

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**Ti-6Al-4V/304L MALZEME ÇİFTİNİN BAKIR
ARATABAKA KULLANILARAK DİFÜZYON KAYNAĞI
İLE BİRLEŞTİRİLMESİ**

Bariş BİLGİN

Tez Yöneticisi
Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR

YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ELAZIĞ, 2007

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ti-6Al-4V/304L MALZEME ÇİFTİNİN BAKIR
ARATABAKA KULLANILARAK DİFÜZYON KAYNAĞI
İLE BİRLEŞTİRİLMESİ

Barış BİLGİN

YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Tez Yöneticisi
Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR

ELAZIĞ, 2007

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**Ti-6Al-4V/304L MALZEME ÇİFTİNİN BAKIR
ARATABAKA KULLANILARAK DİFÜZYON KAYNAĞI
İLE BİRLEŞTİRİLMESİ**

Bariş BİLGİN

Yüksek Lisans Tezi
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

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

Danışman:

Üye:

Üye:

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun .../.../..... Tarih vesayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın yapılması ve yürütülmesinde büyük desteğini gördüğüm danışman hocam Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR'e teşekkür ederim.

Deneyisel çalışmalarımı gerçekleştirmem için bölümümüz atelye ve laboratuvar imkanlarından faydalanmamı sağlayan sayın Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM hocama, difüzyon kaynak deneylerinin yapılmasında yardım ve desteğini gördüğüm Arş.Gör. Dr. Bülent KURT'a Arş.Görv. Furkan SARSILMAZ'a, Ar.Gör. Ulaş ÇAYDAŞ'a, Metal öğretmeni Tanju TEKER'e ve Metal Eğitimi Bölümü teknisyeni Zülfü KARAASLAN'a, bu çalışmanın gerçekleştirilmesinde maddi destek sağlayan Fırat Üniversitesi Araştırma Birimi Başkanlığına enderin şükranlarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
İÇİNDEKİLER	I
ŞEKİLLER LİSTESİ	III
TABLolar LİSTESİ	V
ÖZET	VI
ABSTRACT	VIII
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	3
2.1. Paslanmaz Çelikler	3
2.1.1. Martenzitik Paslanmaz Çelikler	3
2.1.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler	4
2.1.3. Ostenitik Paslanmaz Çelikler	5
2.1.4. Dupleks Paslanmaz Çelikler	6
2.1.5. Çöktürme İle Sertleştirilen Paslanmaz Çelikler	7
2.1.5.1. Yarı Ostenitik Tip	7
2.1.5.2. Martenzitik Tip	8
2.2. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı	8
2.2.1. Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı	8
2.2.2. Martenzitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı	9
2.2.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı	10
2.2.4. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı	11
2.2.5. Çöktürme İle Sertleştirilen Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı	12
2.3. Titanyum ve Titanyum Alaşımları	14
2.3.1. Titanyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	15
2.3.1.1. Ticari Saf Titanyum	16
2.3.1.2. α – Titanyum Alaşımları	16
2.3.1.3. Yakın α -Titanyum Alaşımları	17
2.3.1.4. $\alpha + \beta$ -Titanyum Alaşımları	18
2.3.1.5. β -Titanyum Alaşımları	18
2.4. Titanyum ve Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği	19
2.5. Titanyum ve Alaşımlarına Uygulanan Kaynak Yöntemleri	20
2.5.1. Gaz Tungsten Ark Kaynağı	20
2.5.2. Gaz Metal Ark Kaynağı	22
2.5.3. Plazma Ark Kaynağı	22
2.5.4. Elektron Işın Kaynağı	23
2.5.5. Lazer Kaynağı	24
2.5.6. Difüzyon Kaynağı	25
2.5.7. Sürtünme Kaynağı	26
2.5.8. Kullanılan Diğer Kaynak Yöntemleri	26
3. DİFÜZYON VE DİFÜZYON KAYNAĞI	28
3.1. Difüzyon	28
3.1.1. Difüzyon Katsayısı	29
3.1.2. Difüzyon Mekanizmaları	33
3.1.2.1. İkame Difüzyonu	30
3.1.2.2. Arayer Difüzyonu	31
3.2. Difüzyon Kaynağı ve Tanımı	31
3.2.1. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler	33
3.2.1.1. Kaynak Sıcaklığı	34
3.2.1.2. Yüzey Şartları	35

3.2.1.3. Kaynak Basıncı	36
3.2.1.4. Kaynak Süresi	37
3.2.1.5. Kaynak Ortamı	38
3.2.2. Difüzyon Kaynağı Uygulanan Malzemeler.....	38
3.2.3. Difüzyon Kaynağı Uygulama Alanları	39
3.2.4. Difüzyon Kaynağının Diğer Kaynak Metotları İle Karşılaştırılması	39
4. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ VE ÖNEMİ.....	41
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	46
5.1. Malzeme.....	46
5.2. Difüzyon Kaynağı Aparatı	46
5.3. Numune Hazırlama	48
5.4. Difüzyonla Birleştirme.....	48
5.5. Metalografik Muayene	48
5.5.1. EDS Analizi	49
5.5.2. X Işını Analizi.....	49
5.6. Mekanik Muayene.....	49
5.6.1. Mikrosertlik Analizi.....	50
5.6.2. Bindirme – Kayma Testi	50
6. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ	51
6.1. Kaynaklı Bağlantıların Arayüzey Mikroyapı Değerlendirmesi.	51
6.2. Kaynaklı Bağlantıların Arayüzey Mikrosertlik Dağılımlarının Değerlendirilmesi.....	72
6.3. Bindirme-Kayma Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi.....	74
7. GENEL SONUÇLAR.	78
KAYNAKLAR	79

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1. (a); AISI304L'ün AISI12L13 İle CO ₂ Lazeri Kullanarak Kaynak Edilmesi, (b); Lazer Kaynağı İle Kaynak Edilen Valfi Göstermektedir	11
Şekil 2.2. Saf Titanyumun Sıcaklık ve β Kararlaştırıcı Elementlerle Değişimi.....	14
Şekil 2.3. Titanyum Esaslı Alaşımların Şematik Denge Diyagramları.....	16
Şekil 2.4. Saf Titanyumda Azotun Varlığı İle Sonuçlanan Dayanımdaki Artış	16
Şekil 2.5. α -Titanyum Alaşımlarında Ti-Al Denge Diyagramı	17
Şekil 2.6. TIG Kaynağının Şematik Gösterimi	21
Şekil 2.7. MIG Kaynağının Şematik Gösterimi	22
Şekil 2.8. Plazma Kaynağı	23
Şekil 2.9. Elektron Işın Kaynağı	24
Şekil 2.10. Lazer Kaynağının Şematik Gösterimi	25
Şekil 2.11. Difüzyon Kaynağının Şematik Resmi	26
Şekil 2.12. Sürekli Tahrikli Sürtünme Kaynağının Şematik Resmi	26
Şekil 3.1. Serbest Enerjinin Durum Değişimine Bağlılığı	28
Şekil 3.2. Konsantrasyon Gradyentinin Gösterilişi	30
Şekil 3.3. Boşluk veya Yeralan Atom Difüzyonu.....	30
Şekil 3.4. Arayer Atomunun Kristal İçerisindeki Hareketinde Konum Enerjisi Değişimi ...	31
Şekil 3.5. Difüzyon Kaynağı Mekanizması	33
Şekil 3.6. Difüzyon Kaynaklı Birleştirmelerde Kaynak Basıncı ve Kaynak Sıcaklığı ve Kaynak Süresinin Kopma Mukavemetine Etkisi	34
Şekil 3.7. Sıcaklığın Birleşme Miktarı Üzerindeki Etkisi	34
Şekil 3.8. Yüzey Kusurları	35
Şekil 3.9. Yüzey Deformasyonu İle Pürüzlülük Arasında Sıcaklığa Bağlı Değişme	35
Şekil 3.10. Üst Yüzey Tabakaları	36
Şekil 5.1. Difüzyon Kaynağı Aparatı.....	47
Şekil 5.2. Difüzyon Kaynağı Aparatının Şematik Görünümü	47
Şekil 5.3. Difüzyonla Birleştirilen Numunede Kesilen Bölgenin Şematik Görünümü	49
Şekil 5.4. Mikrosertlik Numunesinin Şematik görünümü	50
Şekil 5.5. Bindirme-Kayma Testi Numune Yerleştirme Aparatı	50
Şekil 6.1. A1 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 830 °C ve t= 50 dakika).....	53
Şekil 6.2. A1 Nolu Numunenin a, b, c, d, e ve f noktalarının EDS analizleri.....	55
Şekil 6.3. A2 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 830 °C ve t= 70 dakika).....	56
Şekil 6.4. A3 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 830 °C ve t= 90 dakika).....	57
Şekil 6.5. A3 nolu numunenin X-ray Analizi (Ti-6Al-4V Kırık Yüzey Tarafı)	58
Şekil 6.6. A4 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 850 °C ve t= 50 dakika).....	60
Şekil 6.7. A5 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 850 °C ve t= 70 dakika).....	61
Şekil 6.8. A6 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 850 °C ve t= 90 dakika).....	62
Şekil 6.9. A6 Nolu numunenin a, b, c, d, e, f ve g Noktalarının EDS Analizleri	64
Şekil 6.10. A6 Nolu numunenin X-ray Analiz i (304L Ostenitik Paslanmaz Çelik Kırık Yüzey Tarafı)	65
Şekil 6.11. A7 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 870 °C ve t= 50 dakika).....	67
Şekil 6.12. A8 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 870 °C ve t= 70 dakika)	68
Şekil 6.13. A9 Nolu Numunenin Optik ve SEM Fotoğrafı (T= 870 °C ve t= 90 dakika).....	69
Şekil 6.14. A9 Nolu Numunenin a, b, c, d, e, f ve g Noktalarının EDS Analizleri.....	71
Şekil 6.15. A1, A2 ve A3 Nolu Numunelerin Ara Bölge Mikrosertlik Profilleri (T=830 °C, P= 1 MPa, , t= 50, 70, 90 Dakika)	73

Şekil 6.16. A4, A5 ve A6 Nolu Numunelerin Ara Bölge Mikrosertlik Profilleri (T= 850 °C, P= 1 MPa, t= 50, 70, 90 Dakika)	73
Şekil 6.17. A7, A8 ve A9 Nolu Numunelerin Ara Bölge Mikrosertlik Profilleri (T= 870 °C, P= 1 MPa, t= 50, 70, 90 Dakika)	74
Şekil 6.18. Tİ-6Al-4V/304L Ostenitik P. Ç. Çiftinin Kesme Dayanımı/Sıcaklık Grafiği	74
Şekil 6.19. Tİ-6Al-4V/304L Ostenitik P. Ç. Çiftinin Kesme Dayanımı/Zaman Grafiği	75
Şekil 6.20. Ti-6Al-4V/304L Ostenitik P. Ç. Çiftinin Bindirme-Kayma Kopma Yüzeyinin SEM Fotoğrafı (304L Ostenitik P. Ç. Tarafı, T=830°C, P= 1 MPa, t= 90 dakika).....	76
Şekil 6.21. Ti-6Al-4V/304L Ostenitik P. Ç. Çiftinin Bindirme-Kayma Kopma Yüzeyinin SEM Fotoğrafı (Ti-6Al-4V tarafı, T= 850 °C, P= 1 MPa, t= 90 dakika).....	76
Şekil 6.22. Ti-6Al-4V/304L Ostenitik P. Ç. Çiftinin Bindirme-Kayma Kopma Yüzeyinin SEM Fotoğrafı (304L Ostenitik P. Ç. tarafı, T= 870 °C, P= 1 MPa, t= 90 dakika).....	77

TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa

Tablo 2.1. Dövmə Martenzitik Paslanmaz Çeliklerin Kimyasal Bileşimleri	4
Tablo 2.2. Ferritik Paslanmaz Çelik Tipleri	5
Tablo 2.3. Dövmə Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kimyasal Bileşimleri	6
Tablo 2.4. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kimyasal Bileşimleri	7
Tablo 2.5. Bazı Çökelti Sertleştirilmiş Yarı Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Nominal Kimyasal Bileşimleri.....	8
Tablo 2.6. Bazı Çökelti Sertleştirilmiş Martensitik Paslanmaz Çeliklerin Nominal Kimyasal Bileşimleri.....	8
Tablo 2.7. Titanyum ve Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği	20
Tablo 2.8. Titanyumun TIG Kaynağı Kaynak Değişkenleri	21
Tablo 2.9. Titanyum Alaşımının MIG Kaynağı Kaynak Değişkenleri	22
Tablo 2.10. Titanyum Alaşımlarının Plazma Kaynağı Kaynak Değişkenleri	23
Tablo 2.11. Titanyum Alaşımlarının Elektron Işın Kaynağı Kaynak Değişkenleri	24
Tablo 2.12. Ti-6Al-4V İçin Tipik Lazer Kaynağı Parametreleri	25
Tablo 5.1. Ti-6Al-4V Alaşımının Kimyasal Bileşimi	46
Tablo 5.2. 304L Ostenitik Paslanmaz Çeliğin Kimyasal Bileşimi	46
Tablo 5.3. Kaynak Parametreleri.....	48
Tablo 5.4. Deneylerde Kullanılan Numunelerin Mekanik Özellikleri	49
Tablo 6.1. A3 Nolu Numunenin X-ray Analiz Sonuçlarına Göre Tespit Edilen Fazlar.....	58
Tablo 6.2. A6 Nolu Numunenin X-ray Analiz Sonuçlarına Göre Tespit Edilen Fazlar.....	65

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Ti-6Al-4V/304L MALZEME ÇİFTİNİN BAKIR ARATABAKA KULLANILARAK DİFÜZYON KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMESİ

Barış BİLGİN

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı
2007, Sayfa: 82

Difüzyon kaynağı, aynı veya farklı iki malzemeyi ergime sıcaklıkları altındaki bir sıcaklıkta basınç altında bir araya getirerek yapılan bir katı hal birleştirme tekniğidir. Araştırmacılar tarafından yapılan öneriye göre difüzyon kaynağı üç safhadan gerçekleşir. Birinci safhada, lokal deformasyon ve sürünme ile temas alanının artması. İkinci safhada, ara yüzeydeki pürüzlerin yok edilmesi ve temas alanında hacim difüzyonu, Son olarak, ara yüzeyde tane sınırı göçü ve büyümesi. Farklı malzemeler arasında sağlam kaynaklar elde etmek için, iki malzeme arasına bir aratabaka malzemesi yerleştirilerek difüzyon kaynağı ile kompaktlandığında daha iyi sonuçlar elde edilebilir.

Bu çalışmada, Ti-6Al-4V alaşımı ile 304L paslanmaz çelik çifti Cu aratabaka kullanılarak sabit basınç (1 MPa), üç farklı kaynak sıcaklık (830, 850 ve 870 °C) ve üç farklı bekleme süresi (50, 70 ve 90 dak.) kullanılarak argon atmosferi altında difüzyon kaynak tekniği ile birleştirildi. Difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş Ti-6Al-4V/304L kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde meydana gelen reaksiyon tabakasının mikroyapı özellikleri, optik ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak analiz edildi. Yapılan analiz çalışmalarında, difüzyon bölgesinde farklı reaksiyon tabakalarının varlığı tespit edildi ve bu tabakaların kimyasal bileşimleri energy dispersive spectroscopy (EDS) ve X-ray analizleri yapılarak belirlendi. Reaksiyon tabakasında ortaya çıkan CuTi, CuTi₂, Cu₃Ti₂, FeTi, Fe₂Ti gibi farklı intermetalik

Çiftler Fe-Cu-Ti cl denge diyagramından faydalanarak tahmin edildi. Mikrosertlik lmleri birleşme yüzeyine dik doğrultuda ve kaynaklı bağlantıların mukavemeti bindirme-kayma testi uygulanarak belirlendi.

Çalışmanın birinci bölümünde giriş, ikinci bölümünde Ti-6Al-4V alaşımı ile 304L paslanmaz elik ve bunların birleştirme teknikleri, üçüncü bölümde difüzyon ve difüzyon kaynağı, dördüncü bölümde Ti-6Al-4V alaşımı ile 304L paslanmaz çeliğin kaynağı ve difüzyon kaynak tekniği ile ilgili literatür verilmiş olup beşinci bölümde deneysel çalışmalar, altıncı bölümde ise deney sonuçları irdelenmesi ve yedinci bölümde genel sonuçlar verilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Difüzyon, Difüzyon kaynağı, Ti-6Al-4V alaşımı, 304L paslanmaz elik, Cu aratabaka.

ABSTRACT

Master Thesis

DIFFUSION BONDING OF Ti-6Al-4V/304L STEELS COUPLE USING COPPER INTERLAYER

Barış BİLGİN

Firat University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education

2007, Pages: 82

Diffusion bonding is a solid-state joining technique in which two similar and dissimilar materials are brought together under pressure at a temperature below the melting point of materials. According to the mechanisms proposed by researches, the diffusion bonding process consists of three stages: during the first stage, the contact area increases by localized deformation and creep. In second step, diffusion takes place at the contact area and eliminates the voids at the original grain interface. Finally, the grain boundaries on the interface migrate and growth occurs. In order to get sound joint between dissimilar materials, by inserting an interlayer with diffusion bonding compatibility in between the workpieces to be bonded, a better bond may be obtained.

In this study, Ti-6Al-4V alloy and 304L stainless steel couple were bonded using Cu interlayer by diffusion bonding technique under three different bonding temperature (830, 850 and 870 °C) and three different holding time (50, 70 and 90 min.) and pressure 1 MPa in Ar atmosphere. The microstructural properties of the reaction layer occurred at diffusion bonded Ti-6Al-4V/304L interface were analyzed by means of optical and scanning electron microscope (SEM). The study exhibits the presence of different reaction layers in diffusion zone and their chemical compositions were determined by energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction. The occurrence of different intermetallic compounds such as CuTi, CuTi₂, Cu₃Ti₂, FeTi, Fe₂Ti has been predicted from the ternary phase diagrams of Fe-Cu-Ti in the reaction

layer. The microhardness across and perpendicular to the interface were measured and strength of the joints was determined with lap-shear test.

In the first chapter of study, an introduction is given. In the second chapter, titanium alloys and stainless steels and its welding techniques are presented. In the third chapter, diffusion and diffusion bonding is presented. In the fourth chapter, literature dealing with diffusion bonding technique and welding of Ti-6Al-4V alloys and 304L stainless steel are presented. In the fifth chapter, experimental studies, in the sixth chapter the results and discussions of experiments are given. In the seventh chapter, the general results are given.

Keywords: Diffusion, Diffusion bonding, Ti-6Al-4V alloy, 304L stainless steel, Cu interlayer.

1. GİRİŞ

Günümüz teknolojisindeki gelişmeler, ekonomik yönden elverişli teknik açıdan uygun özel malzemelerin elde edilmesi için yeterli mekanik özelliğe sahip diğer malzemelerle bağlantı bölgesi yardımıyla birleşme oluşturulmasını öngörmektedir. Bu nedenle bir katı hal kaynağı olan difüzyon kaynağı bu durumlarda başarıyla uygulanabilmektedir. Özellikle nükleer, havacılık ve uzay teknolojisinde kullanım alanı bulan difüzyon kaynağı, metal ve metal olmayan malzemelerin malzeme bağlantılı olarak katı durumda, koruyucu atmosfer altında basınç kullanımı ile birleşmesini mümkün kılar. Uluslararası kaynak enstitüsü tarafından; birleştirilecek parçaların ara yüzey tabakalarında difüzyonu sağlayacak kadar yüksek sıcaklıklarda, aradaki boşlukların plastik deformasyonla kapanmasıyla "atomik seviyede bağların oluştuğu" bir katı hal kaynağı olarak tanımlanan difüzyon kaynağı diğer kaynak yöntemlerinden uzun kaynak süresi, çok düşük deformasyon derecesi ve düşük kaynak sıcaklığı ile ayrılabilir. Difüzyon kaynağı ile farklı malzemeler ve malzeme kombinasyonları gerilimsiz ve birçok durumda homojen olarak birleştirilebilir. Birbiri ile kırılğan intermetalik faz oluşturan malzemeler, ergime sıcaklıkları ve elastiklik sınırları çok farklı malzemeler, metal ve metal olmayan malzemeler birleştirilebilir.

Ti ve alaşımlarının artan kullanım alanı, çeliklerle birleştirilebilirliğini gittikçe önemli hale getirmiştir. Ti ve alaşımlarının çeliklerle birleştirilmesinde geleneksel kaynak yöntemlerinin kullanılması ile birlikte, birleşme bölgesinde Ti ve Fe arasında sınırlı çözünürlükten dolayı FeTi, Fe₂Ti gibi intermetalik bileşenlerin oluşumuna neden olmaktadır. Bu malzemelerin, ısı genleşme katsayısı, ısı transfer karakteristikleri ve ergime noktası gibi fiziksel özelliklerindeki farklılıklardan dolayı kaynak sonrasında aşırı distorsiyon ve artık gerilmeler meydana gelmektedir. Ti aynı zamanda kuvvetli bir karbür oluşturuca olduğundan TiC'ü oluşturur. TiC, FeTi gibi diğer intermetalik bileşenlerle birlikte kaynak bölgesini kırılğan yapar. Bütün bu sorunların önüne geçmek için He ve arkadaşları (1999), Ti-6Al-4V ile paslanmaz çeliği (X8CrNi1810) Ni ara tabaka kullanarak birleştirmişlerdir.

Bağlantı bölgesinde oluşan kırılğan intermetalik bileşikler bağlantı bölgesinin mekanik özelliklerini zayıflatmaktadır. Bundan dolayı hem intermetalik fazların oluşumunu sınırlandırmak hem de mekanik özellikleri iyileştirmek için Kundu ve arkadaşları (2005), saf titanyum ile 304 paslanmaz çeliği bakır ara tabak kullanarak difüzyon kaynağı ile birleştirmişlerdir. En iyi kaynak bağlantıları 900 °C, 3 MPa basınç ve 1.5 saat sürede elde edildi. Eroğlu ve Orhan, Ti-6Al-4V ile mikrodupleks paslanmaz çelik çiftini Cu ara tabaka kullanılarak difüzyon kaynağı ile birleştirilmesi üzerine yapmış oldukları çalışmada, birleşme arayüzeyinde meydana gelen intermetalik bileşiklerin, yüksek ısıtma oranı ve kısa bekletme süreleri uygulanarak engellenebildiği sonucunu ileri sürmüşlerdir. Ferrante ve Pigoretti (2002), Ti-6Al-4V ile AISI 316 paslanmaz çelik çiftinin difüzyon kaynağı ile birleştirilebilirliği üzerine yapmış oldukları çalışmada, en yüksek kesme dayanımını 950 °C ve 180 dakikalık bir sürede elde edilmiştir. Qin ve arkadaşları (2005), Ti alaşımı (TA17(% 5Al, % 2.5Sn)) ile ostenitik

paslanmaz elik (X8CrNiTi 18 9) iftini difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir. Yapmış oldukları bu çalışmada, reaksiyon bölgesinde σ fazı, Fe₂Ti, Fe-Ti intermetalik bileşiklerinin varlığını tespit etmişler. Reaksiyon bölgesinde kırılan Fe-Ti intermetalığının varlığı kaynaklı bağlantının dayanım ve sünekliği azaltmıştır.

Bu alışmada, Ti-6Al-4V ile 304L ostenitik paslanmaz elik ifti Cu ara tabaka kullanılarak 830, 850 ve 870 °C sıcaklık, 1 MPa basınç ve 50, 70 ve 90 dakikalık sürelerde, Ar gazı atmosferinde difüzyon kaynağı tekniğı kullanılarak birleştirilmiştir. Yapılan alışmada, Cu ara tabaka kullanımının kaynaklı bağlantıların birleşme kalitesi üzerine olan etkisi araştırılmıştır.

2. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

2.1. Paslanmaz Çelikler

İçerisinde % 12-18 krom ve % 0.1-0.8 oranında karbon bulunduran çeliklerdir. Yüksek sıcaklıklara, atmosfer etkilerine ve korozyona dayanıklıdır. Kimyasal etkilere karşı direnç gösterirler. Fiziksel ve mekanik özellikleriyle geniş kullanım alanları olan yüksek alaşımlı çeliklerdir. İçerisine krom katılan çelik pasifleşir. Krom oranı yükseldikçe pasiflik artarak % 12 krom oranında paslanmazlık özelliği kazanır. İçerisine kromla birlikte nikel de katılarak kimyasal dayanımı ve plastik deformasyon yeteneği artırılır. Bunlar bazı özel ortamlar dışında pasif hallerini korurlar. % 18 Cr içeren çelikler normal atmosfer etkisiyle paslanmaz. Pasifliğin bozulması halinde, oksijenli ortamlarda yeniden pasif tabaka oluşturulabilir. % 18 krom bulunan çeliklere % 8 nikel katılırsa, 18-8 paslanmaz çelik olarak bilinen ve endüstride çok kullanılan çelik elde edilir. Krom ve nikelli çeliklere molibden ve diğer elementlerin katılmasıyla sıcaklığa ve korozyona karşı direnci daha da yükselir. Krom, çeliğin ısıya karşı direncini de yükseltir (Yalçın ve Gürü, 2002).

Paslanmaz çelik ailesi çok sayıda farklı alaşımdan oluşmuştur. Onların her biri daha yüksek korozyon direnci, ileri mekanik özellikler, daha yüksek mukavemet, sertlik ve pürüzlülük, kaynak sıcaklığının etkisi altında metalurjik kararlılık ve işlenebilirlik gerektiren özel uygulamalar gibi özel ihtiyaçları karşılamak üzere geliştirilmiştir. Paslanmaz çeliklerin pek çok kullanılma sebebi ise, mükemmel atmosferik korozyon direnci ve dayanıklılık, estetik görünüm, sağlık ve temizlik yönünden uygunluğu ve ısı direncidir. Paslanmaz çelikler metalurjik yapıları ile bağlantılı olarak farklı gruplara ayrılırlar.

Bunlar;

1. Martenzitik paslanmaz çelikler,
2. Ferritik paslanmaz çelikler,
3. Ostenitik paslanmaz çelikler,
4. Dupleks paslanmaz çelikler,
5. Çökeltmeyle sertleştirilen paslanmaz çeliklerdir.

2.1.1. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler esas olarak % 12-17 Cr ve ostenitli bölgede su verildiğinde martenzitli bir yapı oluşturması için yeterli düzeyde karbon (% 0.15-1.0 C) içeren çeliklerdir. Bu çeliklere martenzitik denmesinin nedeni, ostenitleme ve su verme ısı işlemlerinden sonra martenzitik bir yapı geliştirebilmeleridir (Kınıkoğlu, 2001).

Dayanım ve sertliği arttırmak için martenzitik paslanmaz çeliklere uygulanan ısı işlemi, esas olarak sade karbonlu veya düşük alaşımlı çeliklere uygulananla aynıdır. Bu işlemde alaşım ostenitlenir ve martenzit üretmek için yeterince hızlı soğutulur ve daha sonra da tokluğu arttırmak için temperlenir ve gerilim azaltılır. Martenzitik paslanmaz çeliklerin korozyon dirençleri ferritik ve ostenitik paslanmaz çeliklere göre nispeten zayıftır (Erdoğan, 2000).

Martenzitik paslanmaz çelikleri yaygın olarak buhar türbin kanatları, jet motorları, pompa şaftları, maden makineleri, çatal, kaşık, cerrahi aletler, aşınma dirençli parçalar, yaylar, cıvatalar, makaslar, uçak donanımları, kağıt makineleri, bilyeler, yataklar, valf parçalarında kullanılırlar (Erdoğan, 2000).

Tablo 2.1. Dövme martenzitik paslanmaz çeliklerin kimyasal kompozisyonları

AISI tip	% Cr	% C	% Ni	% Mo	% V	% W	% Diğer
403	12.2	0.15					
410	12.5	0.15 max					
414	12.5	0.15max					
420	13	> 0.15					
422	12	0.22	1	0.25	1		
431	16	0.20max	1.8				
440 A	17	0.72					
440 B	17	0.85					
440 C	17	1.07					

2.1.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler

İçerisinde % 18-30 krom bulunduran çeliklerdir. Karbon miktarının az oluşu sebebiyle ısıt işlemler ile sertleştirilemez. Bu tip çeliklerin en önemli özelliği yüksek sıcaklıklarda korozyon ve oksitlenmeye dirençlerinin fazla oluşudur. Ferritik paslanmaz çeliklerin sertleştirilebilmeleri ancak az oranda ve soğuk biçimlendirme ile mümkündür. Bu çelikler yumuşak iken daha fazla korozyon direnci gösterirler. Bu tip çelikler 750-850 °C sıcaklıkta yumuşatmaya tabi tutulurlar (Baydur, 1987).

Ferritik paslanmaz çeliklerin akma gerilmesi ostenitik paslanmaz çeliklerinkinden daha büyüktür. Buna karşın, ferritik çeliklerin, ostenitik çeliklere oranla deformasyonla sertleşebilme yetenekleri daha azdır. Bununla beraber çekme süneklikleri ve özellikle darbe dirençleri ostenitik çeliklerinkinden daha düşüktür. Yüksek Cr'lu ferritik paslanmaz çelikler gevrek olup, sünek-gevrek geçiş sıcaklığı gösterirler. Sigma (σ) fazı % 17'den fazla krom içeriklerinde görülür.

Bu faz 600 °C'den daha düşük sıcaklıklarda çökeler. Çökeltme hızı çok yavaştır. Ferrit oluşturu elementler ve soğuk deformasyon bu fazın çökeltmesini hızlandırır (Tekin, 1981).

Bu tür çelikler tasarım mühendisliği açısından önemlidir. Tavlama ve sertleştirme kutuları, otomobil egzost sistemleri dönüştürücüleri, kondansatör kılıfları, yanma çemberleri, ısıtıcılar, motor kapakları, mutfak ekipmanları, otomobil süslemeleri gibi genel korozyon ve ısı direnci gereken yerlerde kükürt atmosferine maruz ekipmanların yapılarında kullanılırlar.

Tablo 2.2. Ferritik paslanmaz çelik tipleri (Erdoğan, 1998).

AISI tipi	Kimyasal kompozisyon (%)				
	Cr	C (max)	Mo	Al	Diğerleri
405	13.0	0.08		0.2	
409	11.0	0.08			Ti 6xC
430	17.0	0.12			
434	17.0	0.12	1.0		
436	17.0	0.12	1.0		Nb 5xC
442	20.5	0.20			
446	25.0	0.20			

2.1.3. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Ostenitik paslanmaz çelikler aslında bir demir-krom-nikel alaşımıdır ve yaklaşık % 16-25 Cr, % 7-20 Ni içerir. Bu alaşımlara ostenitik denmesinin nedeni, yapılarının normal ısı işlem sıcaklıklarında ostenitli olmasıdır. Yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapısındaki nikel, YMK kafes yapısını oda sıcaklığında bile korur. Ostenitik paslanmaz çeliklerin yüksek şekillenebilirliği YMK kristal yapısı nedeniyledir (Kınıkoğlu, 2001).

YMK ostenitik paslanmaz çeliklerin süneklik, şekillendirilebilirlik ve korozyon dirençleri mükemmeldir. Mukavemet, yoğun katı eriyik mukavemetleşmesi ile elde edilir ve ostenitik paslanmaz çeliklerin soğuk deformasyonu sonucu pekleşmesi ferritik paslanmaz çeliklerden daha fazla olabilir. Ostenitik çelikler belirgin bir geçiş sıcaklıklarına sahip olmadıkları için, düşük sıcaklıktaki darbe özellikleri mükemmeldir. % 0.03 C'dan fazla karbon içeren ostenitik paslanmaz çelikler, taneler arası korozyona karşı hassas olabilirler. Çelik yaklaşık 870 ile 420 °C'ler arasında yavaş soğutulduğunda tane sınırlarında krom karbürler çöker. Daha sonra bu tane sınırları bölgesinde korozyon oluşur. Su verme tavlama ısı işlemi, korozyonu önlemek için kullanılabilir. Bir başka çözüm ise çeliğe titanyum veya niyobyum katmaktır (Erdoğan, 1998).

Ferritik çeliklerde olduğu gibi ostenitik çelikler 475 °C temper gevrekliği göstermezler. Ancak 700-950 °C sıcaklıklarda genellikle bir metaller arası bileşik oluşur. σ fazı adı verilen bu fazın oluşmasını Cr hızlandırmakta, ferrit oluşturu elementler de bu faza fazla ilgi duymaktadır. σ fazının çökmesi hem süneklik hem de tokluk özelliklerini azaltır. σ fazının göstermiş olduğu bu zararlı etkiler sıcakta değil, çeliğin soğutulması sonucu ortaya çıkmaktadır (Tekin, 1981).

Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 304L ve AISI 4340 alaşımlı çelikte dönüş hızı sürelerinde arayüzey özellikleri deneysel olarak araştırılmıştır. Deney sonuçları, arayüzeyde oluşan plastik deformasyon bölgesi kalınlığında, dönüş hızının artışı ile birlikte kaynak arayüzeyinden deforme olan metalin fazlaca çıkışı ile bir azalma olduğunu göstermiştir. FPDZ(tam plastik deformasyona uğramış bölge)'nin genişliğinin sürtünme kaynağı yapılmış numunelerin gerilme dayanımı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu ve gerilme dayanımının

dönüş hızının artışı ile arttığı gözlenmiştir (Özdemir ve diğ., 2005).

Ostenitik paslanmaz çelikler yaygın olarak tren yolu arabaları, uçak parçaları, yaylar, antenler, ev aletleri, soğuk kaplar, yağmur olukları, sıvı gübreleme ve lapa domates tankları, fırın parçaları, pompa parçaları, ısı değiştiriciler, türbin bıçakları, basınçlı kaplar, kaynatma kazanları, uçak egzost bacaları, jet motor parçaları, çatal, kaşık, süt taşıma malzemelerinde kullanılırlar.

Tablo 2..3. Dövme ostenitik paslanmaz çeliklerin kimyasal kompozisyonları.

Tip	Cr	Ni	C (max)	Mn	Mo	Diğerleri++
301	17	7	0.15			
302	18	9	0.15			
304	19	9	0,08			
304L	19	10	0,03			
309	23	13.5	0.20			
310	25	20.5	0.25			
316	12	0.08	2.5			
316L	12	0.03	2.5			
321	18	10.5	0.08			Ti 5XC
347	18	11	0.08			Nb 10XC
201	17	4.5	0.15	6		
202	18	5	0.15	8.7-8		

2.1.4. Dupleks Paslanmaz Çelikler

Dupleks paslanmaz çelikler, Fe, Cr, Ni sistemine dayalı iki fazlı alaşımlardır. Bu alaşımlar, mikroyapıda eşit oranda HKM (hacim merkezli kübik) ferrit ve YMK (yüzey merkezli kübik) ostenit bulundurur. Dupleks paslanmaz çelikler düşük karbon içeriği (% < 0.03), Mo, N, W ve Cu katkılarıyla bilinirler. Genellikle % 20-30 Cr ve % 5-10 Ni içerirler. Dupleks paslanmaz çeliklerin geleneksel 300 serisi paslanmaz çeliklerden üstün özellikleri; gerilme korozyon kırılma dayanımı, mukavemet ve çukurcuk (pitting) korozyon dayanımıdır. Bu malzemeler asitler ve sudan kaynaklanan klora karşı direncin gerektiği orta dereceli sıcaklık (-60 ile +300 °C) alanlarında kullanılırlar. Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çelik tipleri Tablo 2.4'te görülmektedir.

Dupleks paslanmaz çeliklerin alaşım katkıları hem ferrit hem de ostenit oluşturmalarıdır. Dupleks paslanmaz çeliklerde kullanılan ana alaşım elementleri içerisinde Cr ve Mo ferrit oluşturu, Ni, C, N ve Cu ostenit oluşturmaktadır. Ostenit ve ferrit oluşturu alaşım elementlerinin dengesi malzeme mikro yapısını oluşturmaktadır.

Dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu yüksek alaşım içeriği ve ferritik bir matris gevrekleşmeye karşı hassasiyeti ve mekanik özellik kaybını özellikle de tokluğu düzeltir. Bu çelikler özellikle yağ, gaz, petrokimya ve kağıt endüstrisi gibi uygulama alanlarında kullanılmaktadır.

Tablo 2.4. Dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri

Tipi	% Bileşim								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Çekme dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
S31200	0.03	2.0	1.0	24-36	5.5-6.5	1.2-2.0	0.14-0.20	690	450
S31500	0.03	1,2-2	1,4-2	18-19	4,25-5,25	2,5-3,0	0,05-0,1	630	450
S31803	0.03	2.0	1.0	21-29	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08-0,2	620	450
S32304	0.03	2.5	1.0	21-24	3,0-5,5	0,05-0,6	0,05-0,2	600	400
S32550	0.03	1.5	1.0	24-27	4,5-6,5	2,9-3,9	0,1-0,2	760	550
S32750	0.03	1.2	1.0	24-26	6,0-8,0	3,0-5,0	0,24-0,32	800	500
S32760	0.03	1.0	1.0	24-26	6,0-8,0	3,0-4,0	0,3	750	550
S32900	0.03	1.0	0.75	23-28	2,5-5,0	1,0-2,0	-	620	485
S32950	0.03	2.0	0.60	26-29	3,5-5,2	1,0-2,5	0,15-0,35	690	480

2.1.5. Çökteltmeyle Sertleştirilen Paslanmaz Çelikler

Bu paslanmaz çeliklerin en önemli özellikleri; kolay üretim, yüksek dayanım, nispeten yüksek süneklik ve mükemmel korozyon direncidir. Bu çelikler iki grupta incelenir. Bu gruplar yarı ostenitik ve martensitik tiplerdir.

2.1.5.1. Yarı Ostenitik Tip

Bu alaşımlar tavllanmış şartlarda esas olarak ostenitik ancak nispeten basit ısı ve termomekaniksel ısıl işlemlerle martensite dönüşebildiği için yarı ostenitik olarak adlandırılır. Bu tip alaşımı yapmak için ostenit ve ferrit arasındaki dengenin çok sıkı korunması gerekir. Ostenit ve veya ferrit çok yüksekse ostenit martensite dönüşmeyecek kadar kararlı olacaktır. Ostenit oranı çok düşükse kısmi veya tamamen martensite dönüşüme direnç gösteren tavllanmış şartlardaki kararlı ostenit üretilemez. Bu alaşımların bir avantajı olan yumuşak şartlarda üretimden sonra ostenit, martensite dönüşümü sağlamak için şartlandırılır. Şartlandırma işlemi karbonu katı eriyikten uzaklaştırmak için yeterince yüksek sıcaklığa ısıtma ve karbonu krom karbür ($Cr_{23}C_6$) şeklinde çöktirmeden meydana gelir. Çökteltme ilk olarak ferrit-ostenit arayüzeyinde olur. Ostenitik matristen karbon ve bir miktar kromun uzaklaştırılması osteniti kararsız hale getirir ve M_s sıcaklığına soğutma sonucu ostenit martensite dönüşür.

Tablo 2.5. Bazı Çöktelti Sertleştirilmiş yarı ostenitik paslanmaz çeliklerin nominal kimyasal bileşimleri.

Sınıf	% C	% Mn	% Si	% Cr	% Ni	% Mo	% Al	% N
17-7PH ⁺	0.07	0.50	0.30	17.0	7.1		1.2	0.04
PH 15-7 Mo ⁺	0.07	0.50	0.30	15.2	7.1	2.2	1.2	0.04
PH-14-8 Mo ⁺	0.04	0.02	0.02	15.1	8.2	2.2	1.2	0.005
AM-350 ^s	0.10	0.75	0.35	16.5	4.25	2.75		0.10
Am-355 ^s	0.13	0.85	0.35	15.5	4.25	2.75		0.12

2.1.5.2. Martenzitik Tip

Kullanım ağırlığı bakımından martenzitik-çökeltme sertleştirilmiş paslanmaz çelikler diğer çeliklerden daha fazla kullanılır. Çözündürme uygulanmış şartlardaki nispeten yüksek sertliklerinden dolayı, bu çelikler prensip olarak çubuk, tel ve ağır dövülmüş şekilde kullanılır. Levha şeklinde kullanımı ise azdır. Çözündürme ısı işlemi ve oda sıcaklığında soğutmadan sonraki bu çeliklerdeki ostenit ve ferrit dengesi martenzitik şartlardadır (Erdoğan, 2001).

Tablo 2.6. Bazı çökelti sertleştirilmiş martensitik paslanmaz çeliklerin nominal kimyasal bileşimleri.

Sınıf	% C	% Mn	% Si	% Cr	% Ni	% Mo	% Al	% Cu	% Ti	% Nb
Orta Dayanım										
17-4PH ⁺	0.04	0.30	0.60	16.0	4.2			3.4		0.25
15-5PH ⁺	0.04	0.30	0.40	15.0	4.5			3.4		0.25
Custom 450 [*]	0.03	0.25	0.25	15.0	6.0	0.8		1.5		0.3
Paslanmaz W ^s	0.06	0.50	0.50	16.75	6.25		0.2		0.8	
Yüksek Dayanım										
PH 13-8 Mo ⁺	0.04	0.03	0.03	12.7	8.2	2.2	1.1			
Custom 455 [*]	0.03	0.25	0.25	11.75	8.4			2.5	1.2	0.3

2.2. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

2.2.1. Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Bu çeliklerde hakiki bir faz dönüşümü meydana gelmediğinden hızlı soğutma ile sertleştirilemezler. Kaynak esnasında kaynakta ve ısının tesiri altında kalan bölgede martenzit oluşumundan kaynaklanan bir çok zorluklar ortadan kalktığı için kolay kaynak edilebilir olmalarına rağmen, kaynak sırasında yine bazı güçlükler kendini gösterir (Tülbentçi, 1990).

Martenzit paslanmaz çeliklere oranla daha kolay kaynak edilir. Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan en önemli sorun bu malzemenin 1150 °C üzerindeki sıcaklıklarda tane büyümesine karşı olan aşırı eğilimi olmasıdır. Bu malzemedeki katı halde ostenitin ferrite dönüşmesi olayı meydana gelmediğinden bir ısı işlemi ile tanelerin küçülmesi olanağı yoktur. Normal halde ferritik paslanmaz çelikler çok ince taneli sünek bir yapıya sahiptirler. Kaba taneli bir yapı haline geçince gevrekleşir, çentik darbe dayanımı düşer ve geçiş sıcaklığı yükselir (Anık ve diğ., 1993). Bu tür paslanmaz çeliklerin örtülü elektrotlarla ark kaynağında ergimiş bölgede tane irileşmesinin neden olduğu gevrekliğe ostenitik Cr-Ni'li elektrot kullanılarak mani olunur. Az karbonlu ferritik paslanmaz çeliklerde % 20 Cr ve % 10 Ni içeren elektrotlar tavsiye edilir. % 0.1'den daha fazla C içeren ferritik paslanmaz çelikler için de daha yüksek oranlarda Cr ve Ni içeren örtülü elektrotlar rahatlıkla kullanılabilir.

Tane büyümesini önlemek için bazı ferritik paslanmaz çeliklerin bileşimine azot eklenir. % 0.1 azot ilavesi metale, tane büyümesine karşı oldukça büyük bir gecikme kazandırır. Eğer azot ilavesi kaynak metaline yapıldı ise, çelik katılma neticesinde daha ince taneli olur

(Tülbentçi, 1990). Ferrit tanelerinin kaynak sırasında büyümelerini engellemek için erimeyen karbürler oluşturacak Nb veya Ti ilaveleri yapılmaktadır. Bu ilave elementler de, kaynak öncesi tavlama sürecinde NbC veya TiC oluşturarak yine sertleşmeye ve kırılganlığa neden olabilmektedirler (Tekin, 1981).

Kromlu ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında bir başka sorun da krom ve demirin bir metaller arası fazı olan çok kırılgan ve gevrek sigma fazının oluşmasıdır. Bu olay çeliğin uzun süre 400-550 °C arasında tutulması sonucu ortaya çıkar. Bu bakımdan bu çeliklere hiçbir zaman 400 °C üzerinde bir ön tavlama uygulanmamalıdır. Ancak 200 °C'lik bir ön tavlama uygulanabilir. Diğer durumlarda bu çeliklerin kaynağında n tav uygulanmaz. Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan bir tehlike de, ITAB'de (Isının Tesiri Altındaki Bölge) taneler arası korozyona karşı aşırı hassas olmasıdır. Özellikle stabilize edilmemiş, yüksek krom ve karbon içeren türlerde karşılaşılan önemli bir sorundur. Bu olay, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerde oluşanın aksine, ferritik türlerde 900 °C'nin üzerindeki sıcaklıklardan hızlı soğumada ortaya çıkmaktadır, çünkü ostenitik bir yapıya nazaran ferritik yapı içinde krom karbür çökelmesi daha yüksek oranlardadır. Ferritik kromlu paslanmaz çelikler kaynak edildiklerinde, dikişe komşu bölge de taneler arası korozyona karşı hassastırlar, zira krom karbürler önce çözülürler, soğuma sırasında tane sınırlarına partiler halinde çökelirler. Stabilize edilmemiş % 17 Cr'lu çeliklerden yapılan kaynaklı bağlantılar, kaynaktan hemen sonra 750 °C'de tavlama işlemine tabi tutularak taneler arası korozyona karşı dirençli hale getirilebilirler. Eğer bu tür elikler Ti veya Nb ile stabilize edilmiş ise kaynaklı bağlantılar taneler arası korozyona karış ısı ışlemsiz halde bile dirençli olacaklardır (Anık ve diğ., 1993).

2.2.2. Martenzitik Paslanmaz eliklerin Kaynağı

Martenzitik paslanmaz çelikler, işlem görmemiş, sertleştirilmiş ve sertleştirme sonrası ısı ışlem görmüş durumda kaynak edilebilirler. Malzemenin, kaynak işlemi öncesi durumu ne olursa olsun , kaynak işlemi sonrası ITAB'de martenzitik bir yapı meydana gelir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağı esnasında ostenit sıcaklığına kadar ısıya maruz kalan ITAB, oda sıcaklığına soğutulduğunda kırılgan bir martenzite dönüşür. Malzeme bu haliyle kullanıma hazır değildir. Malzemenin sertliğini azaltmak ve tokluğunu arttırmak amacıyla ısı ışlem uygulanmalıdır (Kurt, 2005).

Düşük karbonlu martenzitik paslanmaz çelikler, bir takım önlemler alınarak kaynak edilirler. Yüksek karbonluların ise kaynak edilmelerinden kaçınılmalıdır. Düşük karbonlu martenzitik paslanmaz çeliklerde martenzit nispeten daha az ve düşük sertliktedir, dolayısıyla çatlamaya karşı eğilimi daha azdır. Bu elikler kaynaktan önce genellikle ön tavlama tabi tutulur. Bu n tavlama yüksek karbon eşdeğerli çeliklerde olduğu gibi ısının etkisi altında kalan bölgede bir sertlik azalması meydana getirmez. Yalnızca oluşan ısı ışilmeler azaldığından çatlama olasılığı azalır. Bu eliklerin n tayı için uygun görülen tavlama sıcaklıkları 200-400 °C'dir. Kaynaktan hemen sonra çatlama olasılığını ortadan kaldırmak için parçalar, mümkün olan durumlarda kaynaktan sonra soğumadan bir gerilim giderme tavına tabi tutulmalıdır. 820-870 °C'de 4 saat süre ile tavlmalı ve fırında tercihen çok yavaş olarak 590 °C'ye düşürülmeli

ve daha sonra sakın havada soğutulmalıdır (Tülbentçi, 1990).

Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağında, kaynak dikişinin dayanımının çok önemli olmadığı, parçanın da kükürtlü ortamda bulunmadığı durumlarda ostenitik kaynak elektrotları kullanılır. Ostenitik kaynak metalinin akma sınırının düşük olması kaynaktan sonra oluşan kendini çekme gerilmelerinin oluşturduğu çatlama olasılığını ortadan kaldırır. Yüksek C içeren (% 0.5-1.2) martenzitik paslanmaz çelikler bütün bu önlemler yardımıyla bile sağlıklı bir şekilde kaynak edilemezler.

2.2.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Bu tür çelikler çok iyi kaynak kabiliyetine sahiptirler. Ancak daha önce belirtilen fiziksel özelliklerini kaynak anında dikkate almak gerekir. Zira bu çeliklerin kaynağında C'lu ve az alaşımlı çeliklerin kaynağından daha fazla kendini çekme meydana gelir. Bu tip paslanmaz çeliklerin kaynağında kaynak metalinin ferrit miktarının saptanmasında Schaffler diyagramı ve bu diyagramın geliştirilmiş şekli olan De Long diyagramı kullanılır. Bu diyagramlar yardımıyla kaynak metalinin yapısında bulunacak δ -ferrit miktarının saptanması için ferrit yapıcı elementler Mo, Cr, Si, Nb krom eşdeğeri olarak yatay eksen, ostenit yapıcı elementler Ni, Mn, C, N nikel eşdeğeri olarak düşey eksen, yerleştirilmiştir. De Long diyagramında ferrit sayıları ve buna bağlı olarak δ -ferrit yüzdesi bulunabilir. Bu diyagramların kullanılmasıyla örtülü elektrotlarla yapılan ark kaynağında oluşacak kaynak metalinde ortaya çıkabilecek problemler önceden bilinerek gereken önlemler alınabilir.

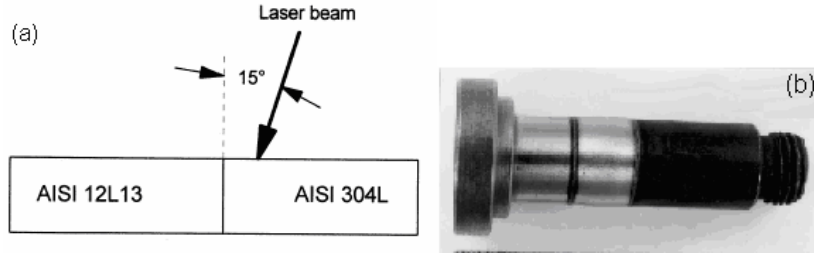
Ostenitik krom nikelli paslanmaz çeliklerin kaynağında en önemli metalurjik problemlerden birisi de ITAB'da bu bölgenin 500-900 °C arasında uzun süre tavlı kalması sonucu oluşan krom karbür çökmesidir. Bu krom karbürler tane sınırlarında çökeler ve çeliği taneler arası korozyona karşı hassas hale getirirler. Bu bakımdan kaynak ile birleştirilmesi gereken ostenitik krom nikelli paslanmaz çeliklerin C içeriğinin en çok % 0.06, optimum % 0.03 civarında olması gerekir. Bu amaçla üretilen türlerde C miktarı düşürülerek korozyon direncinin artırılması ön görülmüştür. Krom karbür çökmesini önlemek için uygulanan bir başka yöntem de çeliğin bileşimine Ti, Nb ve Ta gibi stabilizasyon elementlerinin katılmasıdır. Elektrotlarda Ti'nin arttığı kayından dolayı Nb tercih edilir.

Eğer yine kaynak esnasında tane sınırları boyunca karbür çökmesi meydana gelirse, bir ısıtım işlemi bu dönüştürülebilir. Bunun için gerekli olan ısıtım işlemi, bütün parçanın 1100 °C'ye kadar ısıtılıp sonra suya çekilmesinden ibarettir. Böylece meydana gelen krom karbürler ostenit içerisinde erir ve su ortamında hızlı soğutulmakla da karbür teşekkülü önlenmiş olur (Yıldırım ve diğ., 2001).

Ostenitik krom nikelli paslanmaz çeliklerin ark kaynağında kullanılmak üzere rutil ve bazik örtülü elektrotlar geliştirilmiştir. Bunlar örtülerinde stabilizasyon elementleri içerirler. Burada da bazik örtülü elektrotları kullanırken C'lu ve az alaşımlı çeliklerin kaynağında kullanılan bazik elektrotlarda olduğu gibi, 300 °C gibi bir sıcaklıkta ısıtılarak bünyesindeki nem alınmalıdır. Ostenitik krom nikelli paslanmaz çeliklerin örtülü elektrotlarla ark kaynağında mümkün olan ve en ince elektrot seçilmeli ve mümkün olan en düşük akım şiddeti tercih

edilmelidir. Ayrıca salınım hareketinden kaçınılmalıdır. Çok pasolu kaynakta ise her paso çekildikten sonra oda sıcaklığına kadar soğutulmalı ve ikinci paso daha sonra çekilmeli ve hızlı soğutma yapılmalıdır.

0.9 mm kalınlığında ve 18 mm çapındaki AISI 304L ve AISI 12L13 valf tüplerinin lazer kaynağı ile birleştirilebilirliği Li tarafından araştırılmıştır. Lazer ışınının 15 derece açıyla (Şekil 2.1) ve 0.12-0.14 mm AISI 304L'e doğru hareketi ile gerçekleştirdiği kaynak sonucunda hem sıcak çatlak ve mikro çatlak oluşumu önlemiş hem de en iyi sonuçlar elde edilmiştir (Li ve Fontana, 1996).



Şekil 2.1. (a); AISI304L'ün AISI12L13 ile CO₂ lazeri kullanarak kaynak edilmesi, (b); Lazer kaynağı ile kaynak edilen valfi göstermektedir (Li ve Fontana, 1996).

2.2.4. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlikleri ve kaynak karakteristikleri ferritik paslanmaz çelikten daha iyidir ancak genelde ostenitik malzemeler kadar iyi değildir. Sağlam kaynak bağlantıları için uygun kaynak işlemlerine ihtiyaç duyulur. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği genelde iyidir. Isı girişinin kontrolü önemlidir. Katılma sonucu oluşan çatlaklar ve hidrojenin sebep olduğu çatlaklar, dupleks paslanmaz çelikler için bir sorundur. Bu çeliklere, işlenebilirliği, korozyon direncini ve kaynak edilebilirliği iyileştirmek için alaşım elementleri katılır. Özellikle de azotun ilavesi çukurcuk korozyon oluşumuna karşı direnci artırır ve kaynak edilebilirliği iyileştirir. Dupleks paslanmaz çeliklerin özellikleri kaynaktan etkilenir. İstenmeyen metalurjik fazların oluşumundan kaçınmak ve dengelenen mikro yapının sürekliliğinin öneminden dolayı kaynak prosedürleri dikkatle seçilmeli ve kontrol altında tutulmalıdır. Kaynak prosedürleri, istenmeyen bir mikro yapı oluşumuna neden olursa, malzeme özelliklerinde kayıplar oluşabilir. Dupleks paslanmaz çeliklerin yüksek alaşım içeriği, çeliği yüksek sıcaklıklarda intermetalik faz oluşumuna karşı daha duyarlı hale getirir. Önemli intermetaliklerin çökmesi tokluk ve korozyon direncinde azalmaya yol açabilir.

X2CrNiMo 22 5 3 tipi dupleks çeliklerin ergitme kaynağında, bir ısıtma işlemi gerek duyulmaz. Eğer yeterli ve uygun bir kaynak ilave metali kullanılmazsa, bu takdirde 1050 ile 1150 °C arasında çabuk soğutulur. Uygulamada çok defa dupleks paslanmaz çeliklerin alaşımsız, hafif alaşımlı çelik veya standart ostenit elektrot ile kaynağı söz konusudur. Bu gibi hallerde de uygun kaynak ilave metalinin seçilmesine bilhassa dikkat edilmelidir. Sıcak çatlak oluşumuna karşı hassasiyeti azaltmak için yüksek nikel ve azot içeriği gereklidir. Daha yüksek korozyon dayanıklılığı ve mukavemet arandığında, örneğin açık deniz endüstrisi gibi, super dupleks çelikler söz konusu olur. Bu super dupleks çeliklerde, Cr % 25, Mo % 2 ile 4, N % 0.25

civarında bulunur. Ayrıca Cu veya W ile de alaşımlandırılırlar. Bu çelikler kaynak yapılmamış durumda, % 6 Mo'li tamamen ostenitik çeliklere nazaran daha iyi bir delik korozyonu dayanıklılığına ve yüksek mukavemete sahiptir.

Super dubleks çeliklerin kaynağında, azot içeriği yeterli derecede yüksek değilse (% 0.20'nin üzerinde), ısının tesiri altındaki bölgede artan ferrit miktarı ve tane irileşmesi nedeni ile bir gevrekleşme meydana gelir. Normal X2CrNiMo 22 5 3 tipi dubleks çeliklere nazaran, süper dubleks çeliklerin kaynağında kullanılacak ilave metalin ferrit yüzdesi önemlidir. Kaynak ilave metalinin yeterli derecede nikel ve azot içermesi gerekir (Anık ve diğ., 1993).

2.2.5. Çökeltme ile Sertleştirilen Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerden oluşturulacak kaynaklı bağlantılarda arzu edilen özellikleri sağlamak için seçilen uygun üretim ve ısı işlemler bu tür çeliklerin kullanım yerine göre değişebilir. Kaynak sonrası, uygulanacak çözeltiye alma ve yaşlandırma ısı işlemleri ile maksimum mekanik özellikler ve korozyon direnci elde edilebilir. Çarpılmaların oluşabilirliği ve çatlama tehlikesi bazı durumlarda çözeltiye alma tavrının uygulanmasını sınırlar. Bu nedenle, bazen sadece kaynak sonrasında yaşlandırma işlemi gerekir.

Martenzitik çökeltme sertleşmeli türlerde ince kesitler normalize hallerinde ark kaynağı ile kaynak edilebilirler. Kalın kesitli parçalarda veya yüksek oranda ön şekil değiştirme uygulanmış parçalara da yaşlandırılmış hallerinde kaynak uygulanabilir. Yarı-ostenitik çökeltme sertleşmeli tür paslanmaz çeliklerin bir çoğu, çözeltiye alma tavlama uygulanmış veya normalize hallerinde ark kaynağı ile birleştirilebilir. Ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler ise, çok zor kaynak edilirler ve bazı türleri çatlama probleminden dolayı kaynak edilemezler. Kaynak genellikle bu çeliklerde çözeltiye alma tavlama yapılmış hallerinde uygulanır, ancak ITAB sıcak çatlamaya karşı hassastır. Örneğin, 17-10 P ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelik çok sınırlı kaynak edilir. Bu çelik, 1180 °C'nin üzerine ısıtıldığında tane sınırlarında fosforca zengin bileşiklerin oluşması sonucu sıcak çatlama oluşur. 17-10 P çeliği, ark kaynağı ile birleştirildiğinde ITAB'de dikişaltı çatlakları görülür.

Kaynaklı birleştirmelerin geometrisi, kullanım gereksinimleri ve kaynak edilmiş bölgelerin karşılaşılabileceği kullanım koşulları, çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlikleri üzerinde etkilidir. Yukarıda da belirtildiği üzere, çözeltiye alma tavlama dahil tam bir ısı işlem çevrimi kaynaktan sonra arzu edilir ancak bu durum, parçanın boyutları ve geometrisinden dolayı her zaman pratik değildir. Eğer kaynaklı birleştirme tam bir ısıl çevrime alınamıyorsa, kaynağa başlamadan önce bağlantıyı oluşturacak bileşenlere çözeltiye alma tavlama uygulanmış olmalıdır. Kaynaklı birleştirmeler kullanılmadan önce yaşlandırma ısı işlemine tabi tutulmalıdır. Genellikle çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler için bir ön tavlama gerek yoktur. Örneğin; 17-4 PH martenzitik tür çelik malzeme 100 mm'nin altındaki kalınlıklarında ön tav uygulanmaksızın kaynak edilebilir, ancak pasolar arası sıcaklıklar 150 °C' de tutulması genelleştirilmiştir. 100 mm' yi aşan kalınlıklarda ise, 95 °C öntav ve 95-260 °C pasolar arası sıcaklıklara dikkat edilmesi bir çok uygulama için önerilir.

Martenzitik ve yarı-ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kaynağında

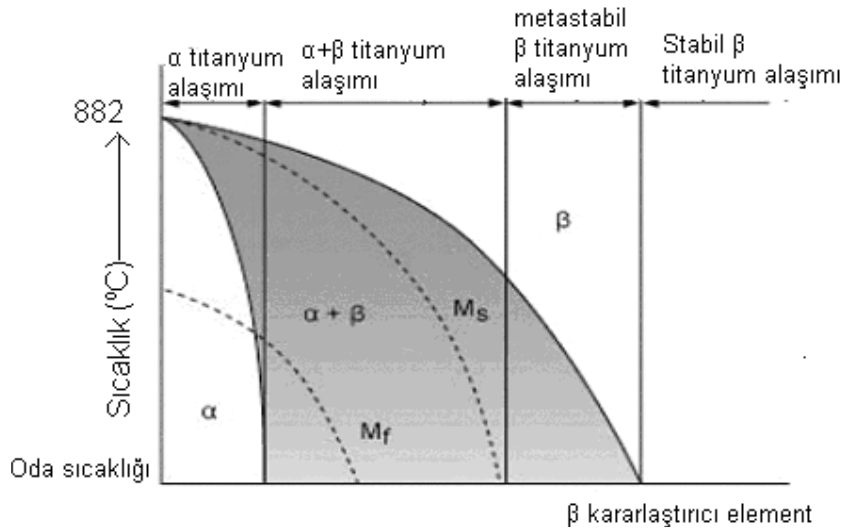
çatlama tehlikesi yoktur. Ancak daha önceden de, belirtildiği gibi ostenitik türlerin ITAB' de sıcak çatlama tehlikesi kaynak edilebilmelerini zorlaştırır çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklere kıyasla daha az sünektir ve çentik hassasiyetleri fazladır. Bu açıdan, kaynak edilecek parçaların tasarımında ve kaynaklı birleştirmelerde gerilme birikimi yaratacak kısımlardan sakınılmalıdır.

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilir türlerinde, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklere uygulanabilen tüm kaynak yöntemleri kullanılabilir. Bu tür çeliklerin kaynaklı birleştirmeleri için TIG, MIG ve plazma ark kaynak yöntemleri oldukça uygun yöntemlerdir. Bu tür çeliklere örtülü elektrotlar ile ark kaynağı da uygulanabilir ancak esas metal bileşimi ile tam uyumlu elektrotlar bulunmadığı hallerde yüksek bağlantı mukavemetleri elde edilemez. Bu tür çelikler direnç kaynak yöntemleri ile de birleştirilebilir (Ruge, 1974).

2.3. Titanyum ve Titanyum Alaşımları

Titanyumun genleşme katsayısı, demirli alaşımların genleşme katsayılarının yanında önemsenmeyecek derecede küçüktür. Titanyum bu özelliğinden dolayı, diğer malzemelere oranla cam ve seramik malzemelerle daha çok uyum sağlar. Saf titanyumun ergime noktası 1668 °C ve yoğunluğu 4.54 g/ cm³’tür. Titanyumun elastiklik modülü aşağı yukarı çelikten % 50 daha fazladır. Bu özellik titanyuma mükemmel esneklik kazandırır. Bu özelliği titanyumun tıp (dişçilik ve ortopedi) alanında ve diğer alanlarda kullanımını sağlamıştır. Titanyumun çevresel direnci yüzeyindeki ince ve koruyuculuğu yüksek oksit tabakasına bağlıdır. Titanyum ve alaşımları çok kararlı oksit tabakası oluştururlar. Titanyumun yüzeyindeki oksit tabakası çizilir ya da tahribata uğratılırsa, bulunduğu su veya hava ortamında hemen kendini yenileyecektir. Titanyum tuzlu su, deniz suyu, asitler, bazlar ve endüstriyel kimyasallardan kaynaklanan korozyon etkilere karşı dirençlidir. Titanyum aşağı yukarı 540 °C’ye kadar mükemmel korozyon direncine sahiptir. Sıcaklıkla titanyumun oksijene karşı olan afinitesinin artmasıyla yüzeydeki oksit tabakasının kalınlığı da artar. Yaklaşık 650 °C’nin üzerindeki sıcaklıklarda titanyumun oksidasyon direnci hızlı bir şekilde düşer. Bunun sonucunda titanyum ortamda bulunan azot ve oksijene karşı ve bunların olumsuz etkilerine karşı korumasız kalır (Kearns, 1981).

Saf titanyum gümüş renklidir ve 882 °C’ye kadar alfa (α) olarak bilinen HKZ (hekzoganal sıkı paket) kristal kafes yapısına sahiptir (Şekil 2.2). Bu sıcaklığın üstünde metal, allotropik dönüşüm sonucu beta (β) olarak adlandırılan HMK (hacim merkezli kübik) kristal yapısına dönüşür . Bazen beta geçiş sıcaklığı olarak adlandırılan dönüşüm sıcaklığı, impürityelerin varlığı ya da özellikleri iyileştirmek için yapılan alaşımlamanın sonucu olarak etkilenir.



Şekil 2.2. Saf titanyumun sıcaklık ve β kararlaştırıcı elementlerle değişimi.

Titanyum ve alaşımlarını önemli yapan özellikler şunlardır:

- 1 Düşük yoğunluk,
- 2 Düşük elastiklik modülü,

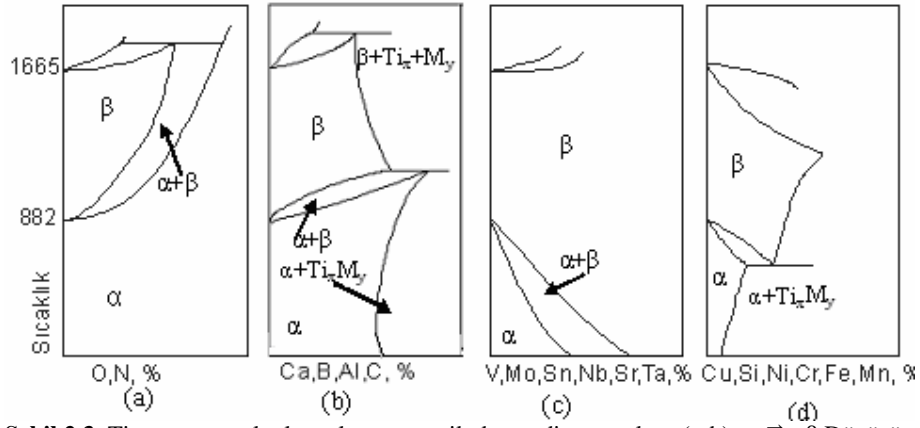
- 3 Düşük genleşme katsayısı.Yüksek ergime sıcaklığı,
- 4 Manyetik özelliğinin olmaması,
- 5 Radyoaktif yarı ömrü çok kısa (nükleer sistemde kullanılmasını sağlar) olmasıdır.

Titanyum alaşımları, yüksek dayanım, düşük ağırlık, yüksek sıcaklıklarda çalışma ve yüksek korozyon dayanımı gibi gereksinimlerden dolayı uygulamalar için seçilmiştir. Dayanım özelliği çeliklerle karşılaştırıldığında daha yüksektir. Yoğunluğu aşağı yukarı çelikten % 55 ve alüminyum alaşımlarından da % 60 daha büyüktür.

Titanyum yüksek dayanım/ağırlık oranına sahiptir. Dünyanın titanyum üretimi, çelik üretimi ile karşılaştırıldığında çok küçüktür. Üretilen titanyumun %80'ni havacılık ve uzay uygulamalarında kullanılmaktadır (Tian ve diğ., 2006). Ne yazık ki, titanyum ve alaşımlarının maliyeti yaygın olarak kullanılan metallerden daha fazladır çünkü bunların cevherlerinden üretimleri çok zordur ve üretimlerinde çok gelişmiş ergitme ve uygulama teknikleri kullanılmalıdır. Titanyum alaşım fabrikasyonunun yüksek maliyeti, prensip olarak bu metalin yüksek reaktifliği ve oksijen, azot, hidrojen ve karbon için duyarlılığının bir sonucudur (Erdoğan, 2001). Titanyum pazarının yaklaşık % 60'ı büyük öneme sahip ve geniş kullanım alanına sahip Ti-6Al-4V'tür. Uygulamalardaki titanyumun başarısı, titanyum metalürjisinin hızla ilerlemesi ve ortaya çıkan problemlerin kaynak metotlarının gelişimi ile çözüme kavuşturulmasıdır. Ticari titanyum alaşımları arasında en yaygın kullanılanı Ti-6Al-4V'dur. Bu alaşım, yüksek yorulma direnci, korozyon direnci, yüksek biyouyumluluk ve yüksek dayanıma sahiptir. Titanyum, bakır, alüminyum alaşımları ve düşük karbonlu çelikten biraz kuvvetli, fakat alaşımlandırılmış titanyumdan daha zayıftır.

2.3.1. Titanyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

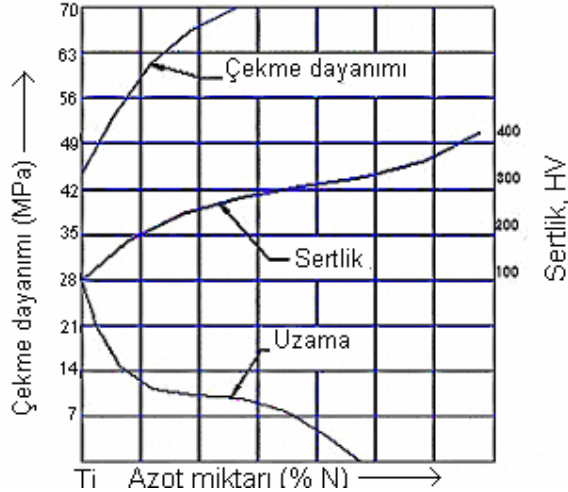
Mikroyapılarına bağlı olarak titanyum alaşımları alaşımsız, α , yakın α , $\alpha+\beta$ ve β olarak sınıflandırılır. Bu tanımlar işlem sonrası genel mikroyapıyı ifade etmektedir. Bir α alaşımı, yalnızca çok az miktarda β fazı içerebilir. Bir $\alpha+\beta$ alaşımı, α ve dönüşmüş β 'dan meydana gelir. Metastabil bir β alaşımı ise oda sıcaklığına soğutulduğunda kalıntı β fazı oluşumuna yönlenecek, fakat ısıl işlemle ince α fazı çökelecektir (Kurt, 2005).



Şekil 2.3. Titanyum esash alaşımların şematik denge diyagramları (a-b)- $\alpha \rightarrow \beta$ Dönüşüm sıcaklığını yükselten elementlerle; (c-d)- Bu sıcaklığı azaltan elementler (Oğuz, 1998).

2.3.1.1. Ticari Saf Titanyum

Ticari saf titanyum düşük dayanım ve yüksek korozyon direncine sahiptir. Ticari saf titanyumun maliyeti, titanyum alaşımlarından daha yüksektir. Ticari saf titanyum, yüksek sünekliğin gerektiği ve düşük dayanımın bir problem olmadığı uygulamalarda kullanılır. Ticari saf titanyum, minimum mekanik özellikler ve maksimum arayer impürileri esas alınarak sınıflandırılır. Genelde dayanımdaki çeşitlilik impürite içeriklerindeki farktan dolayıdır. Bu impüriteler ise arayer elementleri (O, C, N) ve Fe'dir (Kearns, 1981). Ticari saf titanyum yaklaşık olarak % 1'e kadar alaşım elementi içerir. Elementlerin içeriğinin artmasıyla dayanımda da bir artış gözlenir.



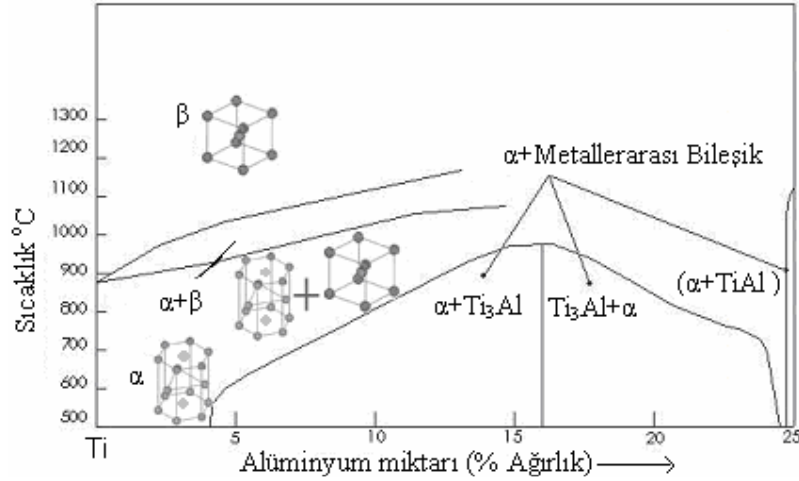
Şekil 2.4. Saf titanyumdaki azotun varlığı ile sonuçlanan dayanımdaki artış.

2.3.1.2. α -Titanyum alaşımları

Alfa titanyum alaşımları HSP (hekzagonal sıkı paket) kristal kafes sistemine sahiptir. Titanyum alfa fazını kararlı hale getiren yeralan elementler alüminyum, galyum ve germanyumdur. Oksijen, karbon ve azot gibi arayer elementleri de α fazını kararlı hale getirir. Alfa alaşımları mikroyapısının yüksek bir yüzdesini α fazı oluşturur. Bazı durumlarda mikro yapının tamamı α fazından oluşur. Yalnızca α fazından oluşan α alaşımlarına ısıtma işlemi uygulanmaz ancak dövme sonrası gerilmeyi azaltmak için tavlamlarlar. Alfa alaşımlarında küçük

miktarda sünek β fazının bulunması ısıtıl işlem ve dövülebilirlik yönünden avantajlıdır. Bu nedenle alaşımlar % 1 Mo içerebilir. Buna örnek olarak Ti-6Al-2Sn-4Zn-2Mo alaşımı verilebilir. Alfa alaşımının temel alaşım elementlerinden Sn ve Zr katı eriyik mukavemetini arttırmak için kullanılır.

Yalnızca α fazı oluşumu yüksek alüminyum miktarı ile sağlanabilir. Alfa alaşımları iki temel niteliğe sahiptir; birincisi kaynak edilebilirlik, ikincisi ise yüksek sıcaklıklarda dayanımı muhafaza etmedir. Bu niteliklerden birincisi tek fazlı mikroyapıdan kaynaklanır, ikincisi ise yapıdaki alüminyumun varlığındandır. Alfa alaşımlarına en büyük mukavemet etkisi sağlayan alüminyumdur. Yaklaşık % 6'dan fazla alüminyum içeren α alaşımlarının sıcak işlenmesi zordur. Yüksek alüminyum içeren α alaşımlarının sıcak işlenebilirliğini iyileştirmek için yeterli miktarda β kararlaştırıcı alaşım elementleri ilave edilir (Doyle ve diğ., 1985). Ti-5Al-2.5Sn ticari α alaşımlarından birisidir. α fazında kararlı alaşımdır ve ısıtıl işlemle sertleştirilemez. Bundan dolayı fazla mukavemetli değildirler ancak kolay kaynak edilebilirler. Yapıdaki oksijen, karbon ve azotun azaltılmasıyla düşük sıcaklıklarda tokluğu artar. α alaşımları, yaygın olarak orta şiddette yüksek sıcaklık dayanımı ya da sürünme dayanımının istendiği yerlerde kullanılır.



Şekil 2.5. α -Ti alaşımlarında Ti-Al denge diyagramı

2.3.1.3. Yakın α -Titanyum Alaşımları

Yakın α titanyum alaşımları bir başka tüm α faz yapısında bir miktar β fazı dağılımını içeren alaşımlardır. β kararlaştırıcı elementlerden küçük miktarlardaki Mo ve V (% 1-2) oda sıcaklığında bu alaşımların bir miktar β fazı bırakması için ilave edilir (Erdoğan, 2001). Yakın α alaşımları, yüksek sürünme dayanımı özelliği ve yüksek sıcaklıklarda kararlılık özelliğinden dolayı tasarlanırlar.

2.3.1.4. $\alpha+\beta$ -Titanyum Alaşımları

$\alpha+\beta$ titanyum alaşımları, mikroyapılarında α ve β fazlarının karışımını içerir. Bu alaşımların mukavemetleri yaşlandırma ısıl işlemleri ile arttırılabilir. Bazı $\alpha+\beta$ alaşımları tavlannış durumda kullanılırlar. Tavlannış durumda mükemmel kırılma tokluğuna sahiptirler. Dayanım/yoğunluk oranı ısıl işlemle birlikte artar. Pek çok $\alpha+\beta$ alaşımları yüksek dayanım ve şekillenebilirliğe sahiptir (Kearns, 1981). $\alpha+\beta$ alaşımları, oda sıcaklığında β fazı varlığını iyi devam ettirebilmesi için β kararlaştırıcı elementler içerir. Ti-6Al-4V yaygın olarak kullanılan ve en iyi bilinen dövme alaşımıdır. Üretilen titanyum alaşımlarının yaklaşık yarısını $\alpha+\beta$ alaşımları oluşturur. Bu alaşımları önemli yapan özellikler; yüksek mukavemet, yüksek sürünme dayanımı ve iyi dökülebilirlik özellikleridir.

2.3.1.5. β -Titanyum Alaşımları

Yeterli miktarda β kararlaştırıcı alaşım elementleri titanyuma ilave edilirse tüm kararsız β fazından oluşan bir yapı su verme ile hatta bazı durumlarda havada soğutma ile oda sıcaklığında elde edilebilir. β titanyum alaşımları için prensip alaşım elementleri V, Mo, Cr ve Fe'dir. Zirkonyum bazen β ve α fazlarının her ikisinin de dayanımını arttırmak için ilave edilir. Alüminyum da bu alaşımların çoğuna yoğunlukları azaltmak, biraz katı eriyik oluşumu yolu ile mukavemetlenme sağlamak ve oksidasyon direnci arttırmak için ilave edilir. β titanyum alaşımları HMK kristal yapılarından dolayı çözündürme ısıl işlemi uygulanmış ve su verilmiş şartlarda kolaylıkla şekillendirilirler.

β alaşımları tamamen tek fazlı değildirler. α fazına dönüşümleri ağırdır. β alaşımları uzun bir sürede yaşlandırılabilir ve dayanımı arttırmak için düşük sıcaklıkta ısıl işlem uygulanır. β alaşımları, α 'nın ya da bir bileşenin çökeltilmesi sonucu sertleştirilebilir. β alaşımları genellikle tek fazlı durumda çok iyi şekillenebilme yeteneğine sahiptir ve çoğu zamanda bu özelliğinden dolayı kullanılır. Isıl işlemle birlikte β alaşımlarının dayanım/ağırlık oranı artar. Nispeten düşük süneklik ve kırılma tokluğuna sahiptir.

2.4. Titanyum ve Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği

Alaşımsız titanyum ve α titanyum alaşımlarının tümü kaynak edilebilir. $\alpha+\beta$ titanyum alaşımı Ti-6Al-4V ve diğer zayıf β kararlaştırıcı elementler içeren alaşımlar bile kaynak edilebilir ancak güçlü β kararlaştırıcı elementler içeren $\alpha+\beta$ alaşımları kaynak edildiklerinde gevrekleşirler. Pek çok β alaşımları başarılı bir şekilde kaynak edilebilir. Bununla birlikte, yaşlanma sertleşmesi ile mukavemeti sağlamak için yapılacak ısıtma işlemi dikkatli uygulanmalıdır. Çünkü yaşlanan kaynaklar bazı β alaşımlarında oldukça kırılgan olabilir. Ticari saf titanyumun kaynağında, düşük demir içerikli dolgu metalleri kullanılmalı ve kaynak bölgesinin demirle teması sağlayacak tüm uygulamalardan kaçınılması gerekir. % 98.5-99.5 saflıkta bulunan alaşımsız titanyumların tümü soğuk işlenmiş durumdan çok tavllanmış durumda kaynak edilebilir.

α alaşımları yüksek sünekliklerinden dolayı daha iyi kaynak edilebilirliğe sahiptirler. Kaynak işleminin, tavllanmış malzemenin mekanik özellikleri üzerinde etkisi azdır. Ancak soğuk işlem görmüş bir malzemenin mukavemeti üzerindeki etkisi bu mukavemeti azaltıcı yöndedir. Bu nedenle α alaşımları tavllanmış koşullarda kaynak edilebilirler. Ti-0.2Pd ve Ti-0.3Mo-0.8Ni alaşımı çatlak korozyonuna karşı iyi bir dirence sahiptir. Ti-5Al-2.5Sn alaşımı iyi kaynak edilebilirliğin yanında iyi mukavemet ve tokluğun istendiği yerlerde kullanılabilirler. Düşük arayer elementleri içeren α alaşımları yüksek tokluk gösterir ve düşük sıcaklık uygulamaları için uygundur. Ti-5Al-2.5Sn, Ti-8Al-5Sn-5Zr, Ti-7Al-12Zr, Ti-6Al-2Cu-1Ta-1Mo ve Ti-8Al-1Mo-1V alaşımları tavllanmış durumda kaynak edilebilirler. Yakın α alaşımları kaynak edilebilir, fakat kaynak gerilmeleri yüksek olabilir. Bu yüzden kaynak sonrası bu gerilmelerin giderilmesi önerilir. Bazı durumlarda kaynakta oluşacak çatlakları önlemek için özel kaynak yöntemlerine gereksinim duyulabilir. Bu alaşımlarda demirin varlığı sürünme dayanımını azaltır.

Ti-6Al-4V alaşımı en iyi kaynak edilebilirliğe sahiptir. Hem tavllanmış durumda hem de çözündürme ısıtma işlemi uygulanmış durumda kaynak edilebilir. Yaşlanma, kaynak sonrası gerilim giderme ısıtma işlemi sırasında tamamlanabilir. Yalnızca soğuk işleme ile mukavemetlendirilebilen α ve alaşımsız titanyuma kıyasla, $\alpha+\beta$ ve β alaşımları ısıtma işlemiyle mukavemetlendirilebilir. Yüksek miktarda β kararlaştırıcı element içeren $\alpha+\beta$ alaşımları kaynak edilebilirliği sınırlandırır. Kaynak bölgesinde küçük kusurların varlığında ya da yüksek sınırlama altında kaynak edildiklerinde çatlama eğilimi gösterirler. Ti-7Al-4Mo ve Ti-6Al-4V-2Sn bu tür alaşımlardandır. 150-170 °C'de ön ısıtma yaparak çatlama eğilimi karşı direnç en iyi duruma getirilebilir. Kaynaktan hemen sonra gerilim giderme tavlama yapılmalıdır (Kearns, 1983). $\alpha+\beta$ alaşımları, alaşımsız titanyum yada α titanyum dolgu metali ile kaynak edilebilir. Bu sayede ergiyik bölgedeki β içeriği azaltılır ve süneklik daha iyi hale getirilir. Bu tür dolgu metallerinin kullanımı, duyarlı alaşımlarda ısıdan etkilenen bölgede oluşacak gevrekliği önlemez.

Pek çok β alaşımı hem tavllanmış hem de ısıtma işlemi görmüş durumda kaynak edilebilirler. Kaynaklı bağlantılar düşük mukavemetlidir, ancak sünekler. Kaynaklı bağlantı ısıtma

işleme esas metalden daha farklı bir tepki gösterebilir ve yaşlandırma sonrası düşük sünekliğe sahip olabilir. Eğer kaynaklı bağlantılar çalışma koşullarında yüksek sıcaklıklara maruz bırakılırsa yaşlanma oluşabilir. İyi kaynak bağlantıları tavllanmış durumda söz konusudur. Ti-3Al-13V-11Cr alaşımı hem tavllanmış hem de ısıtılmış işlem yapılmış durumda kaynak edilebilir. Bu alaşım yaşlanmayla sertleştirildiğinde yapılacak kaynaklarda çok şiddetli gevreklikler oluşur.

Tablo 2.7. Titanyum ve alaşımlarının kaynak edilebilirliği (Kearns, 1981).

Alaşım	Kaynak Edilebilirlik
<u>Ticari saf Titanyum</u>	A
<u>Alfa alaşımları</u>	
Ti-0.2Pd	A
Ti-5Al-2.5Sn	B
<u>Yakın alfa alaşımları</u>	
Ti-8Al-1Mo-1V	A
Ti-6Al-2Cb-1Ta-0.8Mo	A
Ti-6Al-4Zr-2Mo-2Sn	B
<u>Alfa-Beta alaşımları</u>	
Ti-6Al-4V	B
Ti-7Al-4Mo	C
Ti-6Al-6V-2Sn	C
Ti-8Mn	D
<u>Beta alaşımları</u>	
Ti-13V-11Cr-3Al	B
A: Mükemmel B: İyi C: Özel uygulamalarla sınırlı D: Kaynağı önerilmez	

2.5. Titanyum ve Alaşımlarına Uygulanan Kaynak Yöntemleri

2.5.1 Gaz Tungsten Ark Kaynağı

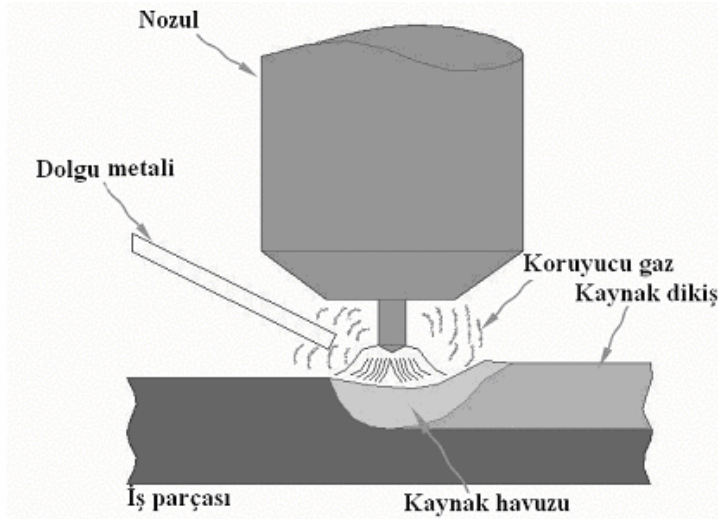
TIG kaynağı, titanyum ve alaşımlarının kaynağında yaygın olarak kullanılır. Özellikle 3 mm kalınlığındaki parçalar için uygundur. Bu kaynak yönteminde alın kaynağı gerçekleştirilir. Kaynak pozisyonu kaynak metalindeki porozite miktarını etkileyebilir. Doğru akım düz kutuplama yöntemi (elektrot negatif) uygulanıp EWth-2 tipi tungsten elektrotlar kullanılarak kaynak işlemi gerçekleştirilir. Tungsten elektrodun kaynak bölgesi ile temasından kaçınılmalıdır. Çünkü titanyumun gevrekleşmesine neden olur. Titanyumun kaynağında porozite önemli bir sorundur. Poroziteyi önlemek için, kaynak bölgesi ve dolgu metali gerektiği gibi temizlenmelidir. Katılaşmayı geciktirecek ve kaynak banyosunda hapsolan gazların çıkmasına olanak sağlayacak yavaş kaynak hızının kullanılması ile porozite azaltılabilir ya da tamamen ortadan kaldırılabilir.

Ti-6Al-4V $\alpha+\beta$ titanyum alaşımı TIG kaynağı ile birleştirilmiştir. İşlem sonunda, kaynak metalinin ısıdan etkilenen bölgesi (ITAB) esas metal ile karşılaştırıldığında daha yüksek mikro sertlik ve daha iri tanelere sahip olduğu tespit edilmiştir. Oysa kaynak metali darbe tokluğunun ITAB ve esas metalden % 50 daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebi ise kaynak metalindeki primer α tanelerinin az oluşuna bağlanmıştır. Primer α tane sınırlarında mikro çatlaklar görülmüştür ve bunların çatlak yayılımını kolaylaştırdığı tespit edilmiştir (Zhou ve Chew, 2002) .

Darbeli kaynak akımı, $\alpha+\beta$ (Ti-6Al-4V ve Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo) titanyum

alaşımlarında ergiyik bölge tane yapısını inceltmek için uygulanan yöntemlerden birisidir. TIG kaynağı yöntemi ile darbeli alternatif akım ve darbeli doğru akım kullanılarak $\alpha+\beta$ titanyum alaşımlarının kaynağı gerçekleştirilmiştir. Darbeli doğru akımın kaynak metali β tane yapısını incelttiği, ancak darbeli alternatif akımın etkisinin bundan daha yüksek olduğu görülmüştür. Darbeli akım sıvı akışkanlığını artırır, sıcaklık gradientini azaltır ve kaynak havuzunun şekil ve boyutlarında sürekli değişimlere neden olur. Katılaştan yapıda tane inceliğini mümkün kılan etkiler darbeli alternatif akımda darbeli doğru akımdan daha fazladır. Elde edilen ince taneli yapının ergiyik bölgenin gerilme sünekliğini kayda değer bir derecede artırdığı tespit edilmiştir (Sunderasan ve diğ., 1998).

Ti-6Al-4V TIG kaynak yöntemiyle darbeli akım kullanılarak kaynak edilmiştir. Elde edilen kaynağın gerilme özellikleri üzerine kaynak parametrelerinin etkisi araştırılmıştır. Sonuç olarak, tane boyutu ve martenzit oluşum miktarı alaşımların gerilme dayanımını etkilemektedir ve bunlar soğutma oranları ile ilişkilidir. Kaynak ısı girişinde artışla gerilme dayanımında bir azalmaya eğilim ve kaynak soğutma oranında artışı ile gerilme dayanımında bir artış gözlenmiştir. Soğutma oranının süneklik üzerinde etkisi göz önüne alındığında, daha yüksek soğutma oranlarının daha yüksek uzamayı sağladığını ve bununla daha yüksek kaynak sünekliği ile sonuçlandığı tespit edilmiştir (Yang ve diğ., 1997).



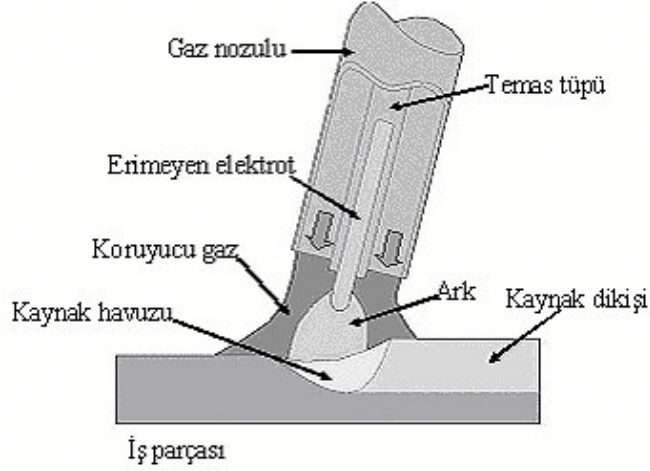
Şekil 2.6. TIG kaynağının şematik gösterimi

Tablo 2.8. Titanyumun TIG kaynağı kaynak değişkenleri

Malzeme kalınlığı (cm)	Koruyucu gaz	Ark volatajı (V)	Kaynak akımı (A)	Kaynak hızı (cm/dak.)
0.02	He	14	10	41
0.7	Ar	10	25-30	25
0.1	Ar	10	90-100	25
0.1	Ar	10	120-130	30
0.2	Ar	12	190-200	25
0.2	Ar	12	200-210	30
0.3	Ar	12	220-230	25

2.5.2 Gaz Metal Ark Kaynağı

Gaz metal ark kaynağı (MIG) normal olarak 3 mm ve daha yukarı kalınlıkta Ti ve alaşımlarında kullanılır. 12,5 mm levhaların kaynağında geniş ölçüde yer almıştır. Bu kaynak yöntemi TIG kaynağından daha ekonomiktir. Tel elektrodun temizliği ve homojenliği son derece önemlidir. Kullanılan koruyucu gaz, argon, helyum yada her ikisinin karışımı olabilir. Oksijen, azot, hidrojen, karbondioksit gazları titanyumda gevrekliğe yol açtığından soy gaza eklenmemelidir. Kullanılan koruyucu gaz hava ve nemin yol açtığı kirlenmelerden korunmalıdır. Titanyum dolgu metali üç yolla transfer edilir. Bunlar kısa devre iletim, iri damla iletimi ve spreyletim şeklidir.



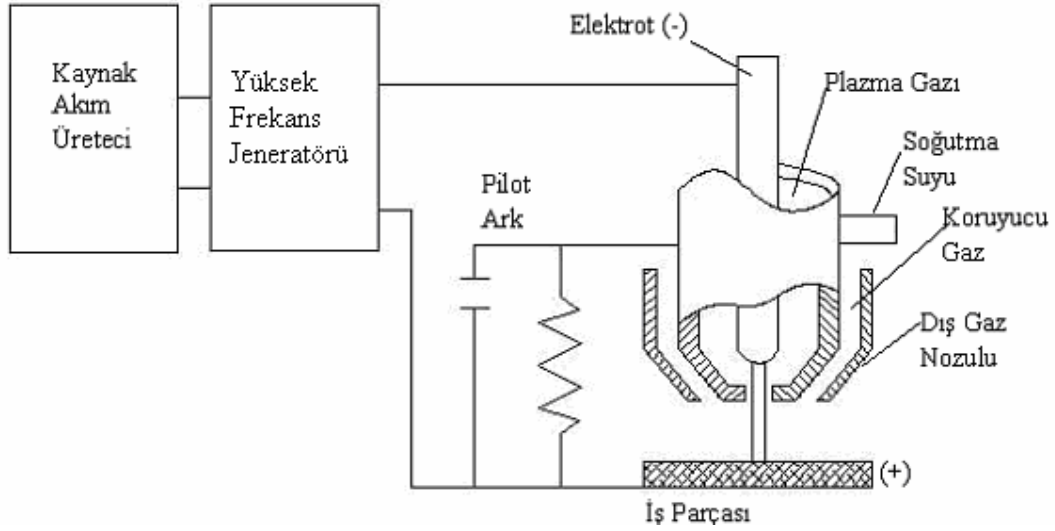
Şekil 2.7. MIG kaynağının şematik gösterimi.

Tablo 2.9. Titanyum alaşımının MIG kaynağı kaynak değişkenleri.

Malzeme kalınlığı(cm)	Kaynak pozisyonu	Koruyucu gaz	Ark volatajı (V)	Kaynak akımı (A)	Kaynak hızı (cm./dak.)
0.3	Yatay	75Ar-25He	20	250-260	38
0.6	Yatay	75Ar-25He	30	300-320	38
0.9	Yatay	85He-15Ar	33	350-360	64
1.2	Yatay	75Ar-25He	40	340-360	38
1.5	Yatay	75Ar-25He	45	350-370	38
2.5	Yatay	Ar	36-37	320-350	51-58
2.5	Yatay	Ar	31-33	315-340	33
2.5	Yatay	75Ar-25He	22-24	-	10
2.5	Dikey(aşağıdan yukarı)	75Ar-25He	21-23	-	6.4
2.5	Yatay	75Ar-25He	17-21	140-185	18
2.5	Dikey(aşağıdan yukarı)	75Ar-25He	15-16	100-135	4.6

2.5.3. Plazma Ark Kaynağı

Plazma ark kaynağının başlıca uygulamalarından biri, Ti alaşımlarının birleştirilmesidir. Anahtar deliği kaynağı paslanmaz ve düşük alaşımlı çeliklere göre titanyumda daha kalın küt alın birleştirmelerine uygulanabilir (Oğuz, 1998). Koruyucu gaz olarak genelde argon kullanılır. Helyum- argon karışımı özel olarak kullanılır. Titanyumu gevrekleştirdiği için koruyucu gaza hidrojen eklenmemeli.



Şekil 2.8. Plazma kaynağı (Kaluç, 1993).

Tablo 2.10. Titanyum alaşımlarının plazma kaynağı kaynak değişkenleri

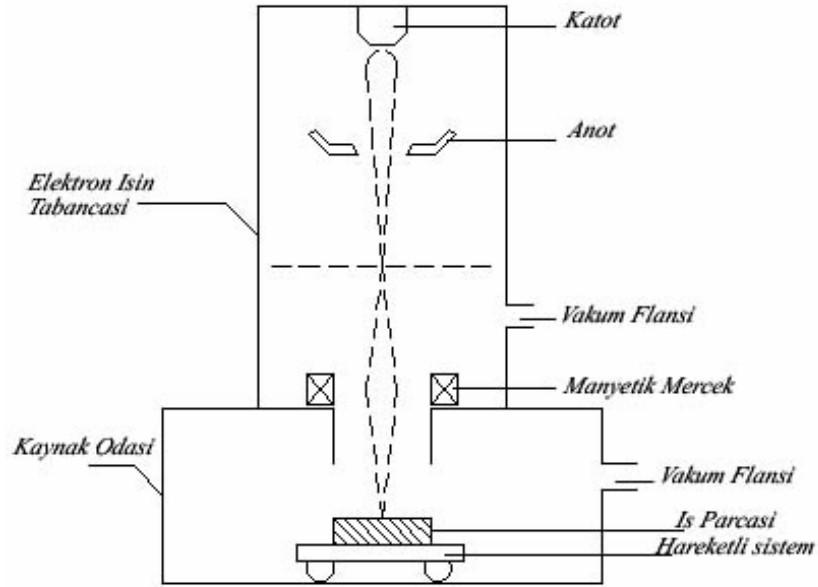
Malzeme kalınlığı (cm)	Koruyucu gaz	Kaynak akımı (A)	Ark voltajı (V)	Kaynak Hızı (cm./ dak.)
0.02	Ar	5	-	-
0.03	Ar	6	-	-
0.03	Ar	150	24	102
0.04	Ar	175	30	107
0.6	Ar	160	30	114
0.7	Ar	172	30	122
0.9	75He-25Ar	225	38	-
1.2	50He-50Ar	270	36	-

2.5.4. Elektron Işın Kaynağı

Genellikle dolgu metali kullanılmaz ve ön ısıtma gerekmez. Optimum sonuçlar için kaynak vakumlu ortamda yapılmalıdır. Orta derecedeki vakumlu ortamdaki kaynaklar çoğu uygulamada iyi sonuçlar sağlamaktadır. Titanyumun elektron ışın kaynağı ile diğer metallerle birleştirilmesinde porozite, yetersiz nüfuziyet, büzülme boşlukları gibi problemler oluşmaktadır. Elektron ışın kaynağı, gas tungsten ark kaynağı (TIG) ile karşılaştırıldığında daha düşük bir ısı girdisine sahiptir.

Elektron ışın kaynaklarında mikroyapı ve mikro segregasyon, hem kaynak yapılmış durumda hem de kaynak sonu ısıtma işleminden sonra yapının mekanik özelliklerini etkiler. $\alpha+\beta$ alaşımlarında, kaynakta mikroyapı bileşimi olarak martenzit hakimdir. Kaynak metali ve ısıdan etkilenen bölge genellikle yaşlanmanın doğrudan bir sonucu olarak esas metale oranla daha yüksek akma dayanımı ve daha düşük süneklikler gösterir.

Yaygın kullanıma sahip Ti-6Al-4V hem tavllanmış hem de çözündürme ısıtma işlemine tabi tutulmuş ve yaşlandırılmış durumda elektron ışın kaynağı ile kaynak edilebilir. Yüksek sıcaklıklara sahip çalışma koşulları altında çalışacak kaynaklı parça için önerilen işlem sırası; tavlama, kaynak, çözündürme ısıtma işlemi ve yaşlandırma. Diğer çalışma koşulları için, uygulanan çözündürme ısıtma işlemi, yaşlandırma ve kaynak işlem sırası kırılma tokluğunda bir miktar azalma ile sonuçlanır.



Şekil 2.9. Elektron ışıın kaynağı (Anık, 1993).

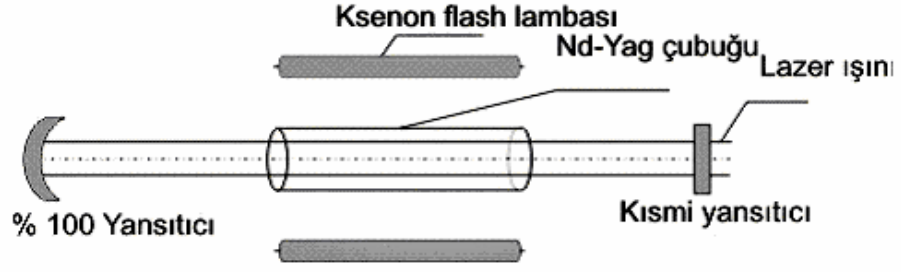
Tablo 2.11. Titanyum alaşımlarının elektron ışıın kaynağı kaynak değişkenleri.

Malzeme kalınlığı (cm)	Hızlandırma Voltajı (kV)	Işın akımı (mA)	Kaynak hızı (cm./dak.)
0.07	30	26	214
0.12	85	4	153
0.31	20	95	76
0.88	130	35	102
5	45	450	66

2.5..5. Lazer Kaynağı

Uzay ve havacılık endüstrisinde titanyum ve alaşımlarını birleştirmek için lazer kaynağının kullanılmasının sebebi, kolay otomasyon ve ısı girişinin kontrol altında tutulabilmesindendir. Ti-6Al-4V'un lazer kaynağı ile birleştirilmesi otomotiv ve havacılık alanı için daha önemli bir noktadır (Casalino ve diğ., 2005). Kaynak hızının yüksek ve kaynak süresinin de kısa olması kaynak bölgesinin yüksek sıcaklıklara maruz kalma süresini azaltmaktadır. Bunun sonucunda ısıdan etkilenen bölge daha dar olur, kaynak sonrası gerçekleşen çatlamlar ortadan kaldırılabilir ve tane büyümesi de engellenmiş olur (Sidney, 1987).

Titanyumun kaynağında meydana gelebilecek kirlenme ve gevrekliklerden kaçınmak için helyum ya da helyum-argon gaz karışımı kullanılabilir. Kaynak ve ısının tesiri altında kalan bölge, esas metalden daha yüksek gerilme dayanımına sahiptir, ancak kırılma tokluğu değeri daha düşüktür. Ti-6Al-4V'da kırılma tokluğundaki azalma elektron ışıın kaynağı ile yaklaşık olarak benzerdir. Genelde titanyum alaşımlarının kaynağında çelikte oluşan martenzitten farklı bir martenzit oluşur. Bu martenzit daha yüksek tokluğa sahip ve çatlamaya karşı daha az duyarlıdır. Lazer kaynağı sonucunda oluşacak martenzit iğneleri ark kaynağı ile karşılaştırıldığında daha küçüktür.



Şekil 2.10. Lazer kaynağının şematik gösterimi.

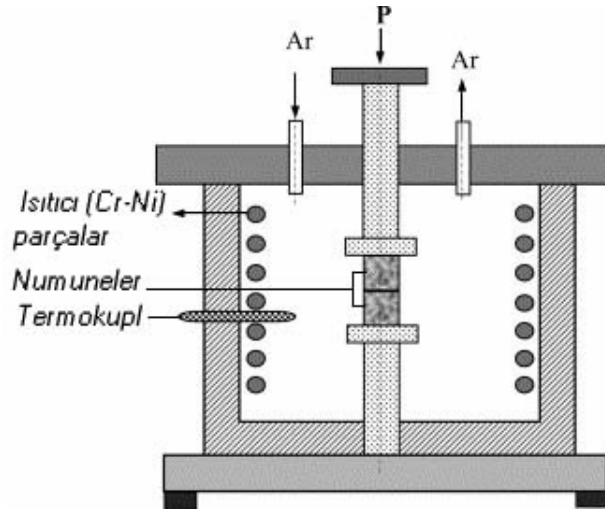
Tablo 2.12. Ti-6Al-4V için tipik lazer kaynağı parametreleri

Kalınlıklar (mm)	Lazer	Güç (kW)	Hız (m./dak.)
4	CO ₂	5	2.0
8	Fiber	7	1.5
6	Nd:YAG	4	1.0
3	Nd:YAG	4	2.5

2.5.6. Difüzyon Kaynağı

Ticari saf titanyum, 7 MPa'lık bir basınç altında, 870 °C sıcaklıkta, 10 dakikalık sürede ve vakum altında difüzyon kaynağı ile birleştirildiğinde % 96'ya yakın birleşme kalitesi elde edilir. Kaynak sıcaklığı, kaynak kalitesini etkileyen en önemli değişkendir. Sıcaklık, esas metalde geri dönüşümü olmayan zararlar vermeksizin mümkün olduğu kadar yüksek seçilebilir. Bu sıcaklık, $\alpha+\beta$ alaşımları için β geçiş sıcaklığından yaklaşık 25-40 °C daha aşağıdadır. Hemen hemen 995 °C beta geçiş sıcaklığına sahip Ti-6Al-4V alaşımı için gerçekleştirilecek difüzyon kaynağı 1700-1750 °C arasındadır. Kullanılan kaynak zamanı minimum ½-1 saat olmakla birlikte normalde 2-4 saattir.

Ti-6Al-4V alaşımı ile dupleks ve ferritik paslanmaz çelikler, 820, 885, 930 ve 980 °C sıcaklık, 5 MPa basınç ve 15-30 dakikalık sürelerde, Ar gazı atmosferinde difüzyon kaynak tekniği kullanılarak birleştirilmiştir. Yapılan çalışmada, Ti-6Al-4V alaşımının DTA analizi sonucunda belirlenen dönüşüm sıcaklıklarının difüzyon kaynağı üzerine etkisinin olup olmadığı ve deney parametrelerinin ara yüzey oluşumları ve bağlantının mekanik dayanımı üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Ti-6Al-4V alaşımının dubleks paslanmaz çelikle kaynağında tüm sıcaklık ve sürelerde, ara yüzeyin paslanmaz çelik tarafında σ fazı, ara bölgede ise Fe₂Ti intermetalik fazlarının oluşumu gözlenmiştir. Ti tarafında ise, β fazı açısından zengin bir bölge oluşumu gözlenmiştir. Ti-6Al-4V alaşımının ferritik paslanmaz çelikle kaynağında 885, 930 ve 980 °C'lık sıcaklık ve sürelerde, ara yüzeyin Ti-6Al-4V alaşımı tarafında yapı tamamen β fazına saptanmıştır. Ara bölgede ise FeTi ve Fe₂Ti intermetalik fazların oluştuğu gözlenmiştir (Kurt, 2005).

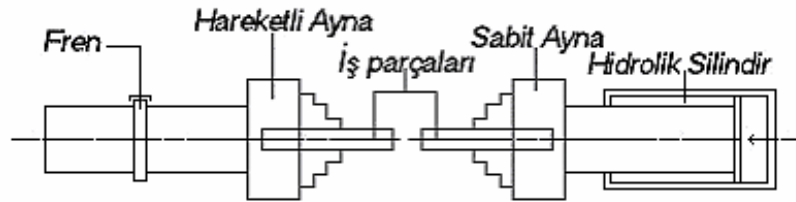


Şekil 2.11. Difüzyon kaynağının şematik resmi.

2.5.7. Sürtünme Kaynağı

Titanyum alaşımlarının valan tipi sürtünme kaynağı, 30-76 m/dak. oranlarında teğetsel hız ve 55-105 MPa'lık yığma basıncı kullanılarak yapılır. Titanyum alaşımlarında kullanılan teğetsel hızlar daha yüksek ve yığma basıncı ise çelik ve nikel esaslı alaşımlardan daha düşüktür. Küçük tane boyutu ve ergitme kaynağı sonucu ortaya çıkan metalurjik homojensizliğin yokluğu, esas metale yakın mekanik özelliklere sahip kaynak bağlantıları ile sonuçlanır.

TiC partikülü ile güçlendirilmiş Ti-6AL-4V'un dönel sürtünme kaynağı ile kaynak edilebilirliği araştırılmıştır. Gerçekleştirilen kaynak sonucunda, esas malzeme yapısının α tabakası ve taneler arasında TiC ve β dan oluştuğu gözlenmiştir. Sürtünme kaynağı yapısı, asiküler α ve dağılmamış TiC partiküllerinden oluşan TRZ (dönüşmüş ve rekristalizasyona uğramış bölge) ve α - Widmanstatten yapısını içeren HAZ (ısıdan etkilenen bölge) olarak iki bölgeden oluştuğu gözlenmiştir. Düşük dönüş hızları ve düşük basıncın birleşme bölgesinin gerilme dayanımını en iyi hale getirdiği belirlenmiştir. Yüksek dönüş hızları ve yüksek basınç ile birlikte en geniş ve en ince dönüşüm bölgeleri (TRZ ve HAZ) elde edilmiştir (Antonio ve diğ., 2003).



Şekil 2.12. Sürekli tahrikli sürtünme kaynağının şematik resmi (Özdemir, 2002).

2.5.8. Kullanılan Diğer Kaynak Yöntemleri

Titanyumun ısı ve elektrik iletkenliği düşük olduğundan alüminyum ve düşük alaşımlı çeliklerden daha kolay bir şekilde direnç kaynağı yolu ile kaynak edilebilirler. Elektrot kuvvetindeki değişimlere ve elektrot geometrisine duyarlılığı azdır. Direnç kaynağı ile kaynak edilen titanyum alaşımlarında metalurjik olarak sıcak ve soğuk çatlak ve gözenekliklerin

görülmesi nadirdir.

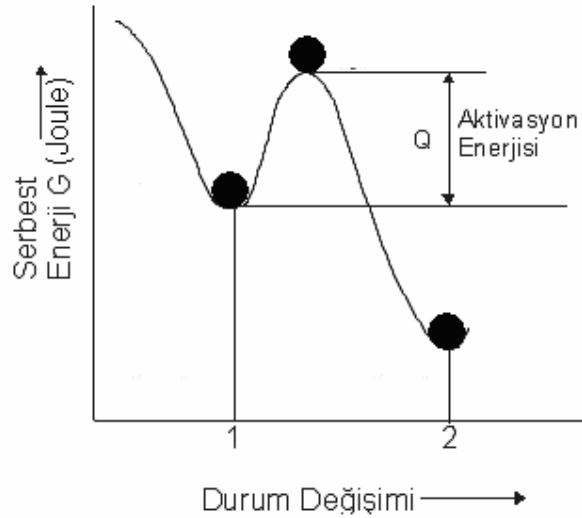
Flash kaynağı yöntemi ile titanyum ve alaşımlarının kaynağı hızlı ve kısa sürede gerçekleştirilir. Böylece kaynak bölgesinin kirlenmesi de en aza indirilir.

3. DİFÜZYON VE DİFÜZYON KAYNAĞI

3.1. Difüzyon

Difüzyon, moleküllerin rasgele hareketinin meydana getirdiği, kendiliğinden oluşan yayılma-dağılma ya da madde hareketidir. Difüzyon, bir konsantrasyon gradientinden doğar; yani, atomlar yüksek konsantrasyonda bulundukları bir bölgeden konsantrasyonlarının daha düşük olduğu bir bölgeye göç ederler.

En hızlı difüzyon gazlarda meydana gelir. Difüzyon, sıvı ve katılarda daha yavaş olur. Difüzyon, katılarda, atomların titreşmeleri ve etraflarındaki boş noktalara sıçraması ile meydana gelir. Difüzyon hızı, konsantrasyon gradientinin fonksiyonudur. İki bölge arasındaki konsantrasyon farkı ne kadar büyük olursa, atomlar yüksek konsantrasyonlu bölgeden düşük konsantrasyonlu bölgeye o kadar hızlı yayılır. Elektrik ve manyetik alanlar gibi değişik tipte kuvvetlerin varlığı molekül hareketlerini etkileyebilir. Difüzyon, sıcaklıkla doğru orantılı olarak artar. Sıcaklık arttıkça moleküllerin hareket alanı artar ve difüzyon için gerekli olan moleküllerin yer değişim hızı artar. Katılarda, martenzitik faz dönüşümleri dışında diğer bütün durum değişimelerindeki dönüşümlerde difüzyon esastır. Bu dönüşümler kademeli olarak ve sistemin, serbest enerjisinin azaltılması ile devam eder.



Şekil 3.1. Serbest enerjinin durum değişimine bağlılığı

Kararlı denge durumuna varıldığında serbest enerji en alt seviyeye ulaşır (2. Durum). Şekil 3.1'de 1 numara ile gösterilen durum, yarı kararlı durum olarak adlandırılır. 1. durumdan 2. duruma geçiş için sisteme Q aktivasyon enerjisinin verilmesi zorunludur. Ancak o zaman serbest enerjide azalma göstererek 2. duruma ulaşabilir. Burada Q enerjisine aktivasyon enerjisi adı verilir.

Bu enerji:

- Sıcaklığın artması
- Pekleşme oluşturacak şekil değişimi
- Elektrik ve manyetik alanlar yardımıyla sağlanabilir.

Bir malzeme içerisinde atomların difüzyon hızı, birim zamanda birim düzlem alanı boyunca geçen atom sayısı olarak tanımlanan akı “J” ile ölçülebilir.

$$J = -D \cdot dc/dx \text{ (Birinci Fick kanunu)}$$

$$J = \text{Atom akısı [atomlar (m}^2\text{s}^{-1}\text{)]}$$

$$D = \text{Difüzyon katsayısı [m}^2\text{s}^{-1}\text{]}$$

$$dc/dx = \text{Konsantrasyon gradyanı [atomlar (m}^3\text{m)}\text{s}^{-1}\text{]}.$$

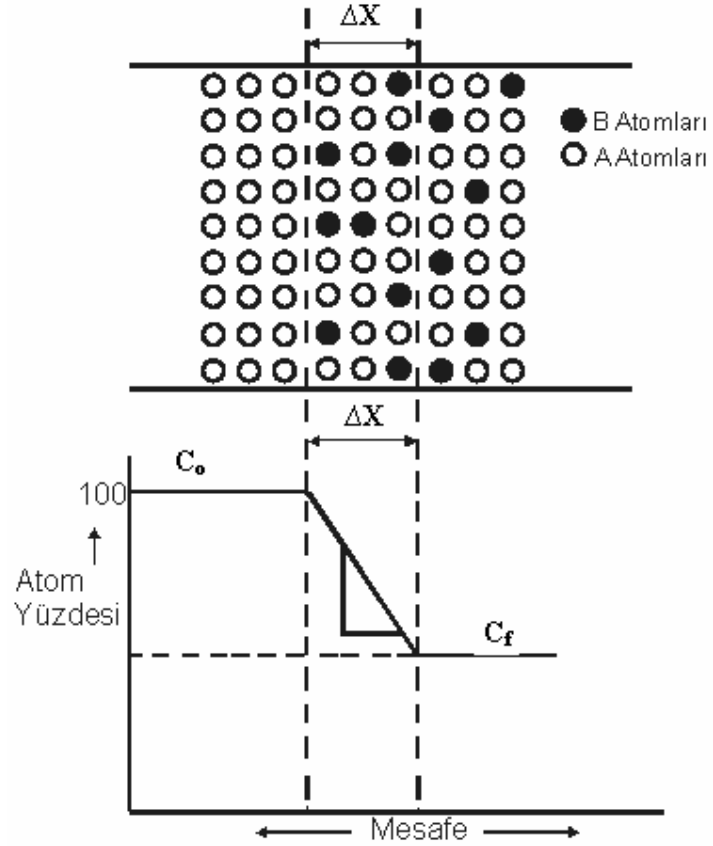
3.1.1. Difüzyon Katsayısı

Bir malzemenin sıcaklığı arttığı zaman, difüzyon katsayısı ve atomların akışı da artar. Yüksek sıcaklıklarda atomların difüzyonu için sağlanan enerji, atomların aktivasyon enerji engelini aşmasını ve daha kolaylıkla yeni kafes yerlerine hareket etmesini sağlar. Düşük sıcaklıklarda, genellikle malzemenin mutlak ergime sıcaklığının yaklaşık 0.4 kat altında difüzyon çok yavaştır ve etkili olmayabilir. Bu nedenle seramiklerin işleme ve metallerin ısıtılma işlemi yüksek sıcaklıklarda yapılır. Difüzyon katsayısı aşağıdaki bağıntıyla verilir.

$$D = D_0 \cdot e^{-Q/RT}$$

Burada Q aktivasyon enerjisidir (J mol⁻¹), R gaz sabitidir (8.314 J.mol⁻¹ K⁻¹), T mutlak sıcaklık (K) ve D₀ belirli difüzyon sistemi için bir sabittir.

Konsantrasyon gradyanı, malzeme kompozisyonunun uzaklık ile nasıl değiştiğini gösterir; dc, dx uzaklığında konsantrasyon farkıdır. Şekil 3.2’de gösterilmektedir.



Şekil 3.2. Konsantrasyon gradyanının gösterilişi (Erdoğan, 1998).

3.1.2. Difüzyon Mekanizmaları

3.1.2.1. İkame Difüzyonu

İkame difüzyonunda atom, ancak komşu kafes noktalarından birinin boş olması halinde sıçrayabilir. İkame difüzyonunun en basit hali, saf metaldeki atomların tabi difüzyonudur.

İkame (yeralan) atomları, çoğu kez bir boşluk mekanizması ile difüze olurken, daha küçük çaptaki arayer atomları, daha büyük atomlar arasında zorlanarak ilerler. Normal olarak, bir yeralan atomunun hareketi, komşuları tarafından sınırlandırılmıştır ve atom bir başka kafes noktasına hareket edemez. Bununla beraber, bir komşu nokta boş ise, Şekil 3.3’de gösterildiği gibi, atom bu boşluğa atlayabilir.

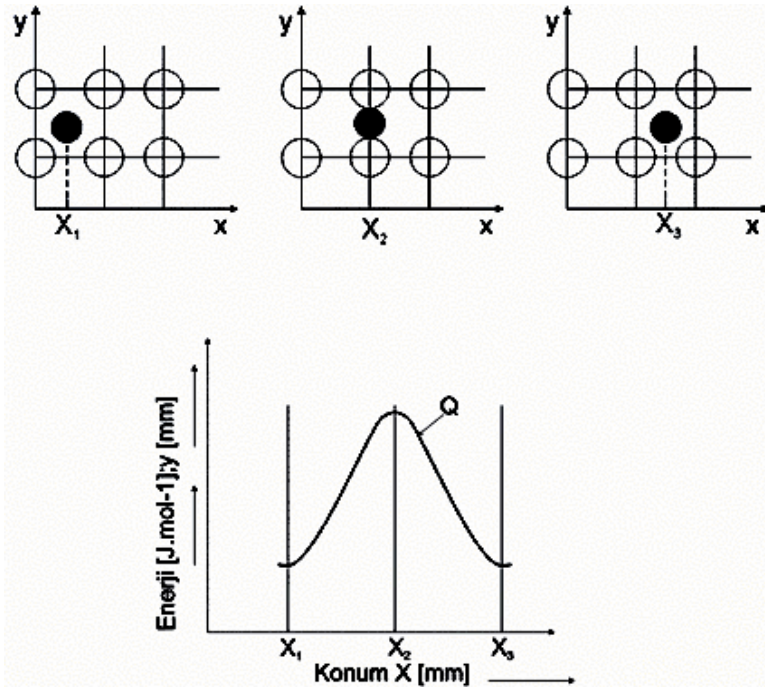


Şekil 3.3. Boşluk veya yeralan atom difüzyonu.

3.1.2.2. Arayer Difüzyonu

Çözünen bir atomun çapı, içinde çözündüğü atomunkinden küçük ise, kafesteki arayerleri işgal eder. Fe, Cr, Ni, Mn, W, Ti gibi geçiş elementleri B, C, H, N ve F gibi atom yarıçapı küçük (ana matristeki atom çapının yaklaşık 0.15'i kadar) elementlerle arayer şeklinde katı eriyik oluşturur.

Her bir arayer atomu daima boşluk noktaları ile kuşatılmış olup ısı enerjisinin, deformasyon enerjisi engelini aşmaya izin verdiği oranda başka bir arayer noktasına göçü şeklinde gerçekleşen difüzyona arayer difüzyonu denir. Bir arayer atomunun difüzyonuna ait şematik resim ve serbest enerji değişimi Şekil 3.4'de gösterilmiştir. Arayer atomunun serbest enerjisi uygulanan gerilme ile ya da verilen enerji ile artar, atom komşu arayere ulaştığında, serbest enerjisini en aza indirerek denge konumuna varır.



Şekil 3.4. Arayer atomunun kristal içerisindeki hareketinde konum enerjisi değişimi (Demirci, 2004).

3.2. Difüzyon Kaynağı ve Tanımı

Difüzyon kaynağı, katı hal kaynak usulleri içerisinde yer alır. Katı hal kaynağı, aynı ya da farklı iki malzemenin ergitilmeksizin katı yüzeyler arasında meydana gelen bir birleşme şekli olarak ifade edilir.

Difüzyon kaynağı: Birleştirilmek üzere eşleşmiş iki yüzeyin, malzemelerin ergime noktaları altındaki bir sıcaklıkta, malzemede tespit edilebilir plastik akma ya da sebye olmayan bir basınç altında, katı hal difüzyonu yoluyla malzemeler arasında metalurjik bir bağ oluşuncaya kadar, malzemenin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulmasıyla uygulanan kaynak usulü olarak ifade edilir. Malzemenin ara yüzeylerinde uygulanan sıcaklıkla ergiyen bir ara tabaka kullanıldığı takdirde buna sıvı faz difüzyon kaynağı adı verilir. Kristal yapıya sahip katı bir malzemenin atomları arasındaki çekim, kohezyon kuvvetlerini meydana getirir. Normal

olarak her bir atom, üzerine tesir eden kuvvetin sıfır olduğu bir pozisyonu işgal eder. Katı, harici kuvvetlerin etkisiyle gerildiğı zaman, atomlar denge pozisyonlarını terk ederler ve kristalin içinde, dış kuvvet tarafından dengelenen bir kuvvet meydana gelir. Atomlar arasındaki çekim kuvveti, birbirlerinden uzaklaşma dereceleri ile orantılı olarak artar, bir maksimumdan geçer ve sonra azalır.

Farklı iki katının yüzeyleri arasındaki çekim ise adhezyon olarak bilinir. Aynı ya da farklı iki katının bir araya getirilmesi, yüzeyleri arasında bağ oluştururken, aynı cins katı yüzeyler arasında kohezyon, farklı cins yüzeyler arasında adhezyon işi yapılmış olur. Kohezyon ve adhezyon işi serbest yüzey enerjisinin bir fonksiyonudur. Ayrıca iki gevrek malzeme ya da bir gevrek bir sünek malzemeden oluşan bir bağlantı için adhezyon işi, bağlantı mukavemetinin bir ölçüsüdür. Adhezyon ve kohezyon kuvvetlerinin teşekkülü yani malzeme yüzeyleri arasında birleşmenin sağlanması için, malzeme yüzeylerinin atomlar arası bağın oluşabileceğı yakınlıkta birbirlerine yaklaştırılmaları gerekir. İki malzemenin difüzyonla bileştirilmesinde, birleştirmenin davranışını önemli ölçüde etkileyen diğeri bir kuvvet de, kimyasal yapısına bağlı olmaksızın, moleküller arasında etki eden Van der Waals kuvvetleridir. Van der Waals kuvvetleri, gres, su buharı, gaz gibi metal yüzeyindeki yabancı moleküllerin absorbesinin başlıca sebebidir. Malzemenin yüzeyleri temas ettirildiğinde Van der Waals kuvvetleri birleşmeyi sağlayan önemli unsurlardan biridir. Difüzyon kontrollü birleşme işlemini başlatabilmek için, iki yüzey artıklarından ve makro pürüzlülüklerden arındırılmış bir şekilde temas haline getirilmelidir. Bu temas, atomlar arasında bağ oluşumuna imkan verecek bir yakınlıkta olmalıdır. İlk bağ oluşuktan sonra, sıcaklık yardımıyla difüzyon başlar ve yüzeylerin ara kesitteki boşlukları doldurulur.

Difüzyon kaynağı, birbirleriyle temasta olan yüzeylerin arasında minimum makroskopik deformasyon ile belirli bir süre ısı ve basınç uygulanarak kontrollü difüzyonla gerçekleştirilen katı hal kaynağıdır. Bu tanımdan da anlaşılacağı gibi, difüzyon kaynağının birinci aşaması, birleştirilecek parçaların genelde bir vakum ortamında ısıtılması ve basma kuvvetinin uygulanmasıdır. İkinci aşama ise metal atomlarının bir parçadan diğeri yayılması ve kuvvetli bir bağın oluşmasıdır. Soğuk basınç kaynağında olduğu gibi, difüzyon kaynağında da bağ oluşumu için birleştirilecek yüzeylerin birbirine teması şarttır; yani birleştirilecek parçaların yüzeylerindeki mikroskopik pürüzlerin birbirleriyle karşılıklı olarak temas etmeleri gerekir.

Difüzyon kaynağı aşağıdaki esaslara bağlı olarak gerçekleşir.

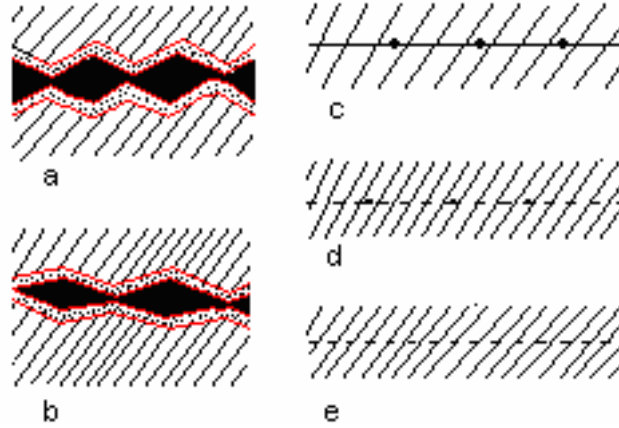
- 1 Yüzeylerin yalnız pürüzlü noktalarının temas etmesi,
- 2 Deformasyon ve sınır tabakanın oluşumu,
- 3 Tane sınırlarının hareketi ve boşlukların yok oluşu,
- 4 Hacimsel difüzyon ve boşluklarının yok oluşu.

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

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

Birleştirilecek metallerdeki allotropik dönüşümlerin, beraberinde bir hacim değişikliği getirdiğinden bu hususun ölçü hassasiyetinin korunması ve sağlam bir bağ elde etmek için dikkate alınması gerekir.

Difüzyon kaynağı uygulamasında, özellikle farklı metal veya alaşımların birleştirilmelerinde, ekseriya bir ara tabaka kullanılır. Ara tabakalar kaynak alanındaki heterojenliği minimuma indirir ve birleşmenin oluşumunu kolaylaştırır. Ara tabakalar ince folyo şeklinde olduğu gibi, püskürtme veya elektrolitik kaplama şeklinde olabilir.



Şekil 3.5. Difüzyon kaynağı mekanizması: a-İlk nokta teması ve oksit tabakası; b-Plastik deformasyon ve sürünme sonrası, daha ince bir oksit tabakası ve geniş boşluklar; c-Nihai sürünme ve akma sonrası; d-Yüzey ve hacim difüzyonu ile boşlukların doldurulması; e-Tamamlanmış kaynak.

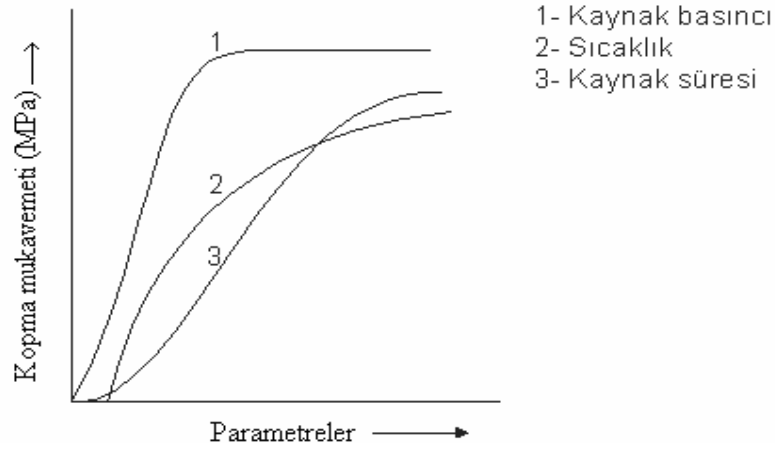
3.2.1. Difüzyon Kaynağına Tesir Eden Faktörler

Difüzyon kaynağı aşağıdaki faktörlerin tesiri altındadır.

- 1 Kaynak şartları: Sıcaklık, zaman, basınç, yüzey pürüzlülüğü ve çalışma ortamı (atmosfer),
- 2 Birleştirilecek malzemelerin fiziksel ve kimyasal özellikleri: Mekanik özellikler, kristal yapıları, tane boyutu, atom yarıçapı, yeniden kristalleşme sıcaklıkları ve yüzey enerjileri,
3. Metalurjik özellikler: Farklı metal ya da malzeme çiftlerinin karşılıklı çözünabilirliği ve metaller arası bileşik oluşumu.

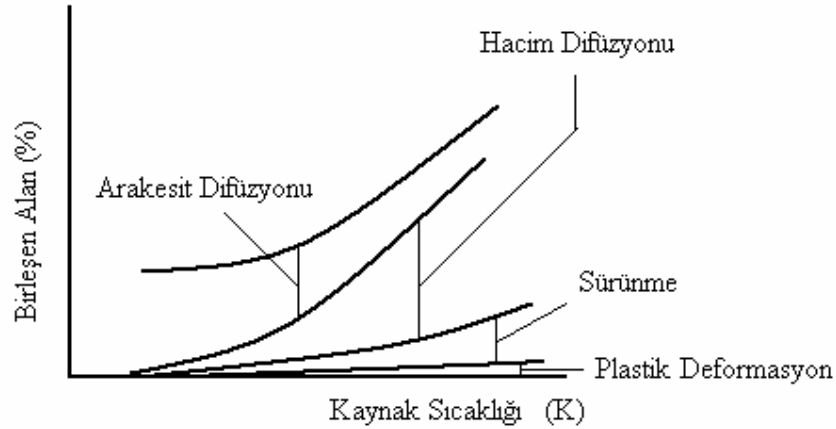
3.2.1.1. Kaynak sıcaklığı

Difüzyon kaynağında sıcaklık, deformasyona, oksit çözünürlüğüne, allotropik dönüşümlere, yeniden kristalleşmeye, difüzyona ve işlemin kısa sürede yapılmasına etkidiğinden en önemli parametredir. Sıcaklık arttıkça ana malzemelerin akma gerilmeleri azalır. Böylece hem ilk plastik deformasyon, hem de yüzey pürüzlerinin sürünmesi kolaylaşır. Dolayısıyla kaynak için gerekli temas alanını elde etme süresi kısalmır. Pratikte, difüzyon kaynağında kullanılan sıcaklığın değeri $T > 0.5 TE$ 'dir. (T= Kaynak sıcaklığı, TE= Kaynak yapılan malzemenin ergime sıcaklığı). Bu sıcaklığı malzeme izin verdiği kadar yüksek, sabit ve üniform olarak uygulamak esastır.



Şekil 3.6. Difüzyon kaynaklı birleştirmelerde kaynak basıncı ve kaynak sıcaklığı ve kaynak süresinin kopma mukavemetine etkisi.

Pratikte, difüzyon kaynağında kullanılan sıcaklığın değeri malzemenin mutlak ergime sıcaklığından daha küçük olan sıcaklık değerleridir. Bu sıcaklığın yukarıda belirtildiği gibi; mümkün olduğu kadar yüksek, sabit ve dengeli olarak uygulanması zorunludur.



Şekil 3.7. Sıcaklığın birleşme miktarı üzerindeki etkisi.

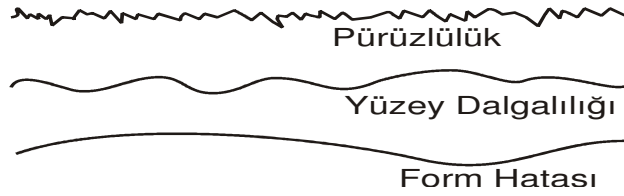
3.2.1.2. Yüzey Şartları

Difüzyon kaynağının kalitesine tesir eden yüzey şartları şunlardır.

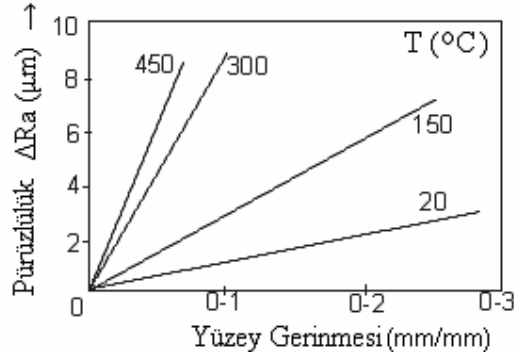
1. Yüzey pürüzlülüğü,
2. Yüzey filmleri,
3. Yüzey artıkları.

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

Yüzey pürüzleri 1. safha sonundaki kalıntı gözeneklerin başlıca sebebidir. Pürüzlülük, sıcaklık ve deformasyonla artar. Yine süper plastik deformasyon sırasında, yüzey pürüzlülüğü artarak, tane sınırı hareketine katılmaktadır. Şekil 3.8 ve 3.9'da sırasıyla, yüzey kusurlarını ve pürüzlülüğün sıcaklıkla değişimini göstermektedir.



Şekil 3.8. Yüzey Kusurları.

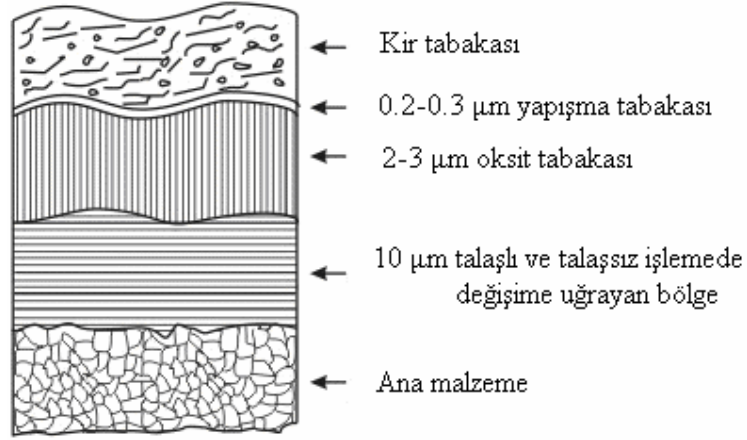


Şekil 3.9. Yüzey deformasyonu ile pürüzlülük arasında sıcaklığa bağlı değişim.

Bir metal yüzeyinde, özenli bir çalışma ile hazırlanmış olsa da, çeşitli yabancı maddeler bulunmaktadır. Kaynak yapılacak metallerin bağlantı yüzeylerinin yeteri kadar kir ve oksit artıklarından temizlenmesi gerekir. Birleşme yüzeylerinde oksit oluşumunu sağlayan gazlar giderilmelidir. Bu nedenle kaynak işlemi vakum ya da koruyucu gaz altında yapılmalıdır. Oksitler gibi organik filmler, mekanik olarak kırıldıkları için genelde kaynak işlemine engel olmazlar. Hareketli organik yüzey kirleri ise kaynak işlemine büyük engel yaratırlar. Bunlar iki gruba ayrılabilir.

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

Oksit filmleri; yaklaşık olarak 10-20 atom mertebesinde bir derinliğe nüfuz eden tabakalardır. Bütün sıcaklık değerlerinde H_2O , CO_2 , SO_2 gibi gazlar, oksit film kalınlığını arttırmaktadır. Oksit tabakaları birleşecek yüzeylerin temasını önleyip, birleşme esnasında difüzyon yoluyla sinterlemeye yol açarak, bağ teşekkülünü geciktirir ve arakesitte tane sınırı difüzyonunu engelleyerek, boşluk kalmasına sebep olur. Oluşması muhtemel, makro, mikro ve başlangıç teması boşluklardan sonuncusunun sebebi oksit filmleridir. Yüksek sıcaklıklarda ($< 0.5 T_e$, T_e : Mutlak ergime sıcaklığı) bir çok metal oksidi (Cu, Ti, Zr, Nb, Ta ve Mo gibi elementlerin oksitleri), ana metal içinde çözünür ya da dağılır (Ag_2O gibi). Dolayısıyla bağlantıya zarar vermez. Al_2O_3 gibi oksitlerle, nitrür ve karbür filmleri ise metaller arası bağ oluşumuna engel olurlar.



Şekil 3.10 Üst yüzey tabakaları.

Yağ, gres, toz hatta parmak izi gibi artıklar, aşağı yukarı oksit filmleri ile aynı etkiye sahiptirler. Dolayısı ile kaynaktan önce yüzeyden uzaklaştırılmaları gerekir. Oksit filmlerinin kaldırılması için, kimyasal dağlama ve oksit temizleme yöntemleri kullanılır. Diğer artıklar, yıkama, 300 °C'ye kadar sıcaklıkta kurutma ile uzaklaştırılabilir.

3.2.1.3. Kaynak Basıncı

Difüzyon kaynağında basınç, iki yüzey arasında ilk teması gerçekleştirmek ve difüzyon işlemini başlatmak üzere kimyasal bir potansiyel farkı üremek için gerekli olmaktadır. Yüzey oksitleri kırılmadan teması başlatmak mümkün değildir. Kaynak esnasında uygulanması gereken basınç, difüzyon kaynağına şu şekilde tesir eder.

1. Yüzey pürüzlerinin plastik akmasına yardım eder.
2. Çözülmesi mümkün olmayan yüzey oksitlerini metalin metalle temasını sağlamak için kırar ve temas alanını artırır.
3. Birleşecek yüzeyleri birbirlerine atomlar arası mesafede yaklaştırarak, atomlar arası çekim kuvvetlerinin faaliyete geçmesini temin eder.

4. Difüzyon için kimyasal potansiyel farkı meydana getirir.

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

1. Uygulanacak basınç, yüzey pürüzlerinin sürünme hızı ve plastik deformasyonunu arttıracak kadar büyük; kaynak edilecek parçaların makroskopik deformasyonuna yol açmayacak kadar küçük seçilir.
2. Kaynak basıncı, birleştirilecek parçaların plastik hacim deformasyonunu en aza indirmek için, akma gerilmesinin belirgin şekilde altında tutulur.

Uygulanacak basınç izostatiktir. Araştırmacılar basıncın uygulanma hızının kaynak deformasyonu veya mukavemeti üzerinde önemli herhangi bir tesiri olmadığını belirtmişlerdir. Uygulama basıncın allotropik dönüşüm gösteren Fe gibi metallerde, allotropik dönüşüm sıcaklıklarında, yavaşlayan difüzyonu hızlandırdığı da söylenebilir. Kaynak basıncının artması, yüzeydeki oksit tabakasını kırması yanında, yapıda arakesite yakın sert oluşumların kopması ya da kırılması ve böylece kaynak süresinin kısılmasına yol açar. Günümüze kadar difüzyon kaynağında, çeşitli malzemeler için uygulanan basınç değerlerinin 41 MPa ile 27 MPa arasındadır.

3.2.1.4. Kaynak süresi

Süre bağımlı bir işlem parametresi olup; sıcaklık, basınç ve birleşme türü ile ilişkilidir. Her malzeme ya da malzeme çifti için gerekli süre bir kaç saniyeden, birkaç saate kadar değişebilir. Kaynak süresi, sıcaklık ve basınç arttırılarak kısaltılabilmektedir. Kirli yüzeyler ve düşük sıcaklıklarla çalışılması halinde, süre uzamaktadır. Sabit basınç ve sıcaklıkta birleşme süresini uzatmanın, bağlantı mukavemetini bir noktaya kadar artırdığı görülmüştür.

Bağlantı mukavemeti ile kaynak süresi arasındaki ilişki, aslında bu kadar basit değildir. Metaller arası bileşiklerin meydana gelmesi, tane büyümesi; özellikle süper plastik şekillenme performansı ve bağlantı mukavemeti, süre uzadıkça olumsuz bir şekilde gelişmektedir. Metalurjik tesirlerin birleşme süresi üzerinde fazla etkili olmadığı tespit edilmiştir. Endüstriyel uygulamalarda birleşme süresini kısa tutmak, ekonomiklik açısından önemlidir.

3.2.1.5. Kaynak ortamı

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

Soygaz olarak argon, helyum ve azot gazı kullanılabilir. Oksijen miktarını en aza indirmeye yardım eden hidrojen de redükleyici bir atmosfer olarak düşünülmektedir. Ancak; hidrojenin titanyum, zirkonyum, hafniyum ve niyobyum ile tantal alaşımlarında hidrat oluşturması, dikkat edilmesi gereken bir husustur. Soygazlar, atmosferdeki oksijenin tesirini

ancak belli bir dereceye kadar azalttığından, kararlı oksitlere sahip metallerde vakum kullanılmaktadır. 1.3×10^{-3} Pa'dan daha fazla bir vakum oksit filmlerinin çözünmesini sağlayabilmekte ise de, uygulamada 1.3×10^{-5} Pa'lık basınçlar kullanılmaktadır. Vakum sırasında parçanın birleştirilecek ara yüzey oksitlenmeden korunduğu gibi, yüzeydeki yabancı maddelerin çözünmesi de sağlanmaktadır. Vakum ortamında yapılan kaynaklı birleştirmeler, vakum çok yüksek olmasa bile, yeterince saf olmayan asal gazların koruyuculuğu altında yapılan birleştirmelerden daha iyi dayanım sağlamaktadır.

3.2.2. Difüzyon Kaynağı Uygulanan Malzemeler

Günümüzde difüzyon kaynağı çok sayıda ve değişik malzemeye farklı alanlarda ve amaçlarla geniş bir şekilde uygulanmaktadır. En başarılı ve yaygın uygulama titanyum alaşımlarından uçak parçaları yapımında görülmektedir. Son zamanlarda Ti-alüminidleri, yüksek mukavemetli Al alaşımları, Ni-esaslı alaşımları, metal matrisli kompozitler difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir.

Diğer malzemelere de uygulanmakla beraber, difüzyon kaynağının en çok uygulandığı metal, titanyumdur. Titanyum alaşımları ara tabakaya ihtiyaç göstermeden kolayca kaynatılabilmektedir. Titanyumun bu tür kaynakta en elverişli yönü, kendi oksidi de dahil olmak üzere, yüzey artıklarını, yüksek sıcaklıklarda basınç uygulandığı zaman, çözme kabiliyetidir. Ne var ki; titanyumda, katı eriyik içindeki oksijen, sertliği artırıp, kararlı faz oluşturarak, kaynağı güçleştirmekte ve yüzeyde çatlağa yol açmaktadır. Bu sebeple, titanyumun difüzyon kaynağında koruyucu atmosfere ya da vakuma gerek duyulmaktadır. Koruyucu gaz olarak argon kullanıldığı taktirde, titanyumda çözünmeyen argonun ara kesite hapsolarak boşluk meydana getirmesini önlemek için, argonun kaynak bölgesinde hareketliliğinin sağlanması gerektiği belirtilmiştir.

Titanyumu difüzyon kaynağı açısından cazip kılan diğer bir tesir, yüzeyinin temizlemeye ihtiyaç göstermemesidir. Bununla beraber, ergitme kaynağına yatkın olmaması, bu metalin difüzyon yolu ile birleştirilmesini zorunlu kılmaktadır. Titanyumun, yüksek bir mukavemet-yoğunluk oranına, uzun bir yorulma ömrüne, iyi bir korozyon direnci ve yüksek sıcaklıkta mukavemet özelliklerine sahip olması, havacılık sanayinde geniş bir tarzda kullanılmasına yol açmıştır. Kaynak esnasında nispeten yüksek sıcaklık uygulanmasının getirdiği maliyet artışı, bu sebeple göz ardı edilmektedir. Titanyum alaşımları için kaynak parametreleri, bir çok araştırmacı tarafından verilmiştir. Kaynak, yüksek sürüne sıcaklığı gerektirmektedir. Sürünme hızı, tane boyutu ve mikro yapıya bağlı olup, kaynak kalitesini etkilemektedir. Sürünme hızı tane büyüklüğü arttıkça ya da iğnemsî bir mikro yapı bulunduğu zaman azalmaktadır. Ti-6Al-4V, Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo gibi çift fazlı, süper plastik titanyum alaşımları 880 °C ile 940 °C sıcaklıklarda, 0.6 ile 2 MPa basınç altında, 3 saat içinde, kolayca birleştirilebilmektedir.

Titanyum'un difüzyon kaynağında, küçük boşlukların, bağlantının çekme, kayma ve yorulma özelliklerini fazla etkilemediği tespit edilmiştir. Titanyum alaşımlarının difüzyon

kaynağında kullanılan ara tabakalar, saf titanyumdan oluşmaktadır. Titanyum alaşımından mamul fan kanatçıklarının difüzyonla lehimlenmesinde ise Cu ve Ni ara tabakalar kullanılmaktadır. İri taneli titanyum alaşımları için, düşük basınç altında, ince taneli, süper plastik bir Ti-alaşımı ara tabaka olarak kullanıldığı zaman; mukavim bir komşu metal elde edilmektedir.

3.2.3. Difüzyon Kaynağı Uygulama Alanları

Daha önce ifade edildiği gibi, difüzyon kaynağı bir çok avantajlara sahip bir imal usulüdür. Uygulama alanları:

1. Genel mühendislik,
2. Havacılık ve uzay sanayisi,
3. Savunma sanayisi,
4. Nükleer sanayisi,
5. Elektronik sanayisi, şeklinde ana gruplara ayrılabilir.

Genel mühendislik alanında difüzyon kaynağı, kaynak çatlaması, gerek metaller arası yapıların oluşması tehlikesinin bulunduğu durumlarda kullanılmaktadır. Difüzyon kaynağının özel avantajlar sağladığı bağlantı türleri şunlardır:

1. Yüzey kaplama,
2. Karmaşık şekilli ve içi boş yapı elemanları,
3. Döküm ve dövme parçalarda difüzyon kaynağı. Dökümde karmaşık parçalardan, dövmede girinti açılarında doğan problemlerin üstesinden gelmede kullanılabilir.

3.2.4. Difüzyon Kaynağının Diğer Kaynak Metotlarıyla Karşılaştırılması

Difüzyon kaynağı diğer geleneksel kaynak usulleriyle karşılaştırılırsa, başlıca şu faktörler göze çarpmaktadır.

1. Ergitme kaynağında görülen deformasyonlar, ön ve son tavlama ihtiyaçları, bu teknikte görülmez.
2. Bu teknikle, metalurjik açıdan uyumsuz birbirinden tamamen farklı iki metal ya da bir metalle, metal olmayan bir malzeme birleştirilebilir.
3. Birleşme süresi, bağlantı alanından bağımsızdır. Dolayısıyla, bir kerede geniş alanlı ya da karmaşık şekilli bağlantılar birleştirilebilmektedir.
4. Uzun ortamında birleştirmeye olanak sağlamaktadır.
5. Birleştirme esnasında, ana malzemelerde istenmeyen metalurjik yapıların oluşma ihtimali düşüktür.
6. Seramik ve kompozitlerin, metal ve diğer malzemelerle birleştirilmesinde,

günümüzde en verimli ve en etkili yoldur.

Diğer katı hal kaynak teknikleriyle karşılaştırıldığında ise, başlıca şu farklar vardır.

1. Difüzyon kaynağı, esas itibarı ile, difüzyon kontrollü bir tekniktir.
2. Seramiklerin kaynak tekniğini belirleyen en önemli faktör, bu malzemelerin gevrekliğidir. Bu ise, kaynakta deformasyon kullanmanın mümkün olmadığı anlamına gelir. Dolayısıyla, seramiklerin kaynağında difüzyon kaynağı mümkün tek metottur.

Difüzyon kaynağının bazı dezavantajları da vardır. Bunlar:

1. Uygulanması özel ortam ve aparat gerektirmesi,
2. Bu sebeple pahalı bir teknik olmasıdır.

4. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ VE ÖNEMİ

Ghosh ve arkadaşları (2004), difüzyon kaynağı ile birleştirdikleri saf titanyum/paslanmaz çelik (304) çiftinin reaksiyon bölgesindeki değişim ve değişimin mukavemet üzerine etkilerini araştırmışlardır. 850 °C sabit sıcaklık, 3 MPa'lık basınç ve 30-150 dakikalık sürelerde yapmış oldukları deneylerde geçiş bölgesinde görülen Ti, Fe, Cr ve Ni etkileşimleri sonucunda σ , χ , α -Fe, Fe₂Ti, Cr₂Ti, FeTi, β -Ti and Fe₂Ti₄O intermetalik fazlarının oluştuğunu tespit etmişlerdir. Reaksiyon tabakalarının genişliğinin sürekli olarak 90 dakikaya kadar arttığını, 120 dakikada azaldığını ve 150 dakikalık süre içinde tekrar artma gösterdiğini tespit etmişlerdir. Reaksiyon bantlarındaki bu değişimi, mevcut elementlerin difüzyon miktarlarına bağlı olarak açıklamışlardır. Elementlerin difüzyon miktarlarındaki bu değişikliğin nedenini, esas malzemelerdeki tane irileşmesine ve gerilmelere bağlamaktadırlar. Birleşme bölgesindeki maksimum dayanımın titanyumun % 76'sı kadar olduğunu tespit etmişlerdir. 90 dakikalık sürede gerçekleştirmiş oldukları difüzyon kaynağında, yüzeylerde çok iyi bir birleşme gerçekleştiğinden dolayı en yüksek dayanımı elde etmişlerdir. Minimum ve maksimum sürelerde yaptıkları difüzyon kaynaklarında karşılaştıkları dayanımdaki azalmanın, temas eden yüzeylerde yetersiz birleşme, boşluk hacminin artışı ve intermetalik fazlardan ileri geldiğini söylemişlerdir.

Kundu ve Chatterjee (2006), saf titanyum/paslanmaz çelik(304) çiftini nikel ara tabaka kullanarak difüzyon kaynağı ile birleştirmişlerdir. Yapmış oldukları deneylerde arayüzey mikro yapısını ve mekanik özellikleri araştırmışlardır. 850-950 °C ve 3 MPa'lık basınç altında yapmış oldukları deneylerde paslanmaz çelik-nikel arayüzeyinde 900 °C'ye kadar hiçbir reaksiyon ürününün oluşmadığını, ancak 950 °C'de aynı reaksiyon bölgesinde $\lambda + \chi + \alpha$ -Fe, $\lambda + \text{FeTi} + \beta$ -Ti ve FeTi+ β -Ti fazlarının oluştuğunu ve nikel- titanyum arasında da 800-900 °C de Ni₃Ti, NiTi ve Ni₂Ti fazlarının oluştuğunu tespit etmişlerdir. Saf titanyum ve nikel arasında, Ti₂Ni matrisinde farklı adacıklar şeklinde β -Ti'nin yer aldığını gözlemişlerdir. Sıcaklığın artışı ile birlikte arayüzeyde atomik göçün arttığını, 300 μm kalınlığında nikel tabakanın 900 °C'ye kadar olan difüzyon sıcaklıklarında Ti'nin paslanmaz çeliğe difüzyonunu engellediğini, bununla birlikte 950 °C'de ise Ti'nin nikel ara tabakayı geçmek suretiyle paslanmaz çelik ile nikel ara yüzeyinde Fe-Ti intermetaliklerini oluşturduğunu gözlemişlerdir. Maksimum gerilme dayanımı (302 MPa) ve kesme direncinin (219 MPa) 900 °C de gerçekleştiğini ve 800 °C'de ise temas yüzeylerinde yeterli deformasyon gerçekleşmediğinden düşük gerilme dayanımı ve kesme direnci elde etmişlerdir. Sıcaklığın 950 °C' ye çıkmasıyla paslanmaz çelik ve nikel arayüzeyinde çatlak oluşumunun gerçekleştiği ve bunun da paslanmaz çelik ve nikel arasında oluşan Fe-Ti intermetalik fazından kaynaklandığını ileri sürmüşlerdir.

Ghosh ve arkadaşları (2003), difüzyon kaynağını, ticari saf titanyum ve ostenitik paslanmaz çelik (AISI 304) arasında 850-950 °C sıcaklıklar arasında, 2 saatlik bir sürede ve 3 MPa basınç altında gerçekleştirmişlerdir. Difüzyon bölgesinde, paslanmaz çelik kenarında σ fazının yoğun bir şekilde bulunduğunu ve titanyum kenarına yakın bölgede ise β -Ti katı

eriyiğinin (çözünenler Fe, Cr, ve Ni) varlığını tespit etmişlerdir. Reaksiyon bölgesinde Fe_2Ti ve $FeTi$ bileşiklerin varlığını göstermişlerdir. En yüksek bağ dayanımını 850 °C’de işlem gören difüzyon çifti için (~ 222 MPa) gözlemlemişlerdir ve bu değer sıcaklık artışı ile azalmıştır. Geçiş bölgesinin dayanımındaki farkın difüzyon bölgesinde ki mikroyapısal karakteristiklerle ilişkili olduğunu ileri sürmüşlerdir.

Kundu ve arkadaşları (2005), difüzyon kaynağını ticari saf titanyumla 304 paslanmaz çelik arasında 300 µm bakır ara tabaka kullanılarak gerçekleştirmişlerdir. Difüzyon işlemini, 850-950 °C’de 1.5 saatlik süre içerisinde, 3 MPa’lık basınç ve argon atmosferi altında gerçekleştirmişlerdir. 850 ve 900 °C’de her iki arayüzeyde Fe-Cu-Ti üçlü ürünlerinin oluştuğunu ancak 950 °C’de difüzyon ara bölgesinde Fe-Cu-Ti ve Cu -Ti esaslı bileşiklerin görülmediğini tespit etmişlerdir. Bununla birlikte bakır ara tabakasının Fe, Ni, Cr’un titanyum kenarına ve titanyumun da paslanmaz çelik kenarına difüzyonunu engellemediğini tespit etmişlerdir. Maksimum bağ dayanımını 318MPa olarak 900 °C sıcaklıkta elde etmişlerdir. 950 °C’de intermetaliklerin artışı ile birlikte bağ dayanımında da azalma gözlemişlerdir. En düşük difüzyon sıcaklığı olan 850 °C’de ise yüzeylerde yeterli birleşme olmadığından bağ dayanımının bu sıcaklıkta çok düşük olduğunu söylemişlerdir.

Ghosh ve arkadaşları (2003), difüzyon işlemini titanyum alaşımı (Ti-5.5Al-2.4V) ve 304 paslanmaz çelik arasında 850-950 °C’de, 3 MPa basınç altında ve 1 saatlik sürede gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmada, intermetaliklerin mukavemet üzerindeki tesirini araştırmışlardır. Sıcaklığın artışı ile birlikte hem difüzyon bölgesinde hem de intermetalik fazların miktarlarında artış olduğunu tespit etmişlerdir. Difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin reaksiyon bölgesinde, σ , Fe_2Ti , $FeTi$ ve Fe_2Ti_4O gibi birçok intermetalikler oluştuğunu, 850 °C işlem sıcaklığında intermetaliklerin az oluşu nedeniyle bağ mukavemetinin en yüksek değerde olduğunu ve sıcaklık artışı ile birlikte intermetaliklerin artması sonucu zayıf bağlantıların elde edildiğini tespit etmişlerdir. Gerilme testi sırasında bütün numuneler $FeTi$ ve β -Ti arasında bir bölgeden kırıldığını ve sonuçta, $FeTi$ ’nin bağ dayanımını değiştirmede baskın bir rol oynadığını tespit etmişlerdir.

He ve arkadaşları (1999), TC4 titanyum alaşımı (Ti-6Al-4V)/paslanmaz çeliği (X8CrNi 18 10) nikel ara tabaka kullanarak difüzyon kaynağı ile birleştirmişlerdir. $TiFe$, $TiFe_2$, TiC gibi sert ve kırılgan bileşiklerin nikel ara tabaka kullanılarak azaltılabileceğini göstererek paslanmaz çelik ve Ni ara tabakası arasında iyi bir birleşme elde etmişlerdir. Yüksek sıcaklıklarda Ti ve Ni arayüzeyinde TiN , Ti_2Ni , $TiNi_3$ gibi bazı kırılgan intermetalik fazlar oluştuğunu ve bu fazların oluşturduğu bantların da kalın olduklarını gözlemişlerdir. Düşük sıcaklıklarda $TiNi$ tabakası oluştuğunu ve arayüzey bağlantılarının da zayıf olduğunu tespit etmişlerdir. Optimum difüzyon parametrelerinin 850-880 °C sıcaklık, 8-10 MPa’lık basınç, 10-20 dakikalık bir süre olduğunu belirlemişlerdir. Kesme dayanımını ise 60-74 MPa bulmuşlardır.

Kliauga ve arkadaşları (2000), Al_2O_3 /AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliği Ti ara tabaka kullanarak difüzyon kaynağı ile birleştirmişler ve arayüzeyin mikro yapısal karakterini incelemişlerdir. Bu çalışmada, Al_2O_3 /Ti ara yüzeyinde Al ve O’nin titanyuma difüzyonunun 50

um kalınlığında α -Ti'yi kararlı kıldığını gözlemlemişlerdir. Nitekim difüzyon, titanyumun [Al, O] katı çözünlülüğünün oluşumuna katkıda bulunduğunu ve Ti ara tabakası içinde, Fe nin difüzyonundan dolayı kısmen kararlı β -Ti oluştuğunu tespit etmişlerdir. Ti/AISI 304 arayüzeyinde, λ -(Fe,Cr)₂Ti, χ ve σ fazları olarak adlandırılan çok sayıda intermetalikleri tespit etmişlerdir. Paslanmaz çelik kenarına yakın arayüzeyde , Ti'nin difüzyonunun ferrit ve TiC oluşumunu gerçekleştirdiğini tespit etmişlerdir.

Ghosh ve Chatterjee (2003), ticari saf titanyum ile 304 paslanmaz çelik arasında gerçekleştirilen difüzyon işlemini, 850-950 °C arasında, 3 MPa basınç altında ve bir saat sürede gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmada arayüzey bölgesinin mikroyapısal karakterini araştırmışlardır. Difüzyon kaynağı yapılmış malzeme çiftinin bağ dayanımını arayüzeydeki intermetalik fazlar ve gerilmelerin etkilediğini; difüzyon sıcaklığı artışının, Ti'nin paslanmaz çelik kenarına difüzyon mesafesini ve Fe, Cr, Ni'nin de Ti kenarına difüzyon mesafesini arttırdığını ancak bunun geçiş bölgesinin dayanımı üzerine etkisinin pek az olduğunu tespit etmişlerdir. 950 °C sıcaklıkta, Fe₂Ti, FeTi ve Fe₂Ti₄O gibi birçok intermetalik fazlar tespit etmişlerdir. Sıcaklık artışı ile intermetalik faz bölgelerinin büyümesinin bağlantı bölgesindeki dayanımının düşmesinin nedeni olduğunu ileri sürmüşlerdir. Ara yüzeye yakın küçük miktarda gerilmelerin oluşumu ve intermetalik bileşenlerin daha az oluşundan dolayı en yüksek gerilme dayanımını 850 °C de 217 MPa olarak elde etmişlerdir.

Yılmaz ve Aksoy (2001), paslanmaz çelik (AISI 304) ile elektrolitik bakır arasındaki difüzyon işlemini 650-950 °C sıcaklıkta, 2-12 MPa basınç altında ve 5-30 dakikalık sürede gerçekleştirmişlerdir. Bu çalışmada mikroçatlak oluşumunun koşullarını araştırmışlardır. Bakır - çelik çifti arasında Kirkendall etkisinin görüldüğünü ve bu hususta basıncın da en önemli parametre olduğunu tespit etmişlerdir. Mukavemet değerleri ve difüzyon katsayılarının sıcaklık, basınç ve zaman parametreleri ile değiştiğini gözlemleyip, en iyi difüzyon şartlarının 800-850 °C' de 10 MPa lık basınç altında ve 20-30 dakikalık süre içerisinde gerçekleştiğini tayin etmişlerdir.

Travessa ve arkadaşları (2001), Al₂O₃ ile AISI 304 çelik arasında gerçekleştirilen difüzyon işlemini 700-900 °C arasında, Ti aratabaka kullanarak ve 15 MPa basınç uygulayarak gerçekleştirmişlerdir. Bütün difüzyon işlemi koşullarında Ti ve Al₂O₃ arasında ara yüzeyde Ti₃Al oluşumunu gözlemişlerdir. 700 °C ve 15 dakika kadar kısa sürede Ti'nin çeliğe ve çok miktarda Fe'nin de Ti'ye difüzyonunun gerçekleştiğini ve bunun da β -Ti fazının oluşumuna neden olduğunu tespit etmişlerdir. 0,5 mm kalınlığında Ti ara tabaka kullanılarak elde ettikleri maksimum kesme dayanımı 20 MPa'ya yakındır. En iyi işlem koşulları olarak sıcaklığın 800 °C ve sürenin de 60 dakika olduğu işlem koşullarını belirlemişlerdir.

Ghosh ve Chatterjee (2002), katı hal difüzyon kaynağını ticari saf titanyum ve 304 paslanmaz çelik arasında, 950 °C işlem sıcaklığında, 30-120 dakika arasında ve 3MPa lık bir yük uygulayarak gerçekleştirmişlerdir. Arayüzey mikroyapısının mukavemet üzerine etkisini araştırmışlardır. Titanyum kenarındaki difüzyon bölgesinin 304 paslanmaz çelik kenarından daha geniş olduğunu ve reaksiyon bölgesinde χ , σ , Fe₂Ti, Cr₂Ti, FeTi gibi intermetalik fazların

varlığını tespit etmişlerdir. Bu sert ve kırılğan fazlar, arayüzey mukavemetinin düşmesine neden olmuşlardır. α -Fe, β -Ti ve $\text{Fe}_2\text{Ti}_4\text{O}$ fazlarının oluşumu her zaman intermetalik bileşiklere yakın gerçekleşmiştir. Difüzyon süresinin artışı ile birlikte σ fazının büyüdüğünü, 60 dakikadan sonra ki sürelerde genişliğinin sabit olduğunu ve sürenin artışı ile $\chi + \lambda$ fazının büyüdüğünü gözlemişlerdir. $\text{FeTi} + \lambda + \beta$ -Ti faz toplamı, sürenin artışıyla dolaylı olarak yapısını adacık şeklinden sürekli bant şekline dönüştüğünü tespit etmişlerdir. Ti'nin % 71'ine denk maksimum bağ dayanımını, 30 dakikalık sürede elde etmişlerdir. Sürenin artışı ile birlikte intermetalik fazların arttığını, çatlak oluşumunun gerçekleştiğini ve bunun da bağ dayanımını düşürdüğünü ileri sürmüşlerdir.

Ghosh ve Chatterjee (2003), ticari saf titanyum ve 304 paslanmaz çelik arasındaki difüzyon kaynağı işlemini koruyucu gaz atmosferi (Ar) altında, 850 - 950 °C sıcaklıklarda 90 dakikalık sürede ve 3 MPa lık basınç altında gerçekleştirmişlerdir. Daha iyi bağ oluşumu ve intermetalik bileşenlerin daha ince boyutlarda oluşu nedeniyle 850 °C de yaklaşık 242 MPa lık mukavemet elde etmişlerdir. Bütün difüzyon sıcaklıklarında, paslanmaz çelikte titanyumun difüzyon mesafesi, titanyumdaki Fe, Cr, Ni difüzyon mesafesinden daha az olduğunu ve reaksiyon bölgesinde σ fazı, FeTi , $\text{Fe}_2\text{Ti}_4\text{O}$ oksidi, Fe_2Ti ve Cr_2Ti intermetalik fazlarının varlığını tespit etmişlerdir. Fe-Ti ve Fe-Cr intermetaliklerinin oluşumunun bağ dayanımını düşürdüğünü ve daha yüksek sıcaklıklarda intermetalik fazların büyümesinin bağlantı bölgesinin bağ dayanımını azaltmada etkin rol oynadığını ileri sürmüşlerdir.

Orhan ve arkadaşları (2001), yaptıkları çalışmada 800 °C gibi düşük sıcaklıkta ve 30 dakikalık sürede Ti-6Al-4V ile mikrodupleks paslanmaz çelik arasında iyi bağlantılar elde edilebileceğini göstermişlerdir. Düşük sıcaklık ve kısa süre kullanımının mikrodupleks paslanmaz çelikte σ fazı oluşumunu azalttığını tespit etmişlerdir. Bununla birlikte Ti-6Al-4V kenarında Fe-Cr-Ti intermetalikleri oluştuğunu ve bu intermetaliklerin oluşumunun σ fazından daha önemli olduğunu gözlemişlerdir. Bu sert intermetaliklerin mekanik dayanım ve bağlantı kalitesi üzerine zararlı tesirleri olduğu görüşüne varmışlardır.

He ve arkadaşları (2003), intermetalik TiAl ve çelik (40Cr) Ti/V/Cu kompozit bariyer tabakası kullanılarak difüzyon kaynağı ile başarılı bir şekilde birleştirmişlerdir. TiAl/Ti arayüzeyinde bağlantının dayanımını arttıran bir çift faz $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{TiAl}$ tabakasını ve Ti katı eriyiğini elde etmişlerdir. TiAl/titanyum/vanadyum/bakır/çelik arayüzeyinde intermetalik bileşenlerin ve kırılğan fazların bulunmadığını tespit etmişler ve mukavemet değerini (420 MPa) TiAl'ninkine çok yakın bir değer elde etmişlerdir. Bu metodun intermetalik TiAl ve çelik için güvenilir bir bağlantı sağlayacağı ve pratik uygulamalar için yeterli olduğu görüşüne varmışlardır.

Orhan ve arkadaşları (2001), Ti-6Al-4V alaşımı ile mikrodupleks paslanmaz çeliği saf bakır aratabaka kullanarak difüzyon kaynağı ile birleştirmişlerdir. Bağlantı bölgesinde mikroyapısal gelişmeler üzerinde difüzyon süresi ve sıcaklığın etkisini araştırmışlardır. Elde edilen sonuçlardan, sıcaklığın ve sürenin bağlantı bölgesindeki mikroyapısal gelişimi doğrudan etkilediğini gözlemişlerdir. Özellikle de TiFe gibi intermetalik bileşenlerinin oluşumu

hususunda. 100 K min^{-1} ısıtma oranı ve 5 dakikalık bir sürede mukavemetli bir bağlantı elde etmişler ve bunu dupleks paslanmaz çelik kenarına yakın oluşan TiFe intermetalik bileşenlerin az oluşuna bağlamışlardır. Ti_2Cu ve TiFe intermetaliklerinin bütün deney numunelerinde oluştuğunu ve en zararlı intermetalikğin TiFe olduğunu tespit etmişlerdir. Isıtma oranını azalttıklarında ve TiFe intermetaliklerinin miktarını arttıran süreyi arttırdıklarında sonuç olarak kesme dayanımının azaldığını gözlemişlerdir. Difüzyon kaynağı ile bu numunelerin birleştirilmesi için yüksek ısıtma oranı ve düşük süre kullanılması gerektiği kanısına varmışlardır.

Kurt (2005), çalışmada; Ti-6Al-4V alaşımı ile dupleks ve ferritik paslanmaz çelikleri, $820-980^\circ\text{C}$ sıcaklık, 5 MPa basınç ve 15-30 dakikalık sürelerde, Ar gazı atmosferinde difüzyon kaynağı tekniği kullanarak birleştirmiştir. Yapılan çalışmada, Ti-6Al-4V alaşımının DTA analizi sonucunda belirlenen dönüşüm sıcaklıklarının difüzyon kaynağı üzerine etkisinin olup olmadığı ve deney parametrelerinin ara yüzey oluşumları ve bağlantının mekanik dayanımı üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Ti-6Al-4V alaşımının dupleks paslanmaz çelik ile kaynağında tüm sıcaklık ve sürelerde, ara yüzeyin paslanmaz çelik tarafında σ -fazı, ara bölgede ise Fe_2Ti intermetalik fazlarının oluştuğunu gözlemiştir. Ti tarafında ise, β -fazı açısından zengin bir bölge oluşumunu gözlemiştir. Ti-6Al-4V alaşımının ferritik paslanmaz çelik ile kaynağında ara yüzeyin titanyum alaşımı tarafında yapının tamamen β fazına dönüştüğünü ve ara bölgede ise FeTi ve Fe_2Ti intermetalik fazlarının oluştuğunu tespit etmiştir.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme

Çalışmada deney malzemesi olarak Tablo 5.1’de kimyasal spektral analizleri verilmiş olunan 12 mm kalınlığında haddelenmiş Ti-6Al-4V alaşımı ile 25 mm çapında silindir çubuk halinde temin edilen standart 304L paslanmaz çelik çifti kullanılmıştır.

Tablo 5.1. Ti-6Al-4V Alaşımının kimyasal bileşimi

Alaşım	% Bileşim						
	Al	V	Fe	O	C	N	Ti
Ti-6Al-4V	6.08	4.02	0.22	0.18	0.02	0.01	Kalan

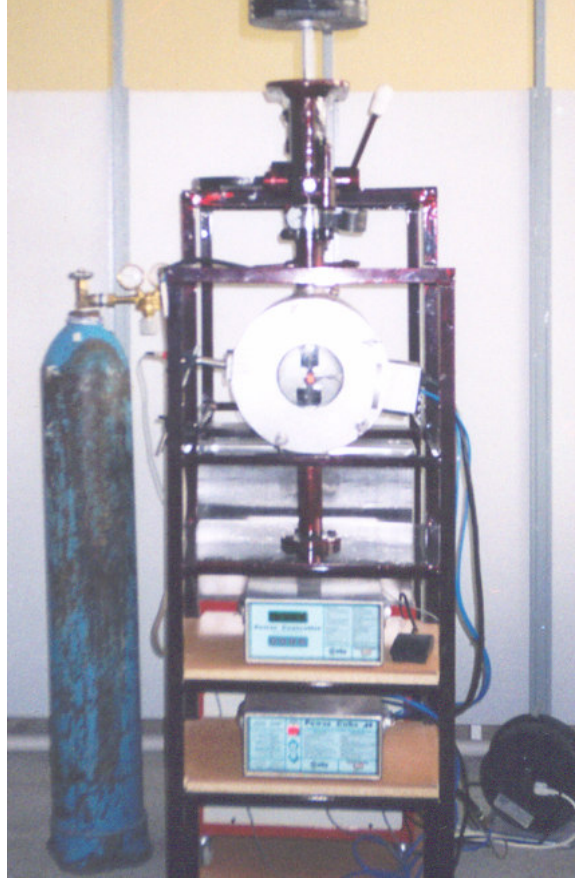
Tablo 5.2. 304L Ostenitik paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi

Alaşım	% Bileşim							
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N
304L	0.03	2	0.045	0.03	0.75	18-20	8-12	0.1

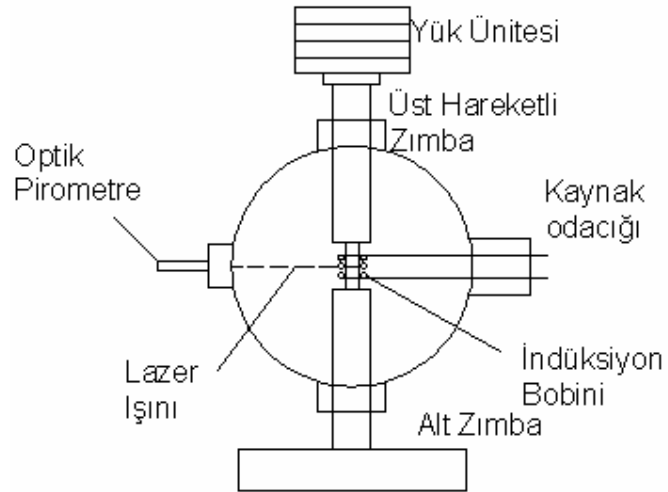
5.2. Difüzyon Kaynağı Aparatı

Aparat, indüksiyonla ısıtma sistemine sahip olup; ısıtma bobinleri, koruyucu bir atmosfer oluşturmak amacıyla paslanmaz çelikten imal edilmiş bir tüp içerisine alınmıştır. Kaynak odacığının ön tarafı, açıp kapama kolaylığı açısından tek noktadan civatalı olarak yapılmış ve sızdırmazlık için O-ring kullanılmıştır. Isıtma işlemi için, tamamen deneylerde kullanılan numune ebatlarına uygun çapta indüksiyon bobini sarılmıştır. Sıcaklık ölçümü, yaklaşık 15 cm’lik bir mesafeye yerleştirilen 600-1200 °C’lik sıcaklık aralığını okuyabilen lazerli optik pirometreyle gerçekleştirilmiştir.

Numuneler üzerine uygulanan yük, sızdırmazlık açısından üç noktadan O-ring ile yataklanmış hareketli üst zımba ve numunenin tam ısıtma bobinlerinin ortasına gelecek şekilde dizayn edilmiş sabit alt zımba kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kaynağın koruyucu atmosfer altında yapılması amacıyla kaynak odacığının üst bölgesinden küresel vana kullanılarak kontrol edilebilen gaz giriş ve çıkış vanaları yerleştirilmiştir. Ayrıca kaynak odasındaki gaz basıncını belirlemek amacıyla da üst kısma manometre takılmıştır. Difüzyon kaynağı aparatında, uygun bir soğutma sistemine sahip 3.6 kW’lık maksimum güce sahip Ceia Power Cube 45 indüksiyon ısıtma sistemi kullanılmıştır.



Şekil 5.1. Difüzyon kaynağı aparatı.



Şekil 5.2. Difüzyon kaynağı aparatının şematik görünümü (Kurt, 2005).

5.3. Numune Hazırlama

Numuneler, 10x10x10 mm'lik boyutlara getirilmiştir. Kesilen numunelerin birleştirilecek yüzeyleri en son 1200 mesh'lik zımparalama işleminden sonra çuhada parlatılmıştır. Parlatılan yüzeyler, difüzyonla birleştirme öncesinde üzerine alkol dökülerek kurutulmuştur. Her parametrede iki numune difüzyon kaynağı ile birleştirilmiştir ve numunelerden bir tanesi mekanik testlerde kullanılmıştır.

5.4. Difüzyonla Birleştirme

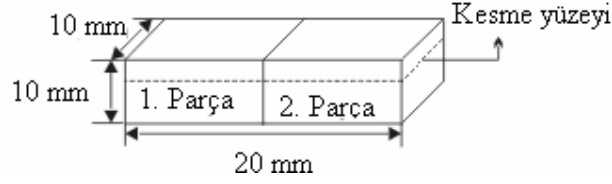
Numunelerin parlatılmış ve temizlenmiş yüzeyleri alın altına getirilerek ısıtma bobinlerinin ortasına yerleştirilmiş ve sonra yük ünitesine ağırlığı bilinen yükler elle konularak yükleme işlemi tamamlanmıştır. Numunelerin birleşme bölgesindeki sıcaklığın hassas bir şekilde ölçümü için optik pirometreden çıkan lazer ışını tam olarak birleşme bölgesine odaklanmıştır. Kaynak odacığının kapağı kapatılarak Ar gazı verilmiş ve ısıtma öncesinde gaz çıkış vanası birkaç defa açılıp kapatılarak içeride kalan havanın temizlenmesi sağlanmıştır. Kaynak hücreesindeki gaz basıncı 2 atmosfere ulaştığında ısıtma işlemine başlanmıştır. Numuneler, istenilen sıcaklıklara 40 °C/s'lik hızla ısıtılmış ve istenilen süre kadar bekletilmiş, daha sonra koruyucu atmosfer altında 600 °C'ye 15 °C /s'lik hızla soğutulmuştur.

Tablo 5.3. Kaynak parametreleri

Numune No:	Malzeme çifti	Kaynak sıcaklığı (°C)	Kaynak süresi (Dak.)	Kaynak basıncı (MPa)	Yüzey kalitesi
A1	Cu/Ti6Al4V	830	50	1	1200 mesh
A2	“	830	70	1	“
A3	“	830	90	1	“
A4	“	850	50	1	“
A5	“	850	70	1	“
A6	“	850	90	1	“
A7	“	870	50	1	“
A8	“	870	70	1	“
A9	“	870	90	1	“

5.5. Metalografik Muayene

Difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim optik mikroskop ve SEM analizi yapılarak değerlendirilmiştir. Difüzyon kaynağı sonrası numuneler birleşme yüzeyine dik doğrultuda kesilerek değerlendirilmiştir.



Şekil 5.3. Difüzyonla birleştirilen numunede kesilen bölgenin şematik görünümü

Kesilen yüzey 80, 240, 500, 800 ve 1200 mesh'lik zımparalar kullanılarak parlatılmış ve daha sonra 3 μm 'luk elmas pasta kullanılarak çuhayla parlatılmıştır. Parlatılan numuneler, alkolle yıkanarak kurutulmuştur. Parlatılan yüzeyler, önce kimyasal olarak daldırma yöntemiyle Keller çözeltisi (0.5 HF-1.5HCL-2.5HNO₃-95.5 H₂O) kullanılarak dağlanmıştır. Numuneler dağlayıcı içerisinde yaklaşık 60 saniye bekletilmiştir. Yapılan bu dağlama işleminden yalnızca Ti-6Al-4V alaşımı etkilenmiştir. Birleştirilen numunenin diğer kısmını oluşturan 304L ostenitik paslanmaz çelik ise % 50 HNO₃ + % 50 H₂O çözeltisi kullanılarak elektrolitik olarak dağlanmıştır. Dağlama işlemi 3 V' da yaklaşık 15 saniye bekletilerek yapılmıştır. Bu dağlama işleminden de yalnızca 304 L ostenitik paslanmaz çelik etkilenmiştir. Bakır ara tabaka için dağlayıcı kullanılmamıştır. Böylece difüzyon kaynağı çiftini oluşturan Ti-6Al-4V ve ostenitik paslanmaz çelik malzemelerin her ikisi de optik mikroskop için hazır hale getirilmiştir.

5.5.1. EDS Analizi

Elektron miroskobunun bünyesinde bulunan EDS analizi, difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin ara bölgesinde elementlerin karşılıklı difüzyonunu ve difüzyon mesafesini tespit etmek için yapılmıştır. Aynı zamanda, ara bölgede oluşan fazların elementer içerikleri de tespit edilmiştir.

5.5.2. X- Işını Analizi

Farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyon kaynağı yapılan Ti-6Al-4V/paslanmaz çelik çiftinin bağlantı ara bölgesinde oluşan fazları tespit etmek amacıyla X- ışıını analizi yapılmıştır. Bu amaçla, bindirme - kayma testine tabi tutulan numuneler kullanılmıştır. X-ışını analizi hem Ti-6Al-4V alaşımının hem de 304L ostenitik paslanmaz çeliğinin kırık yüzeylerinden alınmıştır.

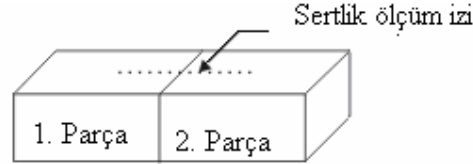
5.6. Mekanik Muayene

5.4. Deneylerde kullanılan numunelerin mekanik özellikleri

Alaşım	Çekme dayanımı (Mpa)	Akma Dayanımı (Mpa)	Sertlik (HV)
Ti-6Al-4V	885	750	600
304L (ostenitik P. Ç.)	558	241	210

5.6.1. Mikrosertlik Analizi

Bir malzemenin sertliği, kendisinden daha sert bir malzemeye karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır ve malzemenin deformasyon davranışının bir ölçümüdür. Bu çalışmada, difüzyon kaynağı yapılmış ve aynı zamanda optik mikroskop için hazırlanan numunelerin ara yüzeylerinin her iki tarafında 0,5 mm'lik aralıklarla mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır.



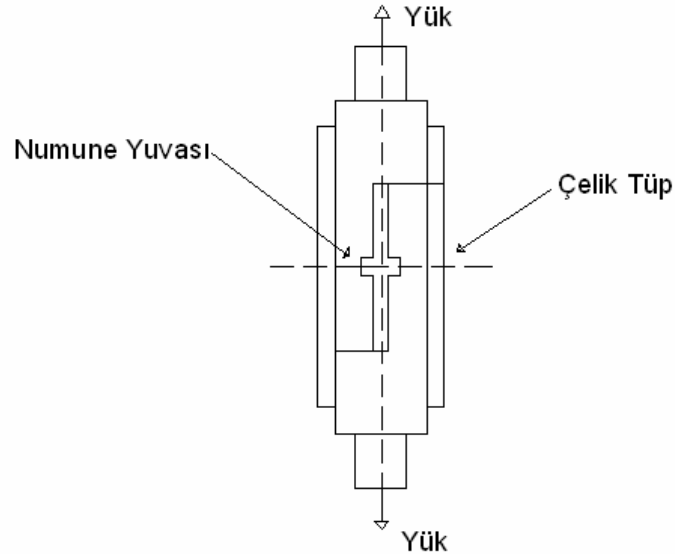
Şekil 5.4. Mikrosertlik numunesinin şematik görünümü

Mikro sertlik ölçümleri, mikrosertlik cihazında vikers sertlik skalası ile 10 gr'lık yük kullanılarak yapılmıştır. Sertlik ölçümleri esnasında, mikroyapıda gözlenen farklı yapıların mikrosertlikleri de ölçülmüştür.

5.6.2. Bindirme- Kayma Testi

Difüzyon kaynağı yapılmış numunelerin kesme kuvvetine karşı göstermiş olduğu direnci belirlemek amacıyla bindirme-kayma testi yapılmıştır. Test numuneleri, mikroyapı numuneleri ile aynı parametrelerde hazırlanmıştır.

Hazırlanan numuneler, yalnızca bağlantı bölgesine kesme kuvveti uygulayacak bir aparat kullanılarak teste tabi tutulmuştur. Aparat, ara bölgede her iki taraftan 1'er mm boşluk kalacak şekilde tasarlanmış, böylece çekme esnasında yükün tamamen ara bölgeye odaklanması sağlanmıştır. Bindirme-kayma test aparatı Şekil 5.5'da şematik olarak görölmektedir. Testler, 0.5 mm/dak.'lık çekme hızı kullanılarak Instron çekme makinesinde yapılmıştır.



Şekil 5.5. Bindirme-kayma testi numune yerleştirme aparatı (Kurt, 2005).

6. DENEY SONUÇLARI VE İRDELENMESİ

Bu çalışmada, Ti-6Al-4V ve 304L ostenitik paslanmaz çelik çifti, bakır ara tabaka kullanılarak argon atmosferi altında sabit basınç (1 MPa), üç farklı sıcaklık (830, 850 ve 870 °C) ve üç farklı bekletme sürelerinde (50, 70 ve 90 dak.) difüzyon kaynağı tekniği kullanılarak birleştirilmiştir. Kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde değişken parametrelere bağlı olarak meydana gelen yapısal değişim optik mikroskop ve SEM (Taramalı elektron mikroskobu) analizi yapılarak belirlenmeye çalışılmıştır. Ayrıca, reaksiyon bölgesinde meydana gelen fazları belirlemek için X-ray, elementlerin karşılıklı difüzyon derecelerini belirlemek için ise EDS analizleri yapılmıştır. Elde edilen EDS sonuçlarından elementlerin konsantrasyon profilleri ortaya çıkarılmıştır. Ayrıca, kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde yapısal değişime bağlı olarak meydana gelen sertlik değişimini belirlemek için, kaynaklı bağlantıların her iki tarafında 0,5 mm aralıklarla mikrosertlik taraması yapılarak sertlik dağılım profilleri belirlenmiştir. Cu aratabaka kullanılarak difüzyon kaynağı ile birleştirilen Ti-6Al-4V/304L kaynaklı bağlantıların mekanik dayanımını tespit etmek amacıyla bindirme kayma testleri yapılmış ve kopma yüzeyleri incelenmiştir.

6.1 Kaynaklı bağlantıların arayüzey mikroyapı değerlendirmesi

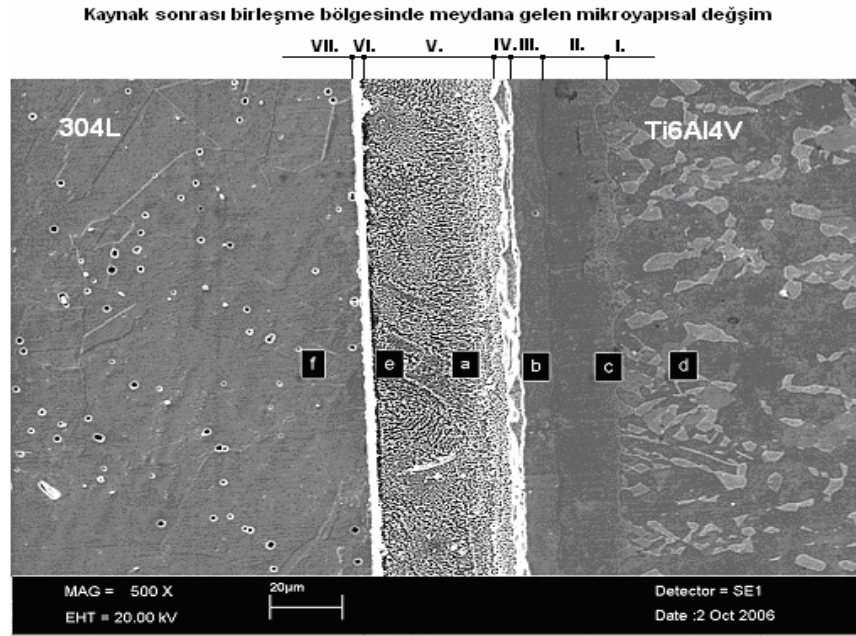
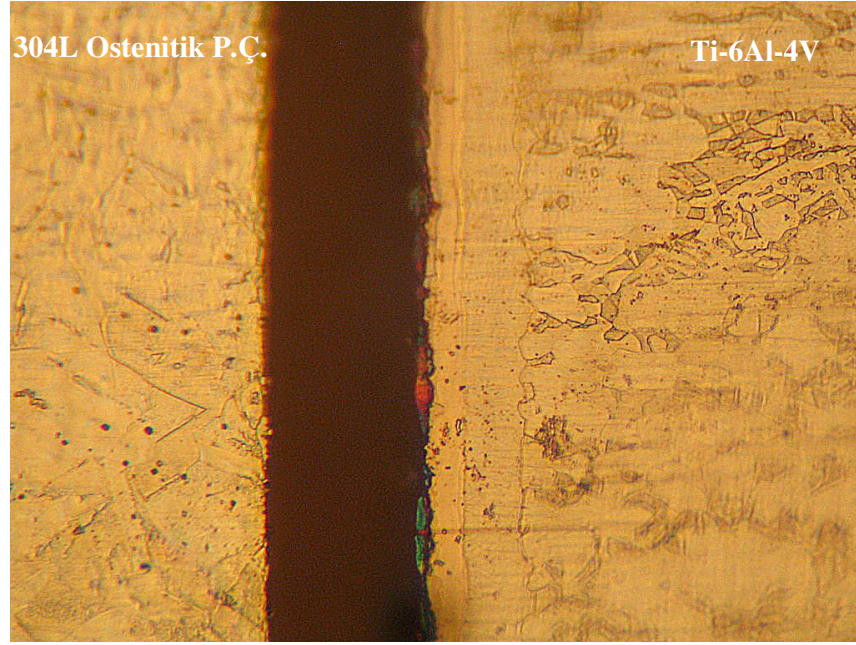
Ti-6Al-4V alaşımı ile 304L paslanmaz çelik çifti Cu aratabaka kullanılarak argon atmosferi altında sabit basınç (1 MPa), 830 °C sıcaklık ve 50, 70 ve 90 dakikalık sürelerde yapılmış difüzyon kaynaklı A1, A2 ve A3 no'lu numunelerin optik mikroskop, SEM fotoğrafları ve A1 no'lu numunenin reaksiyon bölgesinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 6.1, 2, 3 ve 4'te sırasıyla verilmiştir. A1 no'lu kaynaklı bağlantının birleşme bölgesinden alınan optik ve SEM mikroyapı fotoğraflarından, birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim sonucu yedi farklı bölge bulunmaktadır. Bu bölgelerden alınan X-ray (Şekil 6.5) ve EDS analizlerinden; I. bölge, α -Ti, Ti_3Al ve katı eriyik bünyesinde çözünmüş vanadyum'dan oluşmaktadır, II. bölgede, titanyum, ara bölgeden yayınıp buraya ulaşan az oranda bakırla, $CuTi$, $CuTi_2$, $CuTi_3$ ve Ti_3Al intermetalik bileşiği, III. bölgede, ara tabaka yönüne yayılan titanyum bölgede oldukça yüksek oranlarda bulunan bakırla ve yine önemsiz miktarlarda bakır ve demirle birleşerek Cu_4Ti_3 , $CuTi_2$, $CuTi$, Cu_3Ti_2 ve $Ti_{33}Cu_{67-x}Fe_x$ bileşikleri, IV. bakırca zengin yayınıp bölgeye ulaşan titanyum ve demirle bölgede $CuTi$, Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 ve $FeTi$ bileşiklerini oluşturmaktadır. V. bölge, bakır ana kütle içerisinde Cu_3Ti_2 , $FeTi$, paslanmaz çelik tarafına doğru $CuTi_2$, $CuTi$, az miktarda $FeTi$ bulunmaktadır. VI. bölgede Cu/304L paslanmaz çelik arayüzeyinde sıcaklık ve elementlerin karşılıklı difüzyonu sonucu γ_{Cu} , $\gamma_{Cu+\alpha_{Fe}}$, σ , $\alpha_{Fe} + \sigma$ (Fe-Cu-Ti üçlü faz diyagramından) faz karışımlarından oluşan beyaz renkli yaklaşık 5 μm kalınlığında bir yapı, VII. bölge ise 304L paslanmaz çeliğin ana yapısı olarak belirlenmiştir. Ana yapı ostenitik krom nikelli taneler ve bu tanelerin üzerinde ve tane sınırlarında toplanan az oranlarda metal karbür bileşiklerinden oluşmaktadır (Koç ve diğ., 2006). Kundu ve arkadaşları

(2005), Orhan ve arkadaşları (2001), Yılmaz ve arkadaşları (2003)'n yapmış oldukları çalışmalarda benzer sonuçlar elde etmiş olmaları bu sonuçları doğrulamaktadır.

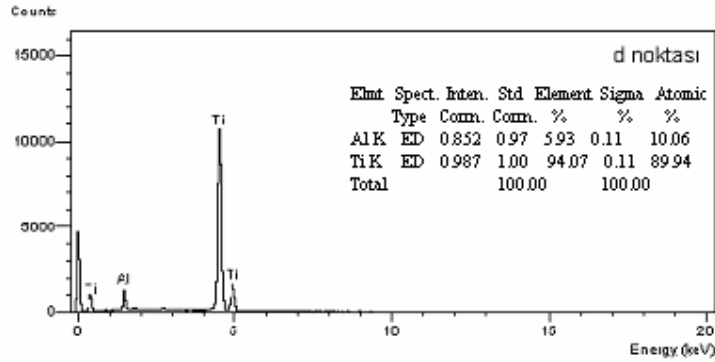
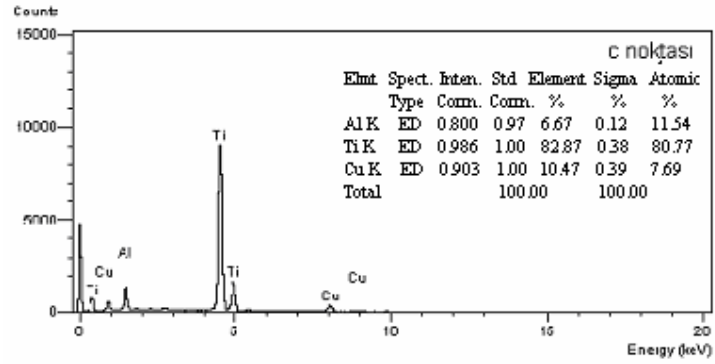
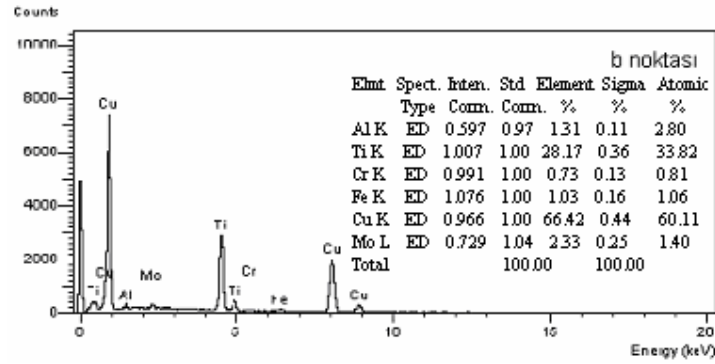
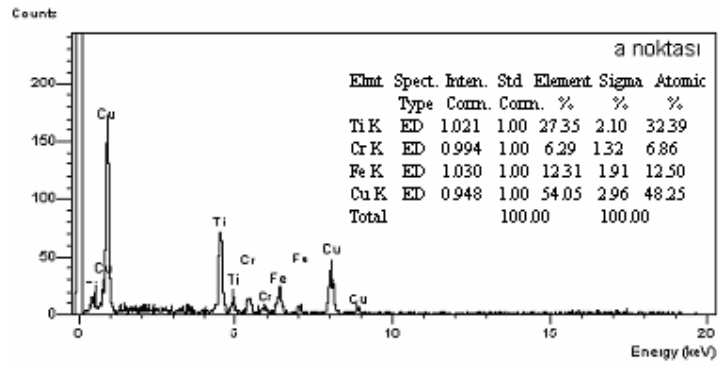
Bekletme süresi 20 dakika artırılarak difüzyon kaynağı ile birleştirilen A2 kaynaklı bağlantı arayüzeyinden alınan optik mikroskop ve SEM fotoğrafı Şekil 6.3'te verilmiştir. SEM fotoğrafından da açıkça görüldüğü gibi birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim A1 no'lu numunedeki ile benzerlik göstermektedir. A1 ve A2 no'lu numunelere ait SEM fotoğrafları kıyaslandığında, en büyük değişim III ve IV no'lu bölgelerinin genişliğinde meydana gelmiştir. A1 no'lu numunede III. bölgenin genişliği 10 μm , IV bölgenin genişliği ise $\sim 8 \mu\text{m}$ dur. A2 no'lu numunede bu bölgelerin ~ 10 ve $20 \mu\text{m}$ olarak değiştiği görülmektedir. Ayrıca, IV. bölge ile V. bölgeyi biri birinden ayıran hat boyunca artan bekletme süresine bağlı olarak, bu bölgelerde difüzyonla meydana gelen fazların sahip olduğu farklı genleşme özelliklerinden dolayı mikro çatlakların meydana geldiği dikkati çekmektedir.

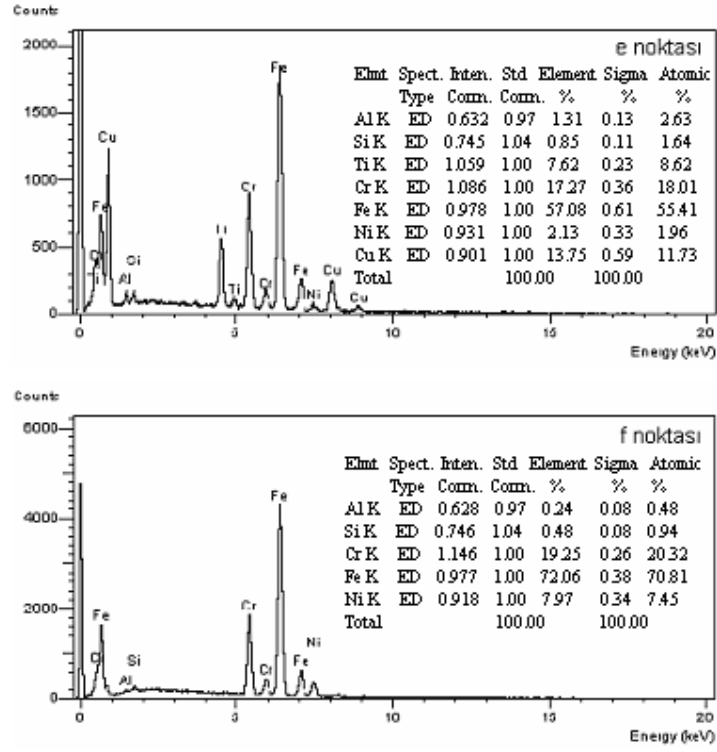
Bekletme süresi 40 dakika artırılarak birleştirilen A3 no'lu numunenin birleşme arakesitinden alınan optik mikroskop ve SEM fotoğrafları Şekil 6.4'de verilmiştir. SEM fotoğrafından da açıkça görüldüğü gibi artan bekleme süresine bağlı olarak 304L paslanmaz çelik tarafında önemli bir değişiklik gözlenmezken, Ti-6Al-4V tarafında difüzyonla gerçekleşen II., III. ve IV. bölgelerde önemli değişiklikler meydana gelmiştir. Cu'nun Ti içerisinde yüksek çözünme özelliğinden dolayı IV. bölgenin genişliğinin yaklaşık beş kat arttığı görülmektedir. A3 no'lu numunede aratabaka malzemesi olarak kullanılan Cu'nun genişliğindeki önemli düşüş bu sonucu doğrulamaktadır. A1 ve A2 no'lu numunelerde bu bölgenin genişliği yaklaşık $\sim 5 \mu\text{m}$ iken A3 no'lu numunede bu bölgenin genişleyerek $30 \mu\text{m}$ olduğu görülmektedir. A1 ve A2 no'lu numunelerde Ti-6Al-4V tarafında meydana gelen yapısal değişimin toplam genişliği yaklaşık $20 \mu\text{m}$ iken A3 no'lu numunede bu değişim $60 \mu\text{m}$ genişliğindedir.

A1, A2 ve A3 no'lu kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinden alınan optik mikroskop ve SEM fotoğrafları bir birleri ile kıyaslandığında; artan bekletme süresine bağlı olarak elementlerin karşılıklı difüzyon derecelerinde önemli artışların olduğu görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantıların reaksiyon bölgeleri incelendiğinde, Cu/304L tarafında önemli bir değişiklik gözlenmemiştir. Bu durum, Cu'nun paslanmaz çelik içerisinde çözünme yeteneğinin düşük olduğunu göstermektedir. Buna karşın, artan bekleme süresine bağlı olarak Ti-6Al-4V tarafında önemli değişiklikler kaydedilmiştir. Bu değişim Cu ve Ti'nin bir biri içerisinde yüksek çözünebilme özelliğinden kaynaklanmaktadır.

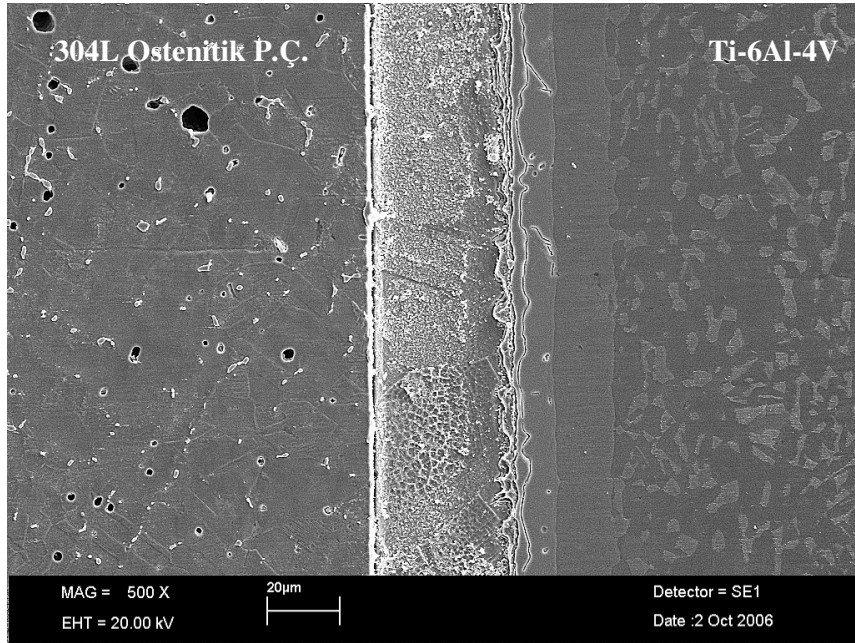
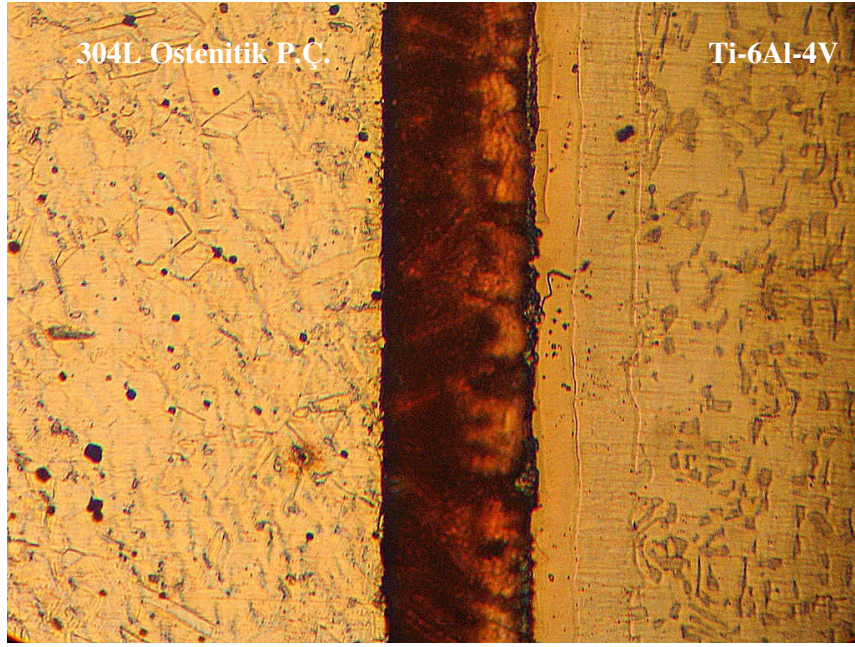


Şekil 6.1. A1 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 830 °C ve t= 50 dakika).

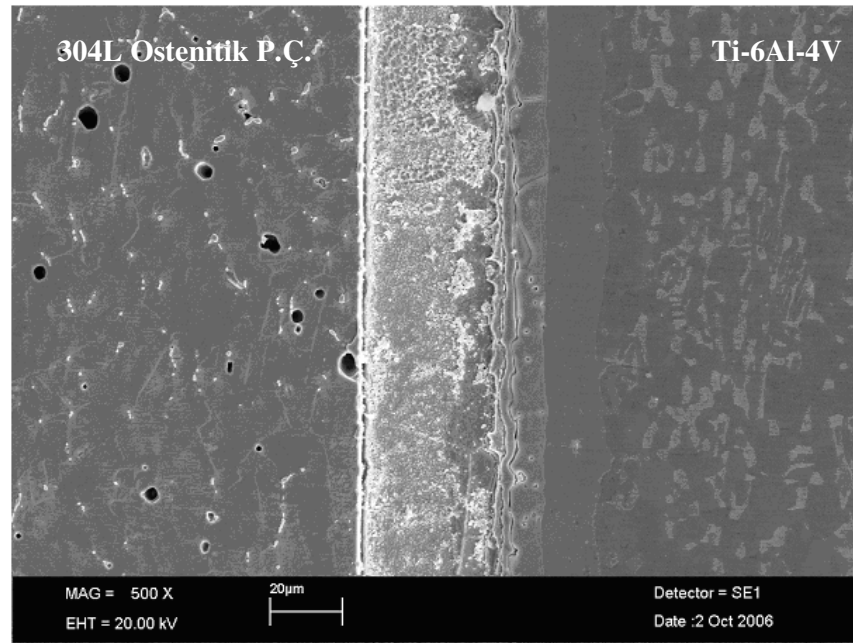
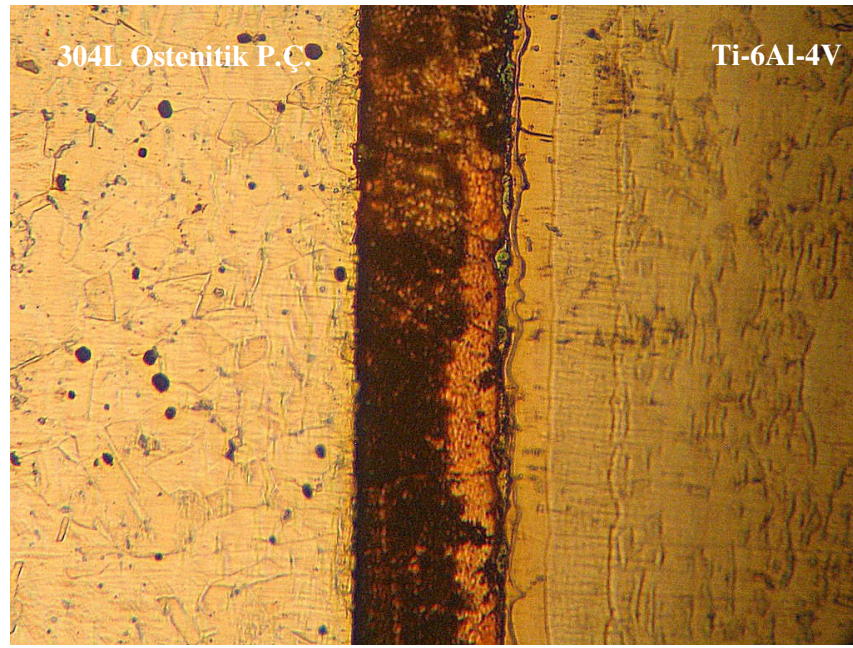




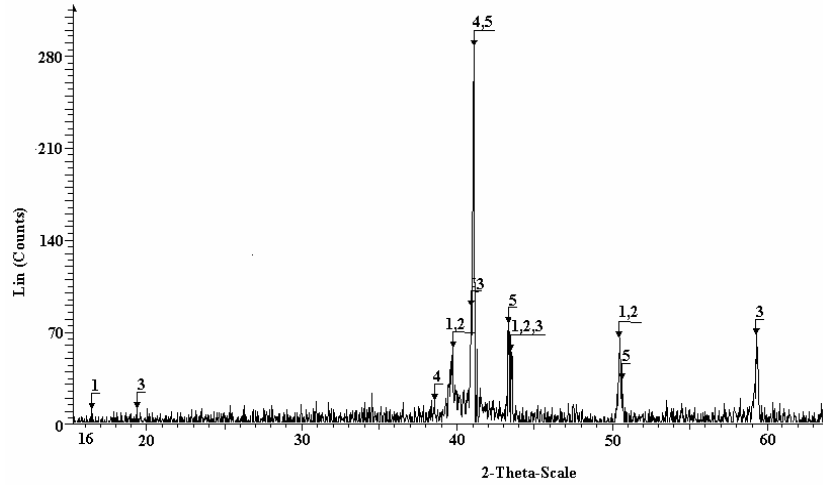
Şekil. 6.2. A1 nolu numunenin a, b, c, d, e ve f noktalarının EDS analizleri.



Şekil 6.3. A2 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 830 °C ve t= 70 dakika).



Şekil 6.4. A3 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 830 °C ve t= 90 dakika).



Şekil. 6.5. A3 nolu numunenin X-ray analizi (Ti-6Al-4V kırık yüzey tarafı).

Tablo 6.1. A3 nolu numunenin X-ray analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

Bileşiğin numarası	Bileşiğin		Kristal Sistemi	Z*
	İsmi	Kapalı formül		
1	Bakır Titanyum	CuTi_2	Tetragonal	2
2	Bakır Titanyum	CuTi_3	Tetragonal	1
3	Bakır Titanyum	Ti_2Cu_3	Tetragonal	2
4	Titanyum Bakır Oksit	$\text{Ti}_4\text{Cu}_2\text{O}$	Kübik	16
5	Alüminyum Demir Vanadyum	$\text{Al}_{80}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{7.5}$		

Z* = Birim hücredeki molekül sayısını gösterir.

850 °C’de 50, 70 ve 90 dakikalık bekletme sürelerinde yapılmış A4, A5, ve A6 kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinden alınan optik ve SEM fotoğrafları sırasıyla Şekil 6.6, 7 ve 8’de verilmiştir. Ayrıca 850 °C’de 90 dakika sürede yapılan A6 no’lu kaynaklı bağlantının her iki tarafında birleşme yüzeyine dik doğrultuda yapılan EDS analiz sonuçları Şekil 6.9’de verilmiştir.

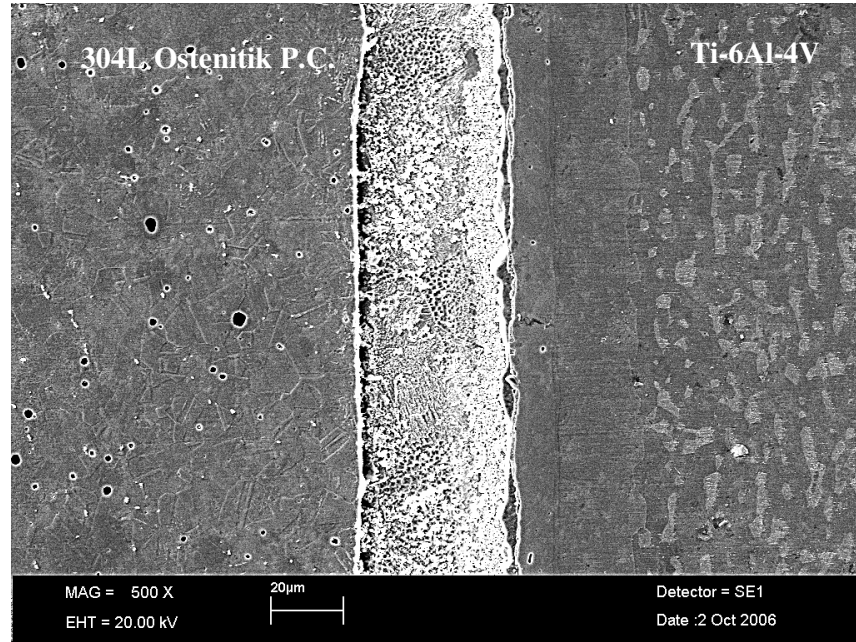
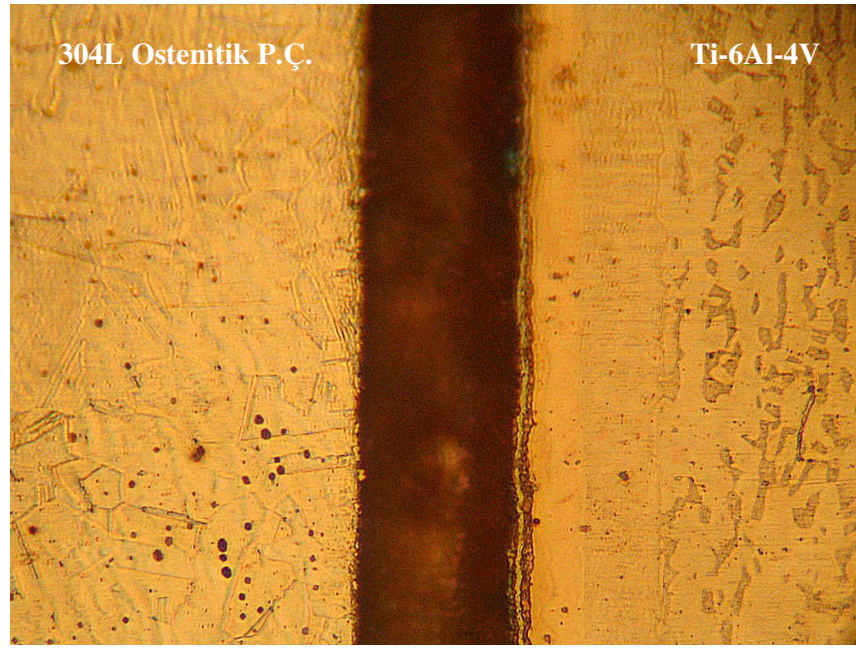
850 °C’de 50 dakika bekletilerek yapılan A4 kaynaklı bağlantının birleşme bölgesinden elde edilen optik ve SEM mikroyapı fotoğrafı Şekil 6.6’da verilmiştir. Şekilden açıkça görüldüğü gibi artan sıcaklığa bağlı olarak reaksiyon bölgesinin genişlediği görülmektedir. Reaksiyon bölgesindeki bu genişleme, aratabaka malzemesi olarak kullanılan Cu’nun kalınlığında difüzyona bağlı olarak düşüş görülmektedir.

A5 no’lu kaynaklı bağlantıya ait arayüzey optik ve SEM mikroyapı fotoğraflarından, malzeme çifti arayüzeyinde elementlerin karşılıklı difüzyonu sonucu meydana gelen yapısal değişim 830 °C’de yapılan kaynaklı bağlantılarla temelde benzer görünümündedir. Artan kaynak sıcaklığı ve süreye bağlı olarak Cu’nun Ti6Al4V alaşımı içerisinde yüksek yayınma özelliğinden dolayı IV. bölgenin genişlediği görülmektedir. Bu bölgeden alınan EDS analiz sonuçlarından, kahverenkli kısmın Cu bakımından zengin CuTi bileşiği, III. bölgeye doğru yönelmiş çita halindeki yapının ise CuTi_2 , Cu_3Ti_2 , Cu_4Ti_3 olduğu tespit edilmiştir. IV.

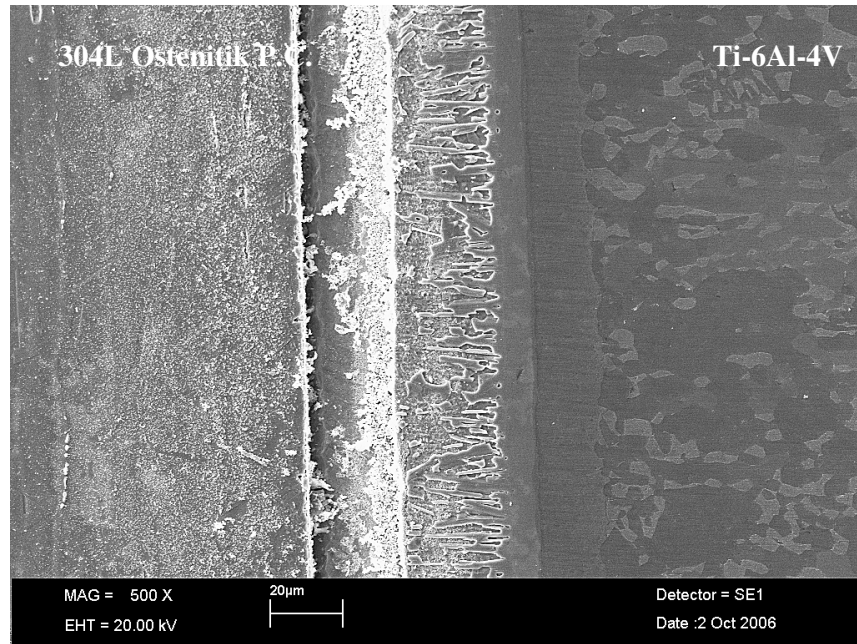
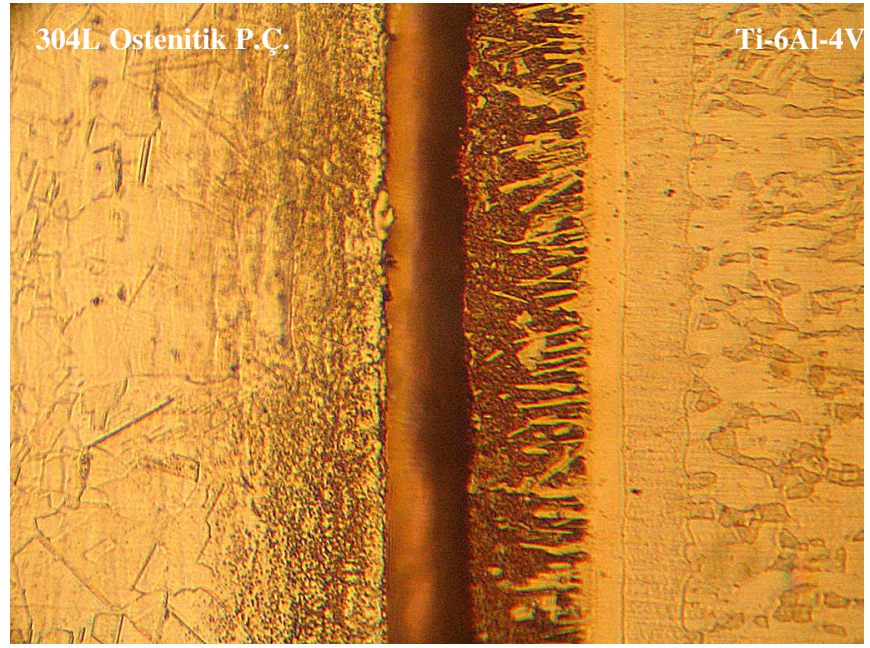
bölgedeki bu genişleme ile birlikte V. bölgenin daraldığı görülmektedir. Reaksiyon bölgesinde meydana gelen bu yapısal değişim, kaynak sıcaklığının difüzyon üzerine olan etkisinin açıkça delilidir.

Bekletme süresi 40 dakika artırılarak 850 °C’de difüzyon kaynağı ile birleştirilmiş olunan A6 kaynaklı bağlantının birleşme bölgesinden alına optik ve SEM fotoğrafları Şekil 6.8’de verilmiştir. Fotoğraflardan da açıkça görüldüğü gibi reaksiyon bölgesindeki en önemli değişim Ti6Al4V tarafındaki IV. bölgede meydana geldiği görülmektedir. A6 no’lu kaynaklı bağlantıya ait SEM fotoğrafı A5 no’lu kaynaklı bağlantıya ait SEM fotoğrafı ile kıyaslandığında, artan bekleme süresine bağlı olarak IV. bölgede önemli bir yapısal değişimin olduğu görülmektedir. A5 no’lu kaynaklı bağlantıda bu bölgenin genişliği yaklaşık 25 µm iken, A6 no’lu numunede bu bölgenin genişliğinin yaklaşık 60 µm olduğu görülmektedir. Bu değişim, artan bekletme süresine bağlı olarak Cu’nun Ti6Al4V alaşımı tarafına difüzyonunu artırdığı sonucunu ortaya koymaktadır. EDS analiz sonuçlarına göre ara yüzeyde görülen fazlar; I. bölgede, α -Ti ve Ti₃Al fazları, II. bölgede, CuTi₂, CuTi ve Ti₃Al bileşikleri, III. bölgede, CuTi ve Ti₃Al bileşikleri, IV. bölgede, Cu₄Ti₃, Cu₃Ti₂ ve Ti₃Al bileşikleri, VII. bölgede, Fe-Cr-Ni alaşımının oluşturduğu ostenit yapı ve bu yapının tane sınırlarında toplanan metal karbürler bulunmaktadır.

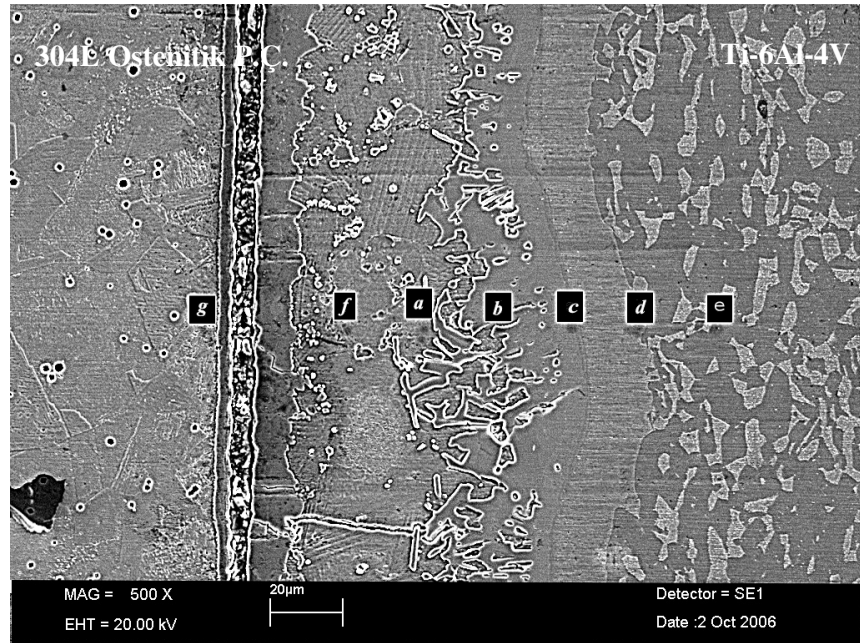
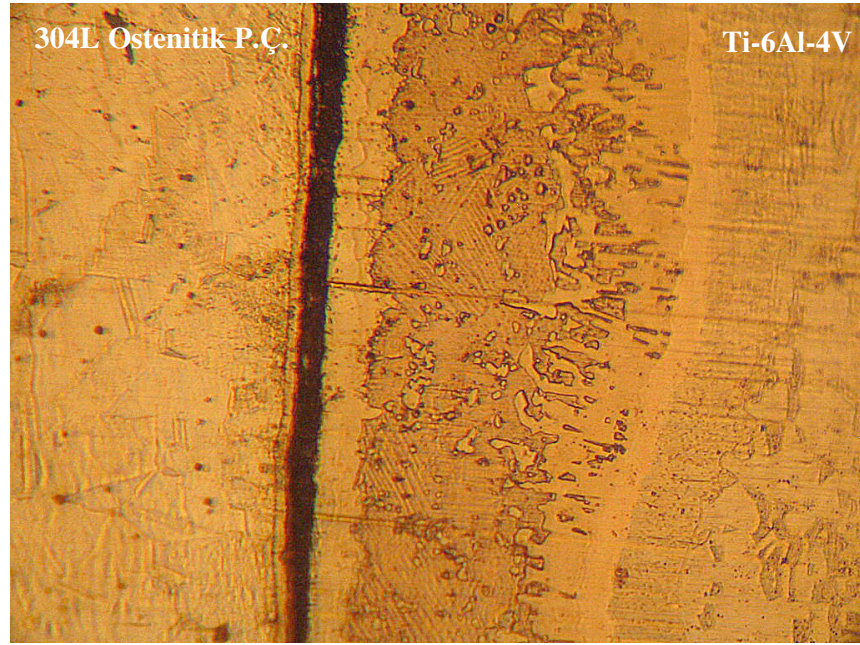
IV. bölgeyi III. bölgeden ayırtan hattaki dalgalanma, uygulanan kaynak basıncın malzeme çifti merkezinde maksimum, kenarlara doğru ise azalma göstermesinin sonucu olarak meydana geldiği düşünülmektedir.



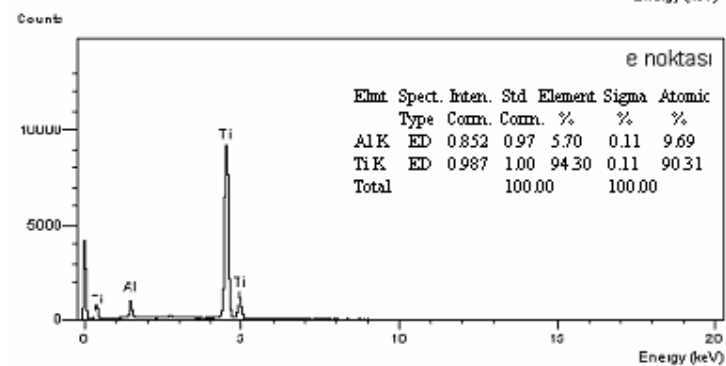
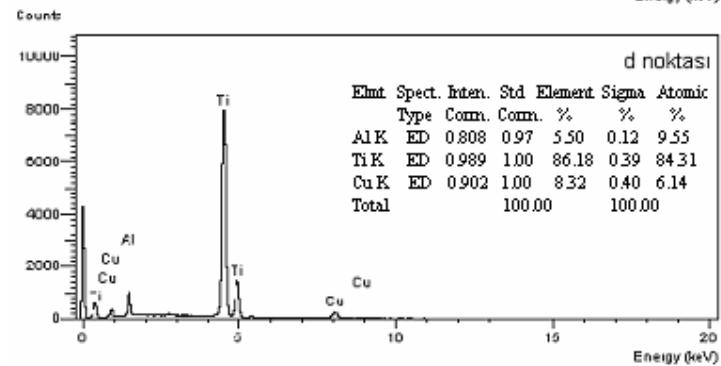
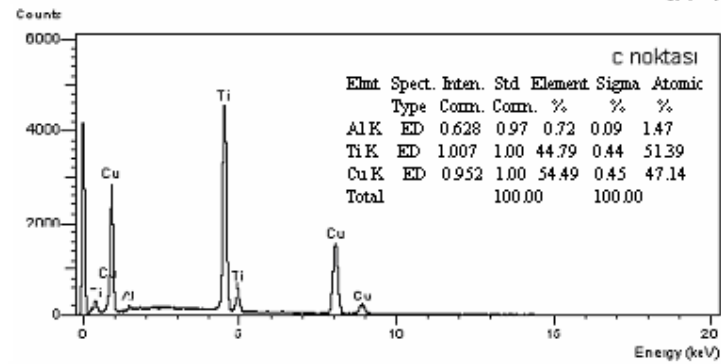
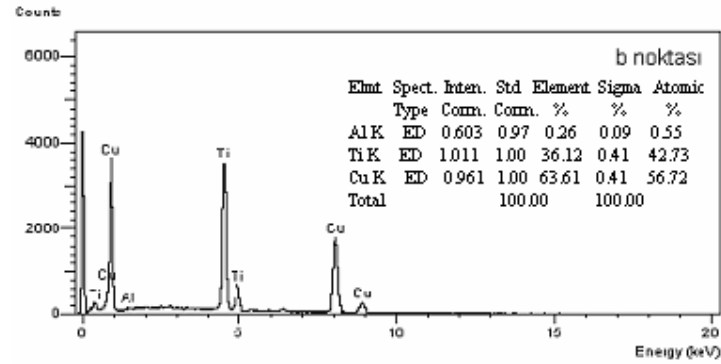
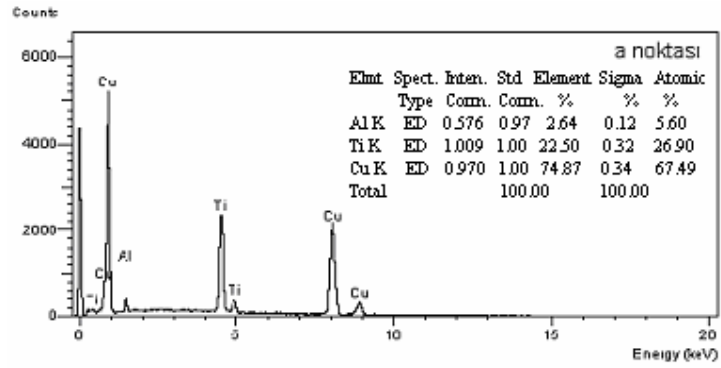
Şekil 6.6. A4 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 850 °C ve t= 50 dakika).

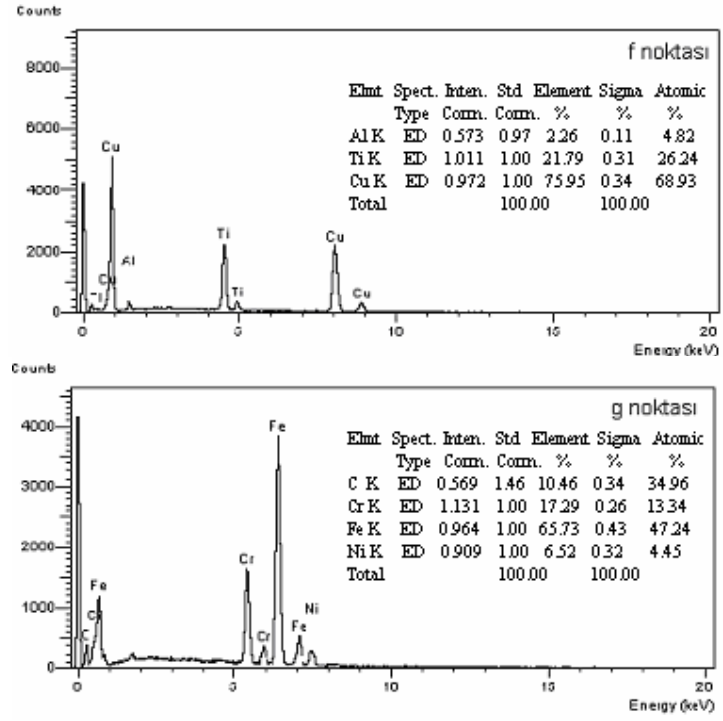


Şekil 6.7. A5 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 850 °C ve t= 70 dakika).

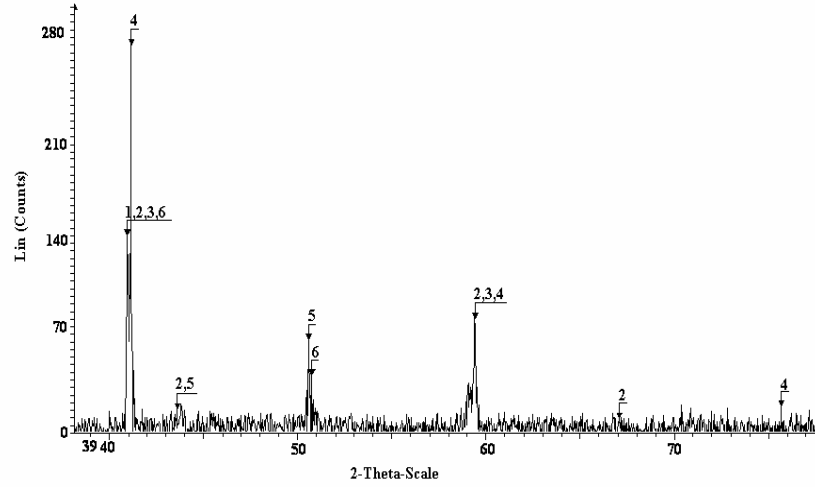


Şekil 6.8. A6 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 850 °C ve t= 90 dakika).





Şekil 6.9. A6 nolu numunenin a, b, c, d, f ve g noktalarının EDS analizleri.



Şekil 6.10. A6 nolu numunenin X-ray analizi (304L ostenitik paslanmaz çelik kırık yüzey tarafı).

Tablo 6.2. A6 nolu numunenin X-ray analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

Bileşiğin numarası	Bileşiğin		Kristal Sistemi	Z*
	İsmi	Kapalı formül		
1	Titanyum Bakır Oksit	Ti_4Cu_2O	Kübik	16
2	Bakır Titanyum	Ti_2Cu_3	Tetragonal	2
3	Bakır Nikel Titanyum	$Cu_{0.035}Ni_{0.565}Ti_{0.40}$	Tetragonal	
4	Bakır Titanyum	$CuTi$	Tetragonal	2
5	Krom Demir Nikel 304-Paslanmaz Çelik ostenit	$Cr_{0.19}Fe_{0.7}Ni_{0.11}$	Kübik	4
6	Alüminyum Demir Vanadyum	$Al_{80}V_{12.5}Fe_{7.5}$		

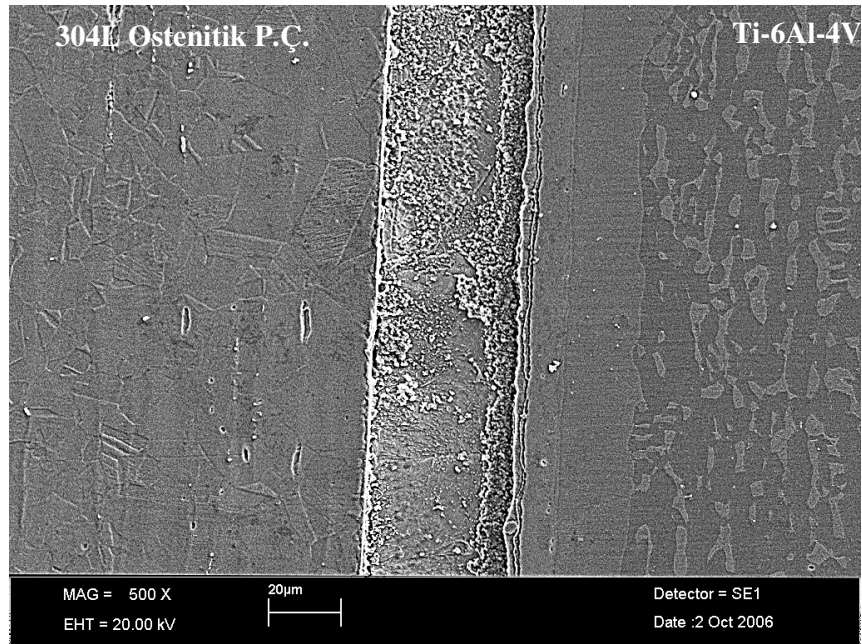
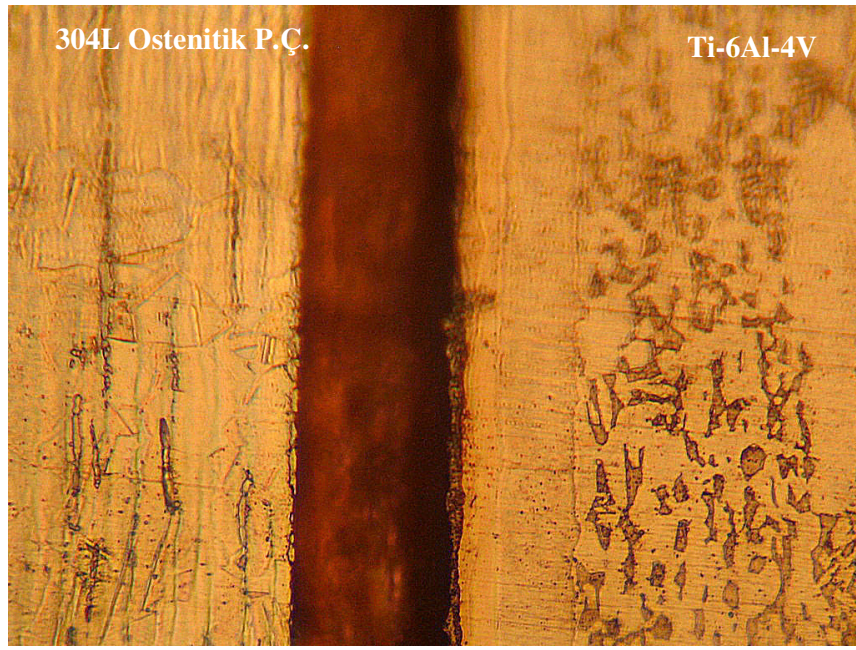
Z* = Birim hücredeki molekül sayısını gösterir.

870 °C’de 50, 70 ve 90 dakikalık bekletme sürelerinde yapılmış A7, A8, ve A9 kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyinden alınan optik ve SEM fotoğrafları sırasıyla Şekil 6.11, 12 ve 13’te verilmiştir. Ayrıca 870 °C’de 90 dakika sürede yapılan A9 no’lu kaynaklı bağlantının her iki tarafında birleşme yüzeyine dik doğrultuda yapılmış olunan EDS analiz sonuçları Şekil 6.14’de verilmiştir.

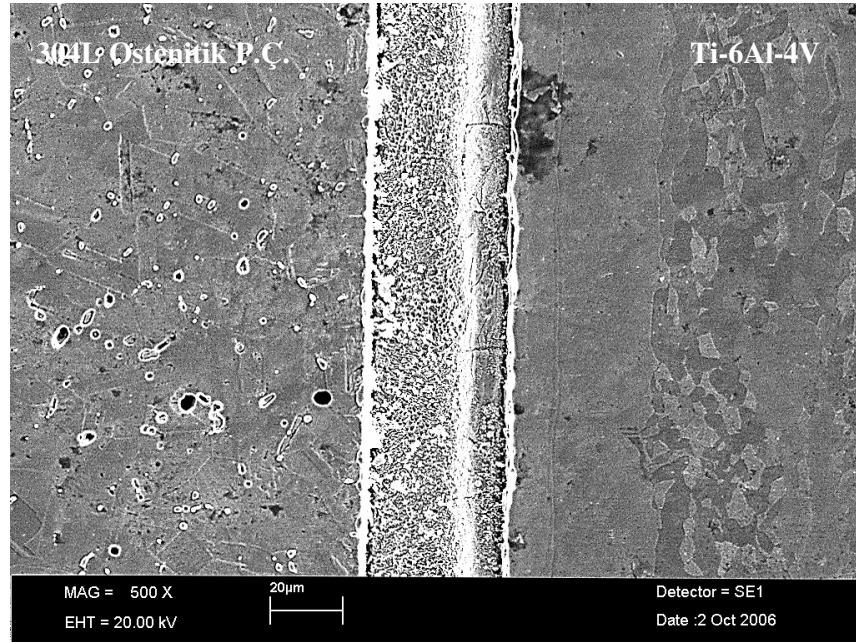
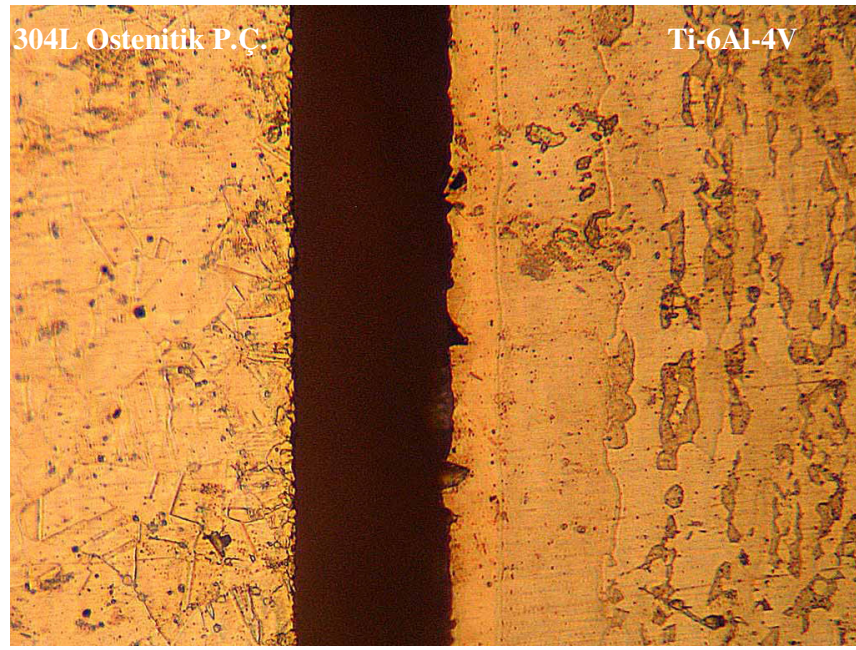
A7, A8 ve A9 no’lu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey optik ve SEM mikroyapı fotoğraflarından, malzeme çifti arayüzeyinde elementlerin karşılıklı difüzyonu sonucu meydana gelen yapısal değişim 830 ve 850 °C’de yapılan kaynaklı bağlantılarla temelde benzer görünümündedir. 304L paslanmaz çelik tarafında diğer sıcaklıklara göre önemli bir farklılık yoktur. Artan kaynak sıcaklığı ve bekletme süresine bağlı olarak Cu’nun Ti6Al4V alaşımı içerisinde yüksek yayınlma özelliğinden dolayı II ve III no’lu bölgenin genişlediği görülmektedir. A9 no’lu numunenin EDS analiz sonuçlarına göre ara bölgede görülen fazlar; I. bölgede, Ti_3Al ve $\alpha-Ti$ ana kütle içerisinde çözülmüş vanadyum, II. bölgede, $\alpha-Ti$ içerisinde $CuTi_2$ ve bir miktar Ti_3Al , III. bölgede, $\alpha-Ti$ içerisinde öncelikle $CuTi_2$ bileşiği ve az oranda Ti_3Al bileşiği, IV. bölge, Cu_3Ti , Cu_4Ti_3 , Cu_3Ti_2 , γ_{Cu} , ve az miktarda Ti_3Al bileşiklerinden

oluşmaktadır. VII. bölge ise, Fe-Cr-Ni ostenitik faz yapısından oluşmaktadır.

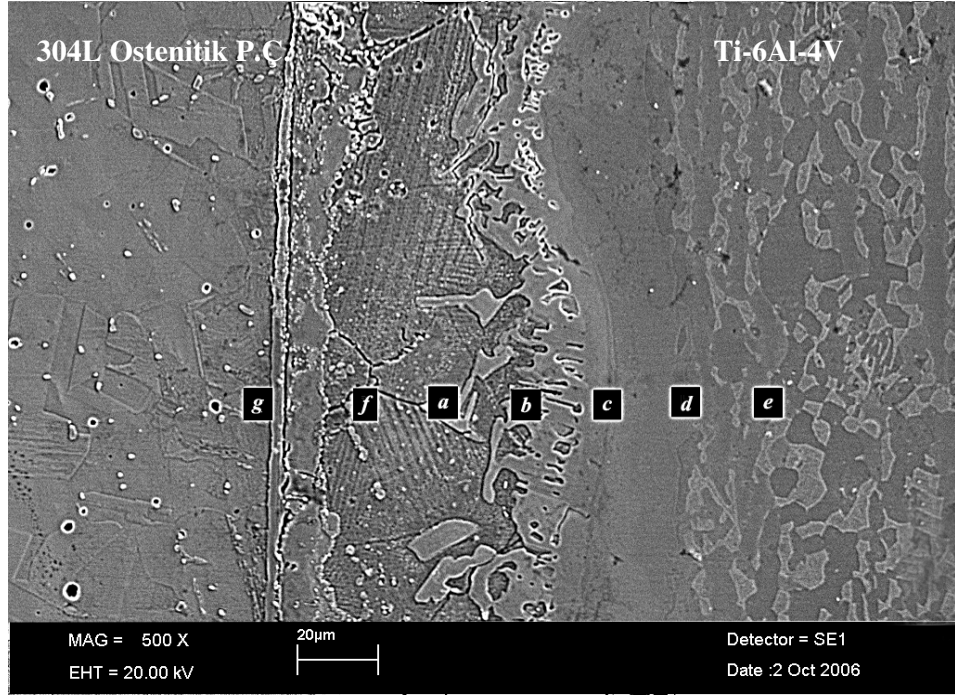
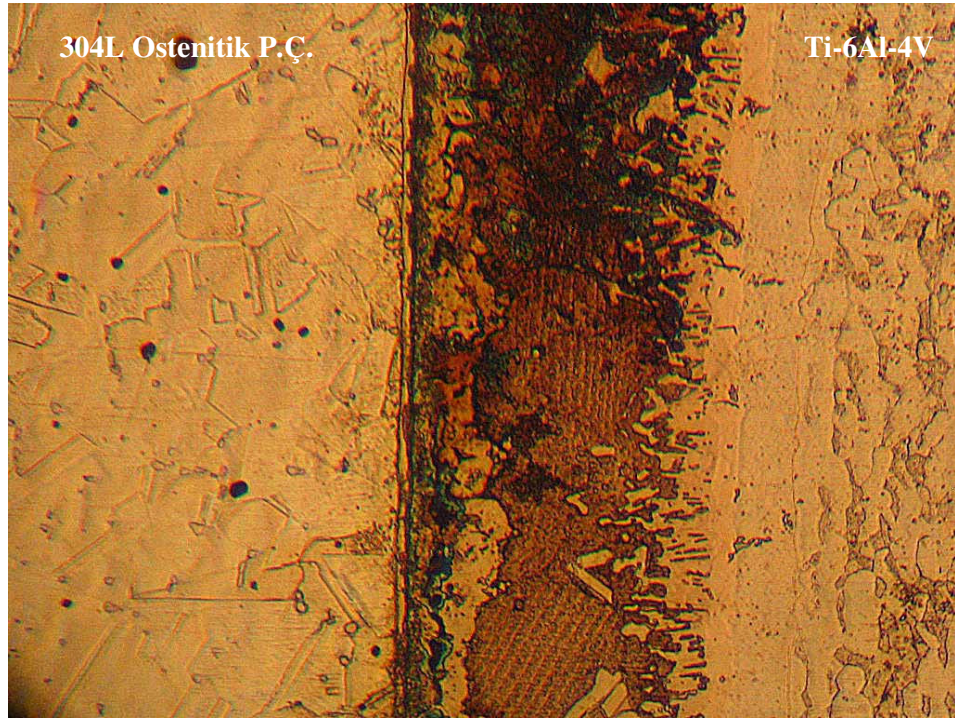
Reaksiyon bölgesindeki bu değişim, artan kaynak sıcaklığı ve bekletme süresine bağlı olarak meydana gelen CuTi intermetalik bileşiklerin çeşit ve yoğunluğu belirlemektedir.



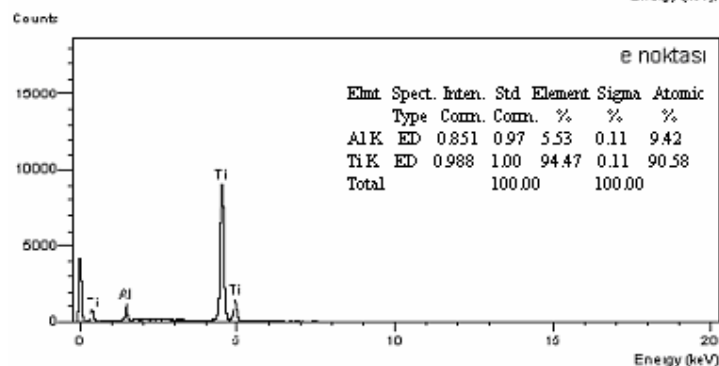
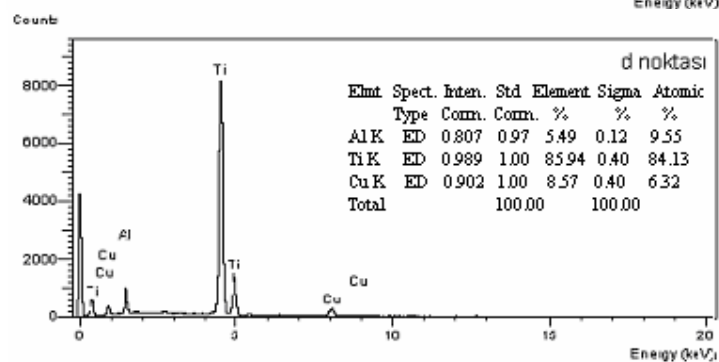
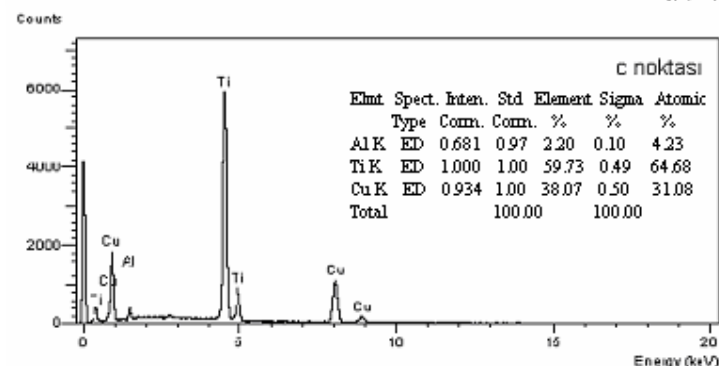
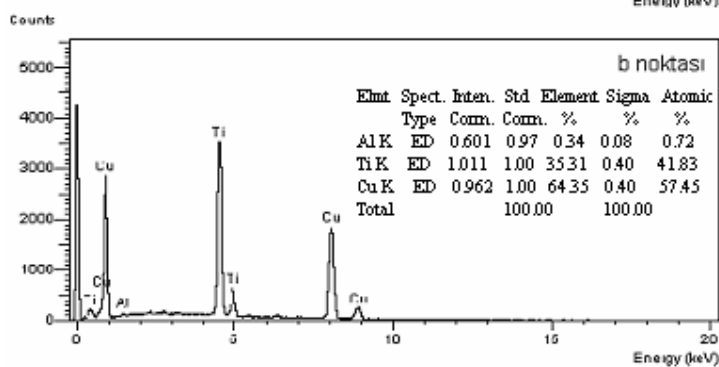
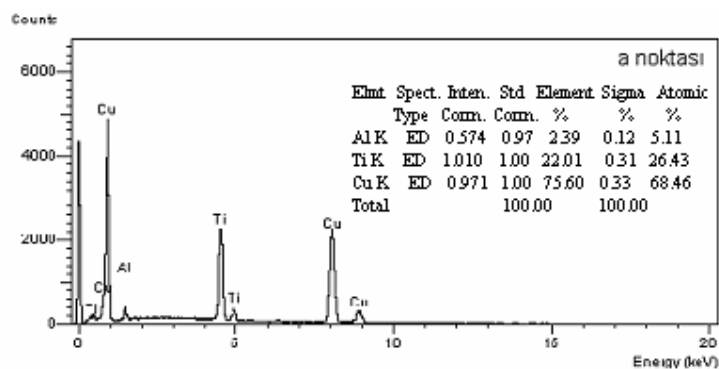
Şekil 6.11. A7 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 870 °C ve t= 50 dakika).

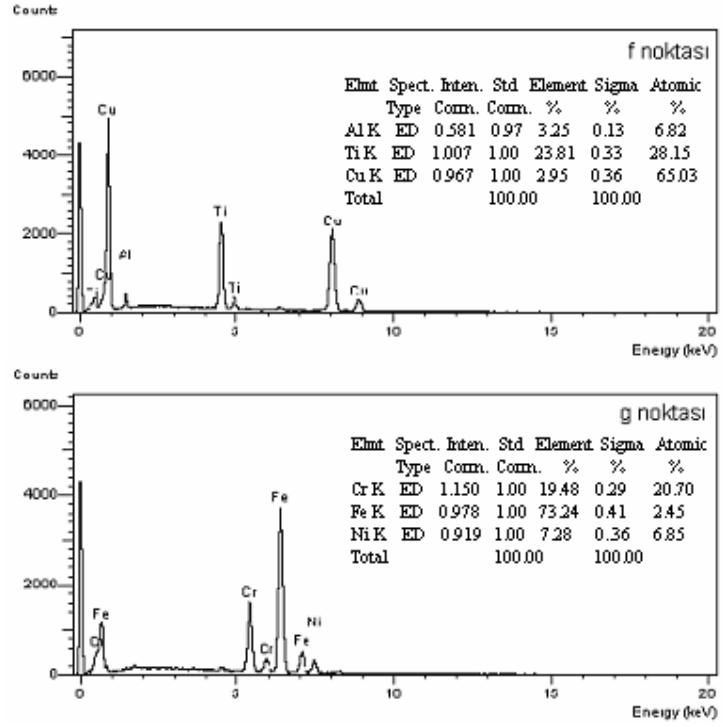


Şekil 6.12. A8 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 870 °C ve t= 70 dakika).



Şekil 6.13. A9 nolu numunenin optik ve SEM fotoğrafı (T= 870 °C ve t= 90 dakika).



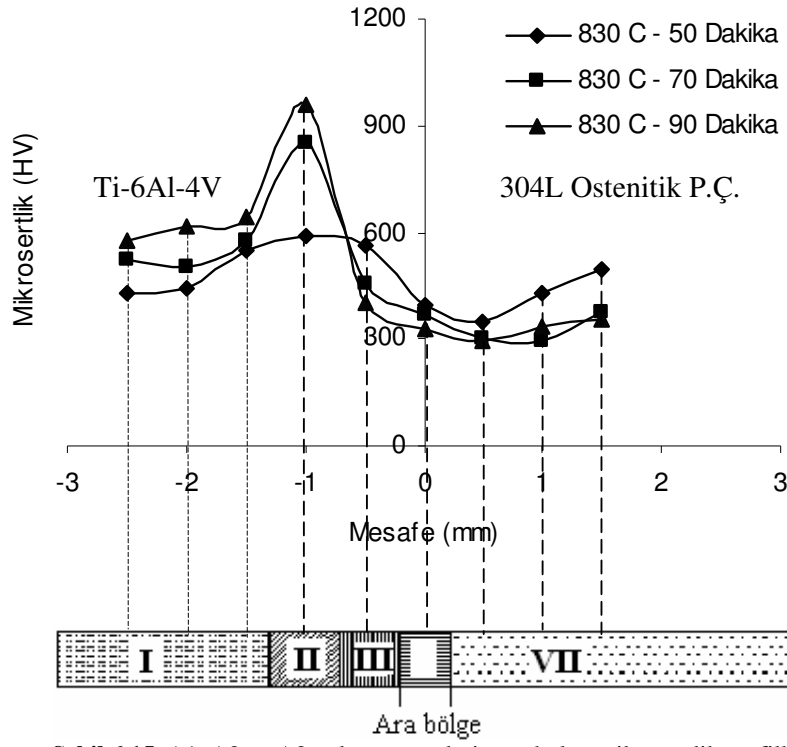


Şekil 6.14. A9 nolu numunenin a, b, c, d, e, f ve g noktalarının EDS analizleri.

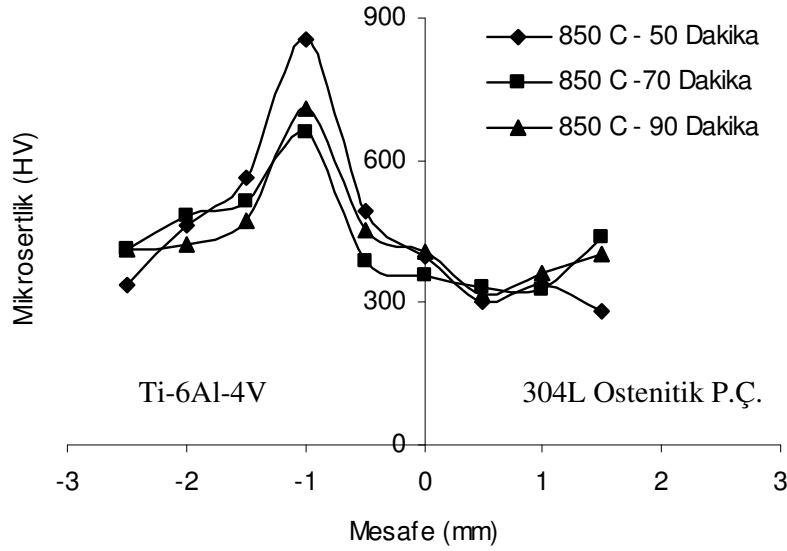
6.2. Kaynaklı bağlantıların arayüzey mikrosertlik dağılımlarının değerlendirilmesi

Mikrosertlik ölçümleri, birleşme bölgesinin her iki tarafında 0,5 mm aralıklarla yapılmıştır. Elde edilen sonuçlardan faydalanarak her kaynaklı bağlantıya ait mikrosertlik eğrileri belirlenmiş olup, bu eğriler sırasıyla Şekil 6.15, 16 ve 17’de verilmiştir. Mikrosertlik profilleri, difüzyonla kaynak yöntemi ile birleştirilmiş numunelerin bağlantı bölgesinden, karşılıklı olarak çizgisel bir hat üzerinde, ara bölgedeki konsantrasyon farkının malzemenin sertliğine etkisi ve ara yüzeyde oluşması muhtemel fazları belirlemek amacıyla alınmıştır.

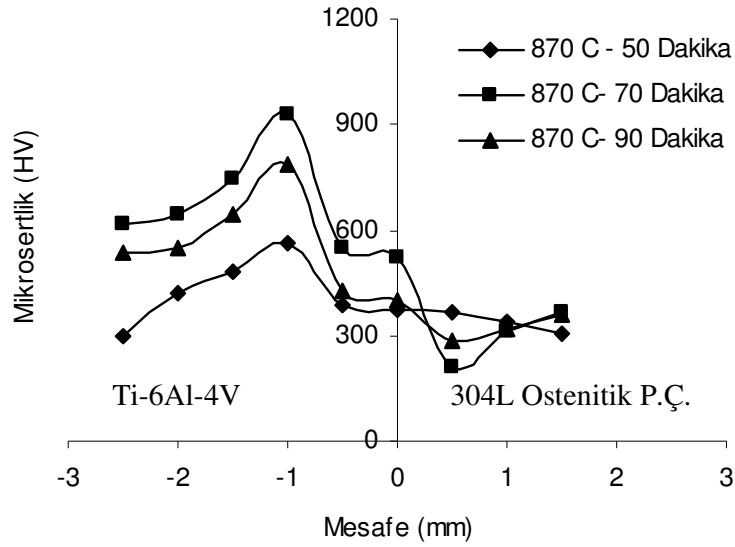
Bütün sıcaklık ve bekletme sürelerinde yapılmış olunan kaynaklı bağlantıların sertlik profilleri incelendiğinde; temelde benzer özelliklerde oldukları görülmektedir. 304L ostenitik paslanmaz çelik tarafında sertlik eğrileri düşük sertlik değerlerinden yüksek sertlik değerlerine doğru bir tırmanış göstermektedir. Ayrıca bu sertlik değerleri 304L ostenitik paslanmaz çeliğin sertlik değerine yakın değerler olduğu için paslanmaz çelik tarafında herhangi bir faz oluşumunun gerçekleşmediğini göstermektedir. Ti-6Al-4V/Cu ara yüzeyinde II. bölgedeki (Şekil 6.15) sertlik değerleri diğer bölgelerle karşılaştırıldığında çok yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Bu sonuç, bütün numunelerde Cu ve Ti’nin bir biri içerisinde yüksek yayılabilecek özelliklerinin sonucu olarak oluşan CuTi intermetalik bileşiklerinin varlığını doğrulamaktadır. Kaynaklı bağlantılara ait sertlik profilleri kendi aralarında kıyaslandığında, artan sıcaklık ve bekletme süresine bağlı olarak en belirgin değişimin I., II. ve III. bölgelerde (Şekil 6.15) meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 6.15. A1, A2 ve A3 nolu numunelerin ara bölge mikrosertlik profilleri
(T= 830 °C, P= 1MPa, t= 50, 70, 90 dakika)



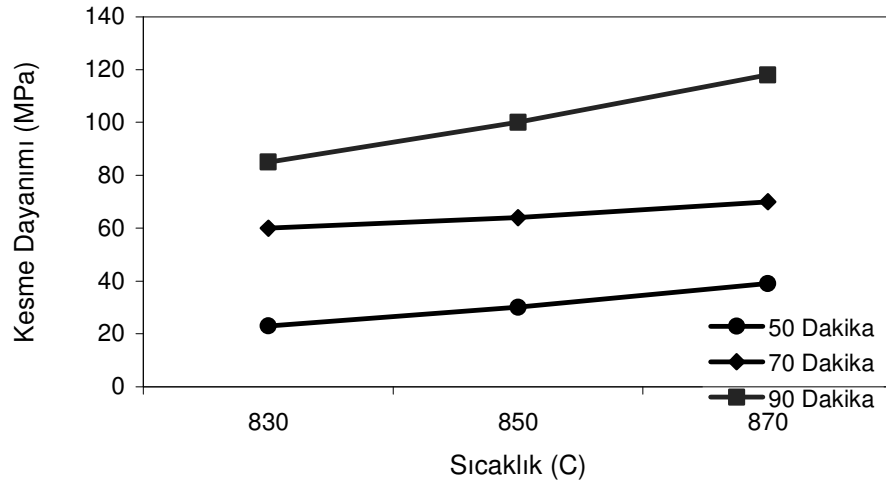
Şekil 6.16. A4, A5 ve A6 nolu numunelerin ara bölge mikrosertlik profilleri
(T= 850 °C, P= 1MPa, t= 50, 70, 90 dakika)



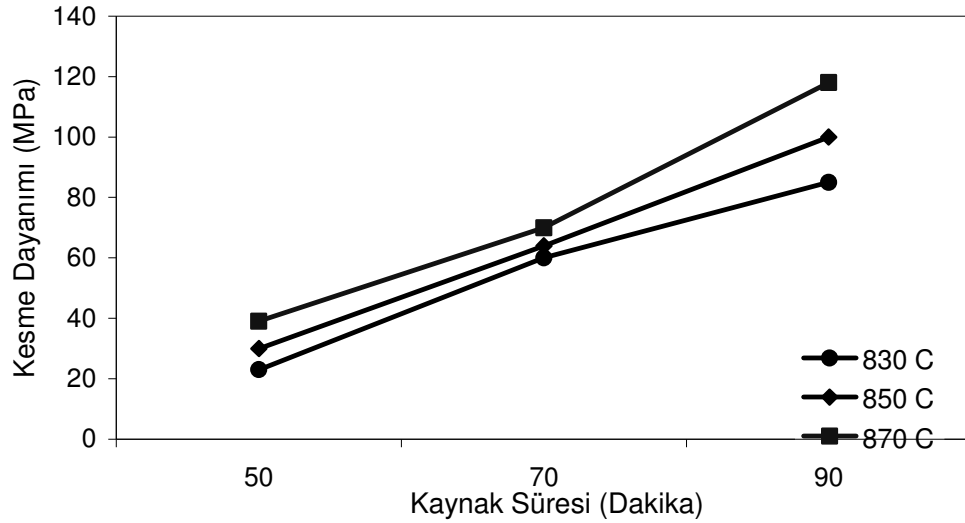
Şekil 6.17. A7, A8 ve A9 nolu numunelerin ara bölge mikrosertlik profilleri
(T= 870 °C, P= 1MPa, t= 50, 70, 90 dakika)

6.3. Bindirme-Kayma Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Farklı sıcaklık ve sürelerde difüzyon kaynağı yapılan Ti-6Al-4V/304L ostenitik paslanmaz çelik çiftinin kesme kuvvetine karşı göstermiş olduğu direnci belirlemek amacıyla bindirme -kayma testleri yapılmıştır. Bindirme-kayma test sonuçları Şekil 6.18, 6.19'da görülmektedir.



Şekil 6.18. Ti-6Al-4V/304L ostenitik paslanmaz çelik çiftinin kesme dayanımı/sıcaklık grafiği



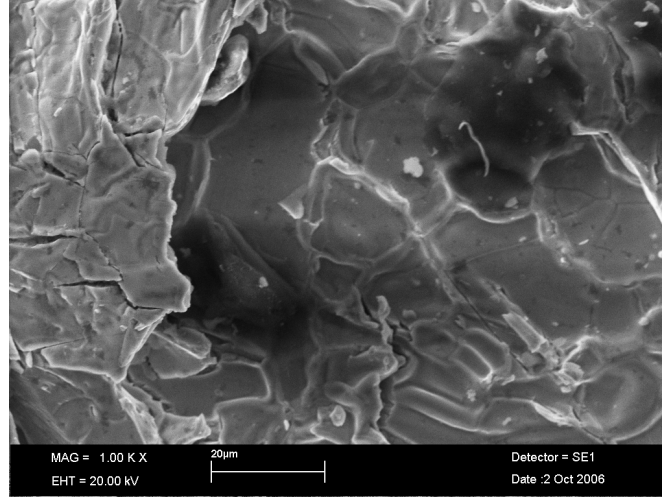
Şekil 6.19. Ti-6Al-4V/304L ostenitik paslanmaz çelik çiftinin kesme dayanımı /zaman grafiği

Ti-6Al-4V/304L ostenitik paslanmaz çelik çiftinin bindirme-kayma testinden, en yüksek kesme direnci 870 °C sıcaklık ve 90 dakikalık sürede 118 MPa olarak tespit edildi. Yukarıdaki kesme dayanımının, zaman ve sıcaklık ile değişim grafiklerinden de görüldüğü gibi artan zaman ve sıcaklıkla birlikte kesme dayanımında bir artış görülmektedir. 830 °C’de birleştirilen numunelerin kesme dayanımı düşüktür. Bunun sebebi ise uygulanan basıncın azlığı ve sıcaklığın düşük oluşudur. Yüzeylerde yeterli deformasyonun gerçekleşmemesi nedeni ile yeterli yüzey teması sağlanamamış ve bu da ara bölgede zayıf bir bağ oluşumuna neden olmuştur. 850 °C’de birleştirilen numunelerde kesme dayanımı 830 °C’dekine göre biraz daha yüksektir. Kesme dayanımındaki bu yükseliş, sıcaklığın artışı ile birlikte artan yüzey temasına ve karşılıklı olarak elementlerin difüzyon miktarlarındaki artışa bağlanabilir. 870 °C’de diğer sıcaklıklara göre daha yüksek dayanım elde edilmesi, artan sıcaklık, deformasyon ve difüzyon miktarındaki artış olarak gösterilebilir. Sıcaklık ve zamanla birlikte Cu/Ti intermetalik fazların kalınlıklarında artış olmasına rağmen 870 °C’deki kesme dayanımının diğerlerinden yüksek olması, yüzey alanındaki temas ve atomların difüzyon miktarındaki artışın, intermetalik bileşiklerin olumsuz etkisinden daha yüksek olmasından kaynaklanmaktadır. Kundu ve arkadaşları (2005), Cu-Ti ve Cu-Ti-Fe intermetalik bileşiklerin bağ dayanımı üzerindeki zararlı tesirinin Fe-Ti intermetaliklerine göre daha az olduğunu belirtmişlerdir.

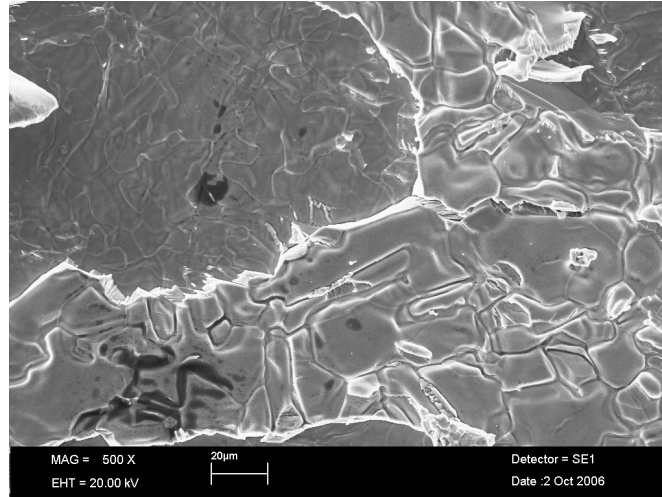
Bu çalışmada elde edilen en yüksek kesme dayanımının, bu konuda yapılan diğer çalışmalarda elde edilen dayanımlardan düşük olmasının sebebi ise, kullanılan basınç miktarının düşük olması nedeniyle yeterli deformasyonun elde edilememesi bunun sonucunda temas eden yüzeylerin azalması ve basıncın en önemli etkisi olan yüzeyleri yaklaştırarak atomlar arası çekim kuvvetini arttırması özelliğinin yeterli olmaması difüzyon miktarındaki artışı olumsuz yönde etkilemesindendir. Diğer önemli sebepleri ise, difüzyon olayının çoğunlukla tane sınırlarında gerçekleşmiş olması (Şekil 6.20), kirkendall etkisinden dolayı ostenitik paslanmaz çelik ile Cu arasında meydana gelen boşluklar (Şekil 6.22), intermetalik fazların artışından

dolayı Cu/Ti-6Al-4V arasında meydana gelen gerilmeler ve bu gerilmelerin akıcılık özelliği kazanmış bakır tarafından karşılanamaması sonucu açığa çıkan çatlaklar kesme dayanımını azaltan etkenler olabilir.

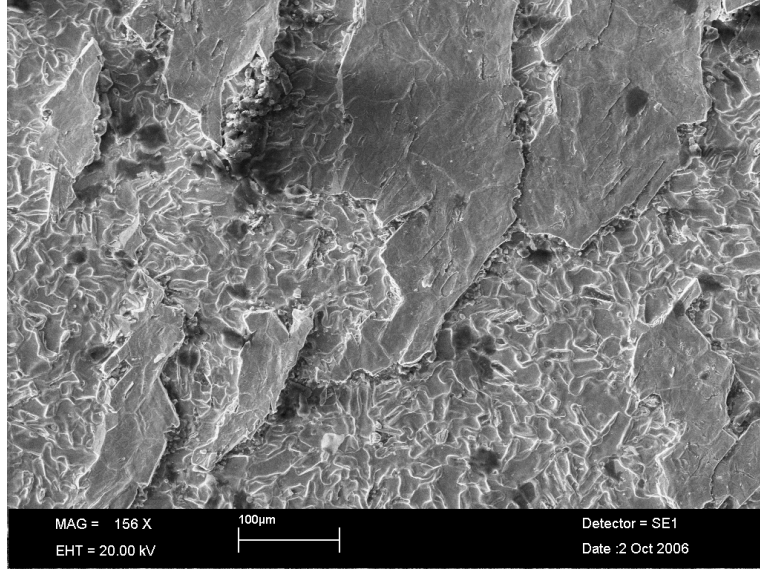
Bindirme-kayma testine tabi tutulan bütün numunelerde kırılma, Cu/Ti-6Al-4V arayüzeyinden gerçekleşmiştir. Bu olayın gerçekleşmesinin nedeni ise, Cu-Ti intermetalik bileşikler ve çatlak oluşumlarıdır.



Şekil 6.20. Tİ-6Al-4V/304L ostenitik paslanmaz çelik çiftinin bindirme-kayma kopma yüzeyinin SEM fotoğrafı (304L ostenitikp çelik tarafı, T=830 °C, P= 1MPa, t= 90 dakika)



Şekil 6.21. Tİ-6Al-4V/304L ostenitik paslanmaz çelik çiftinin bindirme-kayma kopma yüzeyinin fotoğrafı (Ti-6Al-4V tarafı, T=850 °C, P= 1MPa, t= 90 dakika)



Şekil 6.22. Ti-6Al-4V/304L ostenitik paslanmaz çelik çiftinin bindirme-kayma kopma yüzeyinin SEM fotoğrafı (304L ostenitik paslanmaz çelik tarafı, T=870 °C, P= 1MPa, t= 90 dakika)

7. GENEL SONUÇLAR

Çalışmada, Ti-6Al-4V/304L ostenitik paslanmaz çelik çifti bakır ara tabaka kullanılarak 830, 850 ve 870 °C'lik sıcaklıklar, 1 MPa basınç ve 50, 70 ve 90 dakikalık sürelerde, argon gazı atmosferinde difüzyon kaynağı tekniği kullanılarak birleştirilmiştir. Çalışmada, kaynaklı bağlantıların mikroyapı ve mekanik özellikleri ile ilgili elde edilen sonuçlara bağlı olarak aşağıdaki genellemeler yapılabilir:

1. Hemen hemen bütün sıcaklık ve sürelerde yapılan kaynaklı bağlantılarda, ostenitik paslanmaz çelik ve Cu arayüzeyinde önemli bir difüzyonun olmadığı görülmektedir. Kaynak sonrası birleşme bölgesinde meydana gelen en önemli yapısal değişim Cu/Ti-6Al-4V arayüzeyinde meydana gelmektedir. Bu değişim, Ti-6Al-4V alaşımının hacim merkezli kübik kafes yapısına sahip olması, Cu'nun Ti-6Al-4V içerisinde yayılım hızını artırması sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Cu/Ti-6Al-4V arayüzeyinde meydana gelen reaksiyon bölgesinde Cu-Ti bileşiklerinden oluşan fazlar görülmektedir ve bu fazların kalınlıkları kaynak sıcaklığı ve bekletme süresine bağlı olarak artış göstermektedir.

2. Bütün kaynaklı bağlantıların birleşme yüzeyine dik doğrultuda yapılan mikrosertlik ölçümlerinde, en yüksek sertlik değerleri Ti-6Al-4V tarafında, sert intermetalik bileşiklerin olduğu II, III ve IV no'lu bölgelerde elde edilmiştir. Bu bölgelerdeki sertlik değişimi mikroyapı ile paralellik göstermektedir. Ostenitik paslanmaz çelik tarafında anormal bir sertlik değişimine rastlanılmamıştır.

3. Kaynaklı bağlantılara uygulanan bindirme-kayma test sonuçlarından, en yüksek kesme dayanımı 870 °C sıcaklık ve 90 dakikalık sürede 118 MPa olarak tespit edildi. Bu çalışmada elde edilen yüksek kesme dayanımı, bu konu ile ilgili daha önce yapılan çalışmalardan elde edilen sonuçlardan daha düşüktür. Kundu ve arkadaşları (2005), saf ticari Ti/304 ostenitik paslanmaz çelik çiftini Cu ara tabaka kullanarak gerçekleştirdikleri difüzyon kaynağında 318 MPa'lık bir gerilme dayanımı elde ettiklerini ifade etmişlerdir. Yine, Kundu ve arkadaşları (2005), yaptıkları başka bir çalışmada, saf ticari Ti/304 ostenitik paslanmaz çelik çiftini Ni ara tabaka kullanarak gerçekleştirdikleri difüzyon kaynağında 302 MPa'lık bir gerilme dayanımı ve 219 MPa'lık kesme dayanımı elde ettiklerini ifade etmişlerdir.

KAYNAKLAR

1. Anık, S., Anık, E.S. ve Vural, M., 1993, 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı Cilt I, Birsen Yayınevi, İstanbul, 225-230.
2. Anık, S., Anık, E.S. ve Vural, M., 1993, Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Kutulmuş Matbaası, İstanbul, 165-174.
3. Tülbentçi, K., 1990, Kaynak Metalurjisi, MIG-MAG Eriyen Elektrod İle Gazaltı Kaynağı, Gedik Holding Yayınları, İstanbul, 130-144.
4. Antonio A.M. da Silva, Axel Meyer and Jorge F. dos Santos, 2004, Mechanical and metallurgical properties of friction-welded TiC particulate reinforced Ti-6Al-4V, Composites Science and Technology, 64, 1495-1501.
5. Baydur, G., 1987, Malzeme, 5. Basım, Milli Eğitim Basımevi, İstanbul.
6. Casalino, G., Curcio, F. and Memola Capece Minutolo, F., 2005, Investigation on Ti6Al4V laser welding using statistical and Taguchi approaches, Journal of Materials Processing Technology, 167, 422-428.
7. Chen, J.Y., Yu, G.P. and Huang, J.H., 2000, Corrosion behavior and adhesion of ion-plated TiN films on AISI 304 steel, Materials Chemistry and Physics, 65, 310-315.
8. Doyle, L.E., Kayser, C.A. and Leach, J.L., 1985, Manufacturing Processes and Materials for Engineer, Third Edition, 114-115.
9. Demirci, A.H., 2004, Malzeme Bilgisi ve Malzeme Muayenesi, Alfa Basım, Yayım, Dağıtım Ltd. Şti., Motif matbaacılık, ISBN 975-8770-21-7, İstanbul, 61-76.
10. Erdoğan, M., 2000, Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve özellikleri – Demir Alaşımları Cilt I, Nobel Yayın Dağıtım Ltd. Şti., ISBN 975-591-083-2, Ankara, 174-213.
11. Erdoğan, M., 1998, Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Nobel Yayın Dağıtım Ltd. Şti., Ankara.
12. Erdoğan, M., 2001, Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve özellikleri - Demir Dışı Alaşımlar, Nobel Yayın Dağıtım Ltd. Şti., ISBN 975-591-297-5, Ankara, 323-352.
13. Eroglu M., Khan T.I. and Orhan N., 2002, Diffusion bonding between Ti -6Al -4V alloy and microduplex stainless steel with copper interlayer, Materials Science and Technology, 18, 68-72(5).
14. Ghosh, M. and Chatterjee, 2002, Characterization of transition joints of commercially pure titanium to 304 stainless steel, Materials Characterization, 48, 393- 399.
15. Ghosh, M. and Chatterjee, S., 2003, Diffusion bonded transition joints of titanium to stainless steel with improved properties, Materials Science and Engineering A, 358, 152- 158.

16. Ghosh, M. and Chatterjee, S., 2004, Effect of interface microstructure on the bond strength of the diffusion welded joints between titanium and stainless steel, *Materials Characterization*, 54, 327– 337.
17. Ghosh, M., Chatterjee, S. and Mishra, B., 2003, The effect of intermetallics on the strength properties of diffusion bonds formed between Ti–5.5Al–2.4V and 304 stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, 363, 268–274.
18. Ghosh, M., Samar Das and Banarjee, P.S., 2004, Variation in the reaction zone and its effects on the strength of diffusion bonded titanium–stainless steel couple, *Materials Science and Engineering A*, 390, 217–226.
19. Ghosh, M., Bhanumurthy, K. and Kale, G. B., 2003, Diffusion bonding of titanium to 304 stainless steel, *Journal of Nuclear Materials*, 322, 235-241.
20. He, P., Feng, J.F. and Zhang, B.G., 2003, A new technology for diffusion bonding intermetallic TiAl to steel with composite barrier layers, *Materials Characterization*, 50, 87– 92.
21. He, P., Zhang, J. and Zhou, R., 1999, Diffusion Bonding Technology of a Titanium Alloy to a Stainless Steel Web With an Ni Interlayer, *Materials characterization*, V.43, p. 287–292
22. Kaluç, E., 1986, Plazma Arkı İle Kesme ve Kaynak İşleri, *Endüstride Bizim Dünyamız Dergisi*, Sayı:12, Haziran 1986, İstanbul, 5-9.
23. Kearns, W.H., 1980, *Welding Handbook*, 7. Ed., V: 3, Resistance and Solid State Welding and Other Joining Processes, Miami, FL/USA, 326-329.
24. Kearns, W.H., 1981, *Welding Handbook*, 7. Ed., V: 4., Metals and Their Weldability, American Welding Society, Miami, FL/USA, 434-473.
25. Kınıkoğlu, N.G., 2001, *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Literatür Yayıncılık, Dağıtım Pazarlama San. ve Tic. Ltd. Şti.*, ISBN No: 975-8431-03-X, İstanbul, 514-518.
26. Kliauga, A.M. and Travessa, D., Ferrante, M., 2000, Al₂O₃/Ti interlayer/AISI 304 diffusion bonded joint Microstructural characterization of the two interfaces, *Materials Characterization* 46, 65-74.
27. Koç, V., Gök, M.S., Korkut, M.H., Yıldırım, M.M., 2006, The effect of molybdenum as strong carbide forming element on the mechanical properties of P/M austenitic stainless steel, *Proceeding of 11th International Materials Symposium*, April 19-21, Denizli, 777-781.
28. Kundu, S., Ghosh, S. and Laik, A., 2005, Diffusion bonding of commercially pure titanium to 304 stainless steel using copper interlayer, *Materials Science and Engineering A*, 407, 154– 160.
29. Kundu, S. and Chatterjee, S., 2006, Interfacial microstructure and mechanical properties of diffusion-bonded titanium–stainless steel joints using a nickel interlayer, *Materials Science and Engineering A*, 425, 107–113.
30. Kurt, B., 2005, Ti-6Al-4V alaşımları ile farklı tip paslanmaz çeliklerin difüzyon kaynağı, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

31. Lancaster, J.F., 1986, Metallurgy of Welding, 4. ed., Allen Unwin Ltd., ISBN 0-04-669010-7, London, 306-308.
32. Li, Z. and. Fontana, G.,1996, Autogenous laser welding of stainless steel to free-cutting steel for the manufacture of hydraulic valves, Journal of Materials Processing Technology, 74, 174–182.
33. Neely, J.E. and Bertone, T.J., Practical Metallurgy and Materials of Industry, 5th Edition.
34. Orhan, N., Khan, T.I. and Eroğlu, M., 2001, Diffusion bonding of a microduplex stainless steel to Ti-6Al-4V, Scripta Materialia, 45, 441-446.
35. Oğuz, B., 1998, Demir Dışı Metallerin Kaynağı, Oerlikon Kaynak Elektrodları Yayınları, Can Matbaa, İstanbul.
36. Özdemir, N., 2002, Tane küçültülmüş düşük alaşımlı yüksek karbonlu çeliğin sürtünme kaynağı ile birleştirilebilirliğinin araştırılması, Fırat Ün., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
37. Özdemir, N., 1996, Küresel grafitli dökme demir ile lamel grafitli dökme demirin difüzyon kaynağı, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
38. Özdemir, N., Sarsılmaz, F. and Haşçalık, A., 2007, Effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel, Materials and Design, 28 (2007) 1, 301-307.
39. Ruge, J., Handbuch der Schweisstechnik, 1974, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-Newyork, 135-142, 455-463.
40. Sidney, A.H., 1987, Introduction to Physical Metallurgy, 2. ed., Mc Graw Hill Company, Newyork/USA, 524-530.
41. Sundaresan, S., Janaki Ram, G.D. and Madhusudhan Reddy, G., 1998, Microstructural refinement of weld fusion zones in a–b titanium alloys using pulsed current welding, Materials Science and Engineering A, 262, 88–100.
42. Tekin, A., 1981, Çeliklerin Metalurjik Dizaynı, Doyuran Matbaası, İstanbul, 176-236.
43. Tian, Y.S., Chen, C.Z., Chen, L.B., Chen, L.X., 2006, Study on the microstructure and wear resistance of the composite coating fabricated on Ti-6Al-4V under different processing conditions, Applied Surface Science, 253, 3, 1494-1499.
44. Travessa, D., Ferrante, M. and Ouden, G.d., 2001, Diffusion bonding of aluminium oxide to stainless steel using stres relief interlayers, Materials Science and Engineering A, 337, 287- 296
45. Yılmaz, O. and Aksoy, M., 2001, Investigation of micro-crack occurrence conditions in diffusion bonded Cu-304 stainless steel couple, Journal of Materials Processing Technology, 121, 136-142.
46. Yang, K.C. W., Ralph, B. and Lee, W.B., 1997, An investigation into welding parameters affecting the tensile properties of titanium welds, Journal of Materials Processing Technology, 63, 759-764.

47. Yalçın, H., Gürü, M., 2002, Malzeme Bilgisi, Palme Yayıncılık, ISBN 975-8624-13-X, Ankara, 95-125.
48. Yıldırım, M.M., Doğantan, Z.S., Çakan, A., Pakdil, M., 2001, Mühendislik Malzemeleri III., MKÜ Yayınları, ISBN 975-7989-16-9, İskenderun, 1-56.
49. Zhou, W. and Chew, K.G., 2002, Effect of welding on impact toughness of butt-joints in a titanium alloy, Materials Science and Engineering A, 347, 180-185.

ÖZGEÇMİŞ

1979 yılında Artvin'in Ardanuç ilçesinde doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Trabzon'da tamamladı. 2000 yılında Fırat Üniversitesi T.E.F. Metal Eğitimi Bölümünü kazandı. 2004 yılında bu bölümden mezun oldu. Aynı yıl Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Eğitimi Kaynak Anabilim Dalı'nda Yüksek Lisans öğrenimine başladı.