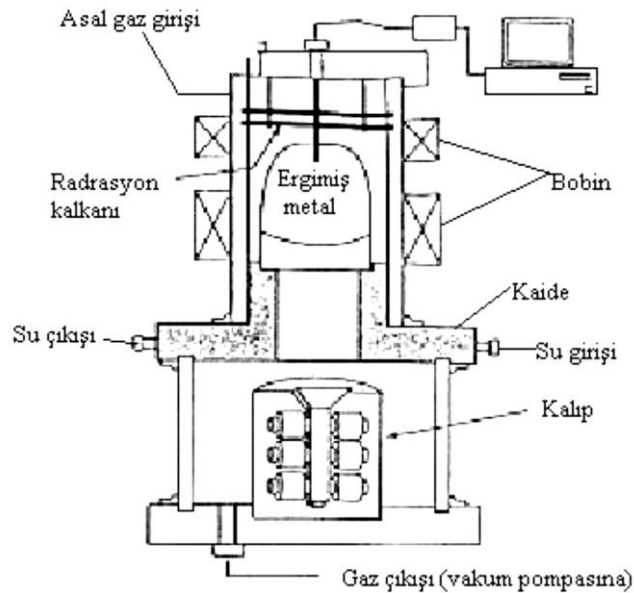
Fakat bu teknik ile üretilen alaşımların mikro yapıları daha sonraki soğuk ve sıcak işlem için uygun değildir. Standart bir VIM prosesinde metal genellikle saf statik bir ingot dökümdür. Katılma mikro yapısı içindeki mikro ve makro segregasyonla birlikte son homojensizliklerin daha sonraki bir ergitme prosesiyle düzeltilmesine ihtiyaç duyulur (Çelikyürek, 2006).

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 (Sen, S. 1991).

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 (Sen, S., 1991).

Yüksek sıcaklık alaşımlarının indüksiyon ergitmesinde elektromanyetik alanın yüksek karıştırma etkisi ince taneli bir yapı elde edilmesine imkân verir. Bu işlemin şematik bir görünüşü Şekil 2.16'da gösterilmiştir. (Çelikyürek, 2006).



Şekil 2.16 Bir indüksiyon ergitme ve döküm prosesinin şematik görünüşü (Sen, S. 1991).

2.4.2 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. Katılma 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 (Çelikyürek, 2006).

2.4.3 Elektrolaş rafinasyon

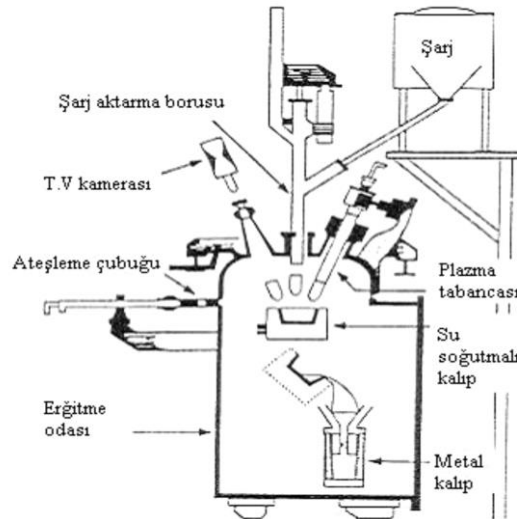
Elektrolaş rafinasyon (ESR) yıllar önce VIM ingotlarının katılma mikroyapısını rafine etmek için alternatif bir proses olarak ortaya çıkmıştır. Önceleri bu proses soğuk veya sıcak işlemlerden önce ingotlar üretmek için kullanılmıştır. VAR prosesinden farklı olarak ESR'de tekrar ergitme bir vakumda pota 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 (Deevi, S. C., 1996).

Bu prosesin en önemli özelliği aşağıdan yukarıya doğru yönlendirilmiş katılma mikroyapısı üretilmesidir. ESR ingotlarında mikroyapıdaki homojenlik ve segregasyon ve porozitenin olmayışı daha sonraki deformasyon işlemlerinde önemli avantajlar sağlar (Deevi, S. C., 1996).

2.4.4 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 2.17’de şematik olarak görülmektedir. (Sen, S., 1991)

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. (Sen, S., 1991)

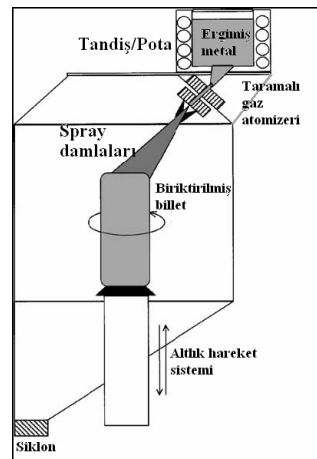


Şekil 2.17 Plazma skull ergitme tekniğinin bir şematik gösterimi (Sen, S., 1991)

2.4.5 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 nozuldan 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. (Çelikyürek, 2006)

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 kırılan 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).



Şekil 2.18 Spray döküm aparatının sematik çizimi. (Ha, T. K., 2002)

2.4.6 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 bileşiğinde sütunsal yapıda süneklikte kayda değer artışlar görülmüştür. Benzer gelişmeler Fe-40Al metaller arası bileşiğinde de görülmüştür. (Sen, S., 1991)

Fe_3Al alaşımlarında yönlendirilmiş katılaştırmayla yapılan üretimlerde sünekliğin, kırılma tokluğunun artmasının yanında yorulma ve sürünme direncinde de olumlu sonuçlar alınmıştır (Çelikyürek, 2006).

2.5 Metaller Arası Bileşiklere Uygulanan Kaynak Yöntemleri

2.5.1 Lazer ışın kaynağı

Hakkında yayınlanan veriler sınırlı olmasına rağmen titanyum Ti_3Al 'de soğuk ve sıcak çatlamaya yatkınlık ve kaynaklanabilirlik açısından zorluklar olduğunu gösteren kanıtlar yoktur. $TiAl$ alaşımlarında kaynakta katılma 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. (Ranatowski, 2008)

Yüksek sıcaklık dayanımlı nikel ve demir esaslı malzemeler de başarılı şekilde lazer kaynağı ile kaynaklanabilmektedir. Yapılan kaynakların bazılarında kaynak yapılan kısımda eriyen bölgede ve bazı durumlarda ısıdan etkilenen bölgelerde yoğun çatlaklar görülmüştür. (Ding, et al., 2007)

2.5.2 Elektron ışın kaynağı

Oda sıcaklığında titanyum alüminatlar yüksek kovalant bağları nedeniyle oldukça kırılmandır ve bu da kaynaktaki 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).

2.5.3 TIG kaynağı

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 malzemedir olmalıdır. IC-221 LA ve IC-221 W teller kaynaktaki başarıyla kullanılmışlardır (Deevi, et al., 1997).

2.5.4 Sürtünme kaynağı

İntermetaliklerin sürtünme kaynağı üzerine yapılan sınırlı sayıdaki çalışmalarda, intermetalik bileşiklerin kendileri ile ve başka malzemeler ile kaynağı başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir.

Fe-28Al intermetalik bileşiği ve sürekli tahrikli sürtünme kaynağı yöntemi kullanılan çalışmanın sonucunda, bütün sürtünme süreleri için çatlak ve boşluk içermeyen kaynak bağlantısının sağlandığı, kaynak bölgesinde yeniden kristalizasyon ve deformasyon bölgeleri olarak iki ana bölgenin oluştuğu, sürtünme süresinin deformasyon bölgesinin genişliğini fazla etkilemezken yeniden kristalizasyon bölgesinin artan süre ile arttığı ve kayma ve eğme gerilmelerinin yeniden kristalizasyon sonucu oluşan ince taneler nedeniyle arttığı görülmüştür.(Torun, 2011)

Lee ve arkadaşları, TiAl bileşiğinin 4140 çeliğine sürünme kaynağını çalışmışlar ve sürtünme kaynağında farklı sürtünme basıncı (P_1), yığıma basıncı(P_2) ve sürtünme süreleri(t_1) kullanarak değişik şartlarda başarılı kaynaklar elde etmişlerdir. Mikro yapılardan, ince perlit taneli çeliğin ince perlit, kaba perlit ve martenzit yapısına dönüştüğü görülmüştür. Martenzit oluşumunun nedeni kaynak sonrası hızlı soğutma yapılmış olmasıdır. Ayrıca kaynak bölgesinde çeliğin karbonu ile titanyumun birleşmesi ile TiC oluşumuna rastlanmıştır. (Lee, W., 2004)

Sketchley ve arkadaşları, , ince taneli Fe_3Al 'nin kendisine ve Haynes 230'a, kaba taneli Fe_3Al 'nin kendisine ve Haynes 230'a birleştirilmesini incelemiştir. İnce taneli Fe_3Al 'nin kendisi ile birleştirilmesinde herhangi bir zorlukla karşılaşılma ve kaliteli bir sürtünme kaynağı gerçekleştirilmiştir. Kaba taneli Fe_3Al 'nin kendisi ile kaynağında benzer şekilde her hangi bir sorun ile karşılaşılma.

İnce taneli Fe_3Al 'nin Haynes230 alaşımına kaynağı farklı parametre değerlerinde yapılsa da bütün koşullarda kaynak yapılabilmektedir. En yüksek çekme dayanımı en yüksek yığıma basıncında elde edilmiştir. Kaba taneli Fe_3Al ile Haynes230 arasında

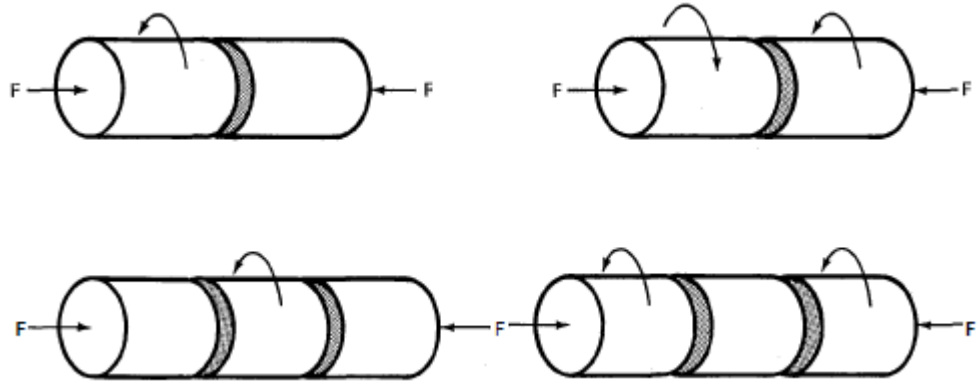
yapılan kaynakta ince tanelide en iyi sonuçları veren parametreler kullanılmış kaynaklanma sağlanmış ancak daha düşük mukavemet elde edilmiştir. (Sketchley, P. D., 2002)

BÖLÜM 3

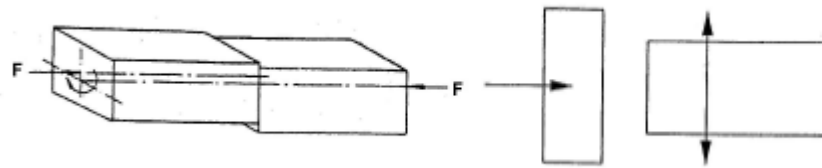
SÜRTÜNME KAYNAĞI

Sürtünme kaynağı, bir tür basınç kaynağıdır. Malzemenin ergitilmeden sürtünme ısı ile plastik deformasyona uğratarak kaynaklandığı bir yöntemdir. Sürtünme ısısının meydana gelebilmesi için parçalardan en az birisinin hareket ettirilmesi gerekir. Bu hareket dönme şeklinde olabileceği gibi doğrusal veya orbital şeklinde de olabilir. Her iki hareket türünün meydana getirilmesinde kaynaklanacak parçalardan biri veya her ikisi hareketli olabilir. (Anık, 1983)

Şekil 3.1’de sürtünme için dönme hareketi kullanan çeşitli yöntemlerin şematik olarak gösterilişi varken Şekil 3.2’de lineer ve yörüngesel hareket ile yapılan sürtünme kaynaklarının şematik olarak gösterilişi verilmiştir.

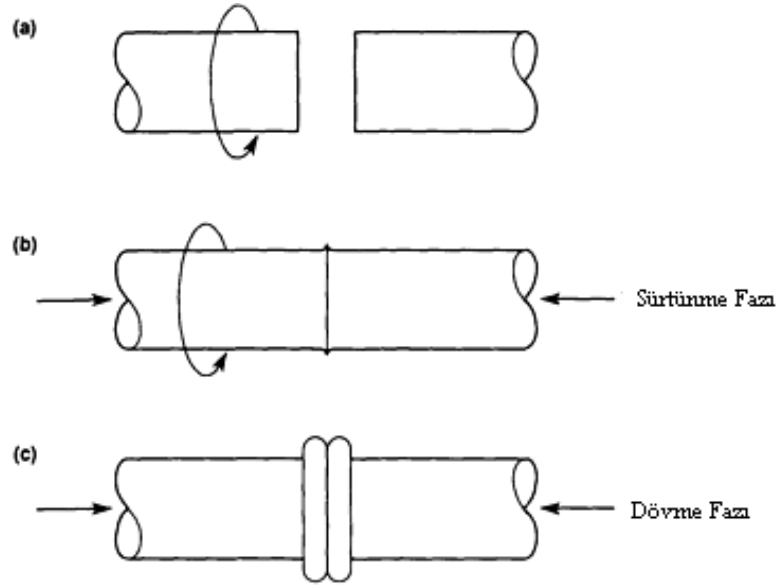


Şekil 3.1 Tipik sürtünme kaynağı yöntemlerinde hareket türleri. (Welding Handbook, Vol 2)



Şekil 3.2 Yörüngesel ve lineer hareket ile sürtünme kaynağı. (Yılmaz, 1993)

Parçaların temas yüzeyleri arasında genellikle bir parçanın döndürülmesiyle rölatif bir hareket meydana gelir. Aynı zamanda etkili olan basınç başlangıç periyodunda noktasal temasla yerel kaynaklar oluşur ve bunun ardından kaynaklanmış bölgelerin makaslanmasına yol açar. Böylelikle yerel sıcaklık yükselmeleri meydana gelir. Bu olaylar, ısı iletimiyle çok kısa sürede tüm temas yüzeylerinde bir sıcaklık dengelenmesi meydana gelecek şekilde tekrar eder. Yerel olarak erime sıcaklığına erişilebilir. Rölatif hareketin durdurulmasından sonra genellikle basınç yükseltilir. Plastik hale gelen malzeme bir fişkıma (çapak) halkası oluşturacak şekilde bastırılır. Bu arada birleştirilen parçalar aksenal yönde kısılır. Böylece ilave malzeme kullanmaksızın, genellikle ısının tesiri altındaki bölgesi (ITAB) çok dar olan bir kaynak bağlantısı elde edilmiş olur. (Çil, 2009)



Şekil 3.3 Sürtünme kaynağı işlem fazları. (Metals Handbook, Vol 6)

Kaynak işlemi genel olarak iki fazdan oluşur. Bu fazlar Şekil 3.3'te görülmektedir. Parçaların temas ettirildiği ve basınç altından sürtünmenin ve ısıtmanın yapıldığı sürtünme (ısıtma) fazı. Sürtünme sonucu ısıtılmış parçaların basınç ile yığıldığı ve kaynak işleminin gerçekleştiği yığıma (dövme) fazı.

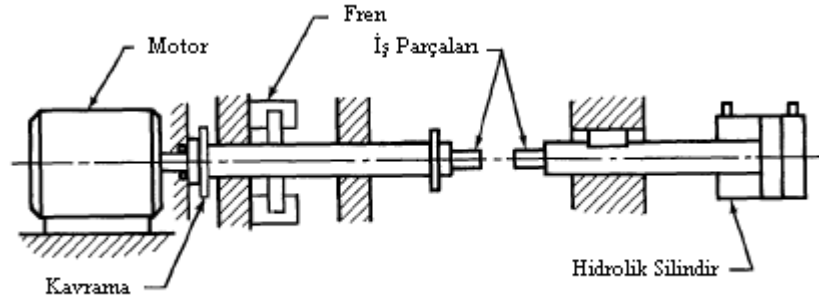
Kaynak işlemi boyunca yüzeyler basınç altındadır. Sürtünme fazı parçalar plastik şekil değiştirme sıcaklığına ulaşana kadar devam eder. Çoğu durumda sürtünme fazı sonrası basınç artırılarak ara yüzeye metal yığılır. Böylelikle kaynak bölgesi termomekanik bir işlem tabii tutulmuş olur ve bu nedenle bu bölge iyi bir tane yapısı gösterir. Parçalar arasında iyi bir kaynaklanma olabilmesi için çıplak metal yüzeylerinin teması gerekir. Sürtünme kaynağında bütün temassızlıklar sürtünme ile giderildiği için bu temas çok iyi bir şekilde gerçekleşir. Normal şartlar altında sürtünen yüzeylerde ergime olayı meydana gelmez. Eğer çok küçük miktarda ergime gerçekleşmişse de yığılma işleminden dolayı ergimiş metale dair bulguya rastlanılmaz. (Ünal, 2003)

3.1 Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağı

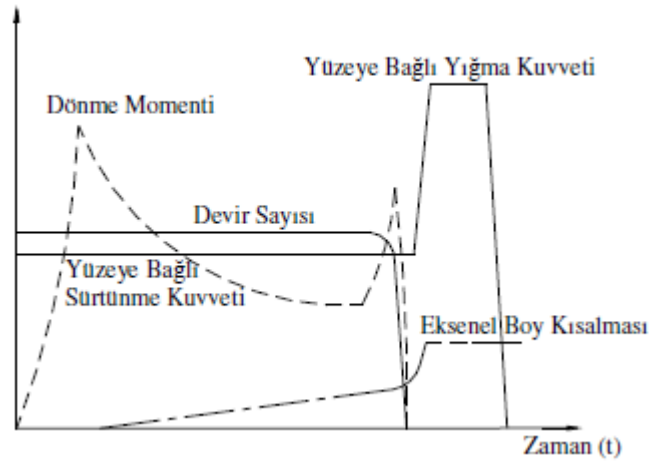
Bu yöntem literatürde direkt sürtünme kaynağı olarak geçmektedir. Bu yöntemde parçalardan biri bir motor hareket ünitesine bağlıdır ve sabit bir hız altında döner, bu sırada da sabit bir aksenal kuvvet uygulanır. Çalışma parçaları önceden belirlenen bir kaynak süresince veya belirlenen bir aksenal kısalma oluşuncaya kadar sürtünür ve sonrasında frenlenerek durdurulur. Kaynak kuvveti yığılma amacıyla artırılır ve kaynak soğuyana kadar tutulur. (Anık, 1983)

Bu yöntemde temel parametreler; devir sayısı, yüzeye bağlı sürtünme kuvveti, sürtünme süresi, yüzeye bağlı yığılma basıncı ve yığılma süresidir.

Sürekli tahrikli bir sürtünme kaynağı makinesinin şematik yapısı Şekil 3.4'te ve zamana bağlı olarak işlem büyüklükleri Şekil 3.5'de verilmiştir.



Şekil 3.4. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağı makinesinin şematik yapısı.
(Welding Handbook, Vol 2)



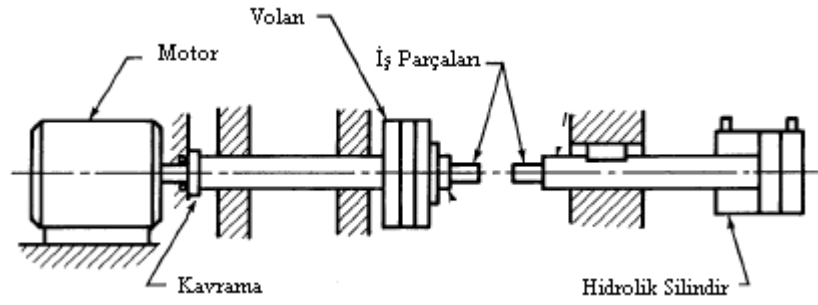
Şekil 3.5. Sürekli tahrikte zamana bağlı işlem büyüklükleri. (Gül, 2006)

3.2 Volan Tahrikli Sürtünme Kaynağı

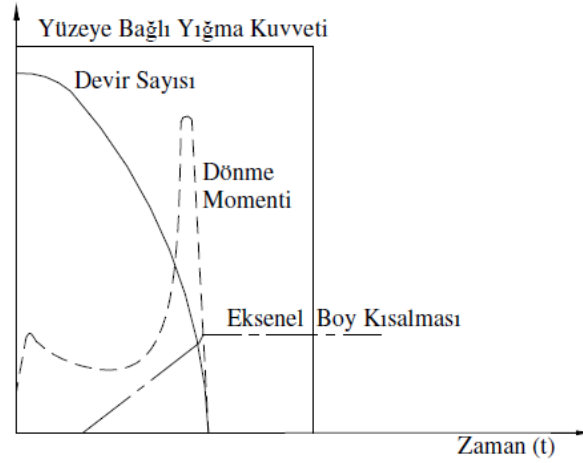
Bu yöntemde bir volandaki kinetik enerjiden yararlanır. Volan, işlemden önce belli bir devir sayısına getirilerek tahrik motoru devreden çıkarılır. Birleştirilecek parçaların birbirine bastırılmasıyla sürtünen yüzeyler ısınır ve kaynak edilir. Volan ise gittikçe artan bir şekilde yavaşlar ve durur. Ancak bundan sonra basınç ve sıcaklık azalmaya başlar ve moment ile devir sayısı birlikte sifira erişir. Boy kısalması ise eriştiği değerde kalır. Burada önceki proste görülen yığılma zamanı yoktur. Bu nedenle volanlı sürtünme kaynağı işlemi daha kısa zamanda gerçekleşmektedir.

Bu yöntemde temel parametreler; devir sayısı, yüzeye bağlı yığıma basıncı, yığıma süresi ve volan kütlesidir.

Volan tahrikli bir sürtünme kaynağı makinesinin şematik yapısı Şekil 3.6'de ve zamana bağlı olarak işlem büyüklükleri Şekil 3.7'de verilmiştir.



Şekil 3.6. Volan tahrikli sürtünme kaynağı makinesinin şematik yapısı.
(Welding Handbook, Vol 2)



Şekil 3.7 Volan tahrikte zamana bağlı işlem büyüklükleri. (Gül, 2006)

3.3 Sürtünme Kaynağı Parametreleri

Sürtünme kaynağının diğer kaynak yöntemlerinden en önemli farkı oldukça fazla sayıda kaynak parametresi ile kontrol edilebilir olmasıdır. Parça çapı, kaynak işlemi esnasında dönen parçanın devir sayısı, tornalama işlemi esnasında dönen parçanın devir sayısı, sürtünme temas süresi, fren geciktirme süresi, yığma geciktirme süresi, yığma süresi, sürtünme basıncı yükselme süresi, yığma basıncı yükselme süresi, yığma sonu bekleme zamanı, sürtünme süresi, sürtünme basıncı, yığma basıncı sürtünme kaynağının belli başlı parametreleri olarak sayılabilir. Bunun dışında kaynatılacak parçaların, geometrisi ve malzemesinden kaynaklanan diğer parametrelerde söz konusudur. Sürtünme kaynağı parametreleri ile ilgili temel literatürler incelendiğinde, yöntem üzerinde en etkili olan ve optimizasyonu gereken parametrelerin dönen parçanın devir sayısı, sürtünme süresi, sürtünme basıncı, yığma basıncı ve yığma süresi olduğu görülmektedir. Her parametrenin etkin olduğu alanın çok geniş olduğu bilinmektedir. Parametre sınırlan bir kere belirlendiğinde son derece güvenilir kaynak yapmak mümkündür. (Anık, 1983; Gül 2006)

Dönen parçanın devir sayısının düşük tutulması, çalışmayı durduracak kadar büyük momentlerin oluşumuna ve düzensiz ısıtmadan dolayı uniform olmayan yığmaya neden olur. Bununla birlikte farklı metal bağlantıları için düşük devir sayılan, gevrek bir intermetalik bileşiğin oluşmasını en aza indirebilir. Dönen parçanın devir sayısının yüksek tutulması durumunda ise ITAB genişler ve kaynak süresi uzar, bunun yanında güç girdisinde büyük bir değişiklik olmaz. Bu durumda kaynak bölgesindeki aşırı ısınmayı önlemek için sürtünme basıncı ve sürtünme süresi çok dikkatli kontrol edilmelidir. Yüzeyde meydana gelen ısınma, düşük devir sayılarında daha yüksek olmaktadır. Kesitteki çevreden merkeze teğetsel hızların azalması herhangi bir sakınca meydana getirmemektedir. Isınma merkezden çevreye doğru yayılmaktadır. (Welding Handbook Vol 2)

Kaynakta uygulanan basınç değerleri malzemedeki sıcaklık gradyanını denetlediği ve döndürme momentini, dolayısıyla gücü etkilediği için oldukça önem arz etmektedir. Sürtünme basıncı ve yığma basıncı, kaynatılacak parçaların geometrisi ve malzemesi ile

doğrudan ilgilidir, değişimi dar bir aralıkta değildir. Gereğinden fazla uygulanan basınç değerleri orantılı olarak güç gereksinimini artırır. Daha hızlı enerji girişinden dolayı daha yüksek basınçlar, ITAB'ın genişliğini azaltır, metal yer değiştirme oranını hızlandırır ve böylece kaynak zamanı kısalarak paralel olmayan kenar ısı bandı oluşur. Basınç değişkeni, kaynak bölgesindeki sıcaklık derecesi ve eksenel boy kısalması miktarı ile kontrol altında tutulabilir. Yüzeylerdeki girinti ve çıkıntıların düzgün deformasyonu ve uniform ısı dağılımını mümkün kılacak optimum basınç malzemelere uygulanmalıdır. (Anık 1983; Gül, 2006)

Sürtünme basıncı, temas eden yüzeylerden oksitleri uzaklaştırabilecek, yüzeylerin hava ile ilişkisini kesebilecek ve ara yüzeylerde uniform bir ısıtma sağlayabilecek değerde olmalıdır. Sürtünme işlemi esnasında, özellikle çelikler için, yığma basıncının uygulanması kaynak kalitesini artırır.

Yığma basıncı, malzemenin sıcak akma sınırına bağlıdır. Aşırı kaynak yığılmasına neden olacak kadar yüksek, elverişsiz sıcak şekillendirmeye, dolayısıyla yetersiz kaynaklanmaya neden olacak kadar da düşük olmamalıdır. Farklı malzemelerin kaynağında ise düşük mukavemetli malzeme esas alınarak dövme basıncı belirlenir. Yüzeyden yüzeye, makro boyutta parçacıkların difüzyonu yığma esnasında meydana gelir. Yüzeyler arasında sürtünme esnasında sürekli olarak bağlar meydana gelir ve bozulur. Yığma başlangıcında yüzeyde maksimum miktarda bağ meydana gelmelidir. Dolayısıyla kaynak kesitinde kalıcı bağ, bu en son teşekkül etmiş bağlardır. Difüzyon için parçalar birbirine küçük bir itme ile bastırılmalı ve baskı kuvveti hemen geri alınmamalıdır, hatta yükseltilecek bir süre kaynak ısısı nispeten soğuyana kadar kalmalıdır. (Anık 1983; Gül, 2006)

Sürtünme ve yığma süreleri malzeme ile doğrudan ilgili parametrelerdir. Sürtünme süresi, sürtünen yüzeyler arasındaki muhtemel kalıntı ve parçacıkların uzaklaştırılmasına ya da plastik deformasyonu mümkün kılacak düzeyde olmalıdır. Kaliteli bir kaynak bağlantısı için minimum sürtünme süresi değerinin aşılması gerekmektedir. Düşük sürtünme süreleri, düzensiz ısıtma ile birlikte ara yüzeyde birleşmemiş bölgelerin oluşumuna ve yetersiz plastik deformasyona neden olur, bu da

kalitesiz kaynak anlamına gelmektedir. Yüksek sürtünme süreleri ise kabalaşmış yapıyla birlikte geniş bir ITAB oluşumuna neden olur. Bu farklı metallerin kaynağında önemlidir, çünkü yüzeyler arası geçiş tabakasında, düşük biçim alma özelliğine sahip metaller arası bileşiklerin fazlaca oluşması nedeniyle kötü mekanik özellikler doğurabilir. Aynı zamanda aşırı derinlikte bir ısıtmaya ve malzeme sarfiyatına neden olur. (Anık 1983; Gül 2006; Welding Handbook Vol 2)

3.4 Sürtünme Kaynağında Malzemelerin Sürtünme Kaynak Kabiliyeti

Malzeme karakteristikleri hakkındaki bilgiler, metalik malzemenin ve malzeme kombinasyonlarının sürtünme kaynağına uygun olup olmadığı için çok net değildir. Metalik malzemelerin veya kombinasyonlarının sürtünme kaynağına uygunluğu hakkındaki değerler deneysel çalışmalar ve pratik uygulamalar sonucu elde edilmiştir. Her yeni malzeme ve malzeme kombinasyonlarında sürtünme kaynağına uygunluk birleştirilecek parçalar için optimum kaynak parametrelerinin belirlenmesi amacıyla ön deneyler ile belirlenebilmektedir. Bu uygunluk durumları deneysel sonuçlar olduğundan dolayı değişmez sonuçlar değildir. Yeni bilgiler söz konusu olduğunda yeniden tanımlanabilir ve düzeltilebilirler. (Ünal, 2003)

Başka kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi mümkün olmayan malzemeler ve kombinasyonlarının sürtünme kaynağı ile birleştirilmesi söz konusu olduğundan dolayı diğer kaynak yöntemleri için geçerli olan "kaynağa uygunluğun belirlenmesindeki kriterler" sürtünme kaynağı için geçerli değildir. (Yılmaz, 1993)

Birleştirilecek malzemelerin sürtünme kaynağına uygunluğu için malzemenin mukavemeti ve sıcak şekil değiştirme kabiliyeti önemli iki faktördür. Malzemenin mukavemeti, sürtünme kaynağı esnasında aksenal basınç ve dönme momenti ile aşırı bir deformasyonun oluşumunu önleyecek miktarda yüksek olmalıdır. Bununla birlikte birleşmenin kalitesi açısından birleştirilecek malzemelerin sıcak şekil değiştirme kabiliyetleri yeterli düzeyde olmalıdır.

Birleştirilecek malzemelerin kaynak karakteristikleri üzerine etkisi incelendiğinde, malzeme ve kombinasyonları iki grup altında irdelenebilir. Bunlardan ilki hemen hemen aynı ısıl davranış gösteren malzemeler, diğeri ise çok farklı sıcak mukavemet değerlerine ve ergime sıcaklığı noktalarına sahip malzemelerdir. Birinci tip malzemeler, aynı cins malzemeler olarak kabul edilip doğrudan kaynak işlemine tabi tutulurlar. İkinci tip malzemelerde ise uygunluk araştırması için ön deneyler uygulanır, bundan sonra kaynak işlemi uygulanır.

Bir çok demir esaslı ve demir dışı metaller sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilir. Ayrıca sürtünme kaynağı, farklı ısıl ve mekanik özelliklere sahip metallerin kaynağında da kullanılır. Çoğunlukla bu malzemelerin diğer kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi mümkün olmamaktadır. Metallerin ergime sıcaklıkları altındaki kaynak sıcaklıkları ve kısa kaynak süreleri, sürtünme kaynağının üstünlüğünü sağlayan unsurlardır. Farklı ısıl ve mekanik özelliklere sahip metallerin sürtünme kaynağı simetrik olmayan deformasyon miktarlarına sebep olur. Yüksek bir kaynak mukavemeti ise göreceli olarak simetrik plastik deformasyon veren farklı malzemelerin kaynağında elde edilebilir. Bu durumun gerçekleşmesi için Vill (1962), kaynağı oluşturan parçalardan ergime sıcaklığı daha küçük olanının çapının %15 - %25 oranında daha büyük yapılmasını önermiştir. (Metals Handbook Vol 6; Ünal 2003)

Sürtünme kaynağı ile dövülebilen, iyi kuru sürtünme özellikleri olmayan bütün malzemeler kolaylıkla kaynak edilebilir. Kuru yağlama sağlayan alaşım elementleri, bağlantı bölgesinin kaynak sıcaklığına erişmesine engel olur.

Demir esaslı malzemeler, yumuşak çelikten, yüksek alaşımlı çeliklere kadar sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirler. Düşük mukavemetli çelikler göreceli olarak daha kolay kaynak edilebilmekte ve hassas olmayan parametre aralığında birleşebilmektedirler. Yüksek alaşımlı çelikler ise daha hassas parametre aralığında ve daha yüksek aksel kuvvetlerde kaynak edilebilmektedir. Isıl işlem görmüş paslanmaz çelikler, yüksek alaşımlı çeliklerde olduğu gibi hassas parametre aralığında kaynak edilebilirler. Yüksek alaşımlı çelikler için düşük deformasyon kabiliyetlerinden dolayı yüzeye bağlı büyük kuvvetler ve uzun sürtünme süreleri gerekir. Özellikle hava çeliklerinde kaynak bölgesinin soğuma hızını mümkün olduğu kadar küçük tutmak

amacıyla, yeteri genişlikte ITAB temin edilmelidir. Yüksek mukavemetli malzemelerde çatlak ilerlemesi hızlı geliştiğinden dolayı, birleşen yüzeyler çatlak etkisi yapabilecek unsurlardan arındırılmalıdır. (Ünal, 2003)

Sinterlenmiş malzemeler, Al, Cu, Ti, Zr, Mg alaşımları, ısıl dirençli Ni ve Co alaşımları, refrakter metaller olan Ta, Mo alaşımları da sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirler.

Östenitik çelikler, yüksek süneklik ve üstün sıcak deformasyon kabiliyetine sahip olduklarından düşük sürtünme süresi ve sürtünme basıncı değerlerinde sürtünme kaynağına tabi tutulurlar.

Yüksek sıcaklıkta mukavemetli alaşımlar, uygun olmayan ısıl iletkenlik ve yüksek sıcaklık mukavemetlerinden dolayı yüksek sürtünme süresi ve düşük sürtünme basıncı değerlerinde sürtünme kaynağına tabi tutulurlar.

Cu, Al, Ti ve alaşımların yüksek devir sayılarında, düşük sürtünme basınçlarında, sürtünme kaynağına tabi tutulurlar.

Bazı metal ve alaşımlarında kendilerine has metalurjik içeriklerinden dolayı başarılı sürtünme kaynağı uygulamaları gerçekleştirilememektedir. Bunlar; Serbest grafitin sürtünme sıcaklığını sınırlamasından dolayı, bütün dökme demirler, Sürtünme sıcaklığının sınırlanmasından dolayı, %0.3'ün üzerinde kurşun içeren bronz ve pirinçler ile %0.13 'ün üzerinde S, Pb içeren otomat çelikleri, geçiş bölgesi kırılma dayanımından dolayı, yüksek derecede anizotropik malzemeler, yapısında hazır olarak grafit, Mn, S, serbest Pb gibi zayıflatıcı faz içeren malzemelerdir. (Metals Handbook Vol 6; Yılmaz, 1993)

3.5 Avantaj ve Dezavantajları

3.5.1 Avantajları

- Sürtünme kaynağı metoduyla birleştirilen malzemelerde sarf edilen enerji diğer metotlara göre daha azdır. Daha düşük güç ihtiyacı ve tüketimi ile yakma alın kaynağının kullanımının imkansız olduğu durumlarda kullanılabilir. Bazı uygulamalarda diğer kaynak yöntemlerine göre %70-80 daha düşük güç tüketimi olmaktadır.

- Sürtünme kaynağında malzeme kaybının az olması ve diğer yöntemler ile kaynak edebilme imkanının olmadığı malzemeleri kaynak edebilmeyi sağlaması nedeniyle ciddi şekilde malzeme maliyetinde tasarruf sağlamaktadır.

- Diğer kaynak yöntemleri ile gevrek faz oluşumu nedeniyle yetersiz mekanik özellikler elde edildiği için birleştirilemeyen pek çok alaşım çoğu kez sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilir.

- Kaynak sırasında bölgesel ısıtma ve ergime derecelerinin altında bir sıcaklıkta kaynak yapıldığı için farklı metallerin kaynağını yapmak mümkündür.

- Sürtünme kaynağında kaynaklanan bölgenin dayanımı, birleştirilen malzemelerin dayanımına denk, bazı durumlarda da yüksek olabilmektedir. Sürtünme kaynağı bir katı hal kaynak yöntemi olduğu için kaynak bölgesi curuf v.s. içermez.

- Sürtünmenin etkisiyle bütün oksit ve diğer yabancı maddeler yüzeyden uzaklaştırılır.

- Sürtünme sonucunda meydana gelen ısı bölgesel olduğu için kaynak dikişinin her iki tarafında ısıdan etkilenen bölge çok dardır ve herhangi bir dönüşüm meydana gelmez.

- Kaynak süreci içerisindeki yığılma kaynak dikişini havanın zararlı etkilerinden korur.

- Yöntemin pek çok uygulamasında otomatik olarak parça yüklenmesi, boşaltılması ve bunun yanında kaynak edilmiş parçaların diğer operasyonlara transferi sağlanabilir.

- Sürtünme kaynağı sırasında kıvılcım çıkmadığı için makineler operatörleri bulunduğu alanların yakınına kurulabilir ve alan tasarrufu sağlanır. (Anık, 1993; Gül, 2006; Ünal, 2003)

3.5.2 Dezavantajları

- Genelde kaynatılan parçalar silindirik ve eksenine etrafında dönebilen parçalardan oluşmaktadır.

- Kaynak sonunda birleştirilen ebatlar aksinel kısalmaya uğradıkları için malzeme sarfiyatına sebep olmaktadır.

- Büyük parçalarda kaynak edilebilme zordur. Kesit alanının artması motor gücü basıncı değerlerinin artmasına neden olur.

- Sürtünme kaynağı makine ve donanımlarının maliyeti yüksektir. (Anık, 1993; Gül, 2006; Ünal, 2003)

Çizelge 3.1 Malzeme ve malzeme kombinasyonlarının sürtünme kaynağına uygunluğu
(<http://www.thompson-friction-welding.co.uk>)

	Ticari Saf Alüminyum	Alüminyum Alaşımları	Bakır	Bakır Alaşımları	Yumuşak Çelik	Orta Karbonlu Çelik	Düşük Alaşımlı Çelik	Sertleştirilmiş Çelik	Yüksek Hız Çeliği	Östenitik Paslanmaz Çelik	Feritik Paslanmaz Çelik	Duplex paslanmaz Çelik	PH Paslanmaz Çelik	Martenzitik Paslanmaz Çelik	Nikel	Nikel Alaşımları	Niobyum	Titanyum Alaşımları	Tungsten	Zirkonyum
Ticari Saf Alüminyum	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Alüminyum Alaşımları	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Bakır	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Bakır Alaşımları	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Yumuşak Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Orta Karbonlu Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Düşük Alaşımlı Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Sertleştirilmiş Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Yüksek Hız Çeliği	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Östenitik Paslanmaz Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Feritik Paslanmaz Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Duplex Paslanmaz Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
PH Paslanmaz Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Martenzitik Paslanmaz Çelik	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Nikel	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Nikel Alaşımları	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Niobyum	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Titanyum Alaşımları	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Tungsten	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Zirkonyum	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1

1 Kaynak Edilebilir

4 Kaynak Edilebilirlik Alaşım Miktarına Bağlıdır

2 Kaynak Edilebilir
Kaynak Başlangıcında Isıl İşlem Olmalı

5 Kaynak Edilebilirlik Alaşım Miktarına Bağlıdır
Kaynak Başlangıcında Isıl İşlem Olmalı

3 Kaynak Edilebilir
Kaynak Başlangıcında Isıl İşlem Tavsiye Edilir

6 Kaynak Edilebilirlik Alaşım Miktarına Bağlıdır
Kaynak Başlangıcında Isıl İşlem Tavsiye Edilir

3.6 Uygulama Alanları

Sürtünme kaynağı yıllardır hızlı, çevreye zararlı olmayan ve güvenilir bir kaynak yöntemi olarak kabul edilmektedir. Sürtünme kaynağı, takım üretiminde ve otomotiv

sanayinde çok yaygın olarak kullanılmaktadır. Sürtünme kaynağından hafif yapıların elde edilmesinde de yararlanır. Diğer uygulama alanları; elektroteknik, yapı endüstrisi ve tesisat yapımıdır.

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, et kalınlığı da $S = 6$ mm'dir. (Gül, 2006)

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

Otomotiv endüstrisi: Supaplar, kadran milleri, fren milleri, akslar, vites kolları, turbo dondurucular, ön yıkama odaları, şanzıman parçaları, ön ısıtma odaları, boru milleri, taşıyıcı aks boruları gibi.



Şekil 3.8 Otomotiv endüstrisinde sürtünme kaynağı ile üretilen parçalar. (www.mtiwelding.com)

Takım endüstrisi: Helisel matkaplar, freze çakıları, raybalar, çelik kalemler, delik zımbaları.



Şekil 3.9 Sürtünme kaynağı ile üretilmiş matkap uçları. (www.mtiwelding.com)

Havacılık ve uzay endüstrisi: Rotorlar, türbinler, miller, itme jetleri (memeler), yanma odaları, borular, flanşlar, fittingler.



Şekil 3.10 Sürtünme kaynağı ile üretilmiş rotor parçası. (www.mtiwelding.com)

Makine imalatı ve endüstrisi: Miller, borular, flanşlar, fittingler, dişli çarklar, hidrolik silindirler, piston kolları, sonsuz vidalı miller, krank milleri, valflar, matkap uçları.

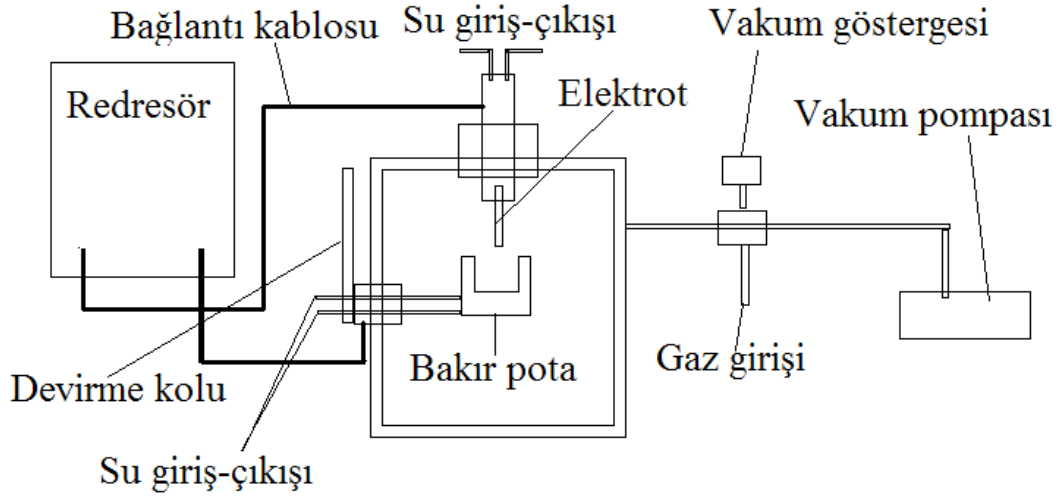
Elektronik ve elektroteknik: Gaz analizleri alıcı kameralar, kromatografiler için ayırma sütunları, röntgen cihaz tüpleri için döner anod miller, sürekli lehim uçları, devre kontakları, geçiş parçaları.

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Numunelerin Dökümü

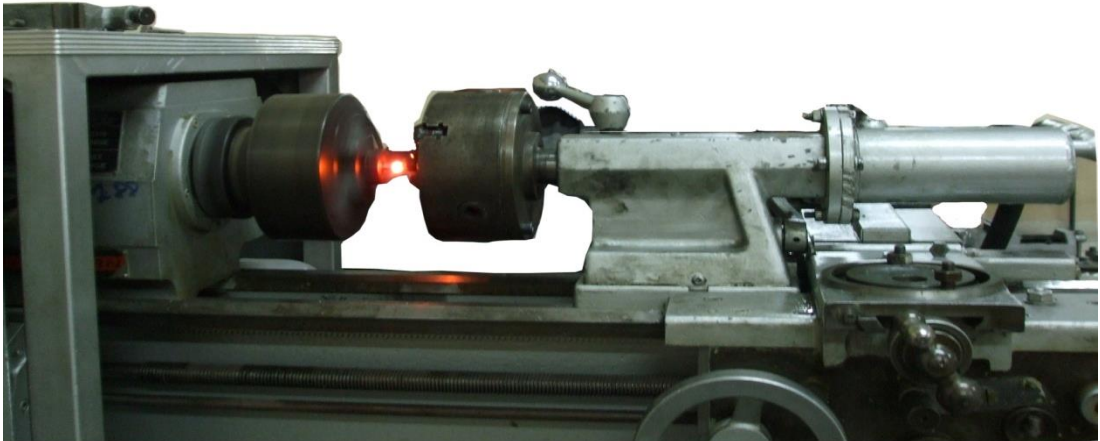
DeneySEL çalışmalarında kullanılacak olan numuneler %99,5 saflıktaki titanyum ve %99,9 saflıkta alüminyum kullanılarak $Ti_{73,15}Al_{26,85}$ ve $Ti_{47}Al_{53}$ nominal bileşimlerinde metaller arası bileşikler üretilmiştir. Bileşim için uygun olarak hazırlanmış şarj, Şekil 4.1’de şematik görüntüsü verilen vakumda ark ergitme ocağında su soğutmalı bakır potada homojen bir yapı için iki kere ergitilmiş ve kum kalıplara dökülmüştür. Ergitme ve döküm işlemlerinde, ocak $5 \cdot 10^{-2}$ mbar seviyesine kadar vakumlanmış ve saf argon gazı ile doldurulmuştur. Bu sayede alaşım elementlerinin oksitlenmesi engellenmiştir. Döküm sonucu 8 mm çapında ve yaklaşık 100 mm uzunluğunda numuneler elde edilmiş, bu numuneler açık atmosferde 50 saat süreyle $1000^{\circ}C$ ’de tavlansmıştır. Tavlansan numuneler torna tezgahında işlenerek tam silindirik numuneler elde edilmiştir.



Şekil 4.1 Vakum ark ergitme ocağının şematik görünüşü.

4.2 Numunelerin Kaynağı

Numunelerin sürtünme kaynağı Afyon Kocatepe Üniversitesi Bolvadin Meslek Yüksekokulu bünyesindeki sürtünme kaynağı cihazında yapılmıştır. Cihazın resmi Şekil 4.2'de gösterilmiştir. Her iki metaller arası bileşiğin kendisi ile, 316L stenitik paslanmaz elik ile ve Ti6Al4V alaşımı ile kaynağı denenmiştir. Optimum kaynak parametrelerini belirleyebilmek için farklı kaynak parametreleri ile birleştirmeler denenmiştir. Kaynak parametrelerinden  sürtünme hızı,  sürtünme basıncı ve üç sürtünme süresi belirlenerek en iyi kaynak şartları belirlenmeye çalışılmıştır. Kaynak işleminden sonraki yığma basıncı ise 150MPa olarak tüm numuneler için sabit tutulmuş ve 10sn süreyle uygulanmıştır. Deneyleerde 300, 600 ve 1000dev/dak sürtünme hızı, 50, 100, 150Pa sürtünme basıncı ve Ti₃Al için 6, 8, 10 sn sürtünme süresi seçilmiştir. Numunelerin kaynaktan önce ve sonraki boyları ölçülerek kaynaktan sonraki boyağaki 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.



Şekil 4.2. Sürtünme kaynağı cihazı.

4.3 Mikroyapı Numunelerin Hazırlanması

Birleşmenin sağlandığı numunelerden kaynak eksenine dik kesit alınarak sıcak kalıplamış, sırasıyla 180, 240, 400, 800 ve 1000 grit zımparalarla zımparalanmış ardından 3 ve 1 mikronluk elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler, %5 HF ve % 95 etanol ile hazırlanan dağlayıcı ile dağlanmıştır. Hazırlanan numuneler ile ilk önce metalografi çalışmaları yapılmış ardından mikro sertlik ölçümleri alınmıştır.

4.4 Mikroyapı Çalışmaları

Mikroyapı çalışmaları ESOGÜ Mühendislik Mimarlık Fakültesi Korozyon laboratuvarında bulunan Şekil 4.3' te görülmekte olan Olympus GX51 optik mikroskobu ve buna bağlı ProgRes CFscan görüntü analizörü ile yapılmıştır. Bütün numunelerden farklı büyütme oranlarında mikro yapı fotoğrafları alınmış ve kaynak arayüzeyi boyunca dinamik yeniden kristalleşme bölgesi kalınlıkları ölçülmüştür.



Şekil 4.3 Olympus GX51 optik mikroskobu ve buna bağlı ProgRes CFscan görüntü analizörü

4.5 Mikro Sertlik alışmaları

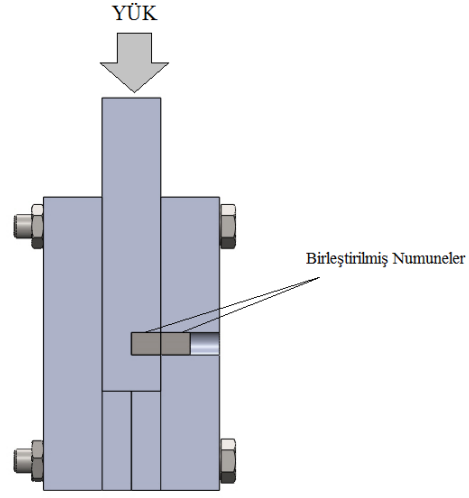
Mikro sertlik lümleri ESOGU Metalurji Enstitüsü laboratuvarlarındaki Shimadzu HMV-2000 mikro sertlik ölçüm cihazında Vickers ucuyla 200g yükü 10sn uygulayarak yapılmıştır. Kullanılan cihaz şekil 4.4'te görölmektedir. Numunelerin sertlikleri kaynak arayüzey merkezinden matrise kadar belli aralıklar ile ölçülmüş ve kaynak arayüzeyi ve matrisin sertlikleri belirlenmiştir.



şekil 4.4 Shimadzu HMV-2000 mikro sertlik ölçüm cihazı

4.6. Kesme Deneyi

Numunelerin kaynak arayüzelerinin kesme mukavemetini belirlemek için özel olarak tasarlanmış kesme aparatı ile kesme deneyleri yapılmıştır. Kesme deneyleri oda sıcaklığında ve 10 mm/dak hız ile gerçekleştirilmiştir. Kesme deneyi aparatının şematik görüntüsü şekil 4.5'te verilmiştir.



Şekil 4.5 Kesme test aparatının şematik görünümü.

4.6. Kırık Yüzey Analizi

Kesme testi sonucu kırılan numunelerin, kırılma arayüzeylerinden, ESOGÜ Metalurji Enstitüsünde bulunan XRD cihazı ile XRD analizleri yapılmış ve ESOGÜ bünyesindeki JEOL 5600LV taramalı elektron mikroskobu ile SEM mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir.

BÖLÜM 5

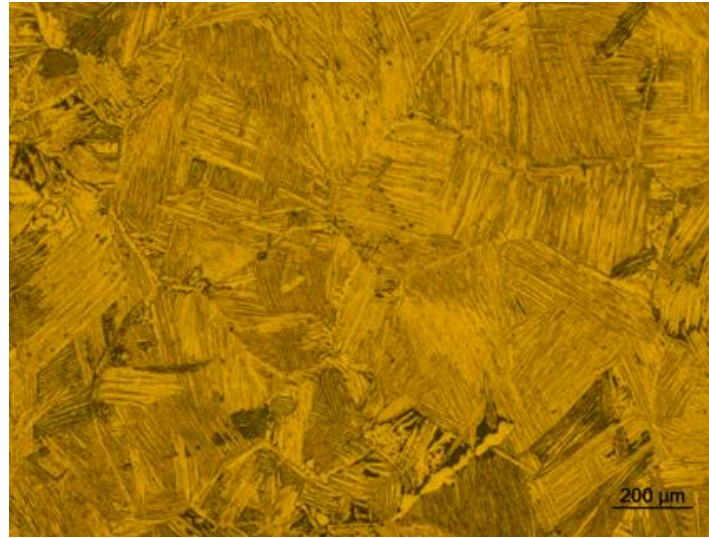
DENEYSEL SONUÇLAR

5.1 Ti₃Al

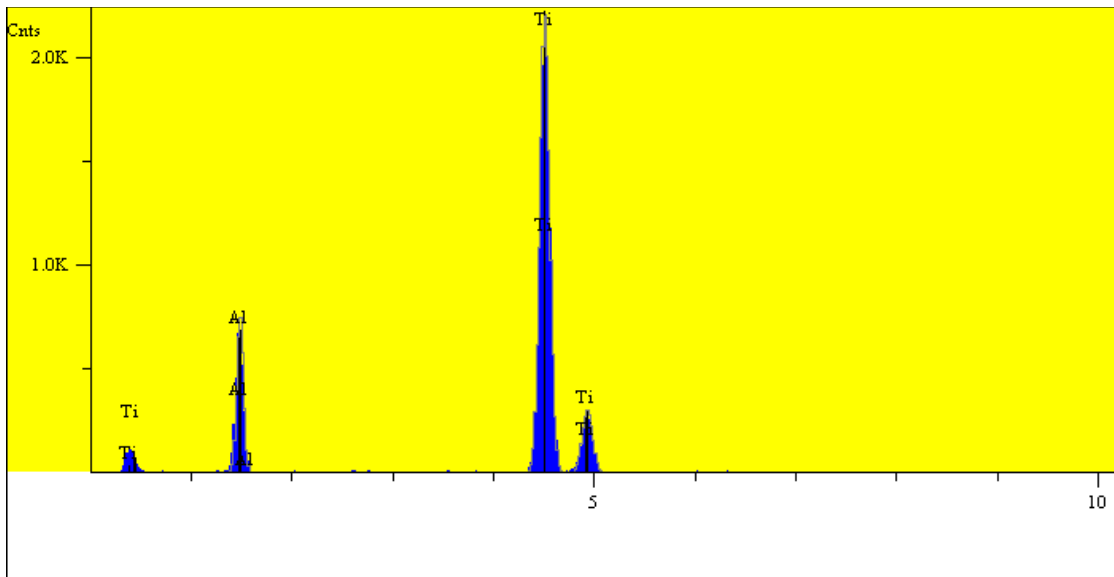
Şekil 5.1’de görülmekte olan döküm sonucu elde edilen numunelerin kimyasal analizleri ESOGÜ bünyesindeki JEOL 5600LV taramalı elektron mikroskobu ile yapılmıştır. Ti₃Al metaller arası bileşiğinin SEM-EDXS analiz sonucu Şekil 5.3’te görülmektedir. Analize göre istenilen bileşimdeki metallerarası bileşiğin üretilmiş olduğu görülmektedir.



Şekil 5.1 Döküm Ti₃Al



Şekil 5.2 Ti_3Al metallerasası bileşiğinin optik mikroyapısı

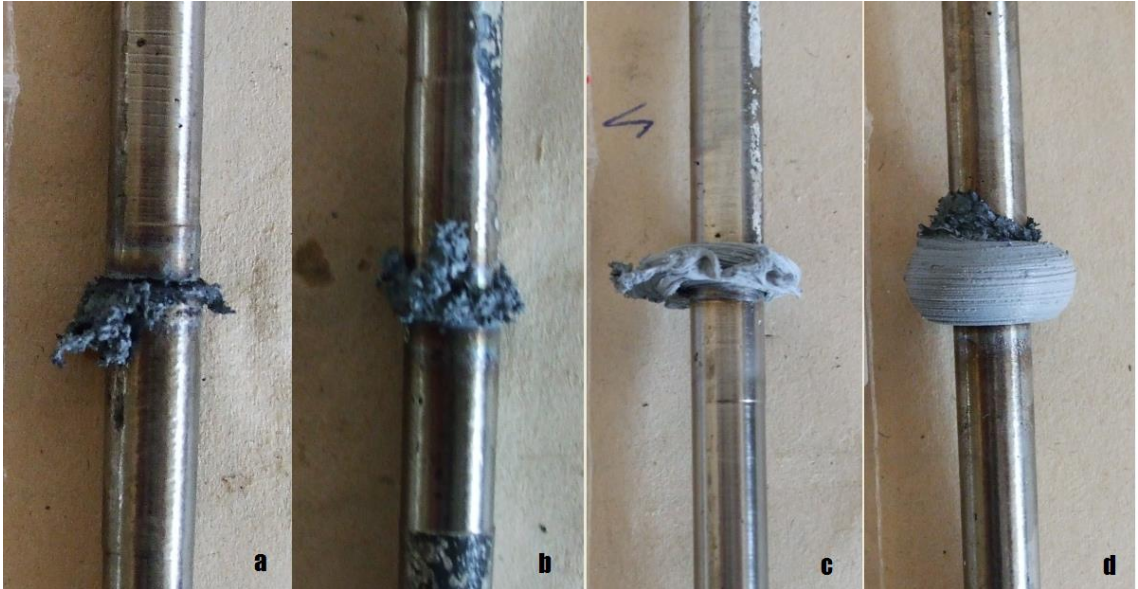


Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units	
Al	Ka	611.96	15.644	26.855	17.146	wt.%	
Ti	Ka	2,743.85	33.125	73.145	82.854	wt.%	
				100.000	100.000	wt.%	Total

Şekil 5.3 Ti_3Al metallar arası bileşiğinin SEM- EDXS analizi.

5.1.1 Ti₃Al metallerasası bileşiğinin sürtünme kaynağı

Ti₃Al metallerasası bileşiği için birleşmenin sağlandığı işlem şartları Çizelge 5.1'de verilmiştir. Çizelge 5.1'den de anlaşıldığı gibi 300 d/d sürtünme hızında ve 50 MPa sürtünme kuvvetinde herhangi bir birleşme sağlanamamıştır. Bunun sebebi düşük sürtünme hızında ve düşük sürtünme basıncıda yeterli ısı girdisinin sağlanamamasıdır. Birleşmenin sağlandığı koşullarda numunelerin boylarında meydana gelen kısalmalar Çizelge 5.2'de verilmiştir. Sürtünme hızı, süresi ve basıncının artmasıyla numune boyundaki kısalma ve doğal olarak çapak oluşumu artmaktadır. Sürtünme basıncı ve süresinin çok fazla olması boydaki kısalmayı çok fazla artırmaktadır. Ti₃Al metallerasası bileşiği için 1000d/d sürtünme hızı, 150MPa sürtünme basıncı ve 10sn sürtünme süresinde malzemenin neredeyse tamamı çapak olarak harcanmış ve bu şartlarda birleşme sağlanamamıştır. Şekil 5.4'te farklı kaynak parametrelerindeki numunelerin kaynakları ve çapak oluşumları görülmektedir.



Şekil 5.4 Çapak oluşumları. a) 600d/d, 150MPa, 8sn, b) 600d/d, 150MPa, 10sn, c) 1000d/d, 150MPa, 6sn, d) 1000d/d, 150MPa, 8sn

Çizelge 5.1 Ti₃Al metallerarası bileşiminin sürtünme kaynağı parametreleri ve birleşme sağlanan şartlar.

Sürtünme Basıncı, MPa	Sürtünme devri, dev/dak								
	300			600			1000		
	Sürtünme süresi, sn								
	6	8	10	6	8	10	6	8	10
50	0	0	0	0	0	0	0	0	0
100	0	0	0	0	0	x	x	x	x
150	0	0	0	0	x	x	x	x	Süre çok fazla
0: birleşme yok; x:birleşme var									

Çizelge 5.2 Ti₃Al metallerarası bileşiminin sürtünme kaynağında numune boyundaki kılma miktarı.

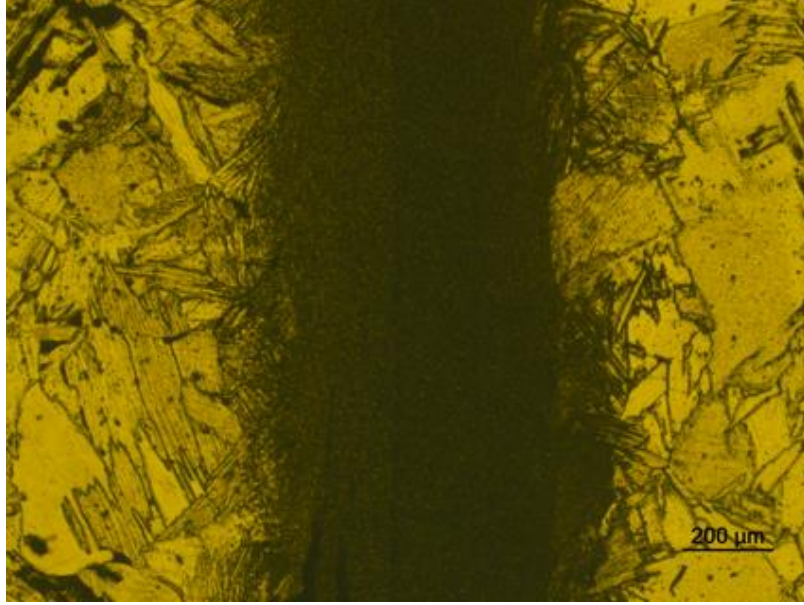
Sürtünme Basıncı, MPa	Sürtünme devri, dev/dak								
	300			600			1000		
	Sürtünme süresi, sn								
	6	8	10	6	8	10	6	8	10
50	0	0	0	0	0	0	0	0	0
100	0	0	0	0	0	1,3mm	6,4mm	14,4mm	15,1mm
150	0	0	0	0	1,2mm	1,5mm	7,1mm	15,2mm	Süre çok fazla

5.1.2 Mikroyapı

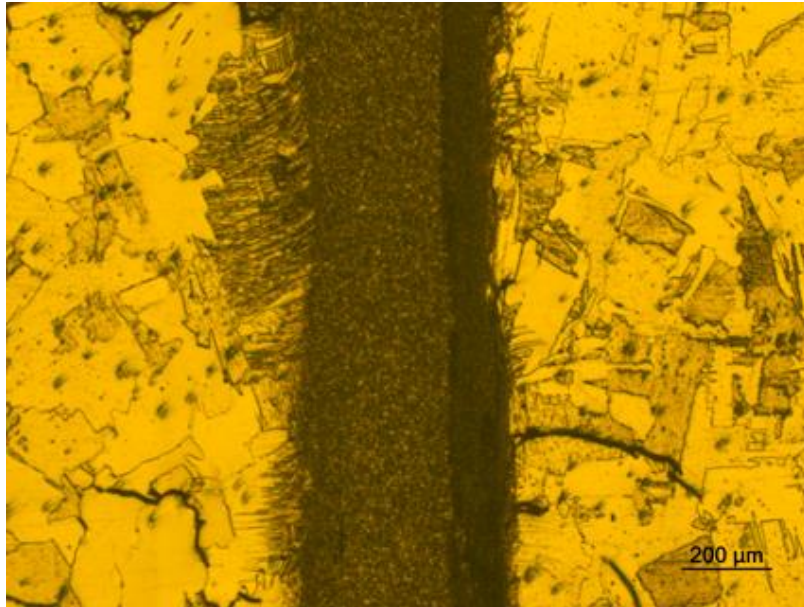
Kaynak işleminden sonra birleşen parçaların mikroyapısı, numuneler kaynak eksenine dik olarak kesilerek incelenmiştir. Sürtünme kaynağı ile birleştirilen numunelerin bazılarının kaynak arayüzeyi optik mikroskop görüntüleri aşağıda verilmiştir. Mikroyapı fotoğrafından düzgün bir arayüzey elde edildiği görülmektedir. Kaynak arayüzeyinde matris alaşımının tane boyutundan çok daha küçük tane boyutuna sahip bir dinamik yeniden kristalleşme bölgesi oluşmuştur ve bu bölgenin genişliği kaynak parametrelerine göre değişimi Çizelge 5.3'te verilmiştir. Çizelgeden de görüldüğü gibi sabit sürtünme hızı ve basıncında sürtünme süresi arttıkça dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin genişliği artmaktadır. Aynı şekilde sürtünme hızının ve sürtünme basıncının artışıyla da dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin genişliğinin arttığı görülmektedir. Kaynak yüzeyindeki ısı girdisinin artışı malzemenin plastik deformasyonunu sağlamış, ulaşılan sıcaklıkta, yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine çıktığından dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin genişliği artmıştır. Dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin sınırlarında matris malzemesinde plastik deformasyon bölgesine ait herhangi bir belirti yoktur. Bu da arayüzeyde plastik deformasyona uğrayan tüm bölgenin dinamik yeniden kristalleştiğini göstermektedir. Mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.5- 5.10'da görülmektedir.

Çizelge 5.3 Ti₃Al metallerarası bileşiğinin sürtünme kaynağında dinamik yeniden kristalleşme bölgesinin genişliği

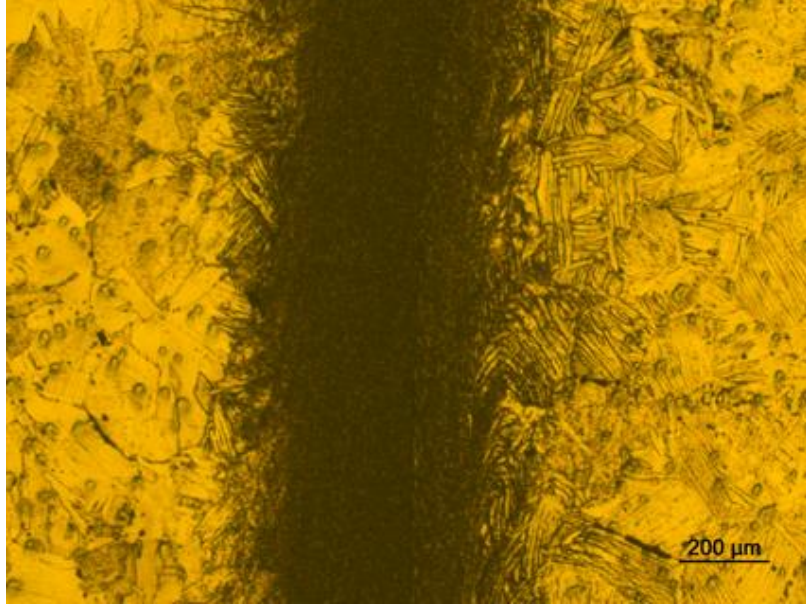
Sürtünme Basıncı, MPa	Sürtünme devri, dev/dak								
	300			600			1000		
	Sürtünme süresi, sn								
	6	8	10	6	8	10	6	8	10
50	0	0	0	0	0	0	0	0	0
100	0	0	0	0	0	620µm	950µm	980 µm	1050 µm
150	0	0	0	0	440µm	680µm	1050µm	1150 µm	Süre çok fazla



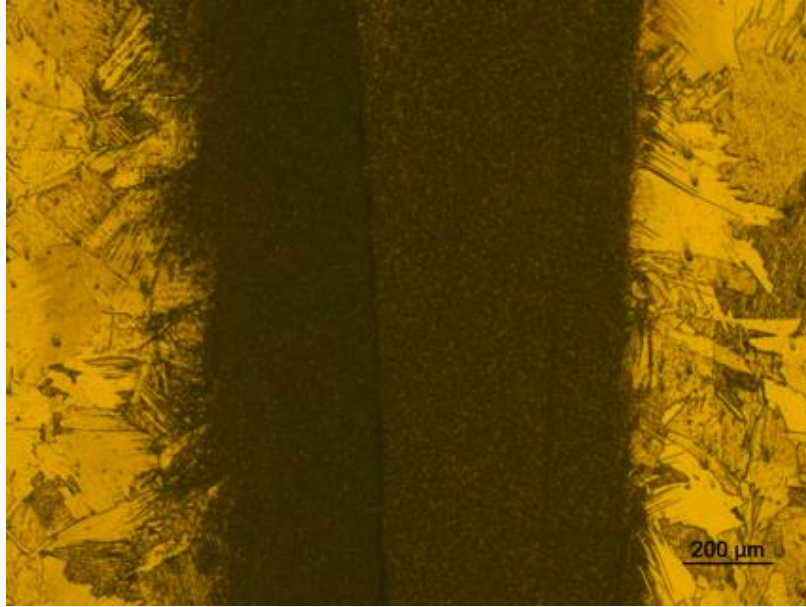
Şekil 5.5 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 600d/d, 100MPa, 10sn



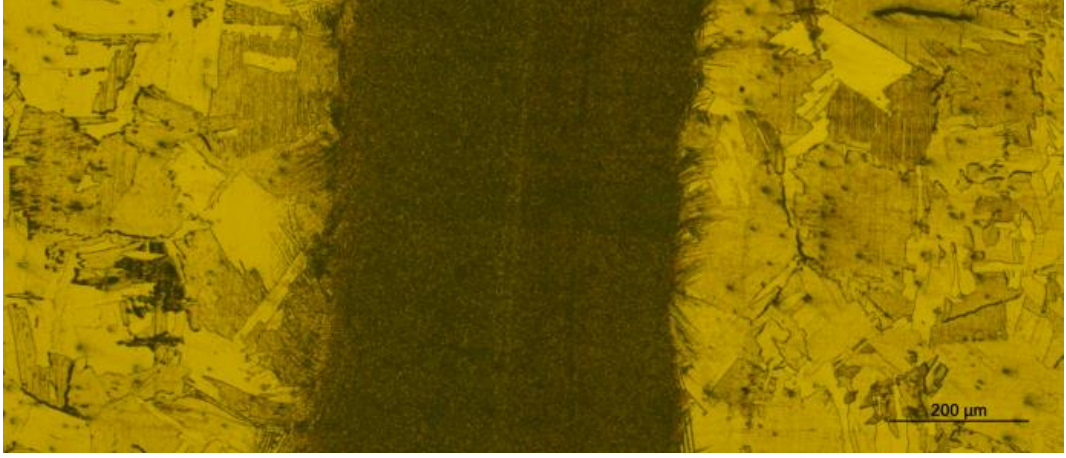
Şekil 5.6 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 600d/d, 150MPa, 8sn



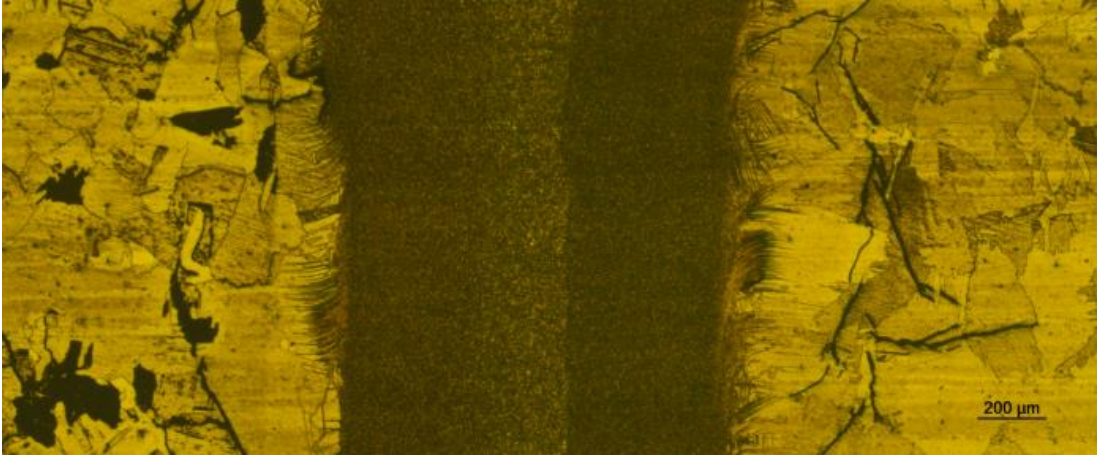
Şekil 5.7 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 600d/d, 150MPa, 10sn



Şekil 5.8 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 1000d/d, 100MPa, 6sn



Şekil 5.9 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 1000d/d, 100MPa, 10sn

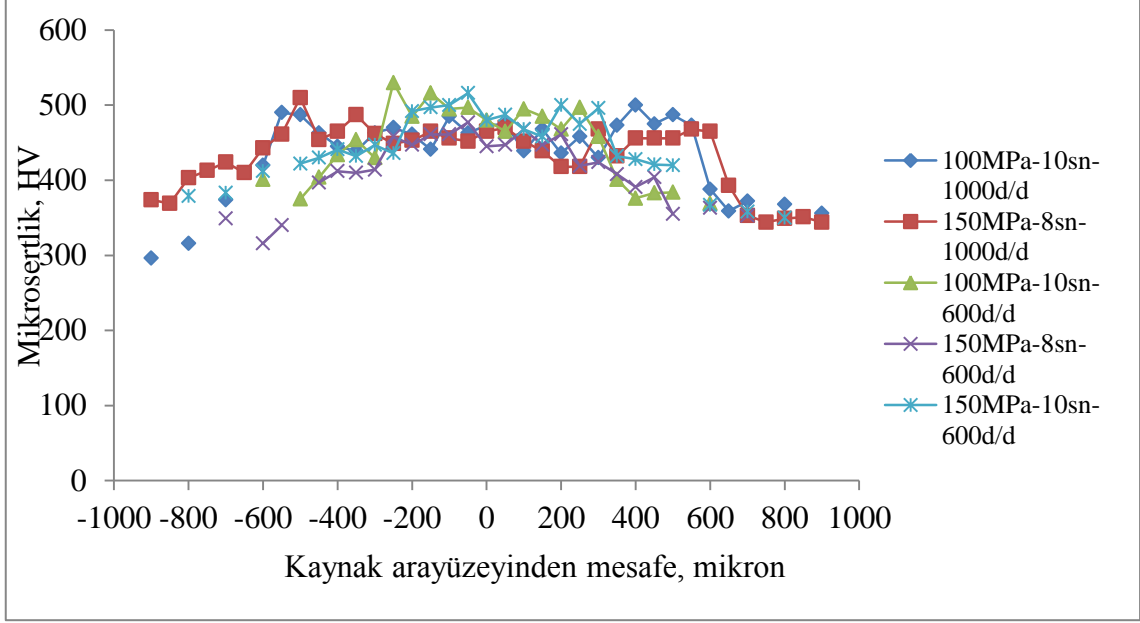


Şekil 5.10 Kaynak arayüzey mikroyapısı; 1000d/d, 150MPa, 8sn

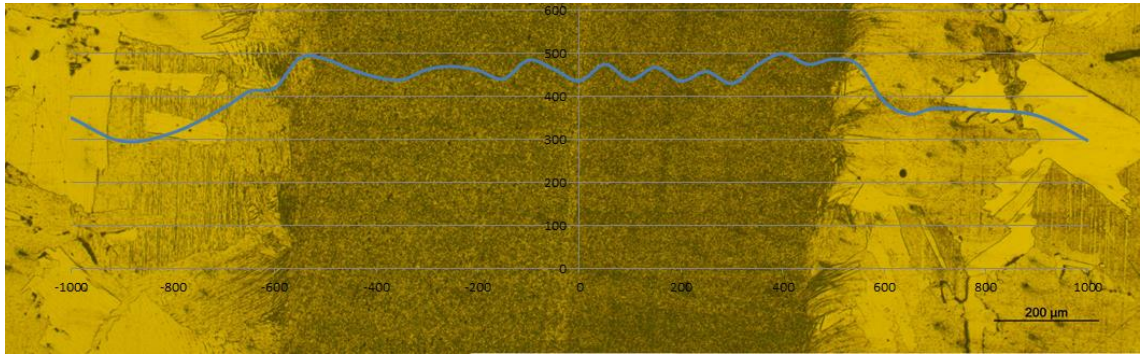
5.1.3 Mikrosertlik

Farklı sürtünme hızı, basıncı ve süreleri için kaynak arayüzeyi merkezinden itibaren her iki tarafa doğru matris malzemesine kadar olan mikrosertlik değişimi Şekil 5.11’de görülmektedir. Şekilden görülebileceği gibi Ti_3Al alaşımının mikrosertliği yaklaşık 350 HV iken tüm deney şartları için dinamik yeniden kristalleşme bölgesinde

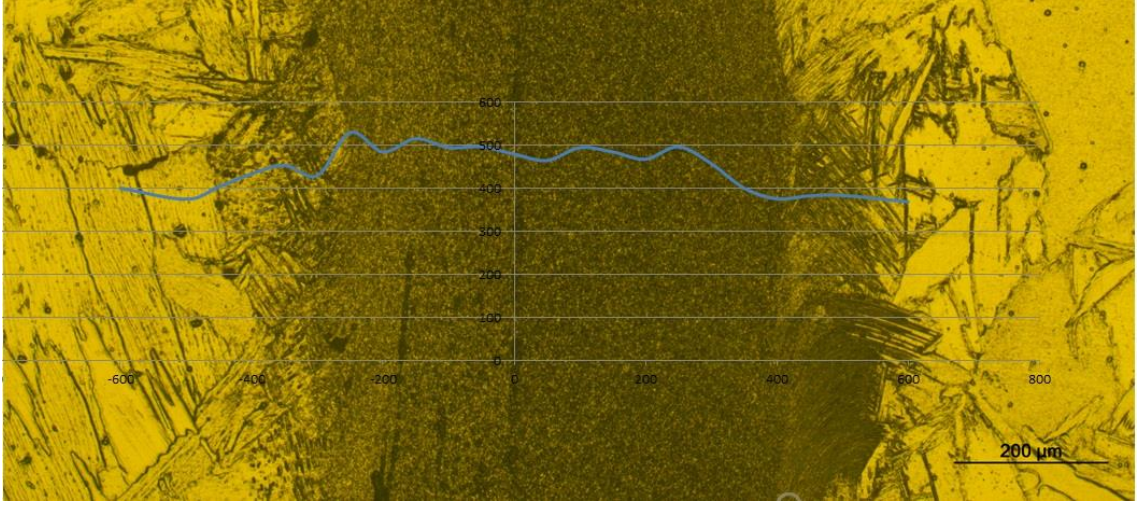
çok daha küçük taneli yapı olması nedeniyle mikrosertlik 450 HV civarındadır. Mikrosertliklerin mikroyapı ile uyumlu olduğu Şekil 5.12- 5.14'te görülmektedir.



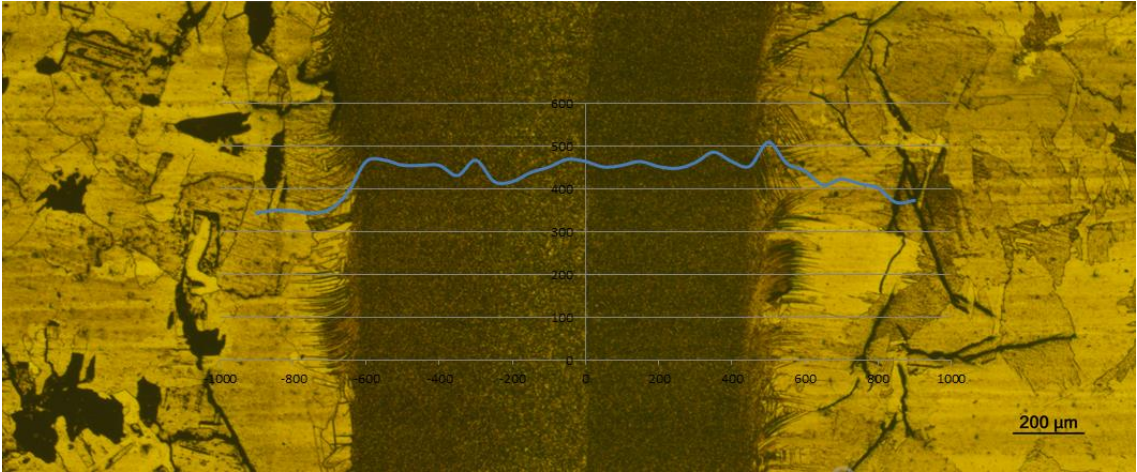
Şekil 5.11 Kaynak arayüzeyi mikrosertlik dağılımları



Şekil 5.12 Kaynak arayüzeyi mikrosertlik dağılımı; 1000d/d, 100MPa, 10sn



Şekil 5.13 Kaynak arayüzeyi mirosertlik dağılımı; 600d/d, 100MPa, 10sn



Şekil 5.14 Kaynak arayüzeyi mirosertlik dağılımı; 1000d/d, 150MPa, 8sn

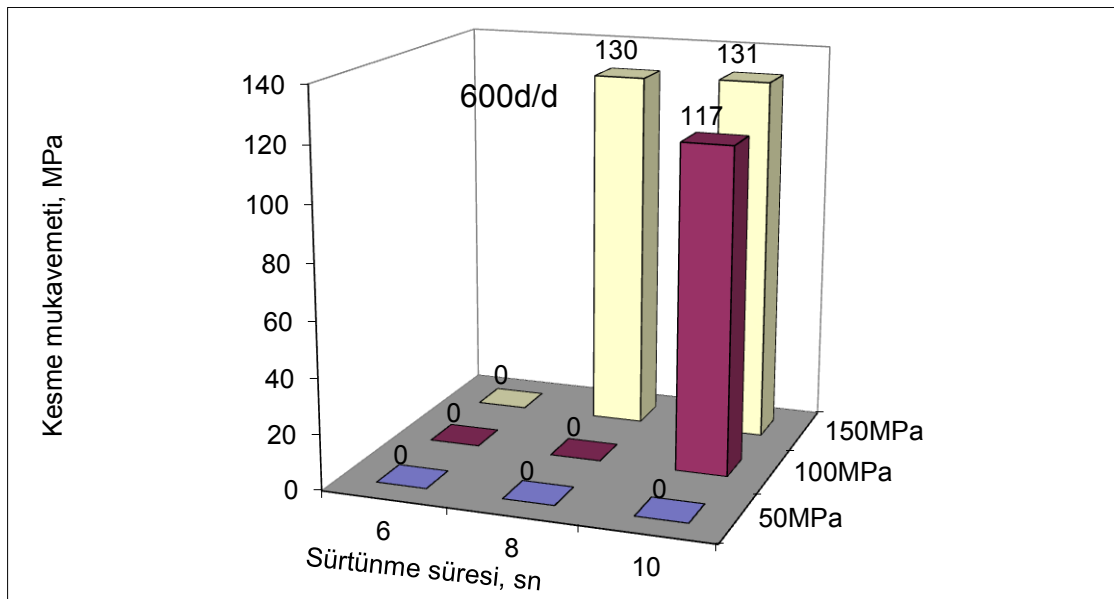
5.1.4 Kesme deneyi

Kesme testi ile elde edilen kesme mukavemetleri Şekil 5.15'te ve Şekil 5.16'da verilmiştir. 600dev/dak sürtünme hızında, 50MPa sürtünme basıncında hiçbir sürtünme süresi için bağlanma sağlanamamıştır. Bu işlem şartlarında kaynak için gerekli olan ısı girdisi sağlanamadığından birleşme olmamıştır. 100MPa sürtünme basıncında ise 6 ve 8 sn' de bağlanma olmamış ancak 10 sn'de bağlanma gerçekleşmiştir. 150MPa sürtünme

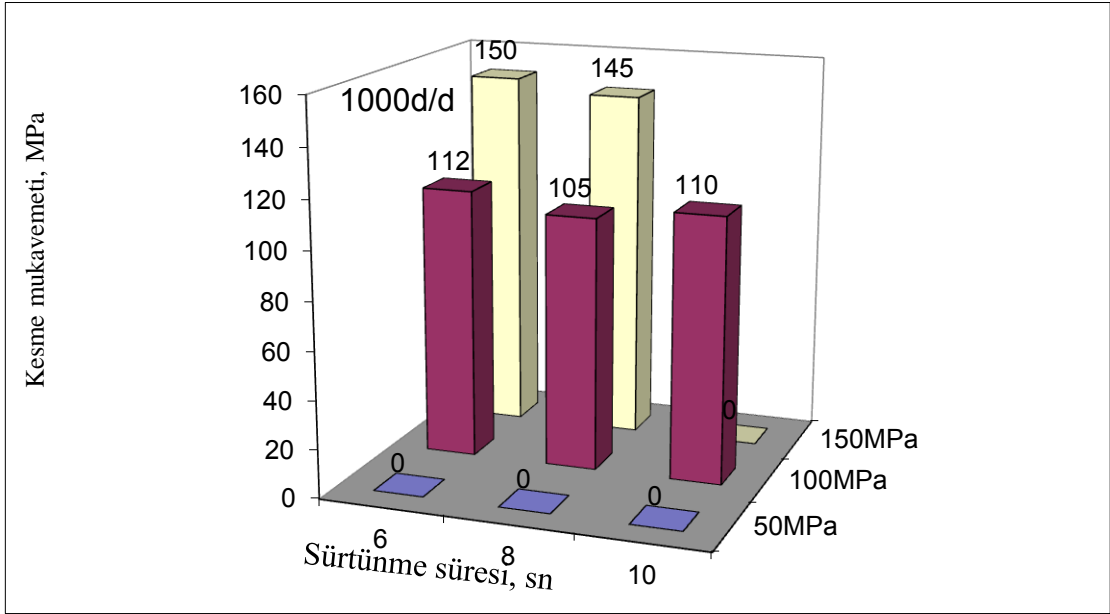
basıncı için 6 sn sürtünme süresi yetersizken 8 ve 10 sn sürtünme sürelerinde bağlanma gerçekleşmiştir. 150MPa sürtünme basıncında birleştirilen numunelerin kaynak arayüzey kesme mukavemetleri yaklaşık 130MPa'dır ve sürtünme süresinin artışıyla mukavemet değişmemektedir. 600d/d sürtünme hızında 10 sn sürtünme süresinde mukavemetin sürtünme basıncının artmasıyla çok az arttığı şekilden açıkça görülmektedir.

1000dev/dak sürtünme hızında ise 50MPa sürtünme basıncında bir birleşme olmazken 100 ve 150MPa sürtünme basınçlarında tüm sürtünme süreleri için birleşme sağlanmıştır. Şekilden sürtünme basıncının artışıyla kaynak arayüzeyi kesme mukavemetinin arttığı ve sabit bir sürtünme basıncı için sürtünme süresinin artmasıyla mukavemetin pek değişmediği görülmektedir. En yüksek kesme mukavemeti 150MPa sürtünme basıncında ve 6sn sürtünme süresinde 150MPa olarak bulunmuştur. Tavlanmış Ti_3Al alaşımının kendi kesme mukavemeti ise 168MPa olarak ölçülmüştür.

Hem sürtünme basıncı hem de sürtünme süresinin artması kaynak arayüzeyindeki sıcaklığı artırır. Sürtünme basıncının artması kaynak mukavemetinin artmasıyla sonuçlanmıştır. Sürtünme süresindeki artış ise aradaki fark çok az olduğundan kaynak arayüzeyi mukavemetinde belirgin bir fark doğurmamıştır.



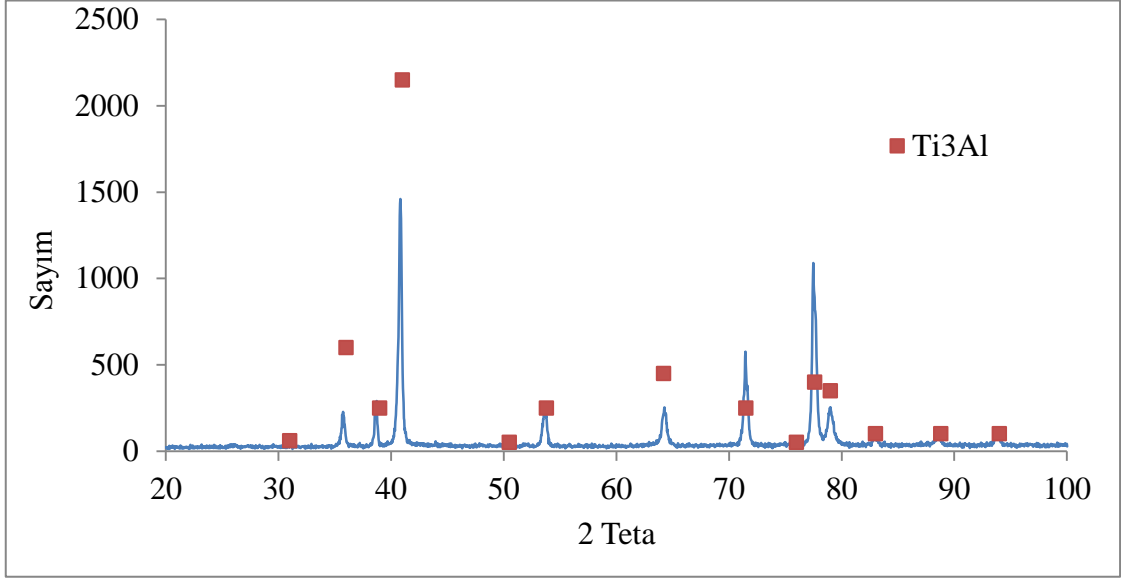
Şekil 5.15 600 d/d'da sürtünme süresinin ve basıncının kesme mukavemetine etkisi



Şekil 5.16 1000 d/d'da sürtünme süresinin ve basıncının kesme mukavemetine etkisi

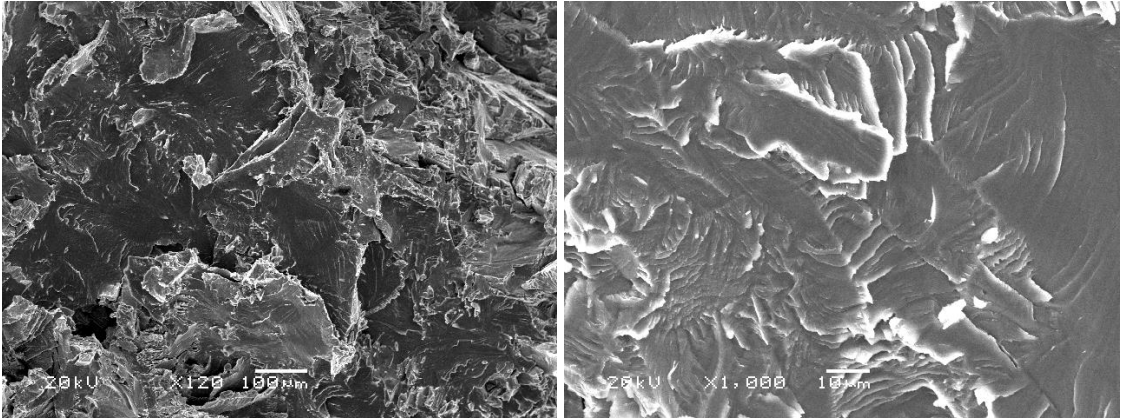
5.1.5 Kırılma arayüzeyi

Şekil 5.17'da 1000dev/dak sürtünme hızı, 150MPa sürtünme basıncı ve 6sn sürtünme süresi ile birleştirilen Ti_3Al için kesme testinden sonraki kırık yüzeyin XRD paterni görülmektedir. Şekilden anlaşıldığı gibi Ti_3Al fazı üretilmiş ve kaynak işleminden sonra da kaynak arayüzeyinde herhangi bir faz dönüşümü meydana gelmemiştir.

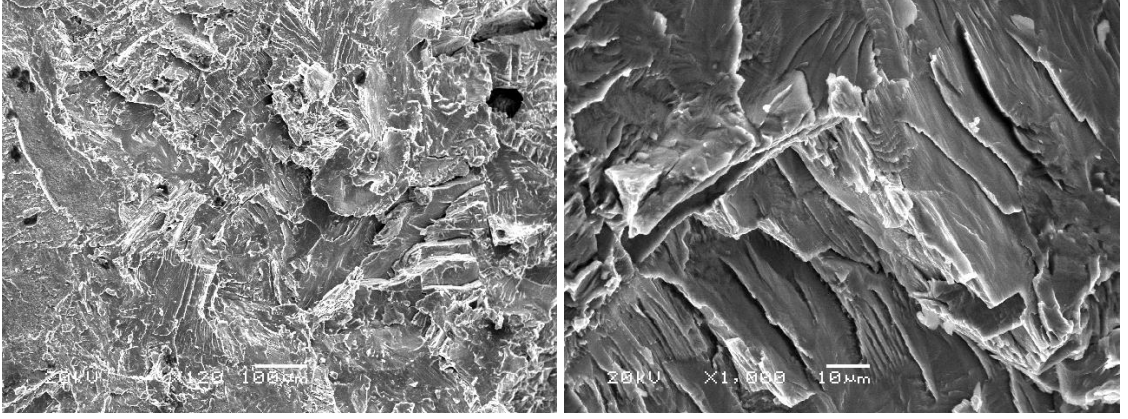


Şekil 5.17 Kırılma arayüzeyi XRD paterni; 1000d/d, 150MPa, 6sn

Şekil 5.18’de ve Şekil 5.19’da kesme testinden sonra kırık yüzeylerin SEM mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. SEM mikroyapı fotoğraflarından kaynak arayüzeyindeki kırılmanın gevrek klivaj kırılma olduğu görülmektedir.



Şekil 5.18 Kırılma arayüzeyi mikroyapısı; 600d/d, 150MPa, 10sn



Şekil 5.19 Kırılma arayüzeyi mikroyapısı; 1000d/d, 150MPa, 6sn

5.2 Ti₃Al – 316L ve Ti₃Al – Ti6Al4V'nin Sürtünme Kaynağı

Ti₃Al alaşımının 316L paslanmaz çeliği ve Ti6Al4V alaşımı ile sürtünme kaynağı kullanılarak birleştirilmesine de çalışılmıştır, fakat bir birleşme sağlanamamıştır. Paslanmaz çelik ile yapılan çalışmalarda kaynaklanmış gibi görünen numunelerin soğuma esnasında ayrıldığı veya Ti₃Al alaşımının bir birleşme olmaksızın çok fazla aşındığı gözlenmiştir. Ti6Al4V alaşımı ile yapılan çalışmalarda ise numunelerin sürtünme kaynağı ile birleşmiş gibi görüldüğü ancak sonraki işlemlerde arayüzeyin ayrıldığı gözlenmiştir. Bu durumun termal genleşme katsayıları farkının fazla oluşundan olduğu sanılmaktadır. Termal genleşme katsayıları Şekil 5.4'te verilmiştir. Sonuç olarak, defalarca denenmiş olmasına rağmen Ti₃Al alaşımının 316L veya Ti6Al4V alaşımları ile birleştirilmesi sürtünme kaynağı işlemi kullanılarak gerçekleştirilememiştir.

5.3 TiAl

Bu tez çalışması kapsamında TiAl (at. %53Al) metallerarası bileşiği de üretilmiştir. TiAl metallerarası bileşiği tavlanmış olmasına rağmen oda sıcaklığında çok gevreklerdir. Bu nedenle daha numunelerin torna tezgahında işlenmesinde birçok sorunla karşılaşmıştır. Zorlukla işlenebilen numunelerin sürtünme kaynağında ise birçok kaynak parametresini denemesine rağmen bu malzemenin sürtünme kaynağı hiçbir koşulda gerçekleştirilememiştir. Çok düşük sürtünme basınçlarında dahi kaynak için gerekli ısı girdisi sağlanamadan numuneler parçalanmıştır. Aynı şekilde TiAl alaşımının 316L veya Ti6Al4V alaşımları ile birleştirilmesi de mümkün olmamıştır.

Çizelge 5.4 Malzemelerin termal genişleme katsayıları

	Termal Genleşme Katsayıları ($\text{cm}/\text{cm}/^{\circ}\text{C}$)	
	20°C	500°C
Ti ₃ Al	$9,45 \times 10^{-6}$	$16,3 \times 10^{-6}$
Ti-6Al-4V	$8,6 \times 10^{-6}$	$9,7 \times 10^{-6}$
316L	$16,5 \times 10^{-6}$	$18,2 \times 10^{-6}$
Ni ₃ Al	$12,5 \times 10^{-6}$	$14,8 \times 10^{-6}$

6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu çalışmada titanyum alüminatların sürtünme kaynağı ile birleştirilmeleri hedeflenmiş, farklı kaynak parametreleri denenerek başarılı ve başarısız sonuçlar elde edilmiştir.

Kaynaklanabilirliğin en önemli şartlarından biri malzemelere yeterli ısı girdisinin sağlanması olduğu görülmüştür. Düşük sürtünme basıncı, sürtünme süresi ve sürtünme hızlarında yeterli ısı girdisi sağlanamadığı için herhangi bir bağlanma sağlanamamıştır.

Kaynak arayüzeyi kesme mukavemeti değerlerinin de sürtünme hızı, basıncı ve süresi arttıkça arttığı gözlemlenmiştir ve bu daha önceki çalışmalara da uyum göstermektedir. (Torun. O, 2011; Arıcı, 2013) Ayrıca aşırı ısı girdisi nedeniyle herhangi bir tavlama etkisi de görülmemiştir. (Arıcı, 2013)

Numunelerin sertlik değerleri matrinden kaynak arayüzeyine gidildikçe arttığı gözlemlenmiş ve bu değerlerin mikroyapı ile uyumlu olduğu da görülmüştür. Sertlikteki bu artışın, dinamik yeniden kristalleşme bölgesindeki küçük taneli yapıdan kaynaklanmıştır.

Kaynak sırasında malzemelerin boylarında meydana gelen kısaltmalar, sürtünme süresinin, hızının ve basıncının artmasıyla artmış, 1000 dev/dak sürtünme hızında ve 150 MPa sürtünme basıncında 10 saniyelik deney malzemelerin tamamen aşınması sonucu gerçekleştirilememiştir.

Ti₃Al metallerrarası bileşiğinin, 316L östenitik paslanmaz çelik ve Ti6Al4V titanyum alaşımı ile sürtünme kaynağı ile birleştirilmeleri de denenmiştir. Bazı şartlarda birleşme sağlanmış gibi görünse de soğuma sırasında parçalar ayrılmıştır. Bu durumun malzemelerin farklı termal genleşme katsayılarından olduğu sanılmaktadır.

TiAl metallerrarası bileşiğinin kaynağı ise bu alaşımın aşırı gevrek yapısı nedeniyle hiçbir kaynak parametresinde gerçekleştirilememiştir.

TiAl metallerarası bileşiminin kaynağı daha sonraki çalışmalarda alaşımlandırma yapılarak düşük sıcaklıklarda daha sünek bir alaşım elde edilerek araştırılabilir.

316L ve Ti6Al4V ile yapılacak kaynaklarda ise malzemeler arasına ara tabaka görevi göreceğ bir malzeme kullanılarak kaynaklanabilirliği araştırılabilir.

KAYNAKLAR DİZİNİ

- Anık, S., 1983, Kaynak teknolojileri el kitabı, 196-207
- Arıcı, G. 2013, Nikel Alüminatların Sürtünme Kaynağı ile Birleştirilebilirliklerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Eskişehir Osmangazi Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü
- ASM Metals Handbook, Vol 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, 2555-2615
- ASM Metals Handbook, Vol 6, Welding, Brazing and Soldering, 503-516
- ASW Welding Handbook, Vol 2, Welding processes, 739-763
- Baker, I., George, E. P., 1999, The mechanical properties of FeAl., Materials Society Symp. 552, KK4. 1. 1-KK4-1. 11
- Çelikyürek, İ., 2000, Vakumda Ergitme Yolu ile Bazı Düzenli Metallerarası Bileşiklerin Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, Osmangazi Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü
- Çelikyürek, İ., 2006, Demir Alüminatların Borlanması ve Aşınma Özelliklerinin Belirlenmesi, Doktora Tezi, Osmangazi Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü
- Çil, E., 2009, Sürtünme kaynağıyla birleştirilmiş paslanmaz çelik ve bakır parçaların kaynak bölgesi özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
- Dan, B., Georgeta, C., Angel, A. Critical Analysis of Ni-Al Phase Diagrams, 2006, Metalurgia International, vol 11, no 8, p. 36-45
- Deevi S. C., Sikka 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.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Deevi, S. C., Sikka, V. K., Maziasz, P. J., Chan, R. W., 1996, International symposium on nickel and iron aluminides: processing, properties and applications: Proceedings from Materials Week 96, 168-182
- Ding, R.G., Ojo, O.A. and Chaturvedi, M.C., 2007, Laser beam weld-metal microstructure in a yttrium modified directionally solidified Ni₃Al-base alloy, *Intermetallics*, 15, 12, 1504-1510.
- Gül, A., 2006, Farklı metalsel malzemelerin sürtünme kaynağında, kaynak parametrelerinin dikiş özelliklerine etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
- Ha, T. K., Park, W. J., Ahn, S. and Chang, Y. W., 2002, Fabrication of spray-formed hypereutectic Al-25Si alloy and its deformation behavior, *Journal of Materials Processing Technology*, p.691-695
- Işık, F. M., 2007, Titanyum alüminat intermetalik bileşiklerinin üretimi ve karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü
- Kothari, K. B., 2010, *Manufacturing Techniques For Titanium Aluminide Based Alloys and Metal Matrix Composites*
- Lee, W., Kim, M., Koo, J., 2004, Friction welding of TiAl and AISI4140, *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE* 39, 1125 – 1128
- Lee, W., Kim, M., Koo, J., 2004 Effects Of Copper İnsert Layer On The Properties Of Friction Welded Joints Between Tial And Aısı 4140 Structural Steel, *Intermetallics*, Vol 12, Issue 6, 671-678
- Liu, C. T., George, E. P, Maziasz, P.J., Schneibel, J. H., 1998, Recent Advences in B2 Iron Aluminide Alloys; Deformation, Fracture and Alloy Design, *Materials Science and Engineering A258*, 84-98.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Öztürk Körpe, N., 2003, Fe₃Al (Fe₇₇Al₂₃ ve Fe₇₂Al₂₈) Alaşımlarının Borlanması, Yüksek Lisans Tezi, Eskişehir Osmangazi Ü. Fen Bil. Ens.
- 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.
- Sen, S., Stefanescu, D. M., 1991, Melting and casting process for high temperature Intermetallics, J.O.M, p.30-34
- Sketchley, P.D., Threadgill, P.L. and Wright, I.G., 2002, Rotary friction welding of an Fe₃Al based ODS alloy, Materials Science and Engineering, A329–331, 756–762
- Stoloff, N. S., 1993, Toughening Mechanisms in Intermetallics, Metallurgical Trans. A, vol. 24A, 561-566
- Stoloff, N.S, Liu, C.T. Deevi, S.C.,2000, Emerging Applications of Intermetallics, Intermetallics, Elsevier Science B.V., 1313-1320
- Torun, O., Çelikyürek, İ., Baksan, B., 2011, Friction welding of cast Fe-28Al alloy, Intermetallics 19, Intermettalics, Vol 19, Issue 7, 1076-1079
- Torun, O., Çelikyürek, İ., Baksan, B., 2011, Microstructure and strength of friction-welded Fe–28Al and 316 L stainless steel, Materials Science and Engineering A528, 8530-8536
- Ünal, E., 2003, Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 4340 çeliği ile paslanmaz çeliklerin yorulma dayanımının araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

www.mtiwelding.com

www.thompson-friction-welding.co.uk

Yılmaz, M., 1993, Farklı takım çeliklerinin sürtünme kaynağında kaynak bölgesinin incelenmesi, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü

Yılmaz, E., 2008, Termoreaktif Difüzyon Yöntemiyle Çeliklerin Demir Alüminat Kaplanması, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü