

**Ti6Al4V/Ti6Al4V MALZEME ÇİFTİNİN PTA KAYNAĞINDA
KAYNAK BÖLGESİNİN İNCELENMESİ**

Halil DİKBAŞ

**Doktora Tezi
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı**

Danışman: Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN

MAYIS 2012

T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ti6Al4V/Ti6Al4V MALZEME ÇİFTİNİN PTA KAYNAĞINDA KAYNAK
BÖLGESİNİN İNCELENMESİ

DOKTORA TEZİ

HALİL DİKBAŞ
(05122203)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 02.05.2012

Tezin Savunulduğu Tarih: 17.05.2012

Tez Danışmanı:

Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN

Diğer Jüri Üyeleri:

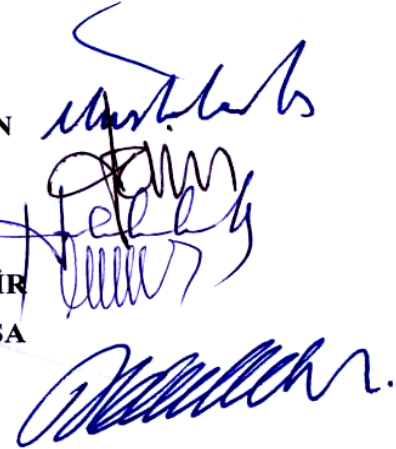
Prof. Dr. Nuri ORHAN

Prof. Dr. Halis ÇELİK

Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR

Doç. Dr. Sedat KOLUKISA

2012



ÖNSÖZ

Tez konusunun önerilmesinde, yönlendirilmesinde ve tez çalışmalarım süresince her türlü desteği veren danışman hocam Sayın Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Tez çalışmalarım esnasında; fikirlerini ve desteklerini eksik etmeyen Dumlupınar Üniversitesi öğretim üyesi Sayın Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM'a, yorulma deneylerinde fikirlerini aldığım ve eğme yorulma makinesini kullandığım Gazi Üniversitesi öğretim üyesi Sayın Doç. Dr. Aydın ŞIK'a ve her zaman fikirlerinden istifade ettiğim tez izleme komitemde bulunan değerli hocalarım Sayın Prof. Dr. Nuri ORHAN ve Sayın Prof. Dr. Halis ÇELİK'e teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca desteklerinden dolayı bölümümüz öğretim üyeleri Sayın Yrd. Doç. Dr. Ali Kaya GÜR ve Sayın Yrd. Doç. Dr. Uğur ÇALIGÜLÜ'ne teşekkür ederim. Son olarak da bu tez çalışması sırasında maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman eksik etmeyen aileme teşekkür ederim.

Not: Bu tez çalışması Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri (FÜBAP) birimince 1863 proje numarası ile desteklenmiştir. FÜBAP idarecileri ve personellerine gösterdikleri ilgi ve alaka nedeni ile teşekkür ederim.

Halil DİKBAŞ

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	II
İÇİNDEKİLER.....	III
ÖZET	VII
SUMMARY	IX
ŞEKİLLER LİSTESİ	XI
1. GİRİŞ	1
2. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ VE ÖNEMİ	5
3. GENEL BİLGİLER	10
3.1. Titanyum ve Alaşımları	10
3.1.1. Giriş	10
3.1.2. Titanyumun Fiziksel Metalurjisi	10
3.1.3. Titanyumun Alaşımlarının Sınıflandırılması.....	12
3.1.3.1. Saf Titanyum	12
3.1.3.2. α -Ti Alaşımları	13
3.1.3.3. $\alpha+\beta$ -Ti Alaşımları	13
3.1.3.4. β -Ti Alaşımları	15
3.1.4. Titanyum ve Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği	16
3.1.5. Titanyum ve Alaşımlarına Uygulanan Kaynak Yöntemleri	17
3.1.5.1. Giriş	17
3.1.5.2. Gaz Tungsten Ark Kaynağı (TIG).....	18
3.1.5.3. Gaz Metal Ark Kaynağı (MIG)	19
3.1.5.4. Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı	20
3.1.5.5. Elektron Işın Kaynağı	21
3.1.5.6. Lazer Işın Kaynağı.....	23
3.1.5.7. Difüzyon Kaynağı.....	24
3.1.5.8. Diğer Kaynak Yöntemleri	24
3.2. Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı	24
3.2.1. Giriş	24

3.2.2.	Plazma Tekniğinde Başlıca Ayar Parametreleri	27
3.2.2.1.	Kaynak Elektrodu	29
3.2.2.2.	Kaynak Nozulu	30
3.2.2.3.	Plazma ve Korumucu Gazlar	30
3.2.2.4.	Plazma Ark Kaynak Torçları	32
3.2.2.5.	Plazma Ark Kaynağında Kullanılan Teller	33
3.2.2.6.	Plazma Ark Kaynağında Birleştirme Türleri ve Kaynak Ağız Tasarımı	34
3.2.3.	PTA Kaynağında Plazmanın Oluşumu	34
3.2.4.	PTA Kaynağında Arkın Oluşturulması	36
3.2.4.1.	PTA Kaynağında Elektrod (-) Kutupta	40
3.2.4.2.	PTA Kaynağında Elektrod (+) Kutupta	40
3.2.5.	Plazma Arkı ile Kaynak	40
3.2.6.	Plazma Arkı ile TIG Arkı Arasındaki Fark	41
3.2.7.	Plazma Yöntemlerinin Sınıflandırılması	42
3.2.8.	Plazma Ark Kaynağının Avantajları	42
3.2.9.	Plazma Ark Kaynağının Dezavantajları	43
3.3.	Kaynaklı Bağlantılarda Yorulma Dayanımının İncelenmesi	44
3.3.1.	Yorulma Dayanımının Saptanması	48
3.3.2.	Yorulma Deneyi ile İlgili Terimler	51
3.3.3.	Yorulmanın Ömür Açısından Değerlendirilmesi	53
3.3.3.1.	Ön Çatlaksız Elemanların Yorulması	53
3.3.3.2.	Uzun Ömürlü Yorulma	53
3.3.3.3.	Kısa Ömürlü Yorulma	53
3.3.3.4.	Ön Çatlaklı Elemanların Yorulması	53
3.3.4.	Yorulmada Çatlak İlerlemesi	54
3.3.5.	Yorulma Deney Makineleri	55
3.3.6.	Yorulmaya Etki Eden Faktörler	58
3.3.6.1.	Malzemenin Cinsi, Bileşimi ve Yapısının Etkisi	58
3.3.6.2.	Yüzey özelliklerinin etkisi	59
3.3.6.3.	Çentik Etkisi	60
3.3.6.4.	Sıcaklığın Yorulma Mukavemetine Etkisi	61

3.3.6.5.	Boyut Etkisi	63
3.3.7	Korozyon Yorulması	63
3.3.8.	Kaynaklı Parçaların Yorulması	64
4.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	68
4.1.	Malzeme ve Metot	68
4.2.	Numunelerin Hazırlanması.....	69
4.3.	Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı ile Birleştirme.....	69
4.5.	Mikrosertlik Ölçümleri	75
4.6.	Çekme Deneyleri	75
4.7.	Yorulma Deneyleri.....	76
5.	DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	79
5.1.	Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi.....	79
5.1.1.	Ti6Al4V Çiftinin 1 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi	79
5.1.2.	Ni Aratabakalı Ti6Al4V Çiftinin 1 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi.....	85
5.1.3.	Ti6Al4V Çiftinin 0.75 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi	88
5.1.4.	Ni Aratabakalı Ti6Al4V Çiftinin 0.75 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi.....	94
5.1.5.	Ti6Al4V Çiftinin 0.5 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi	97
5.1.6.	Ni Aratabakalı Ti6Al4V Çiftinin 0.5 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi.....	103
5.2.	Ti6Al4V Çifti ve Ni Aratabakalı Çiftlerin Kaynaklı Birleştirmelerin Mikrosertliklerinin İncelenmesi	112
5.3.	Ti6Al4V Çifti ve Ni Aratabakalı Çiftlerin PTA Kaynaklı Birleştirmelerin Çekme Dayanımlarının İncelenmesi	115
5.4.	Ti6Al4V Çifti ve Ni Aratabakalı Çiftlerin Kaynaklı Birleştirmelerin Yorulma Dayanımlarının İncelenmesi	119
6.	GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	126

6.1.	Sonuçlar	126
6.2.	Öneriler	129
	KAYNAKLAR	130
	ÖZGEÇMİŞ.....	136

ÖZET

Geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilme problemlerine sahip olan ve özellikle kimya sanayi, uzay ve savunma sanayi gibi imalat alanlarında geniş bir kullanıma sahip Ti6Al4V alaşımları yeni ve ileri bir kaynak tekniği olan plazma transfer ark (PTA) kaynak yöntemi ile birleştirilebilmektedir. Ancak Ti6Al4V alaşımlarının PTA kaynağı ile birleştirilebilirliği hakkındaki araştırma sınırlı sayıdadır.

PTA kaynağı; tungsten bir elektrod ve iş parçası arasında oluşturulan bir ark ile transfer edilen ısıyla metallerin birleştirildiği bir koruyucu gaz ark yöntemidir. Ark, yüksek hızda bir ark sütunu oluşturmak için bakır alaşımlı bir nozul tarafından daraltılır. Bu yöntem isteğe bağlı olarak ilave dolgu metali kullanılarak da yapılabilir. Genellikle PTA kaynak yöntemi; farklı kalınlıklara sahip paslanmaz çeliklerin, tantalyum ve zirkonyum gibi özel amaçlı malzemeler, alüminyum alaşımları, titanyum alaşımları, alaşımlı ve karbonlu çelikler, bakır ve nikel alaşımlarında kullanılır. Günümüzde PTA kaynağı; uzay, nükleer, elektronik, gemi inşaatı ve diğer birçok endüstri kollarında kullanılan bir kaynak yöntemidir. Yöntem serbestlik ve ekonomi sağlamanın yanı sıra, yüksek kalite ve güvenilirliğe sahiptir.

Bu çalışmada; Ti6Al4V alaşımları Ni aratabaka kullanılarak ve kullanılmaksızın farklı işlem parametrelerinde PTA kaynak yöntemi ile kaynak ağzı açmadan ve ilave tel kullanılmadan birleştirilmeye çalışılmıştır. Kaynaklı numunelerde işlem parametrelerinin kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişim ve mekanik özellikler üzerine olan etkileri araştırılmıştır. Numunelerin metalografik olarak; optik mikroskop ve SEM görüntüleri ile kaynak bölgesi incelenmiş, oluşması muhtemel intermetalik fazlar EDS ve XRD analizleri yardımı ile tespit edilmiştir. Kaynaklı bağlantıların mekanik dayanımları çekme testi ve yorulma testi ile belirlenmiş ve birleşme bölgelerinin mikrosertlik profilleri çıkarılmıştır. Çalışma sonucunda işlem parametrelerinin birleşme kalitesinde önemli ve birleşme kalitesini artırmanın mümkün olduğu tespit edilmiştir.

Bu doktora tez çalışması altı bölümden oluşmaktadır. Birinci bölümde konuya giriş yapılmış, ikinci bölümde güncel literatür bilgilerine yer verilmiştir. Üçüncü bölümde titanyum ve alaşımları hakkında, PTA kaynağı hakkında ve kaynaklı bağlantıların yorulma dayanımları ile ilgili bilgilere yer verilmiştir. Dördüncü bölümde deneysel çalışmaların yöntemleri ve deneylere hazırlık kısımları ele alınmıştır. Beşinci bölümde deneysel çalışmalar detaylı olarak

incelenirken deney sonuçları irdelenmiş ve altıncı bölümde çalışma sonucunda elde edilen sonuçlar verilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Ti6Al4V Alaşımları, PTA Kaynağı, Ni Aratabaka, İntermetalik Faz.

SUMMARY

THE INVESTIGATION OF WELDING ZONE OF Ti6Al4V/Ti6Al4V ALLOY PAIR BY USE OF PTA WELDING METHOD

It is difficult to weld the Ti6Al4V alloy welding pair by use of traditional fusion welding methods. This alloy particularly uses in chemical industry, aerospace and defense industries. This welding pair has been bonded by use of plasma transferred arc (PTA) method which is a new and improved manufacturing technique. The researches about weldability of Ti6Al4V alloy pair with PTA welding method are limited.

PTA welding method is a protective gas arc transfer method. In this welding process an electric arc between the tungsten electrode and workpiece which melts metal consists. To achieve a high speed arc column at the copper nozzle, the mouth of nozzle has been narrowed. This method also can be used in the treatment of metal filler. Generally PTA welding method uses to weld different thicknesses of stainless steel, special materials such as tantalum and zirconium, aluminum alloys, titanium alloys, steel alloys, plain carbon steels, copper and nickel alloys. Today, PTA welding method uses in aerospace, nuclear, electronics, shipbuilding and many other branches of industry. This method involves not only the freedom and economy, it involves also the highest quality and dependability.

In this study, Ti6Al4V welding pair has been joined without use of any interlayer material and with use of Ni metal as interlayer material together without open mouths and without use of an additional wire by PTA welding method. The microstructural changes and mechanical properties of alloys after welding process parameters have been investigated optical microscopy and SEM images. In the welding zone intermetallic phases formed have been determined by EDS and XRD analysis. Mechanical properties of welded joint were determined by tensile strength test method and fatigue test method. The microhardness of joints has been carried out by microhardness tests. As result, it has been found, that to improve a best quality the working parameters must be well regulate.

This PhD thesis consists of six chapters. The first chapter has been made an introduction, the second chapter has been given the actual literature. The third chapter has been given information about titanium and its alloys, information about the PTA welding and

information about the fatigue strength of welded joints. The fourth chapter has been given information about the experimental studies and part of the preparation methods. The fifth chapter has been given experimental studies and the sixth chapter has been given the results of study.

Key Words: Ti6Al4V Alloys, PTA Welding, Ni Interlayer, Intermetallic Phase.

ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 3.1. Titanyumun mikro yapısı üzerine alaşım elementlerinin etkisi	11
Şekil 3.2. TIG kaynak yönteminin şematik görünümü	18
Şekil 3.3. MIG kaynak yönteminin şematik görünümü	19
Şekil 3.4. Plazma transfer ark kaynak yönteminin şematik görünümü	21
Şekil 3.5. Elektron ışın kaynak makinesinin şematik görünümü	22
Şekil 3.6. Nd-YAG katı hal lazerinin şematik görünümü	23
Şekil 3.7. Plazma transfer ark kaynağının şematik görünüşü.....	26
Şekil 3.8. Plazma transfer ark kaynağında elektrodun uç kısmının nozula göre ayarlanması ..	27
Şekil 3.9. Malzeme kalınlığına bağlı olarak akım şiddetinin belirlenmesi	28
Şekil 3.10. PTA kaynak elektrodu	29
Şekil 3.11. PTA kaynağı nozulu.....	30
Şekil 3.12. PTA kaynak torcu	33
Şekil 3.13. Maddenin plazma haline geçişi.....	35
Şekil 3.14. Plazma transfer ark alevi.....	35
Şekil 3.15. PTA plazmasının ısı dağılımı.....	36
Şekil 3.16. PTA kaynağında nozul ve elektrod.....	37
Şekil 3.17. PTA kaynak torcunda gaz akış yolları	37
Şekil 3.18. PTA kaynağında pilot ark	38
Şekil 3.19. PTA kaynağında transfer olmuş ark.....	39
Şekil 3.20. Plazma arkı oluşturma yöntemleri	39
Şekil 3.21. Plazma transfer ark kaynağının şematik görünüşü.....	41
Şekil 3.22. En çok bilinen yorulma çatlağının oluşumu.....	45
Şekil 3.23. Paralel küçük çizgiler olarak yorulma kırılması	45
Şekil 3.24. Yüzeyden 45°lik açı ile çatlak oluşumu.....	46
Şekil 3.25. Yorulma kırılmasının ilerlemesi	46
Şekil 3.26. Çatlak oluşumunda sistematik olarak farklı aşamaların oluşumu.....	47
Şekil 3.27. Yorulma çatlağı ilerlemesi için plastik kütleşme işlemi	48
Şekil 3.28. Çeşitli tipte yorulmalardan oluşan farklı yorulma kırılmalarının gösterilmesi	49
Şekil 3.29. Wöhler eğrisi.....	50

Şekil 3.30. Yorulma deneyi ile ilgili gerilme-zaman çevrimi	51
Şekil 3.31. Yorulma çatlak ilerlemesinde oluşan bölgeler	54
Şekil 3.32. Dönen eğmeli yorulma cihazının şematik gösterilişi	56
Şekil 3.33. Dönen eğilmeli konsol tipi yorulma cihazının şematik olarak gösterimi	56
Şekil 3.34. Eğilmeli yorulma cihazının şematik olarak gösterimi	57
Şekil 3.35. Çekme-basma tipli yorulma cihazının şematik olarak gösterimi	58
Şekil 3.36. Bazı malzemelerde görülen düzlemsel eğme gerilmeleri ve çevrim sayı ilişkisi ...	59
Şekil 3.37. Kaynaklı birleştirmede çentik etkisi	61
Şekil 3.38. Korozyonun yorulmaya etkisi	63
Şekil 3.39. Yorulma kırılmasına ait örnekler	64
Şekil 3.40. Çalışma koşullarında yorulma kırılmasına ait örnekler	65
Şekil 3.41. Kaynaklı birleştirmelerde yorulma kırılmasına ait örnekler	65
Şekil 3.42. Kaynaklı birleştirmelerde oluşan bölgeler	65
Şekil 3.43. Kaynaksız ve farklı kaynak yöntemlerindeki yorulma değerleri	67
Şekil 4.1. PTA kaynak uygulamasının ve kaynak torcunun şematik resmi	70
Şekil 4.2. Thermal Dynamic/Arc PTA kaynak makinesi koruyucu gaz tüp bağlantıları ve kontrol paneli	71
Şekil 4.3 Plazma kaynağıyla birleştirilen numunelerin sıkma aparatının şematik resmi	73
Şekil 4.4. Plazma kaynağıyla birleştirilmiş numunelerin fotoğrafı	73
Şekil 4.5. Optik mikroskop, çekme, yorulma, mikrosertlik ve XRD analizleri için numune hazırlanması	74
Şekil 4.6. Mikrosertlik incelemeleri için hazırlanan numunelerin şematik resmi	75
Şekil 4.7. Çekme testi deneyinde kullanılan numunenin ölçüleri	76
Şekil 4.8. Çekme testi deneyinde kullanılan numunelerin fotoğrafı	76
Şekil 4.9. Yorulma deneyinde kullanılan numunenin ölçüleri	77
Şekil 4.10. Yorulma deneyinde kullanılan eğme yorulma makinesinin şematik resmi	77
Şekil 4.11. Yorulma testi deneyinde kullanılan numunelerin fotoğrafı	78
Şekil 5.1. 1 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin görüntüleri	79
Şekil 5.2. Aratabakasız 1 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N1 numunesinin optik görüntüleri	81

Şekil 5.3. Aratabakasız 1 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N4 numunesinin optik görüntüleri.....	82
Şekil 5.4. Aratabakasız 1 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N7 numunesinin optik görüntüleri.....	83
Şekil 5.5. N1 numunesinin SEM-EDS analizi	84
Şekil 5.6. 1 m/dk ilerleme hızında birleştirilen N4 numunesinden alınmış XRD analizi	85
Şekil 5.7. 1 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı numunelerin görüntüleri..	86
Şekil 5.8. 1 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni1 numunesinden alınmış kırık yüzey SEM-EDS analizi.....	87
Şekil 5.9. 1 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni1 numunesinden alınmış kırık yüzey XRD analizi	87
Şekil 5.10. 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin makro görüntüleri	89
Şekil 5.11. Aratabakasız 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N2 numunesinin optik görüntüleri	90
Şekil 5.12. Aratabakasız 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N5 numunesinin optik görüntüleri	91
Şekil 5.13. Aratabakasız 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N8 numunesinin optik görüntüleri	92
Şekil 5.14. N8 numunesinin SEM-EDS analizi	93
Şekil 5.15. 0.75 m/dk ilerleme hızında birleştirilen N5 numunesinden alınmış XRD analizi ..	94
Şekil 5.16. 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılmış Ni aratabakalı numunelerin görüntüleri	95
Şekil 5.17. 0.75 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni5 numunesinden alınmış kırık yüzey SEM-EDS analizi	96
Şekil 5.18. 0.75 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni5 numunesinden alınmış kırık yüzey XRD analizi.....	97
Şekil 5.19. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin görüntüleri	98
Şekil 5.20. Aratabakasız 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N3 numunesinin optik görüntüleri.....	99
Şekil 5.21. Aratabakasız 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N6 numunesinin optik görüntüleri.....	100

Şekil 5.22. Aratabakasız 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N9 numunesinin optik görüntüleri.....	101
Şekil 5.23. N6 Numunesinin SEM-EDS Analizi	102
Şekil 5.24. 0.5 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış N6 numunesinden alınmış XRD analizi	103
Şekil 5.25. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerin görüntüleri.....	104
Şekil 5.26. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerden Ni3 numunesinin optik görüntüleri.....	105
Şekil 5.27. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerden Ni6 numunesinin optik görüntüleri.....	106
Şekil 5.28. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerden Ni9 numunesinin optik görüntüleri.....	107
Şekil 5.29. Ni aratabakalı 0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilen numunelerin SEM görüntüleri	108
Şekil 5.30. Ni6 numunesinden alınmış EDS analizine ait difüzyon haritası.....	108
Şekil 5.31. Ni6 numunesinin SEM-EDS analizi	111
Şekil 5.32. 0.5 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni6 numunesinden alınmış XRD analizi.....	112
Şekil 5.33. Aratabakasız PTA kaynaklı Ti6Al4V numunelerin mikrosertlik grafikleri	113
Şekil 5.34. Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin mikrosertlik grafikleri	114
Şekil 5.35. Aratabakasız PTA kaynaklı Ti6Al4V numunelerin çekme sonrası resimleri.....	115
Şekil 5.36. Aratabakasız birleştirilmiş Ti6Al4V çiftlerinin maksimum gerilme değerleri	117
Şekil 5.37. Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin çekme sonrası resimleri.....	118
Şekil 5.38. Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin çekme dayanımı grafikleri	119
Şekil 5.39. Aratabakasız PTA kaynaklı Ti6Al4V numunelerin yorulma sonrası resimleri	120
Şekil 5.40. Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin yorulma sonrası resimleri.....	120
Şekil 5.41. Ti6Al4V alaşımının gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafiği	121
Şekil 5.42. 1 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş aratabakasız numunelerin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri.....	122
Şekil 5.43. 0,75 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş aratabakasız numunelerin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri.....	123

Şekil 5.44. 0,5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş aratabakasız numunelerin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri.....	124
Şekil 5.45. 0,5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş Ni aratabakalı numunelerin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri.....	125

TABLÖLAR LİSTESİ

Tablo 3.1. Alaşımsız titanyumun farklı arayer oranlarına sahip tipleri ve mekanik özellikleri	12
Tablo 3.2. α -Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri	13
Tablo 3.3. $\alpha+\beta$ Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri	14
Tablo 3.4. β Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri	16
Tablo 3.5. Ti6Al4V alaşımının TIG kaynak parametreleri	19
Tablo 3.6. Ti6Al4V alaşımının MIG kaynak parametreleri	20
Tablo 3.7. Ti6Al4V alaşımının PTA kaynağı için tipik kaynak parametreleri.....	21
Tablo 3.8. Ti6Al4V alaşımının EİK için tipik kaynak parametreleri	22
Tablo 3.9. Ti-6Al-4V alaşımının LİK için tipik kaynak parametreleri.....	23
Tablo 3.10. Plazma ile birleştirme kaynağında başlıca kaynak parametreleri	28
Tablo 3.11. Plazma ark kaynağında gaz akış debileri.....	31
Tablo 3.12. Plazma yöntemlerinin sınıflandırılması.....	42
Tablo 3.13. Çeşitli numune yüzeyini hazırlama yöntemine göre eğilmeli yorulma ömürleri ..	60
Tablo 4.1. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri	69
Tablo 4.2. Deney çalışmalarında kullanılan malzemenin mekanik özellikleri	69
Tablo 4.3. PTA kaynağında kaynak parametreleri	70
Tablo 4.4. Çalışmada kullanılan kaynak parametreleri	72
Tablo 4.5. Metalografik çalışmada kullanılan dağılayıcıların bileşimi ve dağılama koşulları ...	74
Tablo 5.1. Aratabakasız PTA kaynaklı Ti6Al4V numunelerin çekme deneyi sonuçları.....	116
Tablo 5.2 Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları	118

1. GİRİŞ

21. yüzyılın hızla gelişen bilgi ve teknoloji dünyasında malzeme bilimi ve mühendisliğinde de hızlı gelişmeler yaşanmaktadır.

Günümüzde metal-malzeme endüstrisinde Ti'un kullanım alanları da artmaktadır. Titanyum yüksek derecede şekillendirilebilirlik özelliğine sahip, düşük yoğunluklu (4.54 gr/cm^3) bir elementtir. Manyetik olmayan Ti, çeliklerden daha yüksek ergime derecesine de sahiptir. Ti ve alaşımlarının sahip olduğu yüksek dayanım, iyi tokluk, düşük yoğunluk, biyoyum ve iyi korozyon dayanımı gibi özelliklerinden dolayı uzay endüstrisi ve yüksek performansın gerekli olduğu uygulamalarda oldukça fazla kullanım alanına sahiptir. Yeni nesil bir malzeme grubuna giren Ti ve alaşımları kendi aralarında ergitme kaynak yöntemleriyle (Lazer, TIG ve MIG) birleştirildiği gibi, Ti ve alaşımlarının diğer metal alaşımlarıyla (Al alaşımları, çelik, Ni alaşımları v.b.) birleştirilmesinde katı hal kaynak yöntemleri (difüzyon, sürtünme v.b.) kullanılmaktadır.

Endüstrinin vazgeçilmez birleştirme yöntemi olan kaynak teknolojisinin her geçen gün kullanım ve uygulama alanlarında artmalar gözlenmektedir. Geleneksel yöntemlerin piyasadaki yerini modern yöntemler almaya başlamış ve son yıllarda Lazer ve Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı gibi yeni kaynak yöntemleri de yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır.

Titanyum yüksek dayanım/ağırlık oranına sahiptir. Dünyanın titanyum üretimi, çelik üretimi ile karşılaştırıldığında çok küçüktür. Üretilen titanyumun % 80'ni havacılık ve uzay uygulamalarında kullanılmaktadır. 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. Titanyum pazarının yaklaşık % 60'ı büyük öneme sahip ve geniş kullanım alanına sahip Ti6Al4V'dir. Bu alaşım, yüksek yorulma direnci, korozyon direnci, yüksek biyoyumluluk ve yüksek dayanıma sahiptir.

Mikroyapılarına bağılı 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 ısıtıl işlemle ince α fazı çökelecektir.

α Titanyum alaşımları HSP (hekzagonal sıkı paket) kristal kafes sistemine sahiptir. Titanyum α fazını kararlı hale getiren yeralan elementler alüminyum, galyum ve germanyumdur. Oksijen, karbon ve azot gibi arayer elementleri de α fazını kararlı hale getirir. Bazı durumlarda mikro yapının tamamı α fazından oluşur. Yalnızca α fazından oluşan α alaşımlarına ısıtıl işlem uygulanmaz, ancak dövme sonrası gerilmeyi azaltmak için tavlanylrlar. α alaşımlarında küçük miktarda sünek β fazının bulunması ısıtıl işlem ve dövülebilirlik yönünden avantajlıdır. Bu nedenle alaşımlar % 1 Mo içerebilir. Buna örnek olarak Ti6Al2Sn4Zn2Mo alaşımı verilebilir. α alaşımının temel alaşım elementlerinden Sn ve Zr katı eriyik mukavemetini arttırmak için kullanılır.

Yalnızca α fazı oluşumu yüksek alüminyum miktarı ile sağlanabilir. α alaşımları iki temel niteliğe sahiptir; birincisi kaynak edilebilirlik, ikincisi ise yüksek sıcaklıklarda dayanımı muhafaza etmedir. Bu niteliklerden birincisi tek fazlı mikro yapıdan kaynaklanır, ikincisi ise yapıdaki alüminyumun varlığındandır. α 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.

$\alpha + \beta$ titanyum alaşımları, mikroyapılarında α ve β fazlarının karışımını içerir. Bu alaşımların mukavemetleri yaşlandırma ısıtıl işlemleri ile arttırılabilir. Bazı $\alpha + \beta$ alaşımları tavllanmış durumda kullanırlrlar. Tavllanmış durumda mükemmel kırılma tokluğuna sahiptirler. Dayanım/yoğunluk oranı ısıtıl işlemle birlikte artar. Pek çok $\alpha + \beta$ alaşımları yüksek dayanım ve şekillenebilirliğe sahiptir. Ti6Al4V 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.

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 mukavemetlerine sağlamak ve oksidasyon direnci arttırmak için ilave edilir. β Titanyum alaşımları HMK kristal yapılarından dolayı çözündürme ısı işlemi uygulanmış ve su verilmiş şartlarda kolaylıkla şekillendirilirler.

Alaşımsız titanyum ve α titanyum alaşımlarının tümü kaynak edilebilir. Ticari saf titanyumun kaynağında, düşük demir içerikli dolgu metalleri kullanılmalıdır ve kaynak bölgesinin Fe ile temasını sağlayacak tüm uygulamalardan kaçınılması gerekir. % 98.5-99.5 saflıkta bulunan alaşımsız titanyumların tümü soğuk işlenmiş durumdan çok tavlanmış durumda kaynak edilebilir.

α alaşımları yüksek sünekliklerinden dolayı daha iyi kaynak edilebilirliğe sahiptirler. Düşük arayer elementleri içeren α alaşımları yüksek tokluk gösterir ve düşük sıcaklık uygulamaları için uygundur. α alaşımlarının sonrası 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.

Ti6Al4V alaşımı en iyi kaynak edilebilirliğe sahiptir. Hem tavlanmış durumda hem de çözündürme ısı işlemi uygulanmış durumda kaynak edilebilir. Yaşlanma, kaynak sonrası gerilim giderme ısı işlemi sırasında tamamlanabilir. Yalnızca soğuk işleme ile mukavemetlendirilebilen α ve alaşımsız titanyuma kıyasla, $\alpha + \beta$ ve β alaşımları ısı işlemle 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 çatlamaya eğilim gösterirler. Kaynaktan hemen sonra gerilim giderme tavlama yapılmalıdır.

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. Koruyucu gaz olarak genelde argon kullanılır. Helyum-

argon karışımı özel olarak kullanılır. Titanyumu gevrekleştirdiği için koruyucu gaza hidrojen eklenmemelidir.

Plazma kaynağında, kaynak hızının yüksek ve buna bağlı olarak ısı girdisi ve nüfuziyetin kontrol edilebilir olması sebebi ile Ti6Al4V alaşımları için PTA kaynak yönteminde en uygun parametrelerin tespit edilmesi amaçlanmıştır.

2. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ VE ÖNEMİ

Son yıllarda plazma ark kaynağı özellikle gelişmiş ülkelerde ülkemize nazaran daha çok kullanılmaktadır. Ekonomikliği, hızlı olması, kaliteli dikişler oluşturulması, daha derin nüfuziyet, daha az kaynak ağız açma hazırlığı, daha az açılmal çarpılmaya neden olacak ısı girdisi ve tek paso ile ilave metal kullanmadan kaynak yapabilme gibi nedenlerden dolayı TIG kaynağına göre daha çok kullanılır konuma gelmiştir. Ancak bu üstünlüklerine rağmen yapılan araştırma sayısı çok azdır, Ti6Al4V alaşımlarıyla ilgili yapılan araştırma ise yok denecek kadar azdır. Konu ile ilgili seçilen bazı önemli araştırmalar aşağıda özetlenmiştir.

Martikainen (1995), yapı çeliklerinin plazma ark anahtar deliği kaynağında yüksek kaliteli kaynak için şartları incelemiştir. Bu çalışmada yapı çeliklerinin ve yüksek mukavemetli çeliklerin dikey ve yatay pozisyonunda I-oluk ile alın kaynağı ve kalın parçalar için kök birleştirmeler yapılarak kaynak kabiliyetinin iyi olduğu şartları incelenmiştir. Anahtar deliği plazma ark kaynağının basınçlı kaplar, tanklar, büyük çaplı borular ve geniş plakalarda lazer ışın kaynağı ve elektron ışın kaynağı kadar başarılı bir şekilde kullanılabileceğini tespit etmiştir.

He vd., (1999), Ni aratabakalı Ti6Al4V alaşımının, 18Cr10Ni paslanmaz çelik alaşımının difüzyon kaynağındaki birleşme özelliklerini incelemiştir. Yapılan incelemeler ve analizler sonucunda; Ni aratabaka sayesinde karşılıklı malzeme çiftleri arasında Ti, Fe ve C atomları geçişinin meydana geldiğini ve bu durumun basınç ile deformasyonun artışından kaynaklandığı sonucuna varmışlardır. Optimum deney parametreleri olarak kaynak sıcaklığını 850-880 °C, kaynak basıncını 8-10 MPa, kaynak süresini 10-20 dk, numunelerin bağ geçiş oranını 1-1.5 mm ve bindirme kayma değerlerini 60-74 MPa olarak tespit etmişlerdir. Ayrıca Ni aratabaka kullanılarak TiFe, TiFe₂ ve TiC gibi zararlı intermetalik bileşiklerin oluşumu engellenmiştir. Yüksek sıcaklıkta TiNi₃, TiNi ve Ti₂Ni gibi kırılgan tabakaları tespit etmişlerdir.

Zhou ve Chew, (2003), titanyum alaşımında son birleştirme bölgesinin darbe tokluğuna kaynağın etkisini incelemiştir. Bu çalışmada Ti6Al4V alaşımı gaz tungsten ark yöntemi ile kaynak edilmiş ve birleşmenin son kısmına Charpy çentik darbe deneyi uygulanarak kaynağın darbe tokluğuna etkisini incelemiştir. Gerekli incelemeler yapıldıktan sonra kaynağın darbe direncinin; ana metal veya ITAB bölgesininkinden daha

yüksek çıktığını ve bunun nedeninin kaynak metalindeki azalan α -titanyum alaşımından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Ucok vd., (2005), Ti6Al4V tüplerin mikroyapı ve çekme özelliklerine kaynağın etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada 0.4 cm kalınlığındaki Ti6Al4V tüplerini akış işlemi gördükten sonra PTA kaynağı ile kaynak etmişlerdir. Numuneleri, metalografi, çekme ve yorulma testlerine tabi tutarak; elde edilen akma gerilmesi, çekme gerilmesi, % uzama değerlerinin kaynak işlemine etkisini incelemişlerdir. Bu malzeme çifti için PTA kaynak yönteminin başarı bir şekilde uygulanabildiğini, ana malzeme ile kaynaklı malzemenin değerleri kıyaslandığında; ana malzemeye ait değerlerin daha yüksek çıktığını, bunun nedeninin ise kaynak öncesi tüplere uygulanan akış işleminden kaynaklandığını tespit etmişlerdir.

D'Oliveira vd., (2006), darbe akımlı sert dolgu transferli plazma arkını incelemişlerdir. Bu çalışmada darbeli akım kullanılarak düşük karbonlu ve paslanmaz çelik yüzeyine yüksek C-Co alaşımını PTA kaynak yöntemi ile sert dolgu yapmışlardır. Yapılan incelemeler sonucunda; daha iyi bir mikroyapı, daha yüksek bir sertlik ve düşük genleşme tespit etmişlerdir. Ayrıca akım yoğunluğunun, altlık malzemesinin kimyasal bileşimi ile etkileşiminde önemli bir yere sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Akım yoğunluğunun artışına paralel olarak yüksek genleşme ve düşük sertlik elde etmişlerdir.

Urena vd., (2007), plazma ark kaynağı kullanılarak 2205 duplex paslanmaz çeliğin kaynak edilebilirliğini incelemişlerdir. 2205 duplex paslanmaz çeliğinin plazma ark kaynağında metalurjik olarak kaynağa elverişliliği ve uygun işlem için minimum net enerjiyi tespit etmek amacı ile iki farklı yöntemi (anahtar deliği plazma ark kaynak yöntemi ve ergitme plazma ark kaynak yöntemi) kullanarak optimum kaynak şartlarını belirlemeye çalışmışlar; kaynak sonrasında anahtar deliği plazma ark kaynak tekniğinde 2500-3000 J/cm oranlarında uygulanan enerji ile bu malzemenin kaynağının başarılabildiğini, daha yüksek nüfuziyet ve kaynak genişliğine ulaşıldığını tespit etmişlerdir.

Correa vd., (2008), darbeli plazma ark kaynak tekniği ile demir esaslı toz metal malzemelerin keyhole darbeli plazma ark kaynak yöntemi ile kaynak edilebilirliğini incelemişlerdir. Bu çalışmada üç farklı demir esaslı (saf demir, Fe-Ni ve Fe-P-Ni) toz metal alaşımlar kullanmışlardır. Darbeli akım kaynak parametrelerinin kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı ve mekaniksel özellikleri üzerine kaynak parametrelerinin etkisini incelemişler; Fe ve Fe-Ni alaşımları için açıklanan mikroyapı incelemelerine göre

kaynak ergime bölgesinde gözenek ve çatlakların var olduğunu tespit etmişlerdir. Ayrıca 7 mm kalınlığındaki ve % 0.25 yüksek seviyedeki P içerikli Fe-Ni-P toz metal alaşımlı numunede, yüksek ergiyen metal hacmi ve hızlı soğutma etkisinden dolayı, yüksek çekme gerilimine bağlı olarak, başarısız bir geçiş ve katılaşma çatlaklarının oluştuğunu, bu problemin numunenin kalınlığını 4 mm'ye azaltarak giderilebileceğini ifade etmişlerdir. Bu alaşımlarla kaynatılan numunelerin kaynaksız numunelerden daha yüksek bir çekme dayanımına sahip olduğunu, bu nedenle demir esaslı toz metal alaşımların ilave metalsiz plazma ark kaynak yöntemi ile başarılı bir şekilde birleştirilebileceğini tespit etmişlerdir.

Özel vd., (2008), plazma transfer ark kaynağı ile paslanmaz çelik yüzeyine NiTi kaplamasının mikroyapısal karakteristiğini incelemişlerdir. Bu çalışmada AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik yüzeyine NiTi tozları Ar atmosferinde 80-90-100 A akımda plazma transfer ark (PTA) kaynağı kullanılarak yüzey kaplama yapılmıştır. Kaplama tabakasını ve arayüzeyi SEM, EDX, XRD ve mikrosertlik analizleri ile incelemişlerdir. Kaplama tabakasının kalınlığının artan akım yoğunluğuna bağlı olarak arttığını (1-1.2-1.4 mm) tespit etmişlerdir. Arayüzeyde herhangi bir çatlak ve poroziteye rastlamamışlardır. Kaplama tabakasında $\text{Cr}_2\text{Fe}_7\text{Ni}$ ve Ni_3Ti gibi arafazlar tespit etmişlerdir. Yüksek akım yoğunluğunda kaplama tabakasındaki NiTi oranının ve sertlik miktarının azaldığını tespit etmişlerdir.

Zhang vd., (2008), sürtünme-karıştırma kaynaklı Ti6Al4V alaşımının mikroyapı karakteristikleri ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Bu çalışmada 3 mm kalınlığındaki Ti6Al4V alaşımına 400 ve 500 devir/dk dönme hızında sürtünme-karıştırma kaynağı yapmışlardır. Ana malzemede α ve β titanyum yapıları varken, kaynak bölgesinde genel olarak β tanelerinin yer aldığını ve bu yapıların artan dönme hızına bağlı olarak arttığını tespit etmişlerdir. Kaynak bölgesinin sertlik değerini ana malzemenin sertlik değerinden daha yüksek bulmuşlardır. ITAB bölgesinde ise bu sertlik değerini düşük bulmuşlardır. Bu sonuçlara α ve β titanyum içeren heterojen yapının neden olduğu düşünülmektedir.

Akman vd., (2009), Ti6Al4V titanyum alaşımlarının lazer kaynağını incelemişlerdir. Bu çalışmada 3 mm kalınlığındaki Ti6Al4V alaşımını Nd:YAG lazer kaynağı ile birleştirmişler ve artan kaynak gücünün nüfuziyete etkisini incelemişlerdir. Artan kaynak gücüne bağlı olarak nüfuziyetin arttığını, artan ilerleme hızına bağlı olarak da azaldığını tespit etmişlerdir. Mikrosertliğin önce kaynak dikişine doğru artış gösterirken, daha sonra esas malzemenin sertlik değerine düştüğünü tespit etmişlerdir.

Mikroyapıda ergiyik yapıdan hapsolan birikmiş gazlardan dolayı porozitenin arttığını ve bununla çekme dayanımını düşürdüğünü belirlemişlerdir. Enerji girdisi, süre ve maksimum gücün kaynak nüfuziyetini arttırdığını tespit etmişlerdir.

Kurt vd., (2009), anahtar deliği PTA kaynağı işlemi ile birleştirilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapısına ostenitik arayüzey tabakanın etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada 10 mm kalınlığındaki AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik malzeme çifti ile 2 mm kalınlığındaki ostenitik paslanmaz çelik aratabakayı anahtar deliği PTA kaynağını kullanarak birleştirmişlerdir. Çalışmada anahtar deliği PTA kaynağının ve aratabakanın derin nüfuziyet, mikroyapı, mekanik özelliklere etkilerini incelemişlerdir. Kaynak sonrası mikroyapı analizi, metalografik inceleme ve çentik darbe dayanımı testlerini yapmışlardır. Anahtar deliği plazma ark kaynak tekniği ile kaynak ağzı açmaksızın yaklaşık 7-8 mm'lik nüfuziyet sağlandığını ve kullanılan ostenitik aratabakanın da çentik darbe dayanımını artırdığını, kaynak dikişlerinde herhangi bir makro ve mikro çatlağın meydana gelmediğini tespit etmişlerdir.

Kahraman vd., (2010), saf titanyumun plazma ark kaynağında kaynak akımının etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada 1,5 mm kalınlığındaki saf titanyumun plazma ark kaynağında kaynak akımının etkisini araştırmışlardır. Yapılan çekme testi, çentik darbe deneyi, sertlik deneyi ve optik mikroskop incelemelerinde; en iyi birleştirmenin 65 A değerindeki kaynak akımında elde edildiğini tespit etmişlerdir. Bütün kaynak parametrelerinde sertlik değerlerinin ana metalinkinden daha yüksek çıktığını ve kaynaklı birleştirmelerin mikroyapılarında asiküler α ile birlikte ikiz görüntülerini de tespit etmişlerdir. En yüksek çentik darbe enerjisini 14.7 J olarak 55 A kaynak akımı uygulanan numunede elde etmişlerdir.

Zhou vd., (2010), sürtünme-karıştırma kaynaklı Ti6Al4V birleştirmelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine dönme hızının etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada Ti6Al4V malzemesi 400-600 devir/dk dönme hızında, 75 mm/dk sabit kaynak hızında sürtünme-karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş ve sürtünme kaynağında dönme hızının mikroyapı ile mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Yapılan incelemeler sonucunda; ITAB'daki mikroyapının dönme hızından etkilenmediğini, mikrosertlik değerlerinin ve çekme test sonuçlarının ana malzemeden daha düşük olduğunu, bu değerlerin dönme hızının artışına paralel olarak azaldığını tespit etmişlerdir. Bu durumun lamelli yapıdan kaynaklandığını düşünmüşlerdir. Ayrıca artan dönme hızından dolayı yapıda α ve β titanyum oranlarının da arttığını tespit etmişlerdir.

Çalığılülü vd., (2011), PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen AISI 304/1010 çelik çiftinin birleşme karakteristiklerini incelemişlerdir. Bu çalışmada PTA kaynak yöntemi ile 1.5 mm kalınlığındaki AISI 304 ve AISI 1010 alaşımı çiftini farklı amperlerde ve sabit 0.15 m/dk kaynak ilerleme hızında birleştirmişlerdir. Kaynak dikişinde mikro veya makro çatlğa rastlamamışlardır. Mikrosertlik değerlerinin artan enerji girişine paralel olarak ITAB'dan kaynak dikişine doğru artış gösterdiğini tespit etmişlerdir. Kaynak dikişindeki ergimenin AISI 304 tarafında daha çok olduğunu bunun nedeninin AISI 304'ün ergime derecesinin daha düşük olmasından kaynaklandığını ifade etmişlerdir.

Dikbaş vd., (2011), AISI 430/1010 alaşım çiftinin PTA yöntemi ile kaynak edilebilirliğini incelemişlerdir. Bu çalışmada 4 mm kalınlığındaki AISI 430/AISI 1010 çelik çiftinin PTA kaynak yöntemi ile farklı amperlerde, farklı koruyucu gaz atmosferlerinde ve sabit kaynak ilerleme hızında birleştirilebilirliğini araştırmışlardır. Kaynak dikişinde mikro veya makro çatlğa rastlamamışlardır. Mikrosertlik değerlerinin ITAB'dan kaynak dikişine doğru artmakta olduğunu bunu sertlik enerji girişine paralel bir şekilde artma gösterdiğini ifade etmişlerdir. Artan kaynak akımı ve enerji girdisine bağlı olarak hem kaynak dikişi havuzunun genişliğinin hem de kaynak dikişinin nüfuziyet derinliğinin arttığını tespit etmişlerdir.

Tomashchuk vd., (2011), Ti6Al4V/Cu/AISI 304 L farklı malzeme çiftlerinin elektron ışın ve Nd:YAG lazer kaynağındaki birleştirmelerde intermetaliklerin oluşumunu incelemişlerdir. Bu çalışmada 500 µm kalınlığındaki bakır aratabaka kullanılarak farklı iki kaynak yöntemi ile birleştirilen malzemelerde meydana gelen intermetalik fazları incelemişlerdir. Aratabaka kullanımının Ti-Fe, Ti-Cr, Fe₂Ti, Cr₂Ti gibi fazların oluşumunu azalttığını ve lazer kaynağındaki sonuçların elektron ışın kaynağına göre daha iyi sonuçlar verdiğini tespit etmişlerdir.

Zhao vd., (2012), Ti6Al4V ve kurşun metalinin lazer kaynağında mikroyapı ve mekanik karakteristikleri incelemişlerdir. Bu çalışmada Nd:YAG lazer kaynağını Ti6Al4V ve kurşun metaline uygulamışlardır. Lazer gücü, yoğunluk dağılımı, lazer ışın odaklığı gibi parametrelerin kaynak morfolojisine etkisini incelemişlerdir. Yapılan incelemelerde; kurşun malzemesinin lehimleme özelliği gösterdiği, arayüzeyde farklı bölgelerin oluştuğunu, kaynak bölgesinde Ti-Pb etkileşiminden Ti₄Pb intermetalik bileşiğin oluştuğunu, mikrosertliğin kaynak bölgesinde ana malzemeye göre daha yüksek çıktığını tespit etmişlerdir.

3. GENEL BİLGİLER

3.1. Titanyum ve Alaşımları

3.1.1. Giriş

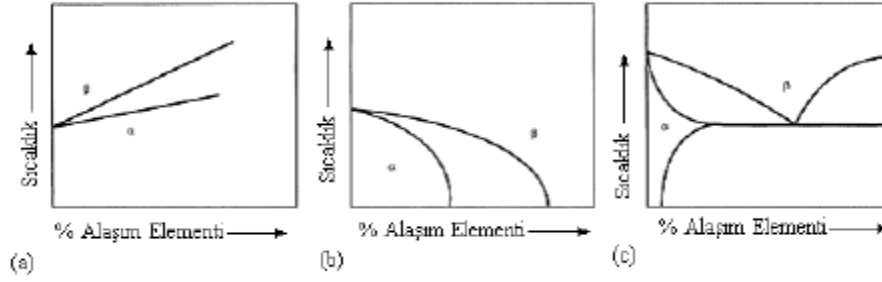
Titanyum, yüksek derecede şekillendirilebilirlik özelliğine sahip düşük yoğunluklu (4.54 gr/cm^3) (çeliğin yoğunluğunun yaklaşık % 60'ı kadar) bir elementtir. Titanyum, manyetik değildir ve iyi ısı iletkenliğine sahiptir. Isı iletim katsayısı çeliklerden biraz düşük, alüminyumun ısı iletim katsayısının ise yarısından daha azdır. Ti ve alaşımları, çeliklerden daha yüksek ergime sıcaklığına sahiptirler, fakat genellikle maksimum 425 – 540 °C'leri arasındaki uygulamalarda kullanılırlar. IMI 834 veya Ti-1100 gibi en son geliştirilen alaşımlar yaklaşık 600 °C'lik bir sıcaklık limitine sahiptir. Titanyum, birçok mineral asitleri ve klorür iyonlarına karşı yüksek bir dayanıma sahiptir. Ti ve alaşımlarının sahip olduğu yüksek dayanım, iyi tokluk, düşük yoğunluk ve iyi korozyon dayanımı gibi özelliklerin kombinasyonu, uzay araçları ve diğer yüksek performansın gerekli olduğu uygulamalarda büyük öneme sahiptir. Titanyum, aynı zamanda insan dokusu ve kemiği ile de biyolojik uyumluluk gösterir (Beaslack vd., 1993; Majorell ve Srivesta, 2002). Bununla birlikte zayıf aşınma davranışı karakteristiğine sahiptirler. Bu yüzden aşınma davranışının gerekli olduğu uygulamalarda yüzey modifikasyonu uygulanabilir (Laksmi vd., 2002). Son zamanlarda geliştirilen yüksek Nb içeriğine sahip Ti alaşımları özellikle yüksek sıcaklıklarda (1100 °C) mükemmel akma dayanımı (350 MPa) sergilerler (Lion ve Guozhen, 1999).

Ti ve alaşımları içerisinde, Ti6Al4V alaşımı endüstriyel uygulamanın yaklaşık % 50'sini oluşturmaktadır. Ti6Al4V alaşımı, şekillendirilebilirlik, iyi kaynak edilebilirlik ve üretim kolaylığı gibi özelliklerin tümüne sahip tek alaşımdır (Beaslack vd., 1993).

3.1.2. Titanyumun Fiziksel Metalurjisi

Titanyum, yaklaşık 885 °C'de hegzagonal sıkı-paket (hsp) bir kristal yapıdan (α fazı) kübik hacim merkezli (khm) (β fazı) bir kristal yapıya dönüşür. Dönüşüm sıcaklığı (β -geçiş), O, N ve C gibi dönüşüm sıcaklığını artıran (α kararlı) arayer elementlerinden,

dönüşüm sıcaklığını düşüren (β kararlı) H ile ve dönüşüm sıcaklığını hem artırabilen hem de azaltabilen metalik kalıntı (empürite) veya alaşım elementlerinden aşırı derecede etkilenir. (Sha ve Guo, 1999). Ti' un mikroyapısı üzerine alaşım elementlerinin etkisi Şekil 3.1'de görülmektedir.



Şekil 3.1. Titanyumun mikro yapısı üzerine alaşım elementlerinin etkisi a) Alfa kararlı (örneğin alüminyum ve oksijen için), b) Beta kararlı (örneğin vanadyum ve niobyum için) ve c) Beta kararlı + ($\alpha+\beta$) takviyeli (örneğin bakır ve demir)

Ta, V, Nb ve Mo kübik hacim merkezli Ti ile beta izomorftur. Ti, beta izomorf elementlerle intermetalik bileşik oluşturmaz. Ötektoid sistemler; Cr, Fe, Cu, Ni, Pd, Co, Mn ve diğer geçiş metalleriyle oluşurlar. Bu elementler, α -Ti' da düşük çözünürlüğe sahiptirler ve dönüşüm sıcaklığını azaltırlar. Bunlar, genellikle β -fazı kararlılığı için beta izomorf elementlerin biri veya birkaçıyla birlikte alaşımlara katılırlar ve yüksek sıcaklıklarda kullanım esnasında meydana gelebilecek intermetalik bileşiklerin oluşumunu minimuma indirirler (Beaslack vd., 1993).

Zirkonyum ve hafniyum, hem α hem de β fazlarıyla izomorfturlar. Kalay ve alüminyum, hem α hem de β fazlarında önemli ölçüde çözünürlüğe sahiptirler. Alüminyum dönüşüm sıcaklığını önemli ölçüde artırırken, kalay hafif derecede düşürür.

Ti alaşımlarının yüksek sıcaklıklardaki mikroyapısal değişiminin temelinde soğuma esnasında meydana gelen $\alpha \rightarrow \beta$ dönüşümü yatar. Bu dönüşüm alaşımın bileşimi ve soğuma hızına bağlı martenzitik olarak meydana gelebilir. Bu martenzitik ürün genellikle hegzagonal sıkı paket (hsp) kafes yapısına sahiptir ve α' olarak tanımlanır.

3.1.3. Titanyumun Alaşımlarının Sınıflandırılması

Mikro yapılarına bağlı olarak titanyum alaşımları; alaşımsız, α , $\alpha+\beta$ ve metastabil β alaşımları olarak sınıflandırılır. Bu tanımlar işlem sonrası genel mikro yapıyı 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 ısıtılma işlemiyle ince α fazı çökelecektir (Beaslack vd., 1993).

3.1.3.1. Saf Titanyum

Yaklaşık % 98-99.5 oranında Ti içeren alaşımsız ürünler, özellikle yüksek dayanımın gerekmediği uygulamalarda genellikle yüksek korozyon dirençlerinden dolayı tercih edilirler. Bu malzemeler, aynı zamanda yüksek şekillendirilebilirlik ve kaynak edilebilirliklerinden dolayı kullanılırlar. Saf titanyum alaşımlarının akma dayanımları arayer ve empürite atomlarının oranına bağlı olarak 170-480 MPa arasında değişir. Tablo 3.1'de alaşımsız Ti'un farklı arayer oranlarına sahip tipleri ve mekanik özellikleri görülmektedir (Kurt,2005).

Tablo 3.1. Alaşımsız titanyumun farklı arayer oranlarına sahip tipleri ve mekanik özellikleri (Kurt, 2005)

Alaşım Tipi	% Bileşim									Çekme Day. (MPa)	Akma Day. (MPa)
	Al	Sn	Zr	Mo	N	C	H	Fe	O		
Tip 1	-	-	-	-	0.03	0.1	0.015	0.2	0.18	240	170
Tip 2	-	-	-	-	0.03	0.1	0.015	0.3	0.25	340	280
Tip 3	-	-	-	-	0.05	0.1	0.015	0.3	0.35	450	380
Tip 4	-	-	-	-	0.05	0.1	0.015	0.5	0.40	580	480
Tip 7	-	-	-	-	0.03	0.1	0.015	0.3	0.25	340	280
Tip 11	-	-	-	-	0.03	0.1	0.015	0.2	0.18	240	170
Tip 12	-	-	-	0.3	0.03	0.1	0.015	0.3	0.25	480	380

3.1.3.2. α -Ti Alaşımları

Al, Sn ve Zr içeren α -Ti alaşımları, düşük (sıfırın altı) ve yüksek sıcaklık uygulamaları için tercih edilirler. Yüksek sıcaklıklardaki sürünme dayanımı β -Ti alaşımlarından daha iyidir. α -Ti alaşımlarının sahip olduğu düşük arayer elementi içeriği kriyojenik (sıfırın altı) sıcaklıklarda süneklik ve tokluğu korur (Beaslack vd., 1993).

α alaşımları, çok iyi dayanım, tokluk ve kaynak edilebilirlik özelliği ile bilinirler. Fakat β alaşımlarından daha kötü işlenebilirliğe sahiptirler. Isıl işlemlle sertleştirilemeyen α alaşımlarının temel mikro yapısal değişimi tane boyutunun değiştirilmesiyle mümkündür. α alaşımlarının temel alaşım elementi Al'dur, fakat küçük miktarlarda β kararlı alaşım elementi içeren α alaşımları (Ti8AlMo1V veya Ti6Al2Nb1Ta0.8Mo gibi) α -yakın alaşımları olarak da sınıflandırılmaktadır. Tablo 3.2'de α -Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri görölmektedir (Semiatin vd., 1998).

Tablo 3.2. α -Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri (Kurt, 2005)

Alaşım Tipi	% Bileşim					Çekme Day. (MPa)	Akma Day. (MPa)
	Al	Sn	Zr	Mo	Diğer		
Ti-0.3Mo-0.8 Ni	-	-	-	0.3	0.8Ni	480	380
Ti-5Al-2.5Sn	5	2.5	-	-	-	790	760
Ti-5Al-2.5Sn-EU	5	2.5	-	-	-	690	620
Ti-8Al-1Mo-1V	8	-	-	1	1V	900	830
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	6	2	4	2	-	900	830
Ti-6Al-2Nb-1Ta-0.8Mo	6	-	-	1	2Nb, 1Ta	790	690
Ti-2.25Al-11Sn-5Zr-1Mo	2.25	11	5	1	0.2Si	1000	900
Ti-5Al-5Sn-2Zr-2Mo	5	5	2	2	0.25Si	900	830

3.1.3.3. α + β -Ti Alaşımları

α + β alaşımları, α ve β fazlarının karışımından oluşmaktadır. Bu alaşımlar oda sıcaklığında % 10-50 arasında β -fazı içerirler (Semiatin vd., 1998).

$\alpha+\beta$ alaşımları, ısıtıl işlem ve yaşlandırılmayla sertleştirilebilirler. Isıl işlem, genellikle çift fazlı $\alpha+\beta$ bölgesinde yüksek bir sıcaklıktan su, yağ veya uygun bir soğutma ortamında soğutmayla yapılır. İşlem sıcaklığından hızlı soğutmayla β fazı yapıda dönüşmeden kalabilir veya kısmen martenzite dönüşebilir. Isıl işlemi, α fazını çökeltmek ve korunmuş veya kısmen dönüşmüş β fazında ince bir α mikro yapısı oluşturmak için 480-600 °C'ler arasında yaşlandırma işlemi takip eder. Isıl işlem ve yaşlandırma işlemi sonucunda $\alpha+\beta$ alaşımlarının dayanımı % 30-50 arasında artabilir. Alaşımın ısıtıl işlemi ve yaşlandırmaya cevap vermesi soğutma hızının bir fonksiyonu olarak parça kalınlığına bağlıdır. Ti6Al4V alaşımı için 25 mm'den daha kalın parçaların çok iyi derecede sertleştirilebilmesi için su ortamı yeterli değildir. $\alpha+\beta$ alaşımlarında β fazı oranı arttıkça sertleşebilirlik de artar. Tablo 3.3'de $\alpha+\beta$ alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri görülmektedir (Beaslack vd., 1993).

Tablo 3.3. $\alpha+\beta$ Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri (Kurt, 2005)

Alaşım Tipi	% Bileşim					Çekme Day. (MPa)	Akma Day. (MPa)
	Al	Sn	Zr	Mo	Diğer		
Ti-6Al-4V	6	-	-	-	4V	900	830
Ti-6Al-6V-2Sn	6	2	-	-	0.75Cu,6V	1030	970
Ti-8Mn	-	-	-	-	8Mn	860	760
Ti-7Al-4Mo	7	-	-	4	-	1030	970
Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	6	2	4	6	-	1170	1100
Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	5	2	2	4	4Cr	1125	1055
Ti-6Al-2Sn-2Zr-4Mo-2Cr	5.7	2	2	2	2Cr,0.25Si	1030	970
Ti-3Al-2.5V	3	-	-	-	2.5V	620	520
Ti 1100	6	4	4	0.4	0.45Si	1000	900
Ti-5Al-5Mo-1.5Cr	4.5	-	-	5	1.5Cr	900	830

Çift fazlı Ti alaşımlarının fonksiyonel karakteristiklerini belirlemede başlıca faktör, ısıtıl işlem esnasında meydana gelen difüzyonlu ve difüzyonsuz dönüşümlerdir. Titanyum alaşımlarının mekanik özellikleri, hem uzay hem de endüstriyel uygulamalarda kullanılması açısından büyük öneme sahiptir. Alaşımın mikro yapısı, çekme dayanımı,

yorulma dayanımı ve kırılma tokluğunu kontrol etmede önemli bir faktördür. Ti alaşımlarının özellikleri ısıtılma işlem veya termomekanik işlemle geniş bir şekilde değişebilir. Örneğin tamamen lamelli bir yapı, yorulma çatlak direnci ve yüksek kırılma tokluğuyla tanımlanır (Yıldırım ve Çakan, 2011).

3.1.3.4. β -Ti Alaşımları

β alaşımları, uygun bir soğuma hızıyla β fazının tamamen korunduğu ve β kararlı elementler açısından yeterli derecede zengin alaşımlardır. Bu alaşımlar metastabildir ve metastabil β 'da α 'nın çökmesi alaşımın mukavemetini artırmak için kullanılan bir yöntemdir (Beaslack vd., 1993).

β alaşımlarının sahip olduğu kırılma tokluğu karakteristiği, son yıllarda, uzay araçlarında kullanılması açısından önemini artırmıştır. Ayrıca Mo içeriğine sahip bazı β alaşımları iyi korozyon karakteristiğine de sahiptir (Semiatin vd., 1998).

Metastabil β alaşımları aynı zamanda;

- $\alpha+\beta$ alaşımlarından daha iyi oda sıcaklığında şekillendirilebilirlik karakteristiği,
 - Akma dayanımının kriter olarak alındığı sıcaklıklarda $\alpha+\beta$ alaşımlarından daha yüksek dayanım,
 - Kalın kesitli parçalarda ısıtılma işlemi $\alpha+\beta$ alaşımlarından daha iyi cevap vermesi,
- gibi özelliklere sahiptir. Tablo 3.4'de β alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri görülmektedir.

Tablo 3.4. β Ti alaşımlarının kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri (Kurt, 2005)

Alaşım Tipi	% Bileşim					Çekme Day. (MPa)	Akma Day. (MPa)
	Al	Sn	Zr	Mo	Diğer		
Ti-10V-2Fe-3Al	3	-	-	-	10V	1170	1100
Ti-13V-11Cr-3Al	3	-	-	-	11Cr,13V	1170	1100
Ti-8Mo-8V-2Fe-3Al	3	-	-	8	8V	1170	1100
Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr	3	-	4	4	6Cr,8V	900	830
Ti-11Mo-6Zr- 4.5Sn	-	4.5	6	11.5	-	690	620
Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr	3	3	-	-	15V,3Cr	790	775
Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si	3	-	-	15	2.7Nb,0.2Si	1100	1030

3.1.4. Titanyum ve Alaşımlarının Kaynak Edilebilirliği

Titanyum, oksijene karşı kuvvetli bir kimyasal afiniteye sahiptir. Öyle ki, kararlı ve kuvvetli bir oksit tabakası oda sıcaklığında bile temiz bir yüzeyde hızlı bir şekilde oluşabilir. Bu davranış, kuvvetli bir korozyon direnci sağlayan doğal passiviteye izin verir. Titanyumun oksijene karşı afinitesi ve oksit tabakasının kalınlığı sıcaklıkla artar. 500 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda Ti'un oksidasyon direnci hızlı bir şekilde azalır ve arayer elementi olarak çözünen ve gevreklemeye sebep olan oksijen, hidrojen ve azota karşı hassasiyeti aşırı derecede artar. Bu yüzden, ergitme kaynağıyla ilgili olarak ergitme, katılaşma ve katı-hal soğutma inert veya vakum ortamlarında gerçekleştirilmelidir. Ti ve alaşımlarının kaynağında TIG, MIG/MAG, plazma ark, lazer ışın elektron ışın kaynağı gibi ergitme kaynak yöntemleri yaygın bir şekilde kullanılmıştır.

Ti alaşımlarının kaynağındaki kalıntı gerilmeler, özellikle hava ve uzay sanayinde kullanılan parçaların yorulma özelliklerini azaltarak performansına büyük oranda etki edebilir. Bu yüzden, özellikle kalın kesitli parçaların kaynağında çok pasolu geleneksel ark kaynaklarından ziyade tam nüfuziyetli, tek pasolu ve ilave malzemesiz yüksek enerji yoğunluklu kaynak yöntemleri tercih edilmelidir.

α ve α' 'ya yakın Ti alaşımları süneklik özelliklerinden dolayı iyi kaynak edilebilirliğe sahiptir. Kaynak işlemi sonrası gerilme giderme işlemi çoğunlukla tavsiye edilir.

$\alpha+\beta$ alaşımlarının kaynağı, alaşımın maruz kaldığı ısı çevrimin bir sonucu olarak mukavemet, süneklik ve tokluk özelliklerini önemli derecede değiştirebilir. $\alpha+\beta$ alaşımlarının kaynağında kaynak metali ve ITAB'da meydana gelen faz dönüşümleri sünekliğin düşmesine yol açar. Kaynak metalinin sünekliğini düzeltmek, yani β fazı açısından düşük bir kaynak metali oluşturmak için, ya alaşımsız bir Ti veya α -Ti alaşımı bir dolgu metalinin kullanılması gerekir. Ti6Al4V alaşımı en iyi kaynak edilebilen $\alpha+\beta$ alaşımıdır. Bu kaynak edilebilirlik iki temel faktöre dayandırılabilir. Birincisi, oluşan birincil α martenzit Ti6Al6V2Sn alaşımı gibi β kararlı bir alaşımdaki kadar sert ve gevrek değildir. ikincisi, yüksek soğutma hızlarında bile daha yüksek oranlarda widmanstatten α ve kalıntı β oluşumuna izin veren Ti6Al4V alaşımının nispeten düşük sertleşebilirlik özelliği göstermesidir. Ti6Al2Sn4Zr6Mo ve Ti6Al6V2Sn gibi yüksek oranda β fazı içeriğine sahip $\alpha+\beta$ alaşımları sınırlı kaynak edilebilirliğe sahiptir. Bu alaşımlar, kaynak bölgesinde çatlak oluşumuna karşı hassastırlar. Bunu önlemek için kaynak öncesi 150-175 °C'lik ön ısıtma ve kaynak sonrası gerilme giderme işlemi mutlaka uygulanmalıdır.

Ti13V11Cr3Al, Ti8Mo8V3Al2Fe ve Ti15V3Al3Cr3Sn gibi β -Ti alaşımları kolaylıkla kaynak edilebilir. Kaynaklı birleştirmeler iyi sünekliğe sahiptir, fakat kaynaklı bağlantının dayanımı nispeten düşüktür. Bu problem, kaynak işlemi sonrasında yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin uygun bir şekilde kontrol edilerek, ana metal ve kaynak bölgesi dayanım/süneklik kombinasyonunun sağlanmasıyla ortadan kaldırılabilir.

Titanyum alaşımlarının ergitme kaynak yöntemleriyle birleştirilmesinde karşılaşılan en büyük problem, kaynak metalinin özellikle 500 °C'yi aşan sıcaklıklarda ortamdan kaynaklanan oksijen, azot, karbon ve hidrojene maruz kalmasıdır. Kaynak metalindeki bu arayer elementleri, dayanımı artırır, fakat sünekliği büyük oranda düşürür. Eğer kirlilik seviyesi belirli bir oranı aşarsa kaynak esnasında gerilmeden dolayı çatlamlar meydana gelebilir.

3.1.5. Titanyum ve Alaşımlarına Uygulanan Kaynak Yöntemleri

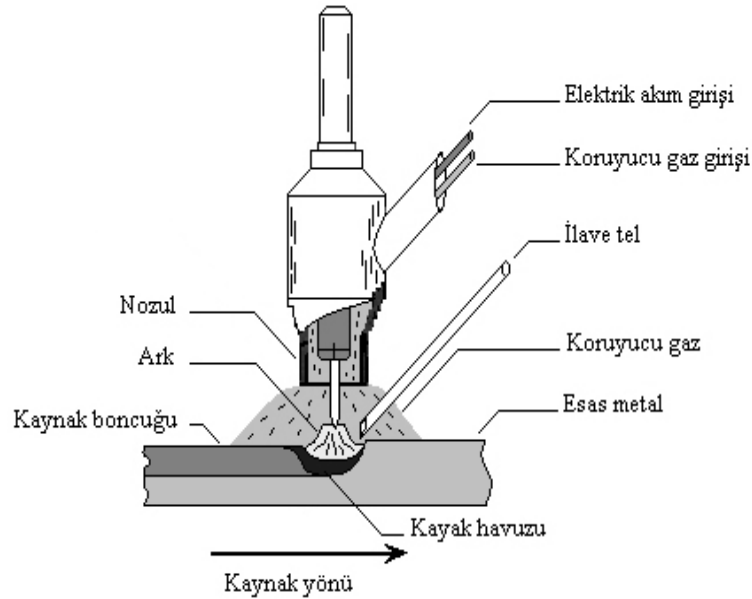
3.1.5.1. Giriş

Ti ve alaşımları, Ti' un kimyasal reaksiyona girme kabiliyetinden dolayı özel işlemler ve ön tedbirlere gerek duyulduğu halde, geleneksel ergitme ve katı hal kaynak yöntemlerinin büyük bir çeşidiyle kaynak edilebilir. Titanyumun ergitme kaynağı esas

olarak TIG, MIG/MAG ve elektron ışın kaynağı kullanılarak yapılmıştır. Toz esaslı koruyucular kullanılarak yapılan ergitme kaynakları (tozaltı, elektrik ark ve elektro-cüruf) kullanılan yüksek saflıklı florid esaslı tozların pahalı olmasından dolayı tercih edilmemektedir (Beaslack vd., 1993).

3.1.5.2. Gaz Tungsten Ark Kaynağı (TIG)

TIG kaynak yöntemi, kaynak ısısının torç içerisine yerleştirilmiş tükenmeyen bir W elektrot ve iş parçası arasında gerçekleşen arka elde edildiği; elektrot, ergimiş kaynak metali ve ITAB'ın inert bir gazla korunduğu bir kaynak yöntemidir. TIG kaynağında elektrodun parçayla teması söz konusu değildir. Ark, iyonize olarak iletken hale gelmiş koruyucu gaz sayesinde parçaya iletilir. İstenildiğinde dolgu teli, oluşan kaynak havuzunun içerisine eklenerek dışardan verilebilir (Kurt, 2005). TIG kaynak yöntemi şematik olarak Şekil 3.2'de görülmektedir.



Şekil 3.2. TIG kaynak yönteminin şematik görünümü (Buytoz, 2004)

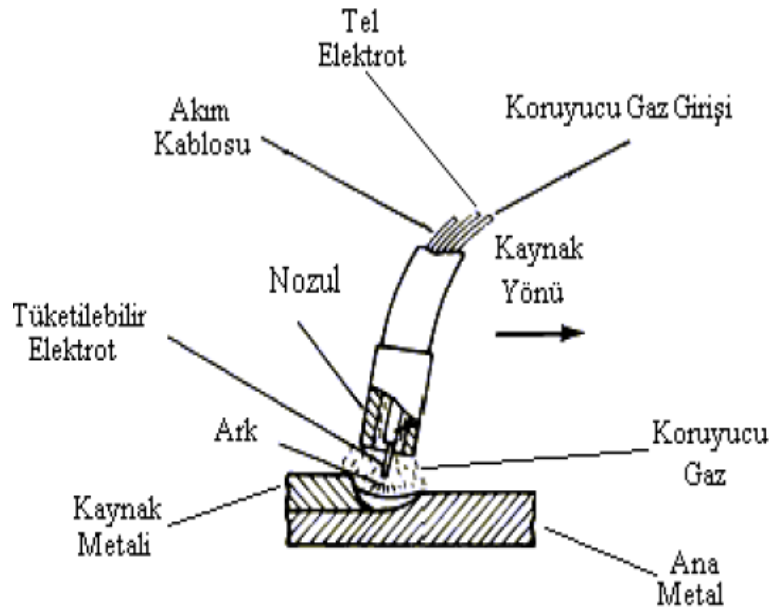
TIG kaynağı yöntemi Ti alaşımı levhaların kaynağında yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Genellikle 3 mm kalınlığa kadar parçalar dolgu metali kullanılmadan kaynak yapılır. Daha kalın parçaların kaynağında uygun bir bağlantı hazırlama ve ilave tel gereklidir. Ti6Al4V alaşımı için verilmiş olan tipik TIG kaynak parametreleri Tablo 3.5'de görülmektedir.

Tablo 3.5. Ti6Al4V alaşıminın TIG kaynak parametreleri (Kurt, 2005)

Parça Kal. (mm)	Elektrot Çapı (mm)	Dolgu Teli Çapı (mm)	Koruyucu Gaz Debisi (m ³ /h)	Kaynak Akımı (A)	Paso Sayısı	Kaynak Hızı (mm/dk)
0.61	1.6	-	0.51	20-30	1	150
1.6	1.6	-	0.51	20-30	1	150
2.36	2.4	1.6	0.71	170-217	1	205
3.18	2.4	1.6	0.71	190-235	1	205
4.78	2.4	3.2	0.71	220-230	2	205

3.1.5.3. Gaz Metal Ark Kaynağı (MIG)

MIG kaynağında ısı, bağlantı bölgesine torç içerisinde otomatik olarak gönderilen ince çaplı bir tel ve iş parçası arasındaki etkileşimle gerçekleşen ark sayesinde elde edilir. Ark bölgesinin korunması ise torç içerisinde telin etrafından kaynak bölgesine gönderilen koruyucu bir gazla sağlanır. MIG kaynak yöntemi şematik olarak Şekil 3.3’de görülmektedir.



Şekil 3.3. MIG kaynak yönteminin şematik görünümü (Kurt, 2005)

MIG kaynağı, 13 mm'nin üzerindeki Ti plakaların kaynağında TIG kaynağından maliyet açısından daha uygundur. Bununla beraber, kaynak esnasında meydana gelen sıçramalar bu kaynak yönteminin Ti ve alaşımların kaynağında kullanılmasını sınırlamıştır. Ti6Al4V alaşımı için verilmiş olan tipik MIG kaynak parametreleri Tablo 3.6'da görülmektedir.

Tablo 3.6. Ti6Al4V alaşımının MIG kaynak parametreleri (Kurt, 2005)

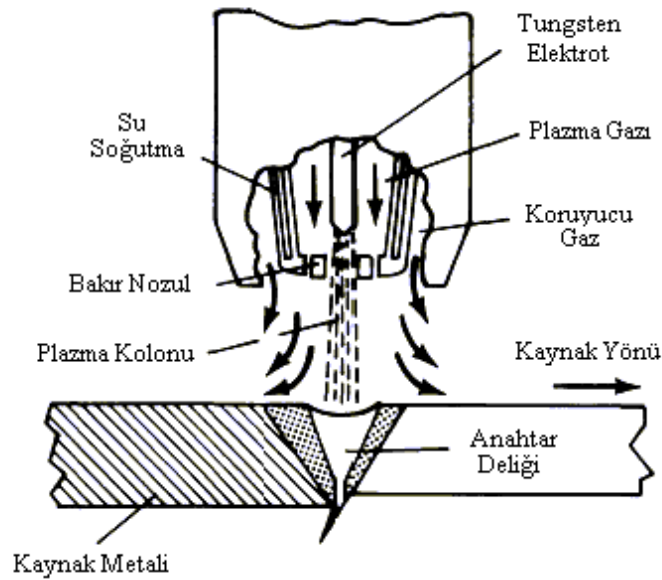
Parça Kal. (mm)	Elektrot Çapı (mm)	Tel Hızı (mm/dk)	Koruyucu Gaz	Kaynak Akımı (A)	Ark Volt. (V)	Kaynak Hızı (mm/dk)
3.18	0.16	5.5	75Ar-25He	250-260	20	380
6.35	0.16	7.9	75Ar-25He	300-320	30	380
9.53	0.11	22	85Ar-15He	350-360	33	640
12.7	0.16	10	75Ar-25He	340-360	40	380
15.9	0.16	10.5	75Ar-25He	350-370	45	380
25.4	0.16	9.7	Ar	320-350	36	510

3.1.5.4. Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı

Bir nozul sayesinde plazma arkının daraltıldığı ve bu sayede artan sıcaklık ve enerji yoğunluğuyla TIG kaynak yönteminin geliştirilmiş bir halidir. Daha yüksek enerji yoğunluğu 13 mm kalınlığa kadar parçaların alın birleştirmelerinde oluşturduğu anahtar deliği sayesinde daha büyük bir nüfuziyet kapasitesine sahiptir (Baeslack vd., 1993). PTA kaynağında ark oluşumunun TIG kaynağından farkı, oluşan ilk pilot arkın nozulun içerisinde gerçekleşmesidir. Bu pilot ark sayesinde iyonize olan gaz iletken hale geçerek arkı iş parçasına iletir. PTA kaynak yöntemi şematik olarak Şekil 3.4'de görülmektedir. Ti6Al4V alaşımının PTA kaynağı için tipik kaynak parametreleri Tablo 3.7'de verilmiştir.

Tablo 3.7. Ti6Al4V alaşımının PTA kaynağı için tipik kaynak parametreleri (Kurt, 2005)

Parça Kal. (mm)	Kaynak Hızı (mm/dk)	Akım Şiddeti (A)	Volt. (V)	Gaz	Plazma Gaz Deb. (m ³ /h)	Koruyucu Gaz Deb. (m ³ /h)
3.18	510	185	21	Ar	0.23	1.7
4.74	330	175	25	Ar	0.51	1.7
9.91	255	225	38	75He-25Ar	0.91	1.7
12.7	255	270	36	50He-50Ar	0.76	1.7
15.2	180	250	39	50He-50Ar	0.85	1.7

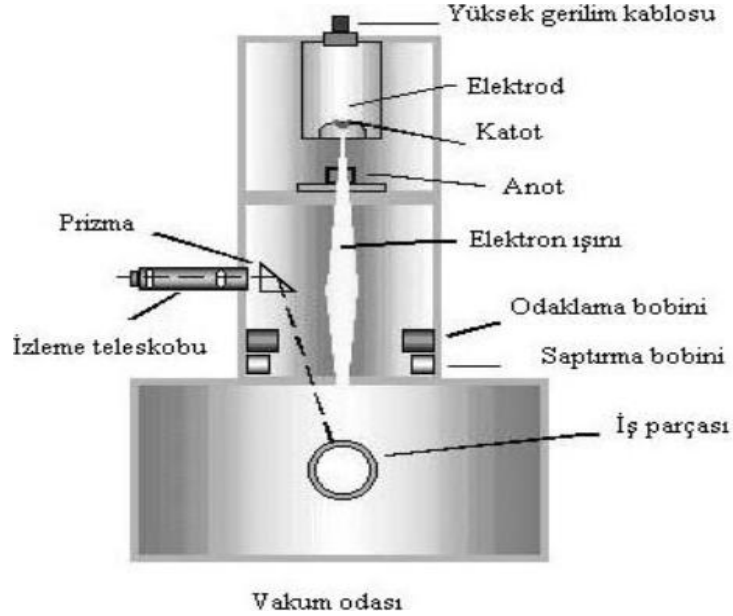


Şekil 3.4. Plazma transfer ark kaynak yönteminin şematik görünümü (Kurt, 2005)

3.1.5.5. Elektron Işın Kaynağı

Elektron ışın kaynağı, odaklanmış yüksek enerji yoğunluklu bir elektron ışınının çarpmasıyla birleştirilecek malzemenin ergitilmesi esasına dayanır. Şekil 3.5’de elektron ışın kaynak makinesi şematik olarak görülmektedir. Bu yöntem, 6 mm’den yaklaşık 75 mm’ye kadar olan titanyum plakalarda yüksek kaliteli kaynaklar oluşturduğundan uzay endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahiptir. Elektron ışın kaynağı yüksek nüfuziyet, minimum bağlantı hazırlığı, dar bir ITAB, düşük çarpılma ve vakum ortamında mükemmel kaynak temizliği gibi avantajlara sahiptir. Aynı zamanda, yüksek ekipman maliyeti ve yüksek soğutma hızından dolayı istenmeyen martenzitik yapıların oluşması gibi

dezavantajlara da sahiptir (Kurt, 2005). Ti6Al4V alaşımının EİK için tipik kaynak parametreleri Tablo 3.8’de görülmektedir.



Şekil 3.5. Elektron ışın kaynak makinesinin şematik görünümü (Kurt, 2005)

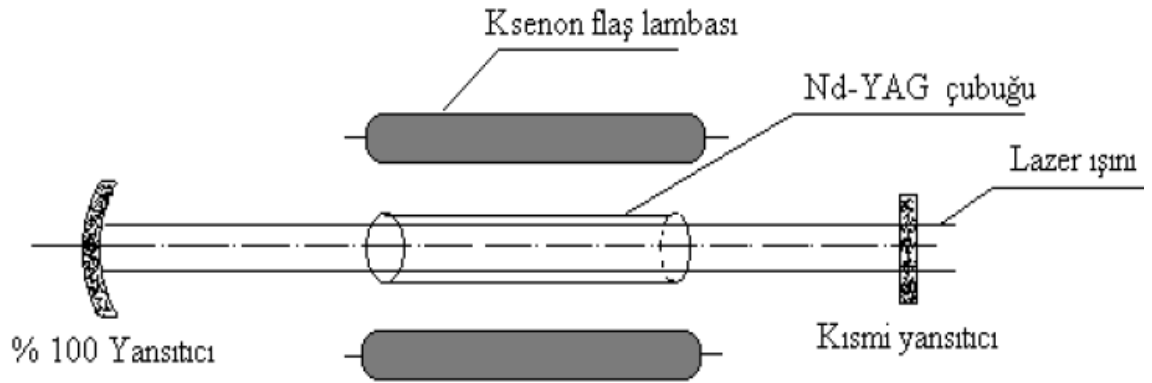
Tablo 3.8. Ti6Al4V alaşımının EİK için tipik kaynak parametreleri (Kurt, 2005)

Parça Kal. (mm)	Kaynak Hızı (mm/dk)	İşın Akımı (mA)	Volt. (kV)
3.18	760	95	20
5	2490	170	28
16	1525	260	30
25.4	1120	375	36.5
50	660	450	45
89	510	500	90

Petterson ve arkadaşları, uzay araçlarında yüksek sıcaklığa maruz kalan uygulamalarda TiAl intermetalik alaşımını elektron ışın kaynağıyla birleştirmişler ve kaynak bölgesindeki çatlamaları onlemek için soğutma hızının 300 °C/s’nin altında olması gerektiğini belirtmişlerdir. Aynı zamanda TiAl intermetalik alaşımının birleştirilmesinde katı-hal kaynak tekniğinin kullanılmasının daha faydalı olabileceğini belirtmişlerdir (am ve Koçak, 1999).

3.1.5.6. Lazer Işın Kaynağı

Lazer kaynağı, yüksek yoğunluklu optik enerji üreten elektromanyetik ışınlama ve mikrokaynak tekniğidir. Lazer kaynağı, CO₂ (karbondioksit) ve Nd YAG (katı hal lazeri) şeklinde sanayide son yıllarda hızla gelişen bir uygulama alanına sahiptir. Nd – YAG katı hal lazerlerinin çoğunluğu mikrokaynak uygulamaları için kullanılır. Ticari uygulanabilirliği 25 kW'a kadar olan sürekli dalga CO₂ ve ticari uygulanabilirliği 2.4 kW'a kadar olan Nd- YAG lazerleri öncelikli olarak derin nüfuziyet kaynaklarında kullanılır. Şekil 3.6'da Nd-YAG katı hal lazeri şematik olarak görülmektedir.



Şekil 3.6. Nd-YAG katı hal lazerinin şematik görünümü (Kurt, 2005)

Geçmiş on yıl zarfında lazer ışın kaynağı (LIK), titanyum levha ve ince plakaların birleştirilmesinde sürekli artan bir talebe sahip olmuştur. LIK, yüksek vakum ortamının gerekli olduğu ve kalın kesitli titanyum plakalarının kaynağında elektron ışın kaynağından daha avantajlıdır. Lazer ışın kaynağı ve elektron ışın kaynağının mekanik ve metalurjik özellikleri ısı kaynaklarından dolayı birbirlerine benzemektedir (Kurt, 2005). Ti6Al4V alaşımının LIK için tipik kaynak parametreleri Tablo 3.9'da görülmektedir.

Tablo 3.9. Ti-6Al-4V alaşımının LIK için tipik kaynak parametreleri (Kurt, 2005)

Parça Kal. (mm)	Güç (W)	Yüzey. Kay. Gen. (mm)	Yüzey. ITAB Gen. (mm)	Kaynak Hızı (mm/dk)
1	1000	1.85	3.75	23
0.89	1480	1	2.20	60
0.81	1500	1	2	60
2.03	1500	4.30	10	7

3.1.5.7. Difüzyon Kaynağı

Difüzyon kaynağı, Ti ve Ti alaşımı parçaların üretiminde sürekli artan bir uygulama alanının bulunduğu bir katı hal kaynak yöntemidir. Ti-6Al-4V alaşımının difüzyon kaynağı genellikle 900-950 °C sıcaklık, 1.3-13.8 MPa'lık basınç ve yaklaşık 1-6 saatlik zaman aralıklarında yapılır (Baeslack vd., 1993).

Düşük yoğunluğa sahip γ -TiAl intermetalik alaşımının sahip olduğu aşırı yüksek ısı, korozyon ve oksidasyon direnci gibi özellikler, gelecekte jet motorlarındaki Ni esaslı süper alaşımlar ve Ti alaşımlarının yerini alabilir. γ -TiAl intermetalik alaşımı TIG, lazer ve elektron ışın kaynağı gibi ergitme kaynağı yöntemleri kullanılarak birleştirilebilir. Ancak ergitme kaynağında meydana gelebilecek yüksek kalıntı gerilmelerle birlikte alaşımın düşük sünekliği, sürtünme kaynağı ve difüzyon kaynağı gibi katı hal kaynak yöntemleriyle birleştirilebilirliğini cazip hale getirmiştir. Mevcut çalışmalar γ -TiAl alaşımının difüzyon kaynağıyla birleştirilebilirliğinin mümkün olduğunu göstermiştir (Holmquist vd., 1998). γ -TiAl intermetalik alaşımı, 950-1100 °C sıcaklık, 20-40 MPa basınç ve 1-2 saat sürede difüzyon kaynağıyla birleştirilmiş, yapılan çalışma sonucunda artan sıcaklık, basınç ve kaynak süresiyle kaynak kalitesinin arttığı ortaya çıkmıştır (Çam ve Koçak, 1999).

3.1.5.8. Diğer Kaynak Yöntemleri

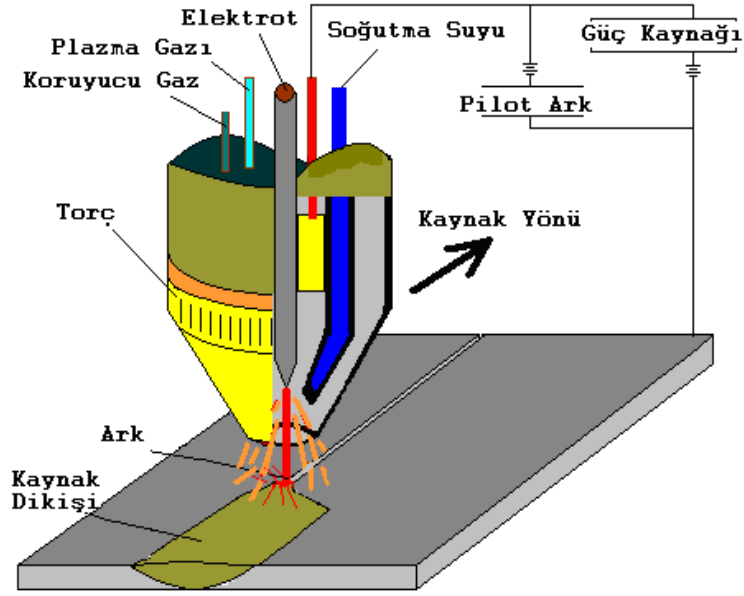
Ti ve alaşımları bu yöntemlerin dışında direnç kaynağı, flaş alın kaynağı, sürtünme kaynağı, ultrasonik kaynak ve patlamalı kaynak yöntemleriyle de birleştirilebilir. Genellikle bu yöntemler yüksek sıcaklıktan soğuma esnasında, soğuma hızına bağlı hataları ortadan kaldırmak için tercih edilirler.

3.2. Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı

3.2.1. Giriş

Plazma kavramından; moleküllerden, atomlardan ve elektrotlardan oluşan kızdırılmış gaz anlaşılır. Plazma usulünde esas olarak iki farklı ark düzeni kullanılır. Taşıyıcı olmayan ark, ergimeyen tungsten elektrot ve su ile soğutulan bakır meme arasında

yanar. Bakır meme, arkı odaklayıcı, güç yoğunluğunu arttırıcı ve buna bağlı olarak plazma demetinin sıcaklığını yükseltici bir etki yapar. Tungsten elektrot negatif ve bakır memede pozitif olarak kutuplanmıştır. Bu şekildeki bir tertip plazma ile yapılan püskürtmede kullanılır. Buna karşılık arklı sistemde, tungsten elektrodun katot, memenin anot olarak bağlandığı, toryum oksitle alaşımlandırılmış tungsten elektrot ile ışın demetini odaklayan ve suyla soğutulan bakır memenin içerisinden geçerek iş parçası arasında yanar. Plazma gazı elektrotla meme arasındaki silindirik hacimde püskürtülür. Bu sistem birleştirme kaynağında ve plazma ile yapılan kesmede kullanılır. Taşıyıcı ark, yüksek frekans üzerinden geçirilen yardımcı ark ilk elektrot ve meme arasında yakılır. Taşıyıcı ark tutuştuğunda yardımcı ark söner. Yalnız mikro plazma kaynağında, kaynak işlemi esnasında yardımcı ark muhafaza edilir. Bir direnç vasıtasıyla yardımcı ark üzerinden akan akımın değeri sınırlanır. Plazma birleştirme kaynağında, plazma gazına ilaveten, kaynak banyosunu atmosferin tesirlerine karşı koruyan ikinci bir gaz akımı (% 99,95 argon) kullanılır. Plazma kaynağı cihazlarının büyük bir çoğunluğunda üçüncü bir gaz akımı, plazma demetini odaklayıcı meme dışında daraltma için odaklayıcı gaz [Argon (Ar) + Helyum (He), Argon (Ar)+Hidrojen (H₂), Argon (Ar)+ Azot (N₂)] olarak kullanılmaktadır. 3 mm. kalınlıktan itibaren sacların plazma birleştirme kaynağında plazma demeti iş parçasına nüfuz edip, bir anahtar deliği oluşturur. İlerleyen kaynakla birlikte bu delik birleştirilecek sacların kaynak alınları boyunca hareket eder. Kaynak banyosunun ve delikteki buhar basıncının yüzey gerilimi nedeni ile erimiş malzeme deliğin hemen ardından birleşir ve kaynak dikişini oluşturur. Plazma doldurma kaynağında her iki arkın kombinasyonu kullanılır. Bu usulde düşey karakteristikli akım membaı kullanılmaktadır. Birinci akım membaı elektrot ile parça arasında ve ikinci akım elektrot ile parça arasına bağlanmıştır. Elektrot negatif, meme ve iş parçası pozitif olarak kutuplanmıştır. Taşıyıcı olmayan ark yüksek frekans üzerinden tutuşturulur ve tungsten elektrot ile iş parçası arasındaki taşıyıcı arkı iletir. Her iki ark kaynak işlemi sırasında yanar. Taşıyıcı arkın ayarı ile nüfuziyet miktarı ve onunla birlikte esas malzeme vasıtasıyla doldurma bölgesinin bileşim etkilenir. Genellikle toz halindeki doldurma malzemesi bir gaz akımı (% 99,95 Argon) üzerinden kaynak cihazına iletilir; plazma demetinde eritilir ve taşıyıcı arkla esas malzemeye kaynak edilir. Üçüncü bir gaz akımı da (%99,95 Argon) kaynak banyosunu atmosferin etkilerinden korur (Anık ve Tülbentçi, 1966). Plazma arkının şematik olarak görünüşü Şekil 3.7’de görülmektedir.



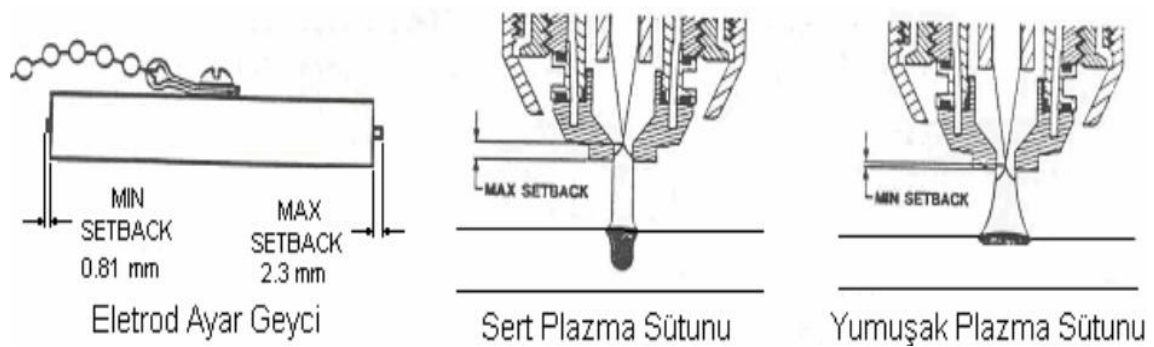
Şekil 3.7. Plazma transfer ark kaynağının şematik görünüşü (Gür vd., 2009)

Günümüzde plazma transfer ark kaynağı; uzay, nükleer, elektronik, gemi inşaatı ve diğer birçok endüstri kollarında kullanılan bir kaynak yöntemidir. Yöntem serbestlik ve ekonomi sağlamanın yanı sıra, yüksek kalite ve güvenilirliğe sahiptir. Uygulamalarda, düşük akım şiddetli plazma ark kaynağı ile, ince tel elektler, ince tellerin uç uca kaynağı, röle kutusu imali, ince cidarlı basınçlı kaplar, vakum tüpü elemanları, otomatik yüksek akım şiddetli kaynaklarda ise; paslanmaz ve titanyum borular (uzunlamasına kaynak), roket yakıt tankları, türbin motor elemanları rahatlıkla kaynak edilmektedir. Plazma doldurma kaynağı ile esas olarak sert metaller demir, nikel ve kobalt esaslı alaşımlar püskürtülür. Böylece dış yüzeyin aşınma mukavemetini ve korozyon davranışını iyileştirmek mümkün olmaktadır. Doldurma tabakası kalınlığı 0,25-6 mm. arasında değişebilir ve bu teknikte toz halindeki doldurma malzemesi saatte 5 kg. kadar yığılabılır (Gür vd., 2009).

3.2.2. Plazma Tekniğinde Başlıca Ayar Parametreleri

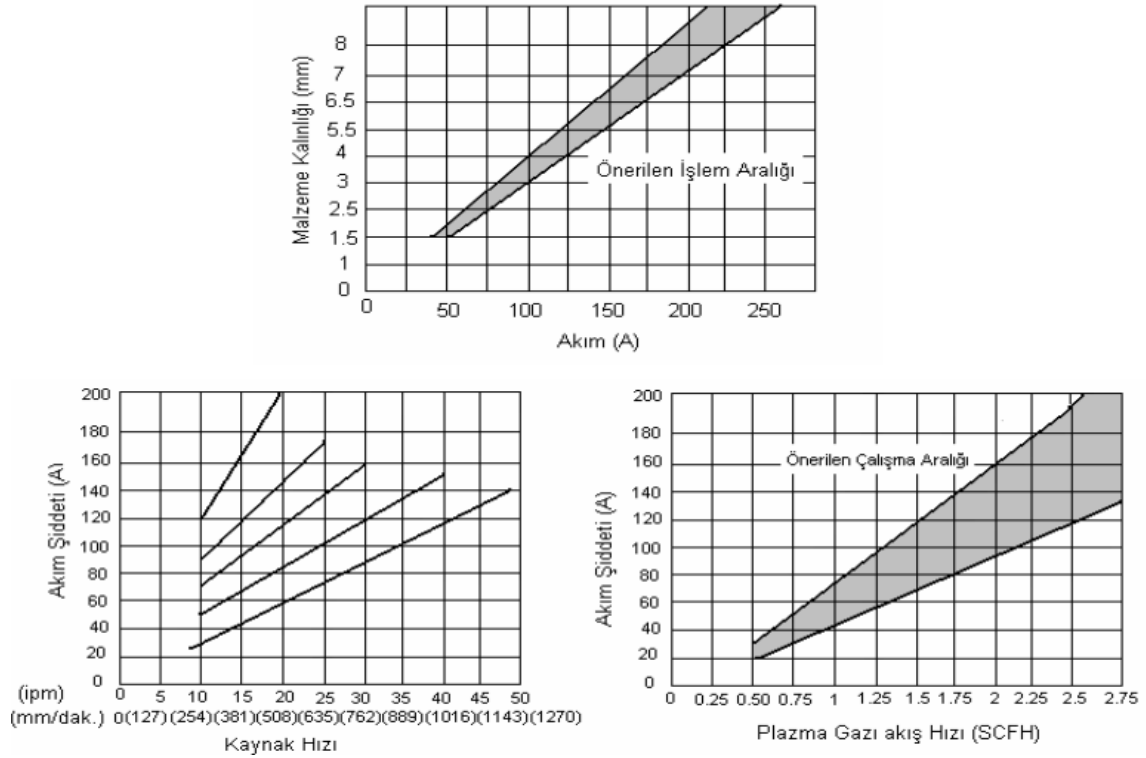
Kaynağa başlamadan önce, mutlaka gerekli parametreler kontrol edilip, gerekli ayarlar yapılmalıdır. Bu yöntemdeki temel değişkenler: Plazma akımı, iç nozul çapı ve şekli, plazma gazının çeşidi, plazma gazının debisi ve koruyucu gaz ve debisidir.

Plazma gazının debisi arttırıldığında, türbülans oluşur ve ergimiş metal ortamdan uzaklaştırılır. Bu sayede yüksek enerji yoğunluğu, yüksek debi ve küçük iç nozul çapı kullanılarak kesme işlemi yapılır. Ergimiş metalin uzaklaştırılmaması için kaynak işleminde düşük debi gereklidir. Bu yöntemde, doğru akımla elektrod eksi kutupta kaynak yapılır. Çelik, paslanmaz çelik, nikel alaşımları ve titanyum alaşımları bu şekilde kaynak edilebilir. Doğru akımla elektrod artı kutupta kaynak işlemi, alüminyum ve magnezyum alaşımlarında uygulanır. Bu tarz kutuplama ile arkın temizleme etkisinden faydalanılarak yüzeydeki oksit tabakası kırılır. Ancak, bu şekilde elektrod çok ısınacağından akım 100 amperle sınırlandırılır. Bu yöntemde ark enerjisi daha yoğun olduğundan, TIG yöntemine göre daha dar kaynak dikişi elde edilir. Anahtar deliği tekniği uygulanabilen bu yöntemde, 1.6 ile 9.5 mm arası kalınlıklarda uygulanabilen bu teknik ile tek pasoda kaynak dikişi elde edilebilir. Elektrodun uç kısmının nozula göre ayarlanması kaynak formu açısından önemlidir, minimum ve maksimum olmak üzere iki ayar konumu mevcuttur. Sert plazma sütunu veya derin nüfuziyet için max. setback, yumuşak plazma sütunu veya yayvan kaynak için min. setback ayarı kullanılır (Şekil 3.8).



Şekil 3.8. Plazma transfer ark kaynağında elektrodun uç kısmının nozula göre ayarlanması (Tekler, 2010)

Malzeme kalınlığına bağlı olarak akım şiddeti, akım şiddetine göre kaynak hızı ve akım şiddetine göre plazma gazı akış hızı gibi parametreler Şekil 3.9’da görülmektedir.



Şekil 3.9. Malzeme kalınlığına bağlı olarak akım şiddetinin belirlenmesi (Teker, 2010)

Plazma ile birleştirme kaynağında başlıca kaynak parametreleri Tablo 3.10'da verilmiştir.

Tablo 3.10. Plazma ile birleştirme kaynağında başlıca kaynak parametreleri (Anık vd., 1993)

Birleştirme		
Akım Şiddetleri (A)	Mikroplazma Kaynağı	Plazma Kaynağı ve Plazma Akış Delikli Kaynak
0.1 ...10	Folyolar 0.05 ... 0.2 mm	—
1 ... 20	İnce saclar 0.2 ... 0.5 mm	—
5 ... 40	İnce saclar 0.5 ... 1 mm	
40... 100	İnce saclar 1 2 mm	Plazma kaynağı 0.5 ...1.5 mm
100... 200		Plazma kaynağı 1.5 ... 3 mm
100....350		Plazma akış delikli kaynak

3.2.2.1. Kaynak Elektrodu

Plazma arkı ile kaynak yönteminde, TIG kaynak yönteminde olduğu gibi ergime sıcaklığı 3370 °C olan saf tungsten elektrodlar kullanılabildiği gibi doğru akım düz kutuplamada kullanılabilen toryum veya zirkonyum ile alaşımlanmış ergimeyen elektrodlar da kullanılır. Bu yöntemde kullanılan ergimeyen tungsten elektrodlar, EN 26848 ve AWS A5.12 standartlarına göre sınıflandırılmışlardır. AWS standardında EWTh-2 olarak simgelendirilen (EN' ye göre WT 20) ve % 1.7-2.2 ThO içeren ergimeyen elektrod en yaygın kullanılan türdür ve uç rengi kırmızıdır. Boylar, TIG kaynağında kullanılanlara göre daha uzundur. Uygulamada, genellikle 2.4 mm çapındaki elektrodlar 150 A' e kadar olan kaynak işlerinde 150 A' in üzerindeki işlerde de 5 mm çapındaki elektrodlar tercih edilirler.

Kullanılan kutuplama türüne bağlı olarak, elektrodların ve memelerin biçimleri de değişir. Doğru akım düz kutuplama durumunda, konik uçlu sivri elektrodlar kullanılır. Konik elektrodlar, torç üreticisine bağlı olarak 20-60 °C'lerde koni açısına sahip olarak farklı çaplarda üretilirler. Doğru akım ters kutuplama ve kare dalgalı alternatif akım ile kaynakta, küresel ya da düz uçlu elektrodlar tercih edilir. Önerilen elektrod biçimi elektrodun ucunun aşırı ısınmasını önlemek ve daha fazla akım yüklenebilme kapasitesi sağlamak amacı ile hazırlanır. Elektrodların aşınma durumlarında, tekrar hazırlanmalarında bu amaç için özel olarak tasarlanmış taşlama cihazlarının kullanılması gerekir. Taşlama, tam ölçüsünde yeni bir elektrottan hazırlanan mastara göre yapılmalıdır (Kaluç ve Taban, 2004). PTA kaynağında kullanılan elektrod Şekil 3.10'da verilmiştir.



Şekil 3.10. PTA kaynak elektrodu

3.2.2.2. Kaynak Nozulu

PTA kaynağı nozulları, bakırdan üretilmiştir. Ömrü başlangıçta ark oluşum sayısı ile etkilenmesinin yanı sıra, elektrod ucunun merkezlenmesiyle de sınırlıdır. Nozul deliğinin çapına bağlı olarak, doğru akım kullanılması da çok önemlidir (tersi durumda çift ark oluşacak ve nozulun hasarına neden olacaktır). Soğutma işlemi de, nozul ömrü üzerinde etkilidir. Negatif kutba bağlanan elektrodlu üfleçler, uzun yıllardır kullanılmakta ve çok yüksek performans göstermektedir. Pozitif kutba bağlanarak da kaynak yapılabilme özelliğine sahip (elektrodun yüklenmesi 8 kat daha fazla) üfleçler, sadece birkaç firma tarafından imal edilmektedir. Elle kaynak üfleçleri TIG / WIG üfleçlerine benzer. Eğik bir üfleç kafası ve tutma sapından oluşur. Plazma üfleçleri, TIG / WIG üfleçlerine göre, daha büyük çaplıdır (Kaluç ve Taban, 2004). PTA kaynağında kullanılan elektrod Şekil 3.11’de verilmiştir.



Şekil 3.11. PTA kaynağı nozulu

3.2.2.3. Plazma ve Koruyucu Gazlar

Plazma gazı olarak argon, koruyucu gaz olarak ise argon veya % 2-5 hidrojen katkılı argon kullanılır. Helyum, plazma gazı olarak kullanılabilir, fakat; daha sıcak bir gaz olması nozulun verimliliğini azaltır. Helyumun aynı zamanda daha hafif olması ve kaynak bölgesini tam olarak örtmemesi anahtar deliği plazma modunu çok daha zorlaştırır.

Koruyucu gaz olarak; argon, argon (% 95) / hidrojen (% 5), helyum ve helyum (% 75) / argon (% 25) gaz ve gaz karışımları kullanılır. Plazma ark kaynağında kullanılacak gazın seçimi, kaynak edilecek malzemeye bağlıdır. Özellikle, plazma gazının asal (soy) karakterde olması gereklidir, aksi takdirde tungsten elektrodun çabuk tükenmesi problemi ile karşılaşılır. Koruyucu gazlarda genellikle soy gaz olmaktadır. Aktif koruyucu gazlar, kaynak metali özelliklerine ters etkiye bulunduklarından kullanılamazlar. Birçok plazma ark kaynağı uygulamalarında genellikle, koruyucu gaz ile plazma gazı aynıdır. Plazma ark kaynağında elektrodu çevreleyen memenin çapma ve kullanılan akım şiddetine bağlı olarak gereken gaz akış debileri Tablo 3.11'de verilmiştir. Gaz karışımı % 95 Argon + % 5 H₂ karışımıdır (Kaluç ve Taban, 2004).

Tablo 3.11. Plazma ark kaynağında gaz akış debileri (Kaluç ve Taban, 2004)

Kalınlık (mm)	Kaynak Hızı (mm/s)	Akım (A) Elektrod (-)	Ark Gerilimi (V)	Gaz Debisi		Açıklama
				Plazma	Koruyucu	
2.4	10	115	30	3	17	Anahtar deliği tekniki I alın
3.2	13	145	32	5	17	
4.8	7	165	36	6	21	
6.4	6	240	38	8	24	

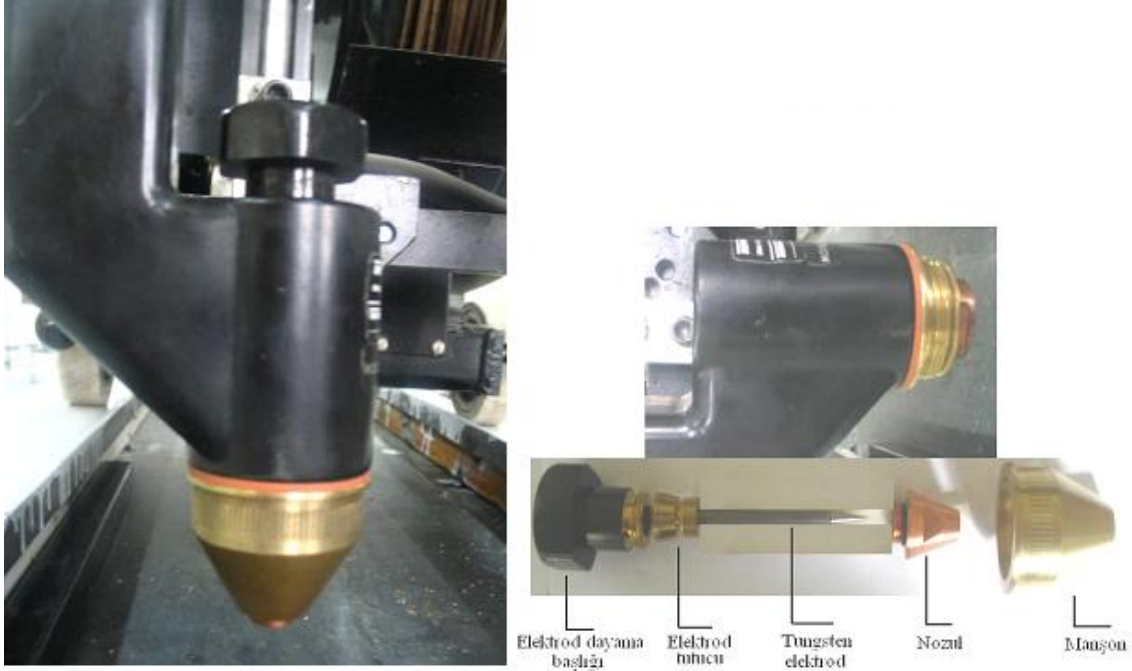
Plazma ark kaynağında, plazma gazı olarak genelde argon kullanılır. Helyumun kullanıldığı uygulamalarda arkta daha yüksek sıcaklıklar elde edilmesine karşın, torç elemanlarının tükenmesi daha fazladır. Bu durum da çok önemlidir. Çünkü sürekli olarak yedek parça gerekeceğinden bunların sağlanması ve değişimlerinde de zaman kaybı, işin yapım süresini etkileyerek maliyeti artırır. Plazma gazı, kaynak edilecek malzemelere göre değişik karışımlarda oluşturulabilir, gaz seçiminde başlıca etken; kaynak bağlantısından istenen nüfuziyet ve kaynak dikiş kalitesidir. Karbonlu çelikler veya ince taneli yapı çeliklerinin (yüksek mukavemetli az alaşımlı çelikler) kaynağında plazma gazı olarak, argon gazı kullanılır. Bazı metal ve alaşımlarının kaynağında argona eklenen az miktardaki hidrojen ile plazma ark kaynağında iyi sonuçlar alınmaktadır. Özellikle, ostenitik paslanmaz çeliklerin, nikel alaşımlarının, bakır-nikel alaşımlarının kaynağında argona, % 1-5 arasında hidrojen eklenir. Koruyucu gaz kullanımı durumunda, düşük akım şiddetli plazma ark kaynak uygulamalarında 10-15 lt/dk, yüksek akım şiddetli uygulamalarda 15-30 lt/dk ve biraz daha yüksek debiler önerilir (Kaluç ve Taban, 2004).

3.2.2.4. Plazma Ark Kaynak Torçları

Plazma ark kaynağı uygulamalarında, kaynak bağlantısının kök kısmını da korumak gerektiği durumlarda, kök gazı kullanılabilir, kök gazı olarak da kaynak edilecek malzemeye bağlı olarak argon, helyum ya da azot kullanılabilir. Bu yöntemde el ile kullanılan kaynak torçları, TIG kaynağında kullanılanlara göre daha karmaşık bir yapıya sahip olduklarından dolayı daha ağırdırlar. Ayrıca, mekanize plazma ark kaynağı için kullanılmak üzere makina torçları da geliştirilmiştir.

Elle kaynak torçları, eğik bir kaynak kafası ve tutma sapından oluşurlar ve TIG torçlarına nazaran daha büyük çaplıdırlar. Bu torçlarda, tungsten elektrod çok iyi merkezlenmiş olmalıdır; bu durumda, meme (nozül) ve elektrod arasındaki radyal açıklığın çok düzgün olması sağlanır. Elektrod ile meme arasındaki eksenel uzaklık master yardımıyla ayarlanır. Bu uzaklık, ± 0.1 mm' lik bir sapma ile sınırlandırılmıştır. Elle kullanıma uygun plazma ark kaynak torçları 70° ve 90° lik açılarda eğimli kaynak kafasına sahip olarak tasarlanırlar. Bu torçlar doğru akım düz kutuplama ile 225 A' e kadar kaynak akım şiddetleriyle ya da doğru akım ters kutuplamayla 70 A' e kadar akım şiddetlerinde kullanım için üretilirler. DAEP kutuplama alüminyumun kaynağında tungsten ya da su soğutmalı bakır elektrod kullanılarak sınırlı olarak kullanılır (Kaluç ve Taban, 2004).

Mekanize kaynak uygulamaları için geliştirilen plazma ark kaynak torçları, 50 ile 500 A akım şiddetlerinde kullanılacak şekilde hem doğru akım ters kutuplama, hem de doğru akım doğru kutuplama veya kare dalgalı değişen kutuplamalı alternatif akımda kullanıma uygun olarak üretilirler. Torçların soğutulması oldukça önemli bir konudur. Çünkü bu yöntemde oluşan ark, çok sıcak olduğundan iyi bir soğutma hem tungsten elektrodun, hem de meme ve koruyucu gaz nozullarının ömrü üzerinde etkilidir. Torç içindeki geçişlerin dar olması, üreticinin etkin soğutma sistemi tasarlamasını gerektirir. Şekil 3.12'de PTA kaynak torcu görülmektedir.



Şekil 3.12. PTA kaynak torcu (Teker 2010)

3.2.2.5. Plazma Ark Kaynağında Kullanılan Teller

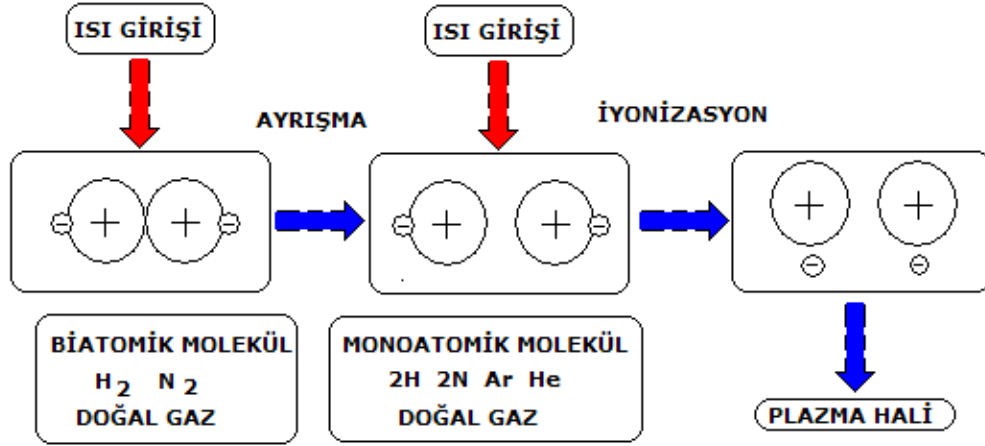
İnce sacların dışında, plazma ark kaynağında aynen TIG yönteminde olduğu gibi kaynak ağzının doldurulmasında ek kaynak metali olarak, dolu tel elektrodlar kullanılabilir ve el ile kaynakta, kaynak bölgesine kaynakçı tarafından veya otomatik kaynak da bir kargaldan sağılarak tel sürme tertibatı yardımı ile kaynak bölgesine beslenir. Tel seçimi aynen TIG kaynağında olduğu gibi esas metalin bileşimine ve uygulanacak işlemin amacına göre değişir. Kaynak telleri, metal ve alaşımlarına göre çeşitli Avrupa standartlarında örneğin; sade karbonlu ve az alaşımlı çelikler için EN 440 ve EN 1668’de, yüksek mukavemetli çelikler için EN 12534’de, paslanmaz ve sıcaklığa dirençli çelikler için EN 12072’de, alüminyum ve alüminyum alaşımları için PREN ISO 18273’de, nikel ve nikel alaşımları için PREN ISO 18274’de sınıflandırılmışlardır. Ayrıca, AWS A5.XX serisi standartlarda da sınıflandırılan bu teller çubuk ya da kargala sarılmış olarak piyasaya sunulurlar (Kaluç ve Taban, 2004).

3.2.2.6. Plazma Ark Kaynağında Birleştirme Türleri ve Kaynak Ağız Tasarımı

Birleştirmenin tasarımı, kaynak edilecek metalin kalınlığına ve kullanılacak tekniğe bağlıdır. Anahtar deliği ile kaynak tekniğinde, birleştirme türü ve ağız, tam nüfuziyete göre hazırlanır, I- alın ağzında kök aralığı bırakılmaz. Kalın kesitlerin kök pasoları için, U-alın kaynak ağzı hazırlanır. Ağzın alın yüksekliği tam nüfuziyetli anahtar deliği tekniği için 3 mm bırakılmalıdır. 0.5 ile 2.5 mm arasındaki ince sacların ergitme tekniği ile plazma ark kaynağında I-alın kaynak ağzı tercih edilir. Daha ince saclar durumunda örneğin, 0.10 ile 0.5 mm arasındaki kalınlıklarda ise kıvrık alın birleştirmesi kullanılır. Buradaki kıvrık bölümler, kaynak arkıyla ergiyerek kaynak metalini oluştururlar. Kalın malzemelerin ergitme tekniği ile kaynağında ise aynen örtülü elektrod ile ark kaynağında ve TIG kaynağında olduğu gibi kaynak ağız hazırlığı yapılmalıdır. Plazma ark kaynağı, tüm V, Y, U- kaynak ağızlarına ve hatta bindirme türü birleştirmelere uygulanabilir. V ve Y-alın kaynaklarında ağız açıları 30° - 45° arasında olmalıdır (Kaluç ve Taban, 2004).

3.2.3. PTA Kaynağında Plazmanın Oluşumu

Her madde gaz fazında bulunduğunda türüne, özeliğine ve doğasına bağlı olarak değişen bir sıcaklığa kadar ısıtılınca, moleküllerindeki hareketlenme nedeni ile atomlar dış kabuk elektronlarını yitirerek pozitif yüklü iyonlar haline dönüşürler. Sıcaklık yükseldikçe, iyonlaşma derecesi, yani iyonlanmış atomların toplam sayıya yüzde oranı artar, sıcaklık birkaç 10000 °C gibi maddeye bağlı olarak değişen bir eşik değerden sonra ortamda yalnız pozitif yüklü iyonlar ve negatif yüklü serbest elektronlardan oluşmuş bir karışım bulunur. Elektriksel açıdan nötr ve yüklü parçacıklardan oluşması nedeni ile iletken olan bu karışıma plazma adı verilir. Fizikte partiküller, iyonlar ve elektronlardan oluşmuş, elektriği ileten, maddenin özel bir gaz hali veya dördüncü hali olarak tanımladığımız plazma, kaynak teknolojisinde maddenin daha özel bir hali olarak tanımlanmaktadır. Gaz halindeki bir madde; radyasyon, elektron bombardımanı veya ısıtmayla iyonize hale getirilebilir. Şekil 3.13’de maddenin plazma haline geçişi verilmiştir (Gür, 2009).



Şekil 3.13. Maddenin plazma haline geçişi (Gür, 2009)

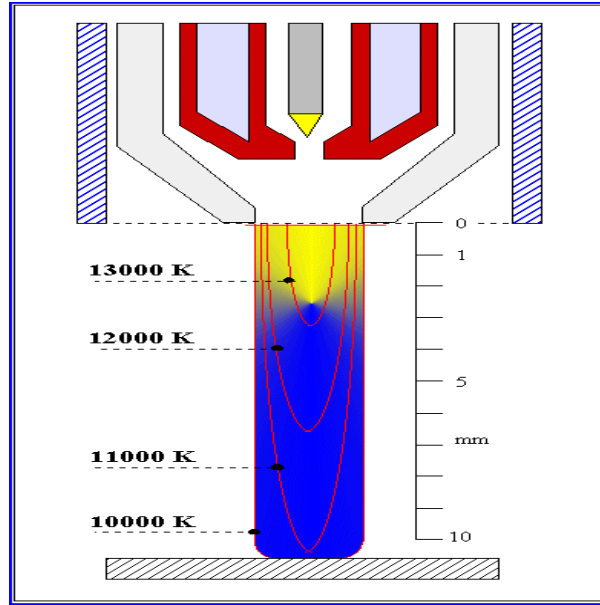
Kaynakta kullanılan plazmada gaz, elektrik arkı yardımıyla ısıtılarak iyonize olmaktadır. Bu tanıma göre ark kaynağı yöntemlerinde elektrik arkı bir plazma oluşturmaktadır. Isıl kesme ve kaynak işlemlerinde plazma olarak adlandırılan ark daha önceden de bahsedildiği gibi radyal doğrultuda sıkıştırılıp, büzülerek enerji yoğunluğu artırılmış arktır (Şekil 3.14).



Şekil 3.14. Plazma transfer ark alevi (Gür, 2009)

Plazma arkının sıcaklığının yüksek oluşu; çeliği, asbest çimentosunu, kristal korrondumu (yaklaşık 2323 K) ve karbon korrondumu (yaklaşık 2473 K) eritmeye yetecek derecededir. Çeşitli metallerin kesilme, tavlama, yüzey hazırlama, kaynak ağzı

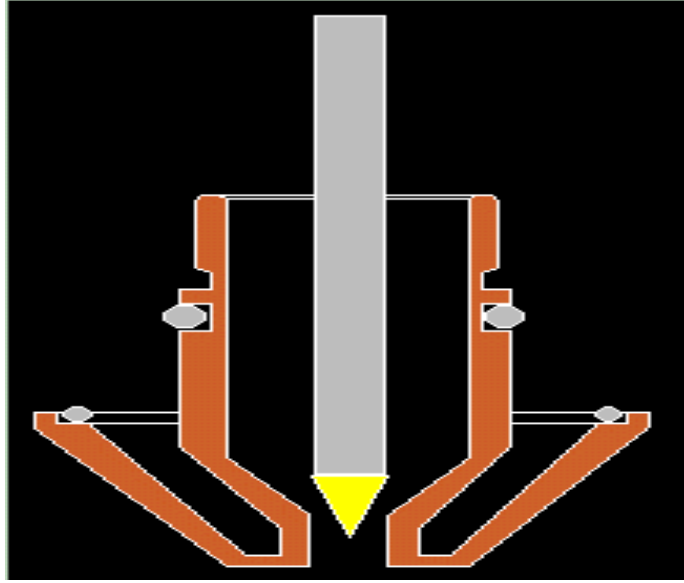
açma, metal püskürtme ile yüzey doldurma ve kaynak işlemlerinde, özellikle yüksek sıcaklıklarda ergeyebilen metal katkılı ince sacların kaynağında çok iyi sonuçlar vermektedir (Şekil 3.15).



Şekil 3.15. PTA plazmasının ısı dağılımı (Gür, 2009)

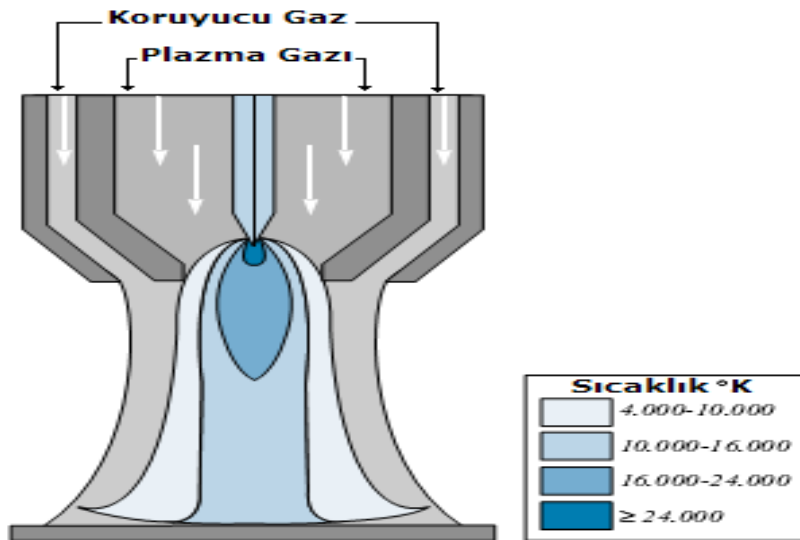
3.2.4. PTA Kaynağında Arkın Oluşturulması

Standart bir plazma ark torcu, ucunda küçük bir deliği bulunan meme ile bu memenin merkezindeki tungsten bir elektrottan ibarettir. Plazma gazı, bu iç içe geçmiş dairesel meme ile elektrot arasından geçerek delikten dışarı çıkar. Elektrot ile meme veya iş parçası arasında ark sütunu meydana geldikten sonra, basınçlı plazma jetinin oluşturulması için iyonize olan gaz delikten dışarı püskürtülür (Şekil 3.16).



Şekil 3.16. PTA kaynağında nozul ve elektrod (Gür, 2009)

Ark sütununun dış yüzeyi soğutulduğundan sütun yoğunlaşmış olur, dolayısıyla içe doğru büzülür. Böylece, büzülmüş sütun içinde sıcaklık birdenbire 10.000 – 30.000 K arasında bir dereceye yükselir. Dairesel bir alandan geçen gaz, yüksek bir iyonlaşma düzeyine ve göreceli olarak yüksek bir enerjiye sahip olup; bu enerji, kaynak ve diğer ısıt işlemlerde iş parçasının tavlama sırasında kullanılır (Şekil 3.17).

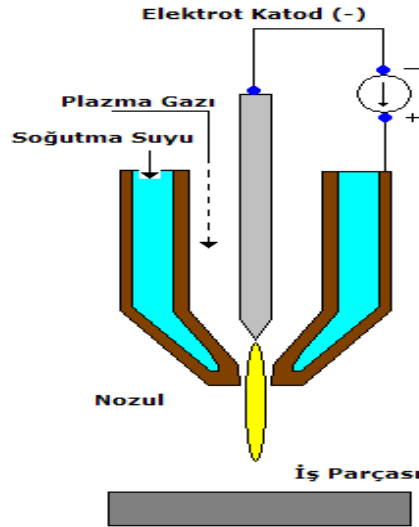


Şekil 3.17. PTA kaynak torcunda gaz akış yolları (Gür, 2009)

Plazma transfer ark kaynak donanımları kalın sacların birleştirilmesinde, folyo ve mikro elemanların kaynağında kullanılır. Kaynak cihazları su ile soğutulur. Bir plazma

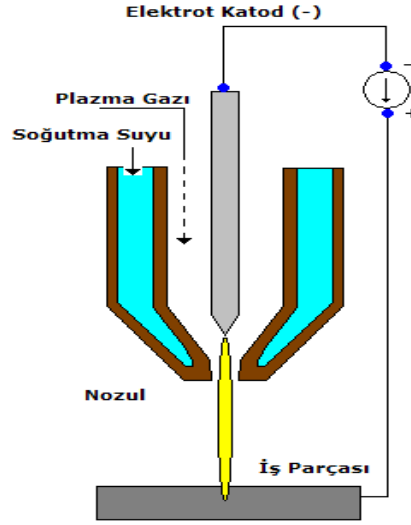
birleştirme kaynağı donanımı, hortum grubu, akım membaı (düşen karakteristikli), ateşleme cihazı, kumanda cihazı ve çeşitli gazlar için basınçlı gaz tüplerinden oluşur. Plazma doldurma kaynağında kaynak cihazı, ateşleme ve kumanda birbirlerinin yanında olmak üzere iki tane doğru akım membaı kullanılır. Kaynak cihazları 10 ilâ 15 kW güç çekimi için hazırlanmıştır. Plazma birleştirme kaynağı büyük sac kalınlığına sahip malzemelerin (I) küt alın birleştirmesinde ilave metal kullanılmadan uygulanır. Ostenitik çeliklerde alın kaynağı yapılabilecek maksimum sac kalınlığı yaklaşık 8 ilâ 10 mm kadardır. Burada kaynak hızı TIG usulü ile ulaşılabilenden % 100 kadar fazladır (Anık ve Tülbentçi, 1966). Uygulamada plazma arkı çeşitli yollarla oluşturulabilir.

✓ **Pilot Ark:** Elektrik devresi meme ve tungsten elektrod arasında tamamlanırsa, ark elektrodla su ile soğutulan bakır meme arasında yanarak, memeden bir gaz akımıyla zorlanarak dışarı sürülür. Transfer olmamış ark veya pilot ark olarak adlandırılan bu düzenlemede iş parçası ark devresi içinde değildir (Şekil 3.18).



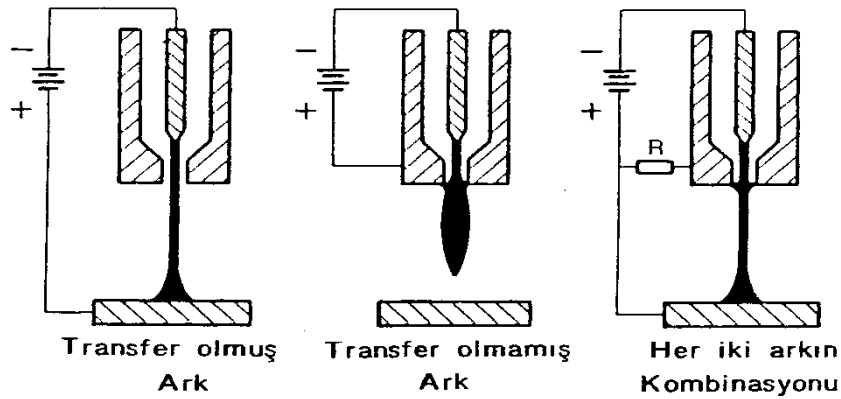
Şekil 3.18. PTA kaynağında pilot ark (transfer olmamış ark) (Gür, 2009)

✓ **Transfer Olmuş Ark:** Diğer yöntemde ise, elektrik devresi tungsten elektrot ile iş parçası arasında tamamlanarak, ark akımı iş parçası üzerinden akar. Bu transfer olmuş ark veya direkt ark olarak adlandırılır (Şekil 3.19).



Şekil 3.19. PTA kaynağında transfer olmuş ark (Gür, 2009)

Her iki arkın kombinasyonunu kullanan bir diğer yöntem daha vardır (Şekil 3.20). Bu da çok metal tozu püskürtmede kullanılır. Plazma arkı, memeden dışarı çıktığında, biraz daha küçük parlak bir nüveye sahiptir. Nüvenin etrafı, daha az parlak kılıfa sarılmıştır. Nüve uzunluğu, 2–3 mm' den 40–50 mm ye kadar değişir. Bu değişim, meme ve tünelin boyutlanma, plazma oluşturan gazın bileşim ve debisine, akım şiddetine, ark uzunluğuna bağlıdır. İş parçası üzerindeki mekanik ve ısı yükü için uygun şekilde biçimlendirilmiş memeler kullanılarak plazma arkı şekillendirilebilir.



Şekil 3.20. Plazma arkı oluşturma yöntemleri (Kaluç, 1986)

3.2.4.1. PTA Kaynağında Elektrod (-) Kutupta

Çoğu uygulamada, elektrod negatif (katod) kutba bağlanır. Bu durumda, parça pozitifdir (anod); tıpkı TIG / WIG’deki gibi. Bir TIG / WIG arkının tutuşması, ya elektrodun parçaya temas etmesiyle veya hatta daha iyi olarak, yüksek gerilim impulsları yardımıyla temassız olarak gerçekleştirilir. Plazma üflecindeki elektrod, meme ile örtülü olduğundan elektrod ile parça arasındaki esas arkın tutuşturulmasını emniyet altına alacak yardımcı bir ark gerekir. Yardımcı ark (pilot ark); yüksek frekans impulsları sayesinde, elektrod ve meme arasında tutuşur (akım şiddeti 10 A). Bu yardımcı ark, memeden çıkan plazma gazının sıcaklığını yükseltir ve iyonize eder. Kaynak akımının devreye girmesiyle bu ark, elektrottan parça üzerine sıçrar (Anık vd., 1993).

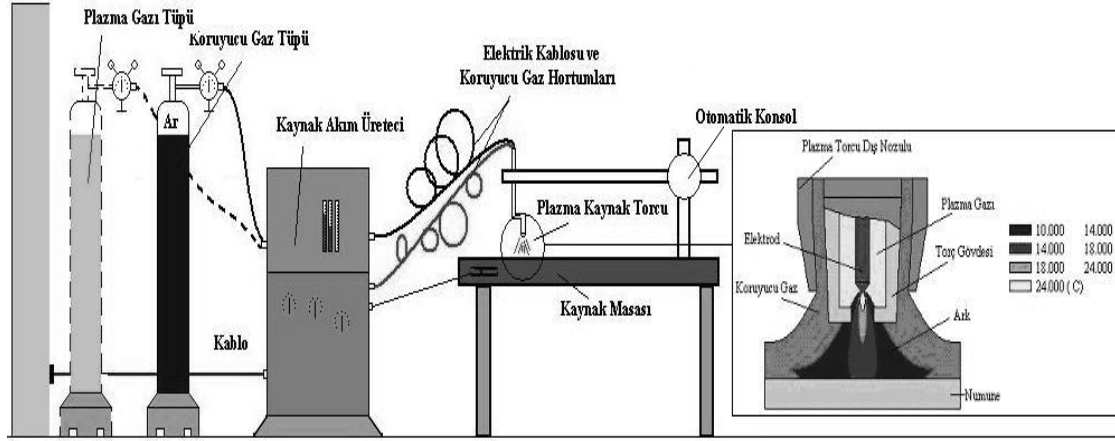
3.2.4.2. PTA Kaynağında Elektrod (+) Kutupta

Yüksek sıcaklıkta ergiyen oksitlere sahip (Al ve Al alaşımları) malzemelerin kaynağında, elektrod pozitif kutba bağlanmalıdır. Yüksek hızlı iyonlar, sac yüzeyine çarpar ve oksit tabakasını parçalar. Kaynak işlemi, ancak bu tabakanın parçalanmasından sonra yapılabilir. Esas arkın tutuşması, yüksek frekans impulsları yardımıyla doğrudan doğruya elektrottan parçaya doğru meydana gelir. Negatif kutuplamalı kaynağa göre, pozitif kutuplamada tutuşma biraz daha güç olur. Bu zorluk, dış koruyucu gazın cinsine göre değişir. Argon-iyi, Helyum-kötü, makine tarafından hareket ettirilen üfleçte, bu nedenle; daha çok argonla tutuşturma yapılır ve arkın yanmasından sonra helyuma geçilir (Anık vd., 1993).

3.2.5. Plazma Arkı ile Kaynak

Plazma arkı; metallerin, metal olmayan malzemelerin ve bunların kombinasyonlarının birleştirme ve doldurma kaynağında kullanılır. Plazma arkı le kaynak işleminde, transfer olmuş ark kullanılır. Ancak transfer olmuş ark yüksek frekans üzerinden geçirilen yardımcı ark ile elektrot ve meme arasında yakılır. Transfer olmuş ark, tutuştuğunda yardımcı ark söner. Yalnız mikrop plazma kaynağında, kaynak işlemi sırasında yardımcı ark muhafaza edilir. Bir direnç vasıtasıyla da yardımcı ark üzerinden akan akımın değeri sınırlanır. Plazma arkı ile birleştirme kaynağında, plazma oluşturan gaza ilaveten,

kaynak banyosunu, atmosferin dış tesirlerine karşı koruyan ikinci bir gaz akımı (% 99,95 Ar) kullanılır (Anık ve Tülbentçi, 1966). Plazma arkının şematik olarak görünüşü Şekil 3.21’de görülmektedir.



Şekil 3.21. Plazma transfer ark kaynağının şematik görünüşü (Gür ve Orhan, 2007)

3.2.6. Plazma Arkı ile TIG Arkı Arasındaki Fark

Bir TIG / WIG arkı, erimeyen bir tungsten elektrod ile parça arasında serbestçe yanar. Nüfuziyet, kaynak banyosunu örtmek üzere kullanılan gaza bağlı olarak değişir. Burada en önemli faktör, gazın iletkenliğidir. He, Ar'a göre 1000-10.000 K sıcaklık aralığında 5, 10 kat daha yüksek bir ısı iletkenliğe sahiptir. Isıl iletkenliği yüksek olan gaz (helyum), arkta oluşan enerjinin daha büyük bir kısmını çevreye ısı olarak yayar. Bir gaz içinde, ancak; bu gazın iyonize olması halinde akım taşınabilir. Bu teknikte, termik bir plazma söz konusu olup, yüksek sıcaklıkta iletken hale gelir. Yüksek sıcaklığa sahip bir ark çekirdeği oluşur. Sıcaklık dışarıya doğru radyal yönde düşer. Bu sıcaklık düşüşü, kullanılan gaza bağlı olarak değişir. Isıyı iyi ileten bir gazda, bu değer düşüktür. Kötü ileten bir gazda ise daha kuvvetli bir sıcaklık düşmesi oluşur. TIG / WIG arkındaki düşüşü ve tipik nüfuziyet formu ile karşılaştırılırsa, her ikisinin de benzer biçimde olduğu görülür. Plazma arkından, ark çekirdeğinden dışarıya doğru olan sıcaklık düşüşü, su ile soğutulan bakır meme ile çok kuvvetlendirilmiştir. Örneğin; 3 mm'lik bir plazma meme çapında, ark merkezindeki yaklaşık 20.000 K iken, radyal olarak 1.5 m dışarıda, bu sıcaklık yaklaşık 1300 K' e düşer. Meme borusu üzerindeki sıcaklık daha yüksek olsaydı, bakır meme ergirdi (Anık vd., 1993).

3.2.7. Plazma Yöntemlerinin Sınıflandırılması

Plazma ark kaynak yöntemi, üretim kaynağı olarak uzay endüstrisi, havacılık ve nükleer endüstrilerde çok yaygın kullanıma girmiştir. Özellikle, dikiş kalitesi ve güvenilirliği ve ekonomiklik açısından kabul edilen bir yöntemdir. TIG yöntemi ile kaynak edilebilen tüm metal ve alaşımlar, plazma ark kaynağı ile de güvenilir bir biçimde kaynak edilirler (Kaluç ve Taban, 2004). Plazma ark kaynağı, çok yüksek bir sıcaklığa ısıtılarak iyonize olmuş ve elektrik iletkenliği kazanmış bir gaz (plazma gazı) sayesinde, elektrik arkının tungsten elektrodun ucundan parçaya transfer edildiği ve böylece, arkın oluşturulduğu bir koruyucu ark kaynak yöntemidir. Arkın meydana getirdiği ısı, malzemeyi ergitmektedir.

Plazma yöntemleri plazma ile kesme, plazma ile püskürtme ve plazma ile kaynak olarak gruplandırılır. Plazma yöntemlerinin sınıflandırılması Tablo 3.12’de görülmektedir.

Tablo 3.12. Plazma yöntemlerinin sınıflandırılması (Anık vd., 1993)

Birleştirme	Doldurma	Kesme
Mikro plazma kaynağı Plazma kaynağı Akış delikli plazma kaynağı Plazma kutup kaynağı Alternatif akımla plazma kaynağı Plazma MIG kaynağı	Plazma toz doldurma kaynağı Plazma sıcak tel dolgu kaynağı Plazma MIG doldurma kaynağı Plazma püskürtme	Ar, H ₂ , N ₂ plazma kesme Havalı plazma ile kesme Su altında plazma ile kesme

3.2.8. Plazma Ark Kaynağının Avantajları

Plazma ark kaynağının avantajlarını şöyle sıralayabiliriz:

- PTA kaynağı GTA' ya göre birkaç avantaja sahiptir. En büyük avantaj, anahtar deliği konumunda birleşmenin sağlanmasıdır. Böylece, kalın parçalarda tek pasoda bütün kesit boyunca nüfuziyet sağlamak mümkündür. Bu ise kaynak ağzı açılma ihtiyacını büyük oranda azaltır.
- Anahtar deliği konumunda, 12 mm kalınlığa kadar tek pasoda kaynak yapmak mümkündür. Bunu, diğer gaz altı kaynak yöntemleri ile yapmak mümkün değildir.

- Kaynakta paso sayısı azaltılırken, iç yapı değişimleri, iş belli bir alanda yoğunlaştırıldığı için fazla olmamaktadır.
- Arkın sütunsu şekli, MIG-MAG kaynağındaki konik şekilli ark ile karşılaştırıldığında, torç ile iş parçası arasındaki mesafenin daha esnek kullanılabilmesini sağlamaktadır.
- GTA' da kısa ark uzunluğu, tungstenli kaynak elektrodunu kirletir ve elektod ucuyla kaynak havuzuna kaynakçının istemeyerek dokunmasına sebep olabilir. PTA' da elektod nozul içine yerleştirildiğinden bu problem yoktur. Torçdaki nozulun dar olması nedeniyle, TIG elektrodu kirlenmeden korunmaktadır.
- Ark boyu uzun tutulabildiği için, özellikle el ile yapılan arkta, dikiş kaynakçı tarafından daha rahat izlenebilmekte ve kontrol edilebilmektedir.
- GTAW de olduğu gibi kaynakçının çok fazla becerili olması gerekmez (Kou, 2003).

3.2.9. Plazma Ark Kaynağının Dezavantajları

Plazma ark kaynağının dezavantajlarını şöyle sıralayabiliriz:

- MIG-MAG kaynağına göre, makine ve ekipmanı çok daha pahalıdır.
- Ark dar ve sütunsu olduğu için, ağızdaki yerleştirme ve toleranslara karşı daha duyarlıdır.
- Daha fazla bakım ve daha dikkatli kullanım gerektirir.
- Elektrodun yerleştirilmesi için, torcun tamamen sökülmesi ve sonra da hassas bir şekilde yeniden ayarlanması gerekir.
- PTA kaynak torcu, daha karışıktır ve hem nozul çapı, hem koruyucu gaz akış oranının ayarlanması ve uygulanması için nozul çapının seçimi, pozisyonu ve uygun elektrod ucu gerektirir (Kou, 2003).

3.3. Kaynaklı Bağlantılarda Yorulma Dayanımının İncelenmesi

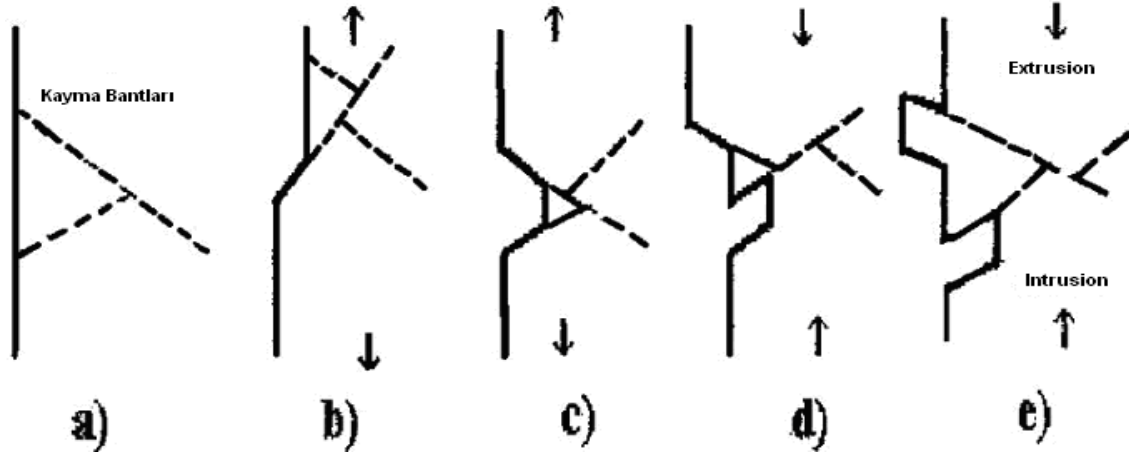
Endüstride kullanılan makine parçaları ve yapı elemanları kullanım sırasında tekrarlanan gerilmeler ve titreşimler altında çalışmakta; ancak bu gerilmeler malzemenin ya da parçanın statik dayanımından küçük olmaktadır. Bu duruma karşın belirli bir tekrardan sonra çatlama ve bunu takip eden kopma olayına yorulma denir.

Makine parçalarının görevlerini yapamamalarının ve kırılmalarının % 90 nedeni yorulmadan dolayıdır. Dinamik yüklemelerde maksimum gerilme, malzemenin maksimum çekme gerilmesinden daha azdır. Yorulma çatlaması genellikle içyapıda mevcut kusurlar civarında oluşan yerel gerilme yığılmalarından kaynaklanır. Bundan dolayı yorulma olayı içyapıya çok bağlıdır. İçyapıda bulunan çatlak, çentik, boşluk sert parçacık ve ani kesit değişimleri civarındaki gerilmeler ortalama gerilmelerden daha büyüktür. Bu gerilmeler etkisinde yerel plastik şekil değiştirme meydana gelir. Diğer taraftan başlangıçta hiçbir bozukluk içermeyen yüzeyi parlatılmış üniform kesitli bir metalde elastik sınır altında da dislokasyonlar yerel olarak hareket ederek kayma bantları oluştururlar. Bu bantlar da yüzeyde çıkıntılar ve çöküntülerin doğmasına, dolayısı ile gerilme yığılmalarına neden olurlar. Bütün bu hallerde tekrarlı zorlamalar etkisinde oluşan tersinir olmayan plastik şekil değiştirme sonucu malzeme pekleşir, gevrekliği artar ve sonunda mikro çatlaklar doğar. Bu mikro çatlaklar zamanla yayılarak ani yorulma kırılması meydana getirir. Yorulma çatlakları genellikle yüzeyde başlar ve içeriye doğru yayılır (Onaran, 1995).

Yorulma uygulamaları endüstri devriminin ilk günlerinden beri bilinmektedir. Özellikle demiryollarındaki köprülerin sistemlerinde, çelik yapıların kullanım artışı ile metal yorulmanın çalışma alanlarında genişleme başlamıştır. Yorulmada ilk araştırmaya 1829 yılında Alman Maden Mühendisi A. Wöhler'in önderlik yaptığı bilinir. Wöhler demirden yapılmış maden zincirlerinde tekrarlanan yük deneylerini araştırmıştır. Ancak, 1842 yılında Fransa'da Versailles yakınındaki en az 80 kişinin ölümü ile sonuçlanan tren kazasının ardından ilk kez metal yorulması detaylı olarak araştırılmaya başlanmıştır (Suresh, 2001).

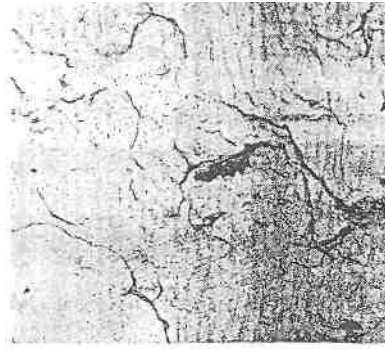
Yorulmanın ilk oluşumu dünya çapında teknolojik olarak daha çok metalden imal edilen araçların kullanımının ilerlemesi, geçiş yollarının yapımında, uçak türbinlerinde kullanılması, köprülerde, titreşim ve tekrarlanan yükler altında çalışan araçlarda araştırılmaya başlanmıştır (Madoyag, 1969).

Yorulma deformasyonunda, kayma bantları içe doğru çekme (ekstrüzyon) ve kayma bantlarını dışa doğru itme (intrüzyon) denen ince çizgiler ve yivli yüzeyler oluşur. Yorulma çatlakları yüzey tanelerindeki kayma bantlarının oluşması ile başlar (Şekil 3.22) (Ewalds ve Wanhill, 1991).

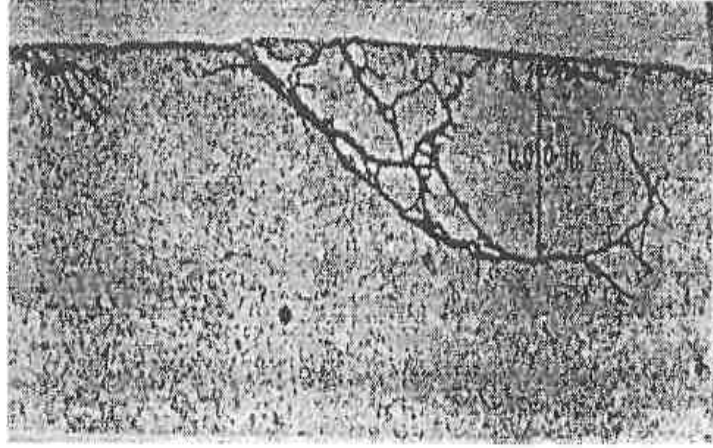


Şekil 3.22. En çok bilinen yorulma çatlaklarının oluşumu (Cottrell ve Hull mekaniği) (Cottrell ve Hull, 1957)

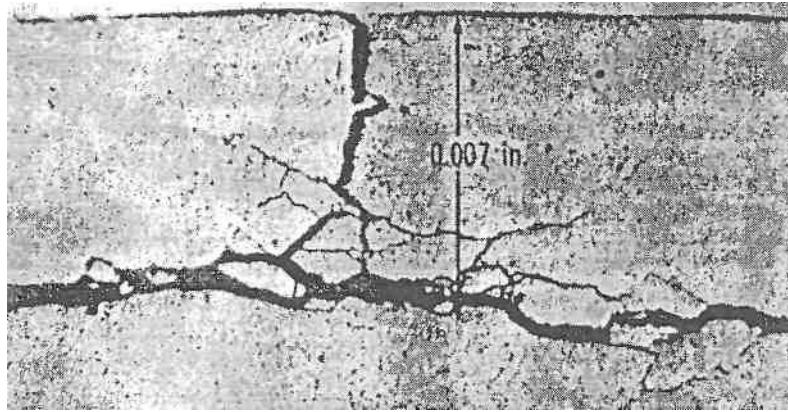
Mikroskobik ölçüde yorulma kırılması çalışması yani elektron mikroskopunda yapılan bir çalışmada, bir kademe/yüklem çevrimi ile yorulma kırılmasının ilerleme kademeleri gözlenmiştir. Bu tür kademeli ilerlemeler, kırık yüzeyde yorulma çizikleri olarak bilinen ince çizgilerin oluşmasına neden olur (Şekil 3.23, 3.24, 3.254) (Tekin, 1987).



Şekil 3.23. Paralel küçük çizgiler olarak yorulma kırılması (Tekin, 1987)

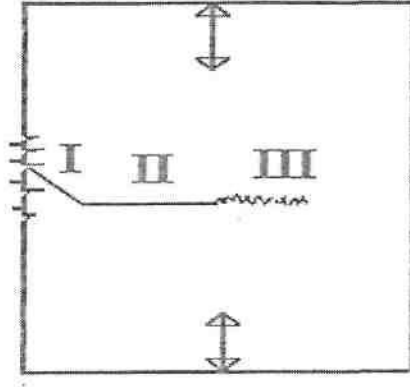


Şekil 3.24. Yüzeyden 45°lik açı ile çatlak oluşumu (ASM, 1966)



Şekil 3.25. Yorulma kırılmasının ilerlemesi (ASM, 1966)

Yorulmada çatlak oluşumu 3 ana kısımdan oluşmaktadır; I. aşamada çatlak oluşumu, II. aşamada çatlağın kritik boyuta ilerlemesi, III. aşamada geri kalan kısmın aniden kırılmasıdır (Şekil 3.26). Yorulma plastik deformasyon sonucu olmaktadır. Başlıca plastik deformasyon mekanizmaları kayma, çapraz kayma ve ikizlenmedir. Yüksek sıcaklıklarda bu mekanizmalara ilaveten dislokasyonların tırmanması ve tanelerin kayması da yer almaktadır (Uygur, 1999).



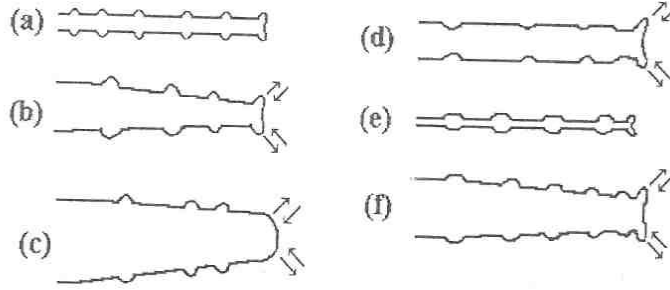
Şekil 3.26. Çatlak oluşumunda sistematik olarak farklı aşamaların oluşumu (Uygur, 1999)

Yorulma, yüzey düzgünlüğünü bozan çentik, keskin köşe, girinti, çıkıntı vb. gibi yüzey kusurlarından ya da içyapı içinde eş dağılımlılığı bozan katışık, kalıntı, kılcal çatlak, keskin uçlu çökelti ve parçacıklardan kaynaklanabilir. Önce kılcal çatlak oluşur. Kılcal çatlak hemen kırılmaya yol açmaz. Uygulanan çevrimsel gerilimin her çevrimiyle birlikte çelik içinde çok yavaş olarak ilerler. Gerilim ne denli yüksek ise, çatlak ilerlemesi o denli büyük olacaktır. Çatlağın bu tür ilerlemesi sürekli bir sürtünme de yarattığından, yorulma kırılması gösteren yüzeyin bu bölgesi düzgündür. Sonunda çatlak öyle bir yere kadar ilerler ki çeliğin kesit alanının geri kalan çatlamamış bölgesi uygulanan gerilimi taşıyamaz duruma gelir ve olağan çekme dayancı aşıldığında kırılır (Tekin, 1986; Yıldırım ve Çakan, 2012).

Yorulma kırılmasına neden olan çatlak, genellikle yüzeyde başlamaktadır. Uygulanan yük, akma mukavemetinin altında olmasına karşın tekrarlanan yüklerin toplam etkisi nedeniyle malzemede plastik deformasyon yer alır ve kayma sonucunda numunenin yüzeyinde meydana gelen pürüzler çentik etkisi meydana getirerek çatlak oluşmasına neden olur. Dolayısı ile malzemenin dış kısmı, iç kısmına nispetle daha yumuşak ise yorulma daha erken meydana gelir (Suresh, 2001).

Çatlak ilerlemesi plastik bir kütleşmeyle oluşur (Şekil 3.27). Çatlak tipi yük çevriminin başlangıcında keskindir (Şekil 3.27-a). Çekme yükü, küçük iki çentiğe uygulanırken çatlak tipinde çatlak düzlemine 45° 'lik bir düzlem boyunca kayma yoğunlaşır (Şekil 3.27-b). Çatlak maksimum uzamaya doğru ilerlerken (Şekil 3.27-c), çatlak plastik kesme kuvvetiyle daha da büyür ve aynı zamanda çatlak tipinde kütleşme oluşur. Yük kayma doğrultusunda basmaya dönüştüğünde en son bölgede değişir (Şekil 3.27-d). Çatlak yüzleri birlikte ezilir ve çekmede oluşan yeni çatlak yüzeyi çatlak düzleminde etkisini

artırır (Şekil 3.27-e). Yorulma çatlağı, bu düzlem boyunca ilerleyerek malzemede kırılma meydana gelene kadar olay devam eder (Suresh, 2001).



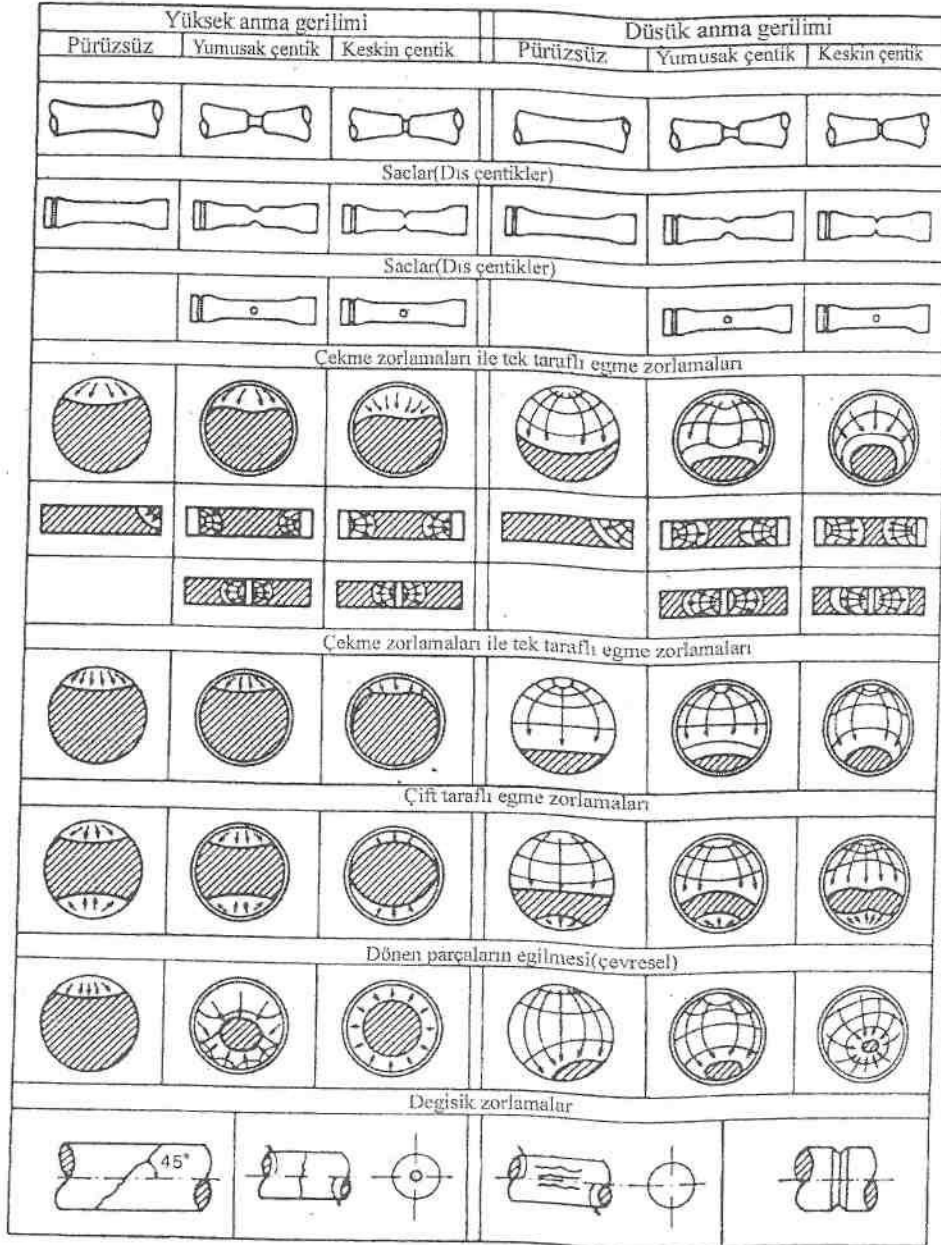
Şekil 3.27. Yorulma çatlağı ilerlemesi için plastik kütleşme işlemi (Suresh, 2001)

Büyükliği ve yönü düzenli veya düzensiz bir şekilde sürekli değişen kuvvet veya momentler (eğme, burma) etkimesi yorulma zorlaması olarak adlandırılır. Bu zorlama sırasında yük istendiği kadar tekrarlanabilir veya zorlamanın yapılmadığı zaman aralıkları da mevcut olabilir. Yorulma zorlamasında yükün zamana bağlı olarak nasıl değiştiğinden çok, en alt ve en üst sınır değerlerinin büyüklüğü önemli olduğundan yük değişimi genellikle sinüzoidal olarak kabul edilir. Birim zamandaki çevrim sayısı, çok düşük (örneğin saatte birkaç çevrim) veya malzemenin ısınmasına neden olacak kadar çok yüksek olmamak koşuluyla, yorulma ömrünü önemli ölçüde etkilemez. Kuvvetin veya momentin en küçük ve en büyük değerleri sıfır konumuna göre ters veya aynı işaretli olabilir. Yorulma zorlamasının iki hali için özel isimler verilmiştir. Kuvvet veya moment aynı büyüklükte, fakat biri artı diğeri eksi iki sınır değeri arasında değişiyor ise değişken zorlama ve malzeme dayanımı bakımından değişken yorulma dayanımı değeri söz konusudur. Kuvvet veya moment sıfır değeri ile belirli bir değer sınır değeri arasında değişiyorsa, dalgalı zorlama ve malzeme dayanımı bakımından da dalgalı yorulma değeri deyimi kullanılır. Yorulma zorlaması sadece dış kuvvetlerin değil, örneğin sıcaklık farkları nedeni ile oluşan iç kuvvet etkimesi ile de görülebilir (Akçadağ, 1992).

3.3.1. Yorulma Dayanımının Saptanması

Yorulma dayanımı normal olarak Wöhler yöntemiyle bulunur. Buna (S-N) eğrileri yöntemi de denir. Bu yöntemde malzeme, biçim ve yüzey kalitesi bakımından tümüyle aynı olan deney parçalarının her biri aralıksız şekilde ve farklı seviyelerde zorlanarak

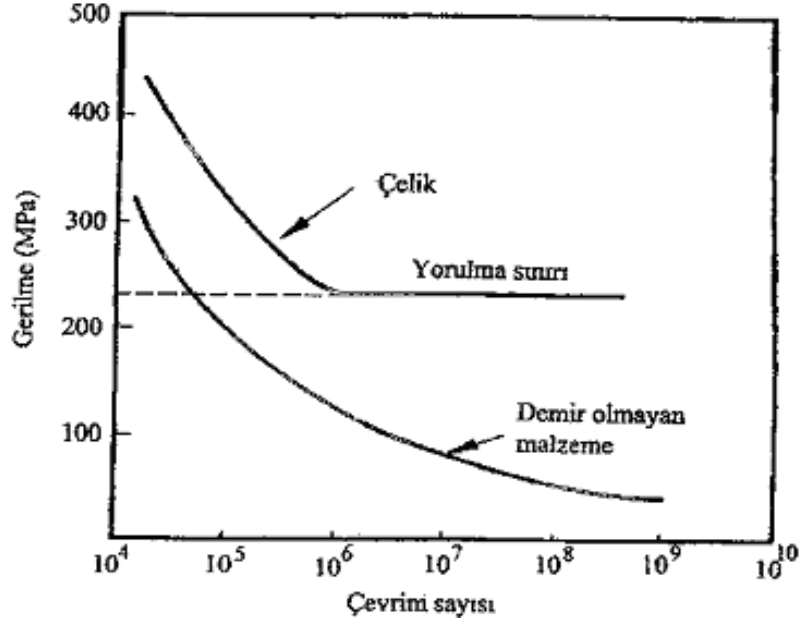
kırılmanın olduğu çevrim sayısı saptanır. Bir deney serisinde çoğunlukla 6-10 adet parça gereklidir.



Şekil 3.28. Çeşitli tipte yorulmalardan oluşan farklı yorulma kırılmalarının gösterilmesi (SAE, 1968; Stephens vd., 2001)

Belirli bir deney parçası başlangıçta ayarlanan yorulma zorlaması deney sırasında değiştirilmez, yani tek kademeli yorulma deneyi söz konusudur. Buna karşın çok kademeli yorulma deneyinde zorlama sistematik olarak deney sırasında değiştirilir. Her bir zorlama kademesi belirli çevrim sayıları arasında sabit kalır; zorlamaların sırası

istenildiği gibi seçilebilir, yani giderek artabilir, azalabilir veya karışık olabilir. Sadece iki zorlama seviyesinin bulunduğu deneyler iki kademeli yorulma deneyi olarak adlandırılır.



Şekil 3.29. Wöhler eğrisi (DIN 50100, 1972; Savaşkan, 1999; Stephens vd., 2001)

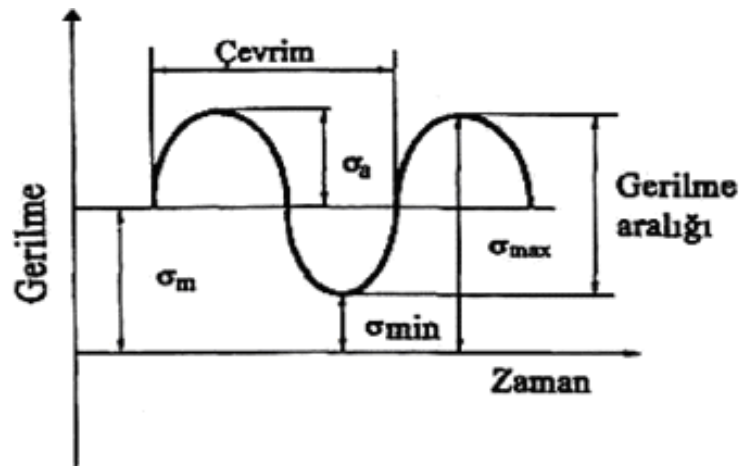
Deneyin amacına, malzeme ve deney makinesine göre yük veya şekil değiştirme genlikleri kontrol edilir ve bu büyüklükler gerilme veya birim şekil değişimi değerlerine dönüştürülür. Wöhler yönteminde bir deney serisinde tüm parçalar için ortalama gerilme σ_{ort} ve alt gerilme σ_{alt} sabit tutularak her deney için ayrı gerilme genliği σ_g seçilir. İlk deney parçası üst gerilme genellikle akma sınırına yakın olacak şekilde yüksek düzeyde zorlanır. Daha sonraki deney parçalarına ise gittikçe daha düşük zorlama uygulanarak kırılma çevrim sayısının çok yüksek değerlere ulaşması sağlanır. Bir deney serisi sonunda uygulanan gerilme genlikleri ve kırılmanın görüldüğü çevrim sayılarının bir eğri olarak çizimi ile, eğer noktalar büyük dağınıklıklar göstermiyor ise, Şekil 3.29'da verilen Wöhler eğrisi elde edilir. Bu grafikte normal olarak apsis (çevrim sayısı) logaritmik, ordinat (gerilme genliği) ise metrik bölümlü olarak seçilir. Sonsuz çevrim sayısında kırılmanın görülmediği en büyük genliği yani eğrinin asimptotuna karşılık olan değer yorulma dayanımı olup σ_y ile gösterilir. Diğer yandan belirli bir çevrim sayısında sonra (N_s = sınır çevrim sayısı) eğri sonsuz çevrim sayısına yaklaşıyor kabul edilir. Sınır çevrim sayısı oda sıcaklığında ve düşük sıcaklıklarda çelikler için $10 \cdot 10^6$ ağır ve hafif metaller ile yüksek sıcaklıklarda çelikler için $100 \cdot 10^6$ veya daha fazla olarak alınır. Deney süresinin

kısaltılması amacıyla çelik için 2.10^6 ve hafif metaller için 10.10^6 - 50.10^6 sınır çevrim sayıları da kullanılmaktadır (Güleç ve Aran, 1983; Mitchell ve Landgraf, 1992; Aydemir, 1996).

Uluslararası Kaynak Enstitüsü (IIW/IIS)'nin XIII No'lu Komisyon'u kaynak deneyi alanında bir çalışma yapmış ve deney sonuçlarının gösterimi hususunda, yorulma dayanımının deneysel olarak saptanmasında tekdüzelik sağlamak üzere bir özel süreç önermiştir. Komisyonun ilgilileri, 2×10^6 çevrim sayısı mukavemetin bir uygun değer olacağı konusunda birleşmiş olup iş bu sürecin başka ihtiyaçlara uygulanabileceğini önermişlerdir. Esas itibarıyla sistem en az 2×10^6 çevrim sayısında kırılmamış üç numuneyi gerektirmektedir. Bununla birlikte bu, çatlak yokluğunu da sağlamalıdır ve çevrim sayısı yüklemenin bitiminde, görünürde kırılmamış numune statik olarak denenecektir. Deneme aynı tip ve genel plastik şekil değiştirme meydana getirmeye yeterli büyüklükte yük altında olacaktır. Bu yolla her türlü küçük yüzey çatlakları hemen meydana çıkar ve eğer görülürse, numune başarısız olarak kabul edilir. Bunun üzerine önceki değerden daha düşük gerilmede tekrarlanan deneylere girilir, bunlarda da amaç 2×10^6 çevrim sayısı çatlak oluşmamış üç sağlam numune elde etmektir (Oğuz, 1986).

3.3.2. Yorulma Deneyi ile İlgili Terimler

Çevrim: Gerilme-zaman eğrisinin periyodik olarak tekrarlanan en küçük parçasına denir.



Şekil 3.30. Yorulma deneyi ile ilgili gerilme-zaman çevrimi (Alsaran, 1997; Zahavi ve Torbilo, 1996)

Maksimum gerilme (σ_{max}): Gerilme periyodundaki en büyük gerilme

Minimum gerilme ($\sigma_{\min}$): Gerilme periyodundaki en küçük gerilme

Ortalama gerilme (σ_{ort}): En büyük ve en küçük gerilmenin cebirsel toplamının yarısına eşittir.

$$\sigma_{\text{ort}} = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$

Gerilme genliği (σ_a): En büyük ve en küçük gerilmenin cebirsel farkının yarısına eşittir.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

Çevrim sayısı (n): Deney sırasında herhangi bir durumda uygulanan periyot sayısı,

Dayanma veya yorulma periyot sayısı (N): Malzemenin kopma esnasındaki periyot sayısı. Genellikle ondalıklı kesir ya da 10'nın katları olarak gösterilir.

N periyodundaki yorulma dayanımı (σ_N): Gerilme koşulları altında, deney numunesinin N periyodu süresince dayanabileceği değeri,

Yorulma sınırı (σ_D): İstatistik yöntemlerle belirlenen gerilme koşulları altında bir malzemenin sonsuz sayıdaki gerilme periyotlarına dayanabileceği en büyük gerilme,

Yorulma sınırındaki gerilme genliği (σ_A): Belirlenen ortalama gerilme genliği değeri σ_m ise;

$$\sigma_D = \sigma_m \pm \sigma_A$$

Periyot oranı (n/N): Uygulanan gerilme periyotlarının, kopma gerilmesi periyotlarına oranı,

Yorulma dayanımı azaltma faktörü (K_f): Düz parlatılmış deney numuneleri yorulma sınırının gerilme konsantrasyonlu deney parçaları yorulma sınırına oranıdır.

Gerilme oranı (R): Bir periyottaki en küçük gerilmenin, en büyük gerilmeye oranıdır.

Genlik oranı (A): Gerilme genliğinin ortalama gerilmeye oranıdır (Alsaran, 1997; Stephens vd., 2001; Zahavi ve Torbilo, 1996).

3.3.3. Yorulmanın Ömür Açısından Değerlendirilmesi

Yorulma ömrü, bir deney numunesinin, yorulma dayanımından daha yüksek bir gerilmeye kırılmanın olduğu çevrim sayısı olarak tarif edilebilir. Yorulma olayı eleman ömrü ve eleman yükleme başlangıcında ön çatlak içerip içermediğine göre dört ana grupta incelenebilir.

3.3.3.1. Ön Çatlaksız Elemanların Yorulması

Malzemede başlangıçta herhangi bir ön çatlak mevcut değildir. Örnek; Rulman bilyeleri, dişliler, miller, krank milleri, vb. küçük elemanlar.

3.3.3.2. Uzun Ömürlü Yorulma

Çok çevrimli yorulma olarak tanımlanan bu yorulma türü malzemeye akma noktasından daha düşük gerilmeler uygulandığında oluşur. Burada tekrar sayısı 10^4 'den daha büyüktür. Örnek; tüm titreşen sistemler, tekerlekler, miller, motor elemanları, vb.

3.3.3.3. Kısa Ömürlü Yorulma

Çevrim sayısı 10^4 'den az uygulanan gerilmenin akma noktasından büyük olduğu yorulma türüdür. Uygulanan gerilme malzemenin akma gerilmesinin üzerindedir ve her çevrimde plastik deformasyon vardır. Zorlamanın plastik şekil değişimi yapacak ölçüde olması kısa ömürlü yorulmada şekil değişiminin sabit tutulması gereklidir (Merdan, 1986). Örnek; nükleer reaktör, çekirdek elemanları, hava araç ve taşıtları, ara ara yüklere maruz kalan tüm elemanlar.

3.3.3.4. Ön Çatlaklı Elemanların Yorulması

Bu elemanlarda ön çatlaklar mevcuttur. Tüm büyük boyutlu elemanlar özellikle kaynak içeren elemanlar, köprüler, gemiler, basınçlı kaplar, vb. kısa sürede yorulur ve bu tür akma gösterirler.

3.3.4. Yorulmada Çatlak İlerlemesi

Çatlak ilerlemesi, malzemede kritik bir gerilme yoğunluğuna varıldığı anda başlar. Bir malzeme özelliği olan kritik gerilme yoğunluğunun, K_{IC} , altında çatlak karardır. Tekrarlanan gerilmeler çatlağın yorulma mekanizması ile ilerlemesine yol açar. Çatlak tekrarlı gerilmeler altındayken K_{IC} 'den çok küçük değerlerde bile oluşabilir. (Merdan, 1986). Yorulma çatlak miktarı;

$$\frac{da}{dn} = C \sigma_a^m . a^n$$

Burada;

C = Malzeme sabiti

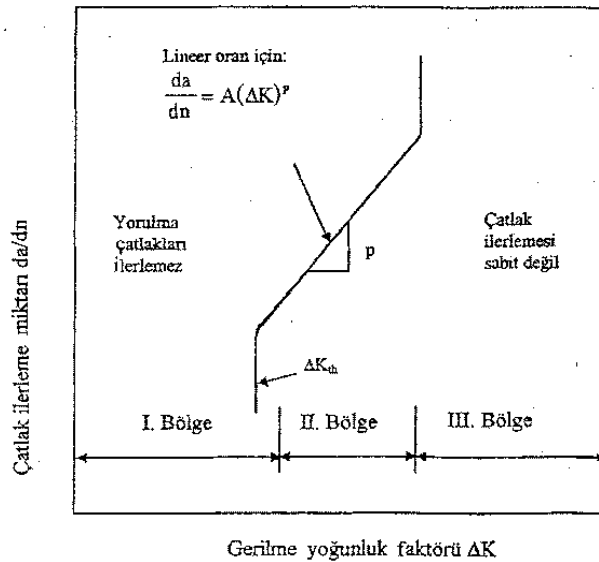
σ_a^m = Ortalama gerilme

Farklı gerilme miktarlarında, çatlak boyuna karşılık çevrim, gerilim yoğunluğu karşılık da/dn eğrileri çizilmiştir. Gerilme yoğunluk faktörü;

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$$

$$\Delta K = \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} - \sigma_{\min} \sqrt{\pi a} = \sigma_r \sqrt{\pi a}$$

Burada σ_r , en büyük gerilme ile en küçük gerilme arasındaki farktır (Cullen ve Torronen, 1980).



Şekil 3.31. Yorulma çatlak ilerlemesinde oluşan bölgeler (Uygur, 1999; Zahavi ve Torbilo, 1996; Suresh, 2001)

Şekil 3.31’de görüldüğü gibi çatlak ilerlemesi üç bölgede oluşmaktadır. I. bölgede bir başlangıç noktası vardır. Bu ΔK değerinin altında çatlak ilerlemez. Bunun üzerinde çatlak ilerleme hızı artan ΔK ile oldukça hızlı artar. II. bölgede genellikle $\Delta K - da/dn$ eğrisinde lineer bir ilişki vardır. III. bölgede çatlak ilerleme hızı artar ve maksimum gerilme yoğunluk faktörüne erişildiğinde malzeme kırılır. Çatlak ilerleme hızı Paris ilerleme hızı diye bilinir ve;

$$da / dn = C. \Delta K^m$$

ile gösterilir. Burada;

C = Malzeme sabiti

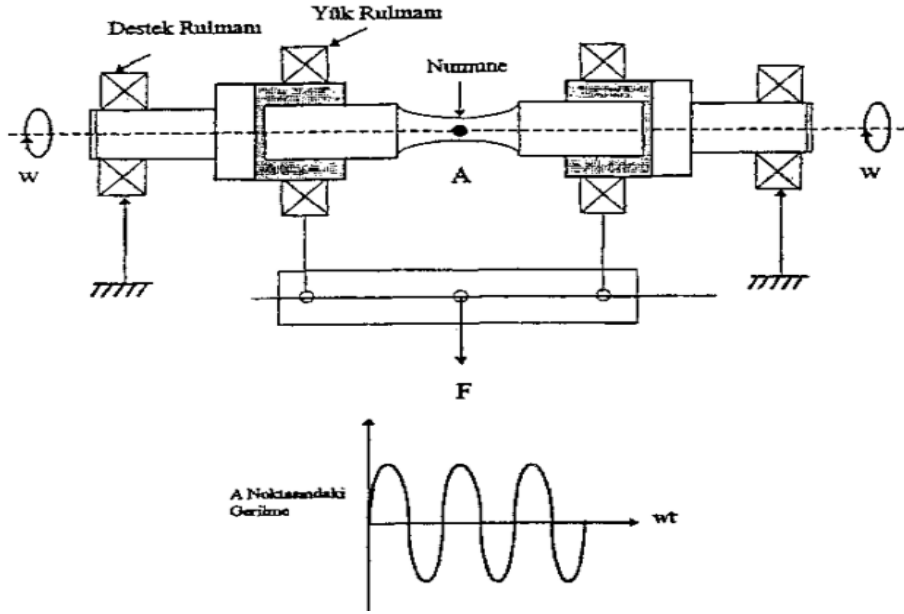
$$m = m = \frac{da}{dn} - \Delta K \text{ eğrisinin eğimidir.}$$

3.3.5. Yorulma Deney Makineleri

- Dönen-eğmeli makineler
 - Sabit eğme moment tipli
 - Değişken (konsol kiriş) eğilmeli tipli
- İleri-geri eğilmeli makineler
- Eksenel gerilmeli makineler
 - Çekme basma kuvvet tipli
 - Rezonans tipli
- Titreşimli oluşturulan tekrarlı yüklü makineler
 - Mekanik
 - Elektro manyetik
- Tekrarlı burulmak makineler
- Birleşik gerilmeli makineler
- Bilgisayar kontrollü makineler
- Özel uygulamalar için parça test makineleri

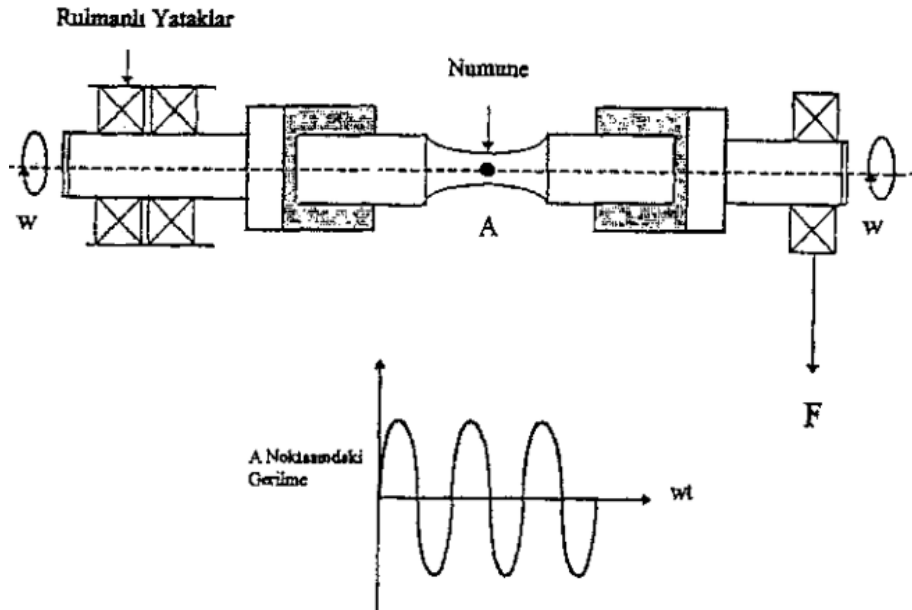
Sabit eğilme momentli, dönen eğmeli makineler Şekil 3.32’de şematik olarak gösterilmiştir. Bu tip cihazlarda yüke maruz çeneler arasında dönen kiriş bölgesi bütün uzunluk boyunca sabit eğilme momentine maruzdur. Bu sabit momentin etkisi altında olan numune, boyuna bir eksenle miller vasıtasıyla dönmeye maruz kalırlar. Numunenin yüzeyindeki her noktada tamamen değişken gerilme-zaman ilişkisi vardır. En çok

kullanılan ve imalatı kolay olan dönen-eğmeli yorulma cihazları 600-1200 d/d arasında frekansa sahiptirler (Alsaran, 1997).



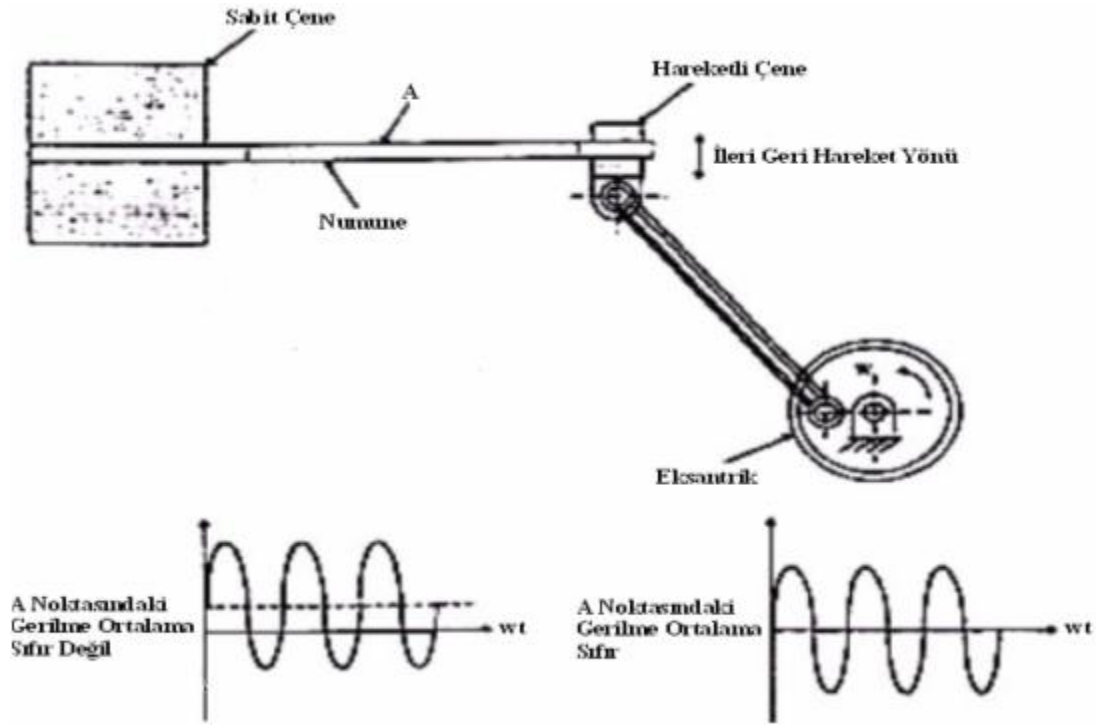
Şekil 3.32. Dönen eğmeli yorulma cihazının şematik gösterilişi (Alsaran, 1997)

Dönen-eğilmeli yorulma test cihazlarının konsol kiriş (cantilever) tipi Şekil 3.33’de gösterilmiştir. Kiriş boyunca eğilme momenti değişkendir. Kritik kesitin aksenal konumu ve uygulanan gerilme seviyesi önemlidir.



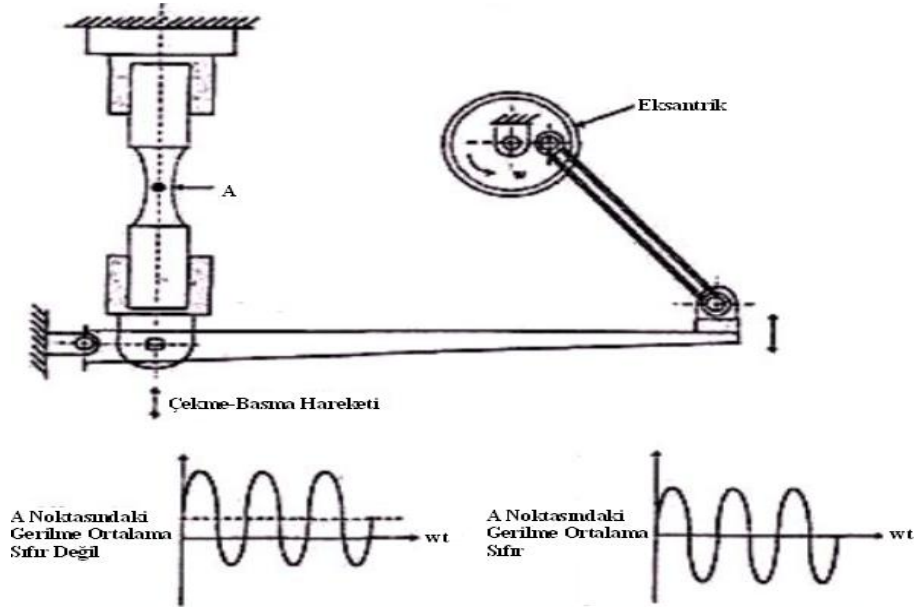
Şekil 3.33. Dönen eğilmeli konsol tipi yorulma cihazının şematik olarak gösterimi (Alsaran, 1997)

Yapılan deneylerde sık sık levha numuneler kullanıldığı için düz levhalı makineler denen ileri-geri eğilmeli makineler yapılmış ve Şekil 3.34’de gösterilmiştir. Makinelerin ayarı ya tamamen değişen gerilmelerle yada eksantrik krankın ortalama deplasman miktarı değiştirilerek yapılır. Bu makineler sabit bir saptırıcıdır. Uygun bir geri dönüt sağlayan (feedback) kontrol sistemi ile cihaz sabit kuvvet makinesi gibi kullanılabilir (Alsaran,1997).



Şekil 3.34. Eğilmeli yorulma cihazının şematik olarak gösterimi (Alsaran, 1997)

Direkt gerilmeli makinelerde numune eksenini doğrultusunda itme ve çekmeyle bir numuneye doğrudan çekme ve basma gerilmesi uygulanır. Şekil 3.35’de gerilme-zaman ilişkisi verilen sistemin bir ucu ankastreye bağlı tutulurken gerilme miktarı numunenin diğer ucuna bağlı; bir ayar sistemi ile hareket ettirilebilen eksantrik krankla yapılır. Bu makine temelde sabit sapma tiplidir. Fakat sabit bir kuvvet makinesi gibi kullanmak için mevcut sisteme konsol eklemek gerekir. Sıfırdan farklı ortalama gerilme deneyleri bu makine ile kolayca yapılır. Çünkü ortalama gerilme, bağlı ucun pozisyonunun hareketiyle kolayca değiştirilebilir (Alsaran, 1997).



Şekil 3.35. Çekme-basma tipli yorulma cihazının şematik olarak gösterimi (Alsaran, 1997)

Rezonans tipli direkt-gerilmeli yorulma test cihazları, çenelere yerleştirilen yorulma numuneleri ile yaylı kavramadan oluşan iki titreşim sistemidir. Davranış frekansından kütlenin hareketi rezonansa sebep olur ve titreşim genliğini kontrolü ile numune arzu edilen gerilme seviyesine maruz bırakılır.

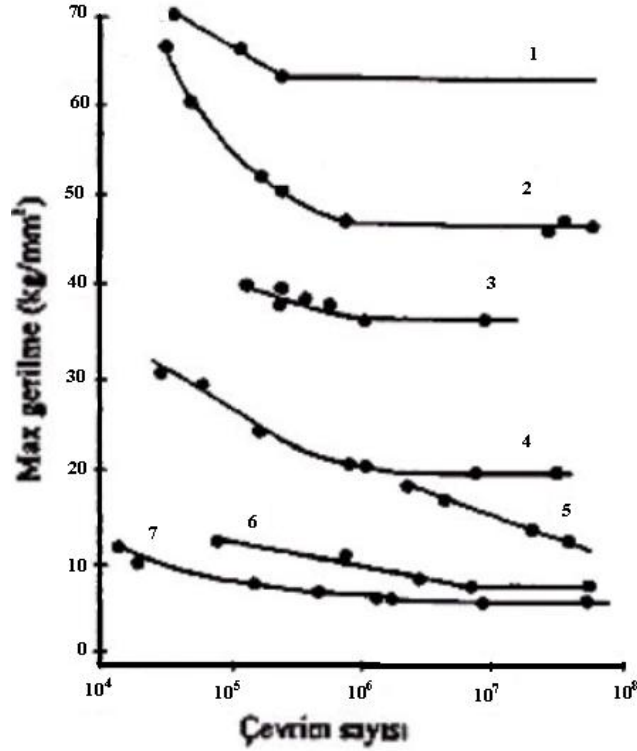
Titreşimli yorulma makineleri sık sık yorulma testleri için kullanılır. Özellikle eğilme durumunda numunede meydana gelen değişiklikler titreşim bağıntıları yardımı ile çözülmeye çalışılmaktadır. Tekrarlı burulma makinelerinde dairesel kesitli numuneler kullanılır. Tekrarlı burulma verileri tek eksenli olmadığı için açıklamak ve kullanmak daha zordur. Bu cihazlar yaygın olarak kullanılmaz.

3.3.6. Yorulmaya Etki Eden Faktörler

3.3.6.1. Malzemenin Cinsi, Bileşimi ve Yapısının Etkisi

Malzemelerde genellikle statik akma dayanımı arttıkça yorulma dayanımının da arttığı görülmektedir. Yapılan deneyler sonucu; çeliklerde alaşım elementlerinin (karbon hariç) uygun su verme ve menevişleme işlemleri, çeliklerin sertleşme derinliğinin artırılması, sünek malzemelere uygulanan son mekanik işlemler, soğuk işlem ile sertliği ve yüzey pürüzlülüğü, statik çekme dayanımına bağlı yorulma dayanımını arttırdığı belirlenmiştir. Ayrıca Al-Cu alaşımları için belirli bir yorulma dayanımının olmadığı

görülmüştür. Bu olumlu özelliklerin yanında; malzemenin yapısındaki kalıntılar ve segregasyonların yorulma dayanımı ile yorulma ömrünü azaltması dikkati çekmektedir.



Şekil 3.36. Bazı malzemelerde görülen düzlemsel eğme gerilmeleri ve çevrim sayı ilişkisi (1- Su verilmiş %1,2 C'lu çelik, 2- Su verilmiş Cr-Ni alaşımlı çelik, 3- Su verilmiş %0,53 C'lu çelik, 4- Sıcak haddelenmiş makine yapı çeliği, 5- Al-Cu alaşımı, 6- Soğuk haddelenmiş ve tavlanmış Cu, 7- Gri dökme demir) (Güleç ve Aran, 1983)

3.3.6.2. Yüzey özelliklerinin etkisi

Dinamik zorlamalarda kırılma, yüzeyden başladığı için özellikle eğilme ve burulma zorlamalarında, yüzeylerin işlenme durumu, yorulma ömrünü önemli derecede etkilemektedir. Belirli bir ortalama gerilmede elemanın taşıyabileceği gerilme, şekil değiştirme, üst yüzey kalitesine bağlıdır. Üst yüzey pürüzlülüğü arttıkça gerilme şekil değiştirme azalır. Parçaların dinamik mukavemetleri bazı yöntemlerle yükseltilebilir. Bunun için yüzey pürüzlülüğü azaltılır. Yüzeye yakın yerlerde, yükleme yönüne ters yönde iç artık gerilmeler meydana gelir (Alsaran, 1997).

Malzeme yüzeyinin özelliklerinin artırılması ile çatlak engellenmekte ya da geciktirilmektedir. Pürüzlü yüzeyler çentik etkisi yapmakta parlatılmış yüzeyler de daha fazla yorulma dayanımı, sağlamaktadır. Yüzey sertliği de çatlak oluşumuna engelleyici

etki yapmaktadır. Sementasyon, nitrürasyon gibi yüzey sertliği sağlayan yöntemlerinin yorulma dayanımına olumlu etkisi olmasının yanında, yüzeyde karbon azalması yorulma dayanımını hızla düşürmektedir. Malzeme yüzeyinde yüzey pürüzlülüğü arttıkça yorulma ömrü de buna bağlı olarak azalacaktır (Güleç ve Aran, 1983).

Tablo 3.13’de eğilmeli yorulma deneyinde kullanılan çeşitli numunelerin yüzey işleme metoduna göre yüzey pürüzlülüğü ve yorulma ömürleri verilmiştir (Alsaran, 1997).

Tablo 3.13. Çeşitli numune yüzeyini hazırlama yöntemine göre eğilmeli yorulma ömürleri

Numune Yüzeyinin Durumu	Yüzey Pürüzlülüğü (<i>p.m</i>)	Ortalama Yorulma Ömrü (d/dk)
Tornayla düzeltilmiş	2,67	24 000
Belirli bölümü elle parlatılmış	0,15	91 000
Elle parlatılmış	0,13	137 000
Taşlanmış	0,18	217 000
Taşlanmış ve parlatılmış	0,05	234 000
Pürüzsüz yüzey	0,18	212 000

3.3.6.3. Çentik Etkisi

Parça kesitinde ani değişimlerin bulunması yorulma dayanımı ve ömrünü büyük ölçüde azaltmaktadır. Parça yüzeyinde çentik etkisi yapan, delik, kesit daralması, yağ deliği, yolluk, vida dişi, kanal, vb. işlem görmüş kısımlarıdır.

Yorulma zorlamaları altında biçim ve yüzey etkilerine karşı olan duyarlılık malzemeden malzemeye farklıdır. Söz konusu davranışı ölçülü olarak yorulma çentik kat sayısı $\beta_{\text{çen}}$ gibi bir sayı ile tanımlanır. Bu katsayı düzgün şekilli parlatılmış dolu bir çubuğun yorulma dayanımının çentikli bir parçanın yorulma dayanımına oranıdır.

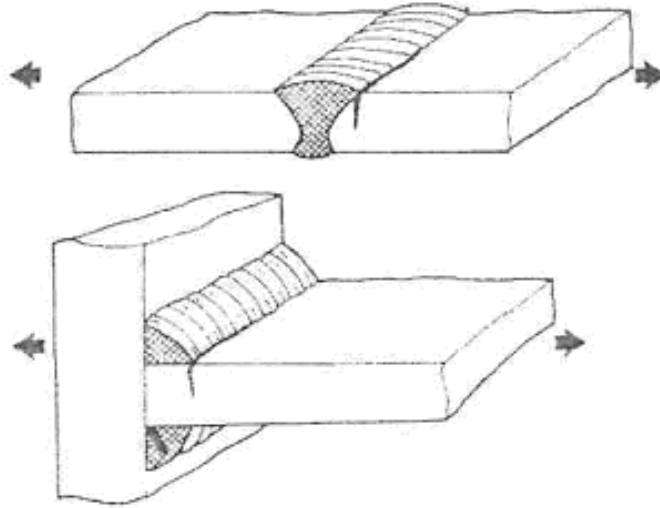
$$\beta_{\text{çen}} = \frac{\sigma_{y\text{çentiksiz}}}{\sigma_{y\text{çentikli}}}$$

Yorulma dayanımı σ_y olarak, yorulma üst gerilmesi $\sigma_{\text{üst}}$ alınır. $\sigma_{\text{ort}} = 0$ ise $\sigma_{\text{üst}}$ aynı zamanda değişken yorulma dayanımı olacağından bu özel durum için;

$$\beta_{\text{çen}} = \frac{\sigma_{D\text{çentiksiz}}}{\sigma_{D\text{çentikli}}}$$

Çentikli parçalarda yorulma dayanımı olarak bu şekilde saptanan gerilme değerine, anma gerilmesi veya hesaplanan gerilme adı verilir. Gerçekte çentik dibinde ve çevresinde bu anma gerilmesinden oldukça yüksek gerilme yığılmaları bulunmaktadır.

Kopma çevrim sayısının azalması (yani gerilme genliğinin artması ve zorlama süresinin azalması) ile $\beta_{\text{çen}}$ küçülür. Bu nedenle yorulma çentik katsayısı sürekli yorulma dayanımı bölgesinde daha düşük olup, 10^6 ile $0,6 \cdot 10^6$ çevrim sayıları arasında belirgin bir azalma gösterir.



Şekil 3.37. Kaynaklı birleştirmede çentik etkisi: (a) alın kaynağında yorulma kırılması, (b) köşe kaynaklarında kenar ve kök kırılması (Oğuz, 1987)

Statik çekme, eğme veya burulmada kolay pekleşen sünek malzemeler için çentik etkisiyle statik dayanım değerleri genellikle yükselir. Gevrek malzemelerde ise azalır. Çentiksiz parçanın statik dayanımının çentikli parçanın statik dayanıma oranı, düşük sıcaklıklarda artar. Yüzey dayanımını artıran sementasyon alevle yüzey sertleştirme, endüksiyonla yüzey sertleştirme, nitrüleme soğuk haddeleme ve bilye püskürtme gibi işlemler sonucu, yorulma çentik katsayıları azalır.

Uygun biçimlendirme ve yüzey işlemleriyle parçanın konstrüktif yorulma dayanımı önemli oranda iyileşebilir. Yüzey sertleştirme veya soğuk haddeleme ve bilye püskürtme yoluyla yüzeyin pekleştirilmesi, yorulma dayanımında % 50'ye varan artışlar sağlayabilir (Merdan, 1986).

3.3.6.4. Sıcaklığın Yorulma Mukavemetine Etkisi

Oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda yapılan deneylerde, azalan sıcaklıklarda yorulma mukavemetinde artışlar gözlenir. Çelikler; düşük sıcaklıklarda yorulma sırasında

daha fazla çentik hassasiyeti göstermesine karşın, süneklilikten gevrekliğe geçiş sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda, yorulma davranışlarında ani bir değişiklik göstermesinin nedeni ise tam olarak belli değildir. Yorulma mukavemetinin azalan sıcaklıklarda çekme mukavemetinden daha düşük bir artış göstermesi, şekillenme yoğunlaştırma olayının birleşmesiyle, oda sıcaklığında deformasyonunun bir belirtisi olarak açıklanmıştır (Alsaran, 1997).

Genelde metallerin yorulma mukavemeti, oda sıcaklığının üzerine çıkıldıkça azalır. Bu tip durumlarda sürünme olayı önem kazanır. Bu olay yorulmanın temel sebebidir.

Al ve alaşımlarında 100 °C veya 150 °C'ye kadar sıcaklığın fazla etkisi yoktur. Sıcaklık arttıkça yorulma mukavemetinde hızlı bir şekilde azalma görülür. Al ve alaşımlarında en düşük yorulma gerilmesi 350 °C'de görülür.

600 °C'den yüksek sıcaklıklarda ostenitik çelikler kullanılmaktadır. Bunlar % 18-20 Cr ve % 8-12 Ni ve çok az olarak Ti ve Nb ilave edilir. Oda sıcaklığında uzun bir yorulma ömrü gösteren demir içerikli metaller, yaklaşık 430 °C'nin üzerinde test edildiğinde yorulma sınırı daha düşüktür. Ayrıca yorulma testleri, yüksek sıcaklıklarda gerilme frekansına bağlıdır. Düşük karbonlu çeliklerde 200 °C ile 300 °C arasında yorulma dayanımının arttığı görülür. Makine parçalarında sıcaklık değişimi ile oluşan gerilmenin hesabında şu formül kullanılmaktadır:

$$\sigma = \alpha.E.\Delta T \quad \text{olup, burada}$$

α = Isıl genleşme katsayısı,

E = Elastik modülü,

ΔT = Isıl fark'ı göstermektedir.

Ostenitik paslanmaz çeliklerde ısı iletimi katsayısının küçük, ısı genleşme katsayısının büyük olması bu tür malzemelerde termal yorulma olayını belirgin hale getirmektedir (Tekin, 1986; Tekin, 1987).

3.3.6.5. Boyut Etkisi

Yapılan araştırmalara göre makine parçalarının boyutları eğme ve burma yorulma dayanımlarını önemli oranda etkiler. Büyük parçaların yorulma dayanımları küçük parçalarinkinden daha düşüktür.

Değişen boyutların numunelerin yorulma dayanımına etkisi başlıca iki nedene bağlıdır. Birincisi, artan numunenin hacmi ya da yüzeyi artar. Yorulma bozulması genellikle yüzeyde başladığı için yüzey miktarındaki değişiklikler önemlidir. İkincisi eğilme ya da burulmayla yüklenen düz veya çentikli numuneler için çaptaki bir artış genellikle çapa karşı gelen gerilme büyüklüğü ile azalır ve yüksek miktarda zorlanan malzemenin hacmiyle artar.

3.3.7. Korozyon Yorulması

Korozyonla birlikte mekanik yorulmanın da görüldüğü yorulma korozyonlu yorulma olarak bilinmektedir. Yorulma olayında önce korozyonun olması yorulma ömrünü olumsuz yönde etkilemektedir. Korozyon etkisi ile malzeme yüzeyinde çok küçük çukurcuklar oluşur. Bu oluşan çukurcuklar, çentik etkisi oluşturarak yorulma mukavemetini azaltır. Korozyon ve yorulma birlikte olduğu zaman yorulma çatlakları daha hızlı ilerler.



Şekil 3.38. Korozyonun yorulmaya etkisi (SAE, 1968)

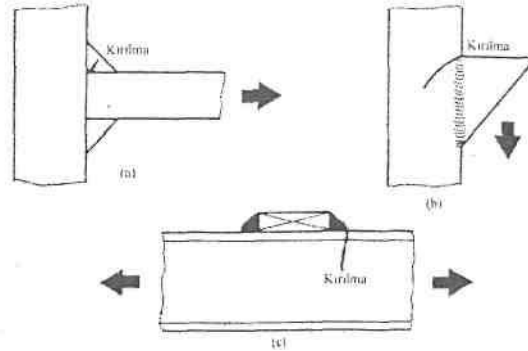
Malzemeler oda sıcaklığında ve havada test edildiklerinde belirli bir yorulma sınırı gösterirler. Korozi ortamda test edildiklerinde ise belirli bir yorulma ömrü göstermezler. Korozyon yorulması deneyleri iki yöntemle yapılmaktadır. Birinci yöntemde, numuneler sürekli olarak hem gerilmeye hem de korozyona maruz bırakılarak, malzeme kırılıncaya

kadar deney devam eder. İkinci yöntemde ise, belirli bir hasardan sonra işlem durdurulur ve geri kalan işlem havada yapılarak sonuçlar değerlendirilir. İkinci tip deneyler korozyon yorulması konusunda bize daha çok açıklayıcı bilgiler verir (Alsaran, 1997).

3.3.8. Kaynaklı Parçaların Yorulması

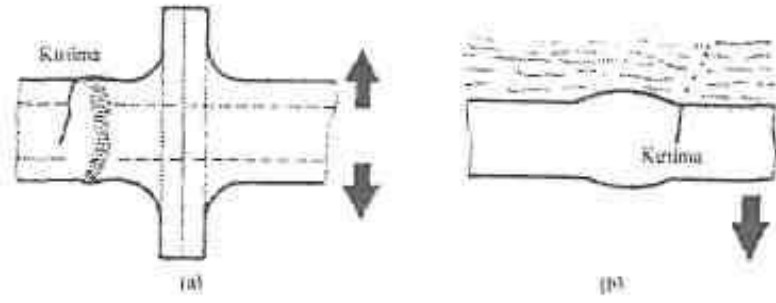
Endüstrileşmiş ülkelerde haddelenmiş çeliklerin % 40-% 50'si kaynak edilebilir özelliklerde üretilir ve çoğunlukla da kaynaklı konstrüksiyonlarda kullanılır. Bu konstrüksiyonlarda kaynak bağlantıları sadece normal zorlamalar altındakiler değil, aynı zamanda yorulma zorlamaları altındaki özellikleri önem kazanmıştır. Kaynak bağlantılarının yorulma dayanımlarının düşük olması ilk bakışta yüksek dış ve iç çentik etkileri ile açıklanmaktadır. İç çentikler olarak nüfuziyet hataları, cürufklar, gözenekler ve kaynak malzemesindeki diğer hatalar sıralanabilir. Dış çentikler ise çoğunlukla dikiş yüzeyi (tırtıl, kaynak dikiş yüksekliği, nüfuziyet oyuğu) ile ilgilidir (Güleç ve Aran, 1983).

Kaynakta yorulma çatlakları ya iç kusurlarda (gözenek, birleşme eksikliği ve cüruf gibi) ya da kaynak ucunda ve genellikle cüruf gibi kalıntılarda oluşur. Kaynaklı parçalarda yorulma çatlakları genellikle kaynak uçlarında başlar ve ilerler.

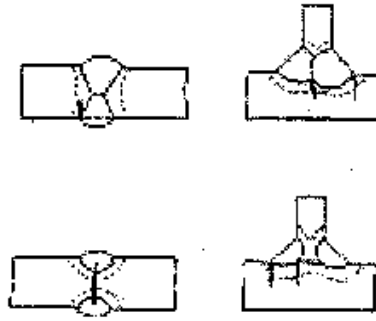


Şekil 3.39. Yorulma kırılmasına ait örnekler: (a) aşırı yüklemesi, (b) kötü tasarım, (c) tali takviye veya fittings (Oğuz, 1986)

Kaynaklı bağlantılar, uzun ömürlü olmaları için özenle birleştirilmelidir. Demiryollarında ve köprülerde kaynaklı bağlantılar kullanılmadan önce deney yapılır. Deney işlemi anında kaynak bölgesinde plastik deformasyon oluşur ve bölgede bir basma gerilimi altında kalır. Bu da yorulma dayanımını büyük miktarda artırır.

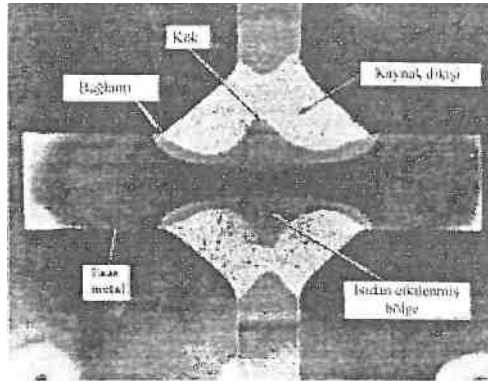


Şekil 3.40. Çalışma koşullarında yorulma kırılmasına ait örnekler: (a) titreşim, (b) korozyif çevre (Oğuz, 1986)



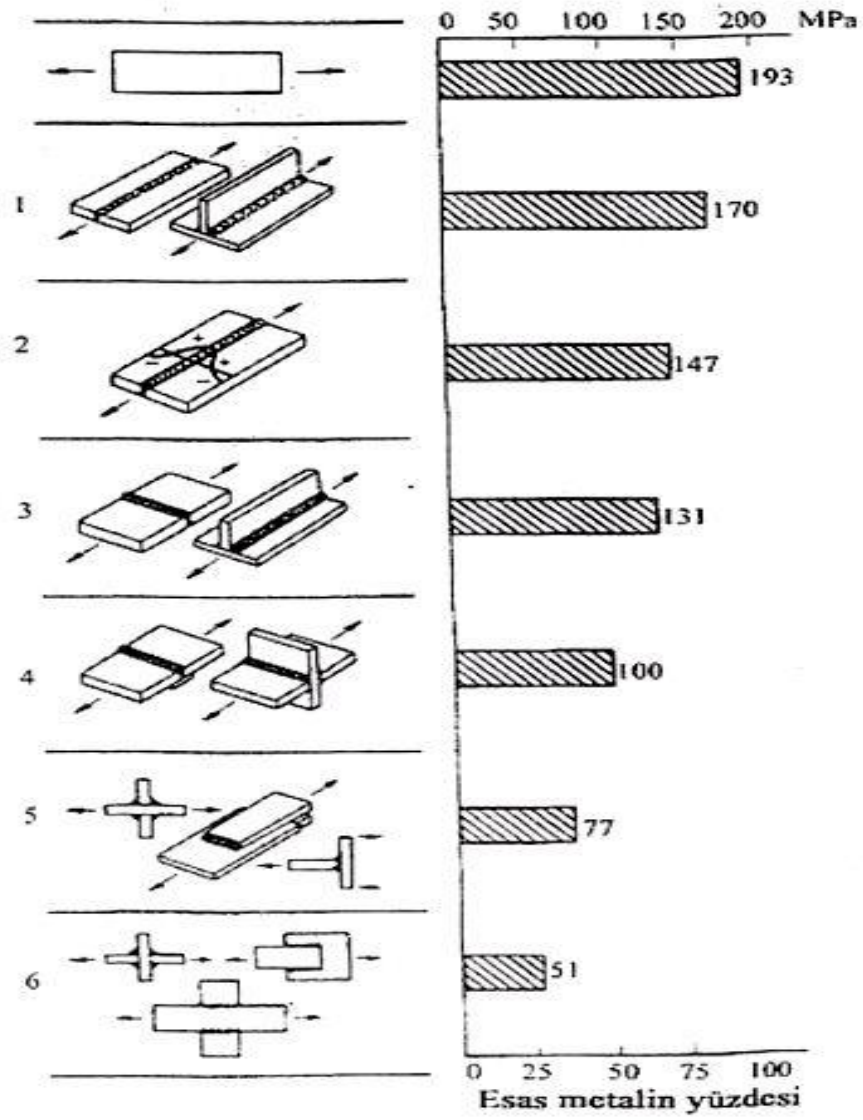
Şekil 3.41. Kaynaklı birleştirmelerde yorulma kırılmasına ait örnekler (Stephens vd., 2001)

Çatlak, nüfuziyet noksanlığı ve yanma olukları olmayan bir alın kaynak dikişi perçinli ve cıvatalı bağlantılardan daha yüksek bir yorulma ömrüne sahiptir. Eğer kaynak fazlalıkları alınarak esas metal yüzeyi ile aynı seviyeye getirilirse servis ömrü daha da uzayacaktır. Köşe kaynakları alın kaynaklara nazaran daha yüksek zorlanma yığılmalarına yol açarlar ve yorulma ömürleri alın kaynaklarının 1/5'i civarındadır.



Şekil 3.42. Kaynaklı birleştirmelerde oluşan bölgeler (Stephens vd., 2001)

Şekil 3.43’de kaynak banyosuna hemen komşu olan ana metal bölümü üzerinde ısı etkisi dokuda değişmeler oluşturur. Böylece kaynağın kenarında mevcut olan yerel, geometrik çentik ısıdan etkilenmiş bölge içinde bulunur. Bu bölge doğruca sıvı halden katılaşmış olduğu için su almaya meyilli ve fazla ısınmış malzemeden oluşur. Bu nedenle geometrik çentik etkisi ile birlikte bir de metalürjik çentik etkisi bulunmaktadır. Artan sertlik demir esaslı malzemelerin ısıdan etkilenmiş bölgelerinin özelliği olup aşırı sertliğin olması durumunda kaynağın kenarında soğuk çatlama eğilimi ortaya çıkar. Bununla beraber, sıcak çatlakta aynı yerde görülebilir. Çatlamanın herhangi bir şekli, yorulma mukavemetine kesin zarar veren bir sınır durumu ortaya çıkarır. Metalürjik çentik etkisinin konstrüksiyonun yorulma açısından herhangi bir ciddi zayıflamasına bağlı olmadığı görülürse de deneyler bunun etkisinin, geometrik çentik etkisi kaynak talaşlı işleme veya taşlamayla düzeltilerek bertaraf edildiğinde ısıdan etkilenen bölge boyunca yorulma çatlamasının kalması için yeterli olduğunu göstermiştir (Oğuz, 1986; Stephens, 2001).



Şekil 3.43. Kaynaksız ve farklı kaynak yöntemlerindeki yorulma değerleri (2×10^6) (Stephens vd., 2001)

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, Ti6Al4V alaşımı çifti plazma transfer ark (PTA) kaynak yöntemi ile Ni aratabakalı ve aratabakasız olarak birleştirilmiştir. Deneyler yedi aşamada yapılmıştır. Bunlar;

1. Ti6Al4V alaşımı çiftlerinin PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmesi,
2. Ti6Al4V alaşımı çiftlerinin Ni aratabakalı PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmesi,
3. Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapılarının incelenmesi,
4. Kaynaklı birleştirmelerin mikrosertliklerinin incelenmesi,
5. Kaynaklı birleştirmelerin çekme dayanımlarının incelenmesi,
6. Kaynak edilmiş numunelerin yorulma dayanımlarının incelenmesi,
7. Kaynaklı birleştirmelerin radyografik muayenesi.

Ana malzeme olan Ti6Al4V alaşımının PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmesinin sebebi, bu malzemenin klasik kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilirliğinin düşük olmasıdır. Gazaltı kaynak yöntemleri ile sınırlı oranda kaynak edilebilen Ti6Al4V alaşımının PTA yöntemi ile kaynak edilebilirliğinin araştırılması ve uygun kaynak parametrelerinin tespit edilmesi hedeflenmiştir. Aratabaka olarak Ni'nin seçilmesinin nedeni; plastik akışı ve difüzyonu hızlandırmak, kaynak bölgesinde ötektik reaksiyonlar oluşturarak birleşme dayanımını arttırmak, istenmeyen elementleri uzaklaştırmak ve oksidasyonu önlemektir. PTA kaynak yönteminin seçilmesinin nedeni ise bu kaynak yönteminin diğer kaynak yöntemlerine göre daha yeni olması, derin nüfuziyetli, dar kaynak dikişinin olması, uygulamalarda otomatik tezgahların kullanılması ve dolayısıyla elde edilen verilerin diğer gazaltı kaynak yöntemlerine göre daha güvenilir olmasıdır.

4.1. Malzeme ve Metot

PTA kaynağı deneylerinde Tablo 4.1'de kimyasal analizleri, Tablo 4.2'de mekanik özellikleri verilmiş olan Ti6Al4V malzemesi kullanılmıştır. % 99.9 saflıkta Ni aratabaka kullanılmıştır. Malzemeler piyasadan temin edilmiştir.

Tablo 4.1. Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri

Malzeme	Kimyasal Bileşim (% Oran)							
	C	Fe	N	O	Al	V	H	Ti
Ti6Al4V	< 0.008	< 0.25	< 0.05	< 0.13	6.0	4.0	< 0.012	Diğer

Tablo 4.2. Deney çalışmalarında kullanılan malzemenin mekanik özellikleri

	Oda Sıcaklığı (25 °C)		
	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Sınırı % 0,2 (MPa)	Uzama (%)
Ti6Al4V	1040	995	16

4.2. Numunelerin Hazırlanması

PTA kaynağı ile birleştirilecek numuneler, 80x20x4 mm ölçülerinde markalanıp, Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü atelyesinde giyotin makasla kesildikten sonra, birleştirilmek üzere eşleştirilmiş yüzeyler Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü atelyesindeki TAKSAN TYT 400 tezgahında EKR 60 K 5 VBE düzlem yüzey taşlama ile taşlanıp temizlenmiştir. Taşlamanın amacı yüzey temasını sağlamaktır.

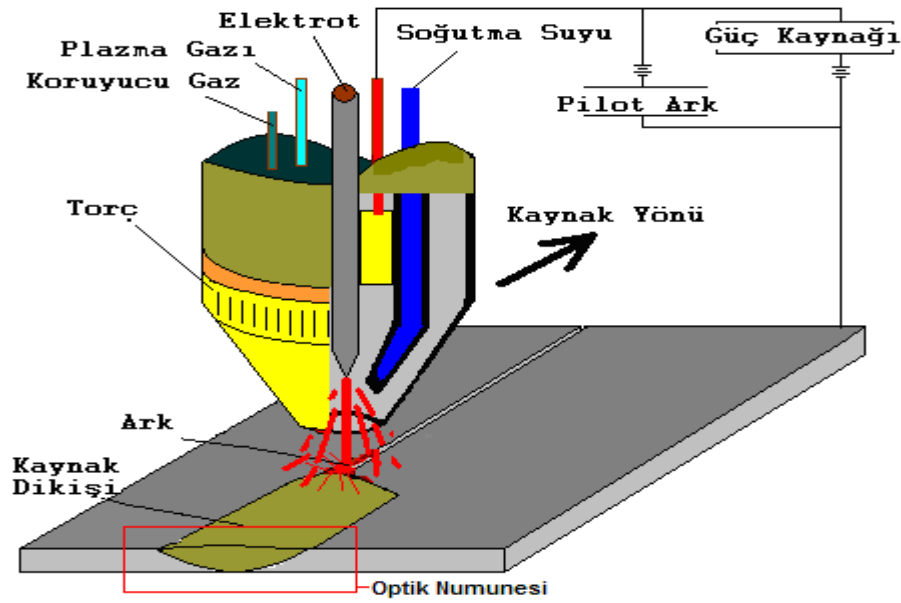
4.3. Plazma Transfer Ark (PTA) Kaynağı ile Birleştirme

PTA kaynak yöntemi ile yapılacak kaynaklı birleştirmeler için kaynak parametreleri, pilot çalışmalar ve literatür çalışmaları dikkate alınarak (Akman vd., 2009; Casalino vd., 2005; Taskin vd., 2009; Çalgülü vd., 2010; Çalgülü vd. 2012) tespit edilmiş olup çalışmada kullanılan parametreler Tablo 4.3’de verilmiştir. Birleştirme işleminde, kaynak gücü ve kaynak hızının birleştirmeye etkisi incelendiğinden bu parametreler değişkenlik göstermiş, diğer parametreler ise sabit tutulmuştur.

Tablo 4.3. PTA kaynağında kaynak parametreleri

Koruyucu Gaz Debisi (m ³ /h) Ar	30
Plazma Gazı Debisi (m ³ / h) Ar	0,5
Elektrot Çapı (mm)	4,7
Elektrot	% 2 thoryumlu tungsten elektrot
Torç Malzeme Arası Mesafe (mm)	3≈4
Torç Uç Çapı (mm)	3,25
Set-Back (mm)	4

PTA kaynaklarının yapıldığı kaynak torcunun ve birleştirme uygulamasının şematik resmi Şekil 4.1’de verilmiştir.



Şekil 4.1. PTA kaynak uygulamasının ve kaynak torcunun şematik resmi (Gür vd., 2009)

Bu çalışmada Fırat Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü atelyesinde bulunan Thermal Dynamic/Arc marka PTA kaynak makinesi kullanılmıştır (Şekil 4.2).

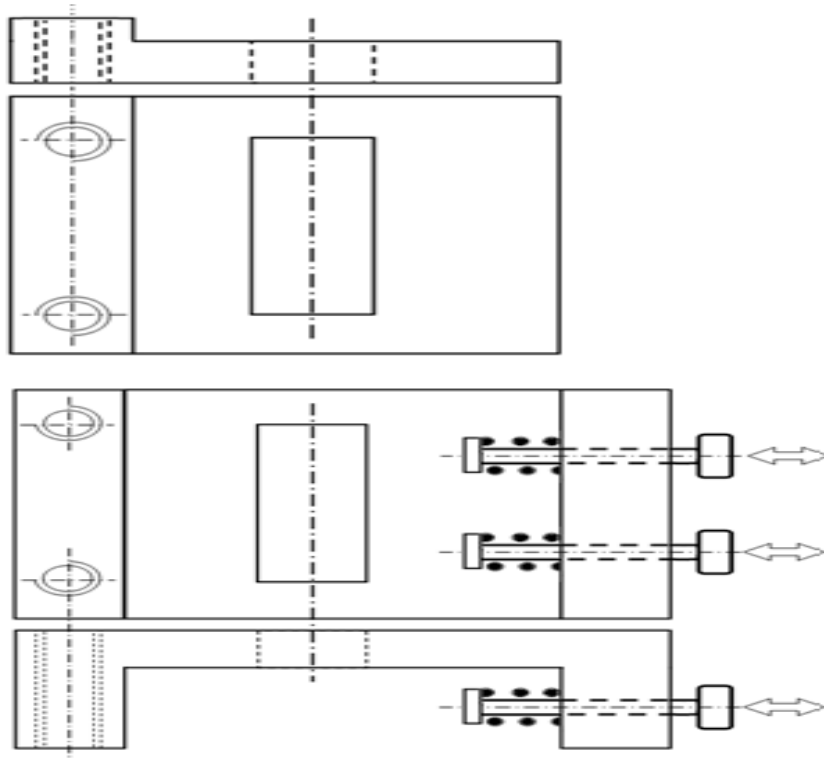


Şekil 4.2. Thermal Dynamic/Arc PTA kaynak makinesi koruyucu gaz tüp bağlantıları ve kontrol paneli

PTA kaynak yöntemi ile yapılacak kaynak işleminde uygulanan kaynak gücü değerleri ile kaynak hızları Tablo 4.4’de verilmiştir. Deneylerde üç farklı kaynak gücü ve her kaynak gücü için üç farklı hız kullanılmıştır. Tabloda verilmiş olan N1, N2, N3, N4, N5, N6, N7, N8 ve N9 numuneleri aratabakasız olarak, Ni1, Ni2, Ni3, Ni4, Ni5, Ni6, Ni7, Ni8 ve Ni9 numuneleri 1 mm kalınlığında Ni aratabaka kullanılarak kaynak yapılmıştır. Ni aratabaka Ti6Al4V çiftlerinin arasına yerleştirilmiş ve kaynaklı birleştirme esnasında kaymaması için mekanik olarak sıkma aparatı ile sabitlenmiştir (Şekil 4.3).

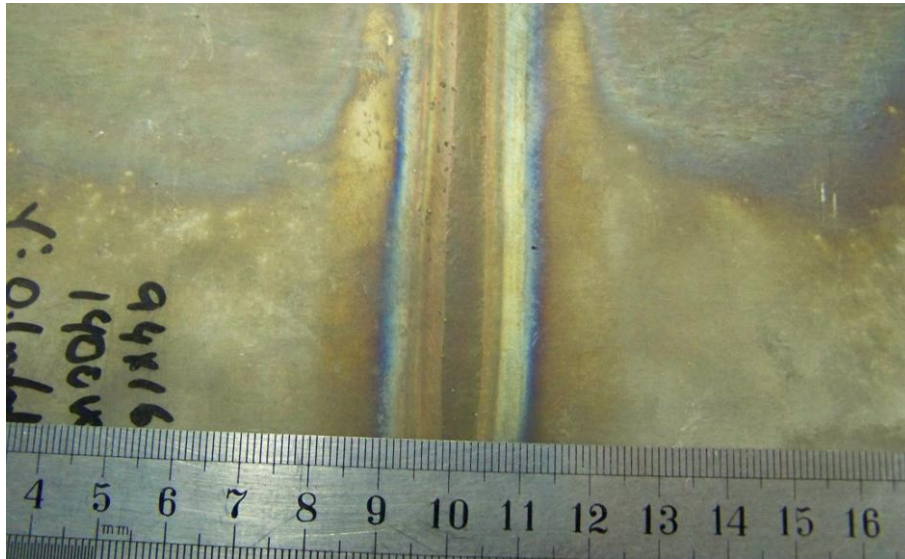
Tablo 4.4. Çalışmada kullanılan kaynak parametreleri

Numune No	Kaynak Gücü (W)	İlerleme Hızı (m/dk)	Koruyucu Gaz
N1	1400	1	Argon
N2	1400	0.75	Argon
N3	1400	0.5	Argon
N4	1600	1	Argon
N5	1600	0.75	Argon
N6	1600	0.5	Argon
N7	1800	1	Argon
N8	1800	0.75	Argon
N9	1800	0.5	Argon
Ni1	1400	1	Argon
Ni2	1400	0.75	Argon
Ni3	1400	0.5	Argon
Ni4	1600	1	Argon
Ni5	1600	0.75	Argon
Ni6	1600	0.5	Argon
Ni7	1800	1	Argon
Ni8	1800	0.75	Argon
Ni9	1800	0.5	Argon



Şekil 4.3 Plazma kaynağıyla birleştirilen numunelerin sıkma aparatının şematik resmi

Şekil 4.4’de plazma kaynağı ile birleştirilmiş numunelerin fotoğrafı görülmektedir.



Şekil 4.4. Plazma kaynağıyla birleştirilmiş numunelerin fotoğrafı

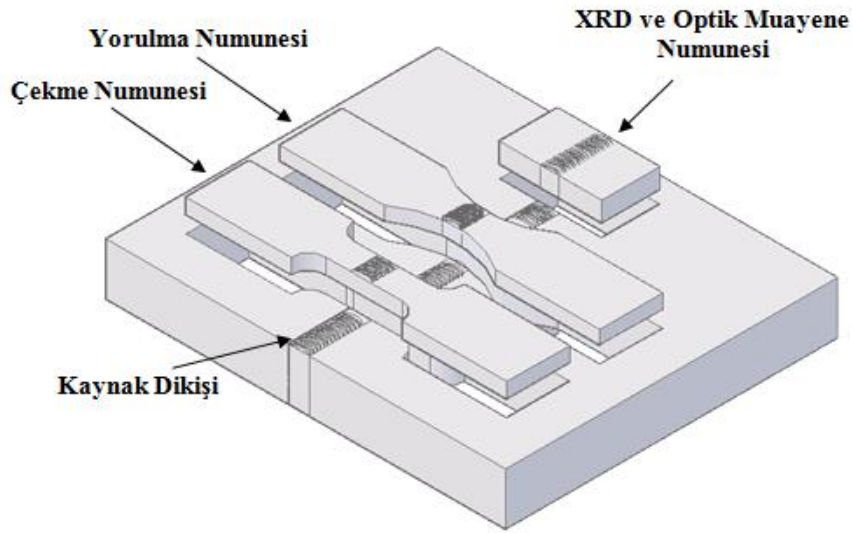
4.4. Mikroyapı İncelemeleri

Kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı ve XRD numuneleri Şekil 4.5'deki gibi hazırlanmıştır. Metalografik incelemeler için numunelerin yüzeyleri sırasıyla 200, 320, 500, 800, 1000 ve 1200 mesh'lik zımparalarda temizlendikten sonra, numuneler 3 µm'lik elmas pasta ile parlatılmıştır. Parlatılan numuneler kimyasal dağlama işlemine tabi tutulmuştur. Metalografik çalışmada kullanılan dağlayıcı çözeltileri ve süreleri Tablo 4.5'de verilmiştir.

Tablo 4.5. Metalografik çalışmada kullanılan dağlayıcıların bileşimi ve dağlama koşulları

Malzeme Türü	Dağlayıcı Konsantrasyonu	Dağlama Süresi
Ti6Al4V	0.5 HF + 1.5 HCl + 2.5 HNO ₃ + 95.5 H ₂ O	60 sn

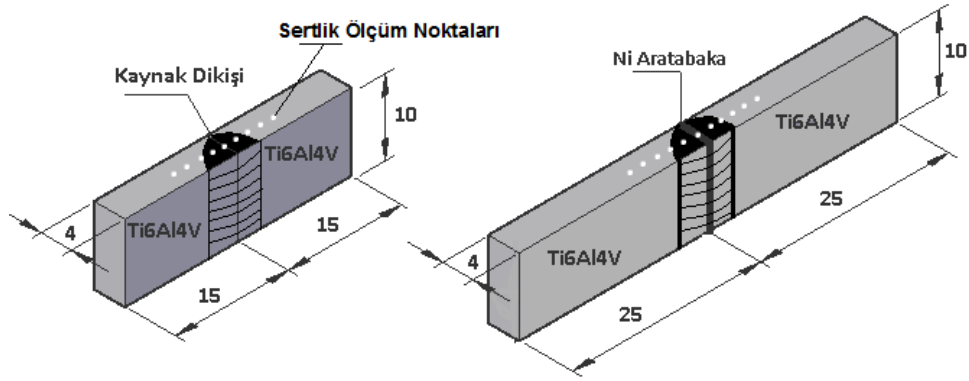
Mikroyapı incelemelerinde optik mikroskop incelemeleri Dicle Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü'ndeki Nikon Eclipse MA 100 marka optik mikroskobunda yapılmıştır. Farklı bölgelerden 5, 10, 20 ve 50 kat büyütme ile mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir. Numuneler; SEM, EDS ve XRD analizlerine tabi tutulmuş ve numunelerin kırılma yüzeyleri SEM analizi ile incelenmiştir.



Şekil 4.5. Optik mikroskop, çekme, yorulma, mikrosertlik ve XRD analizleri için numune hazırlanması

4.5. Mikrosertlik Ölçümleri

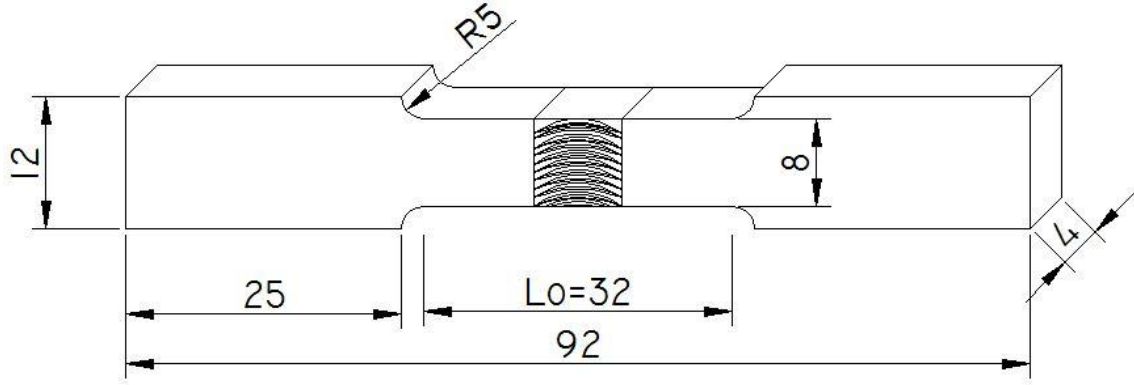
Plazma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş Ti6Al4V-Ti6Al4V ve Ni aratabakalı Ti6Al4V-Ti6Al4V çiftlerini kaynak sonrası metalografik işleme ve mekanik testlere hazırlamak için tel erozyonu yöntemi ile Şekil 4.6'da görüldüğü gibi uygun ölçülerde kesilmiştir. Kesilen numunelerin gerekli yüzey hazırlıkları yapıldıktan sonra mikro sertlik ölçümleri Leica MHF-10 marka test cihazında yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri HV sertlik skalası ile 50 gr'lık yük altında gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri kaynak birleşme ara yüzeyinden her iki tarafa doğru 4 adet ve birleşme ara yüzeyinden de 1 adet olmak üzere her numunede ortalama 9 noktada yapılmıştır.



Şekil 4.6. Mikrosertlik incelemeleri için hazırlanan numunelerin şematik resmi

4.6. Çekme Deneyleri

Malzemenin yük taşıma yeteneği ile yükleme sırasındaki şekil değiştirme davranışını belirlemek için çekme deneyi yapılmıştır. Çekme deneyi incelemeleri SHIMADZU AG-X 50 kN yük kapasitesine sahip çekme cihazında 1 mm/dk çekme hızında ve TSE 138 EN 10002-1 standardına uygun olarak yapılmıştır. Çekme deneyinde kullanılan kaynaklı numune ölçüleri Şekil 4.7'de gösterilmiştir. Şekil 4.8'de çekme testi deneyinde kullanılan numunelerin fotoğrafı görülmektedir.



Şekil 4.7. Çekme testi deneyinde kullanılan numunenin ölçüleri (TSE 138 EN 10002-1)



Şekil 4.8. Çekme testi deneyinde kullanılan numunelerin fotoğrafı

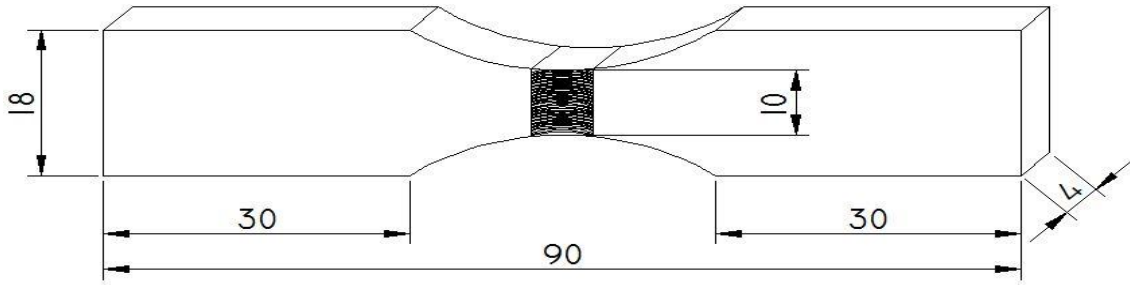
4.7. Yorulma Deneyleri

Birçok makine parçası ve yapı elemanı, kullanım esnasında tekrarlı yükler ve titreşimler altında çalışmaktadır. Tekrarlı yükler altında çalışan mekanik parçalarda, gerilmeler parçanın statik dayanımından küçük olmalarına karşın, belirli bir yük tekrar sayısı sonunda genellikle yüzeylerinde bir çatlama ve bunun takip eden kopma olayı görülür. Bu tür zorlanmalar sonunda kırılma olayı, yorulma dayanım sınırı aşıldığında ortaya çıkmaktadır. Yorulma dayanım sınırı ya da diğer bir isimle yorulma dayanım ömrü konusunda yapılan araştırmalar özellikle kaynaklı birleştirme tekniği endüstrisinde geniş bir kullanım alanına sahiptir (Sarsılmaz, 2008).

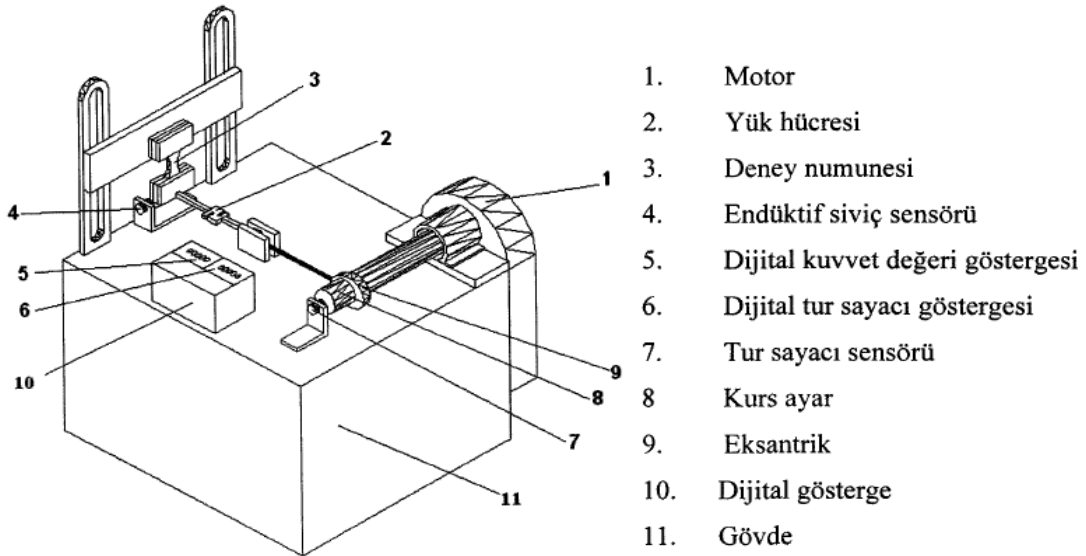
Yorulma olayı ilk olarak 1829 yılında demir zincirleri üzerinde tekrarlı yüklerin etkisini araştıran W.A.S. Alber tarafından incelenmiştir. Yorulma dayanımı araştırmaları ya da bugünkü bilinen adıyla S/N diyagramları da August Wöhler tarafından bulunmuştur (Alsaran, 1997; Karcı, 2002; Kalafat, 2001; Reyes ve Kang, 2007).

Kaynaklı bağlantıların yorulma ömürlerini belirlemek amacıyla kaynaklı numunelerden kaynak yönüne dik doğrultuda, DIN 50142 standartlarına uygun numuneler

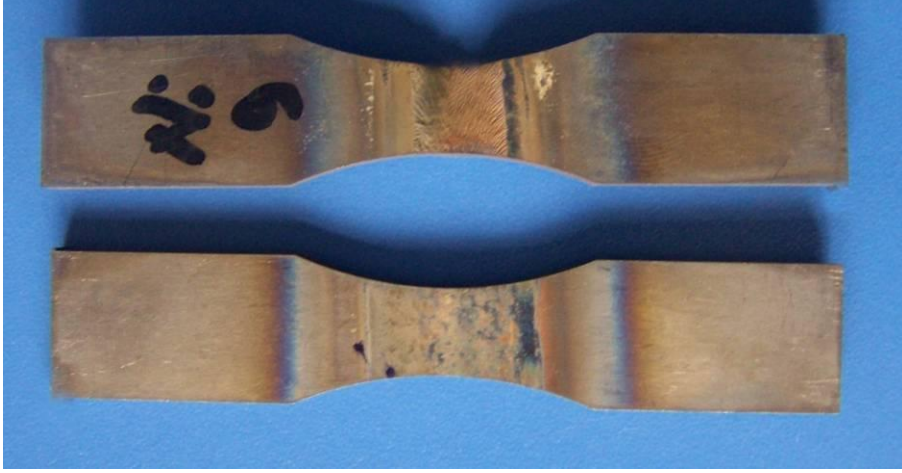
hazırlanmıştır. Yorulma numunelerinin tek seferde ve hassas bir şekilde işlenebilmesi için tel erozyonu yöntemi ile Şekil 4.9’da görüldüğü gibi uygun ölçülerde kesilmiş ve her parametre için en az 5 adet olacak şekilde hazırlanmışlardır. Yorulma numuneleri uygun boyutlarda hazırlandıktan sonra, yorulma deneyleri patenti Gazi Üniversitesi öğretim üyelerinden Doç. Dr. Aydın ŞIK’a ait olan (2008/04670 başvuru numarası, 2008 04670 tescil numarası) ve şematik resmi Şekil 4.10’da verilen eğme yorulma makinesi ile yapılmıştır. Deneylerde kullanılan numunelerin resimleri Şekil 4.11’de verilmiştir.



Şekil 4.9. Yorulma deneyinde kullanılan numunenin ölçüleri



Şekil 4.10. Yorulma deneyinde kullanılan eğme yorulma makinesinin şematik resmi (<http://online.tpe.gov.tr/EPATENT/servlet/PreSearchRequestManager>) (Dokümanlar-pdf)



Şekil 4.11. Yorulma testi deneyinde kullanılan numunelerin fotoğrafı

5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

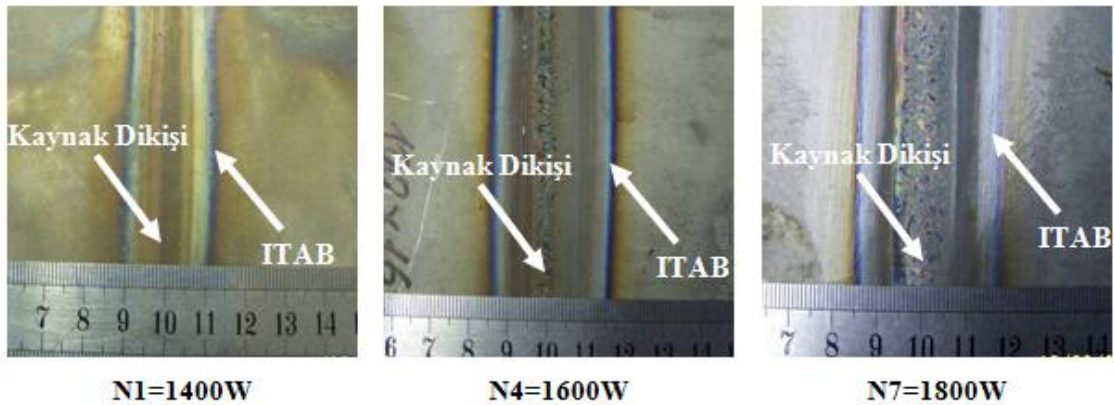
5.1. Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi

5.1.1. Ti6Al4V Çiftinin 1 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi

1 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile yapılan birleştirme işlemlerinde kullanılan işlem parametreleri Tablo 4.3 ve Tablo 4.4’de verilmiştir.

PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen Ti6Al4V çiftlerinin 1 m/dk ilerleme hızındaki kaynak işlemi N1, N4 ve N7 numunelerine uygulanmıştır. N1 numunesi 1400 W kaynak gücünde, N4 numunesi 1600 W kaynak gücünde ve N7 numunesi 1800 W kaynak gücünde birleştirilmiştir. Kaynak sonrası birleştirmelerin görüntüleri Şekil 5.1’de verilmiştir.

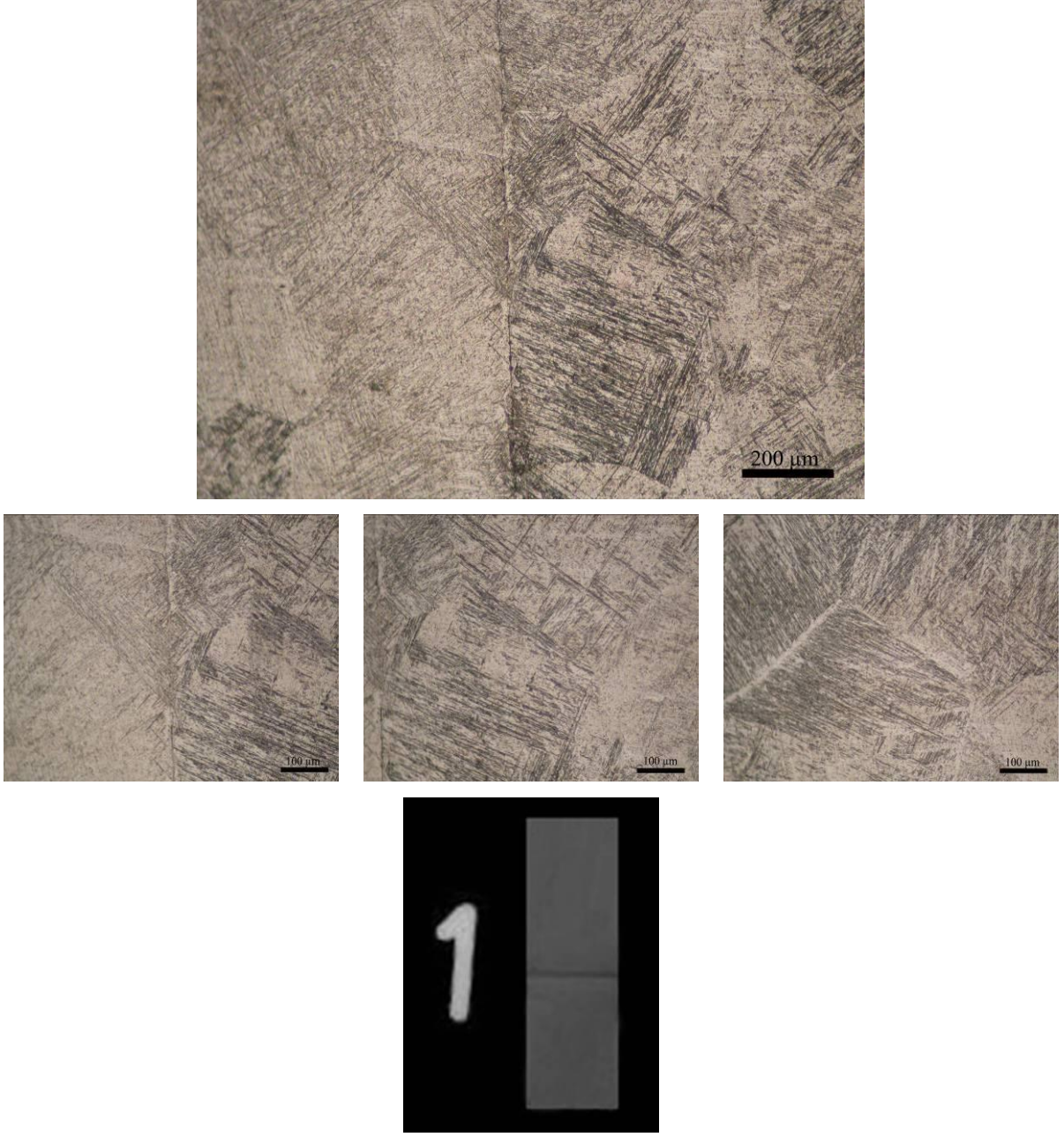
1m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş numunelerin görüntüsü incelendiğinde kaynak dikişinin homojen yapıda, boşluksuz ve düzgün bir geometriye sahip olduğu görülmektedir. Dikişte makro çatlaklara rastlanmamaktadır ve ITAB belirgin olarak görülebilmektedir. Kaynak dikişi ve ITAB genişliği artan kaynak gücüne paralel artma göstermektedir. Kaynak dikişi genişliklerinin sırasıyla N1 numunesinde 6 mm, N4 numunesinde 10 mm ve N7 numunesinde 11 mm olduğu tespit edilmiştir. ITAB genişliğinin ise N1 numunesinde 18 mm, N4 numunesinde 30 mm ve N7 numunesinde 37 mm olduğu tespit edilmiştir.



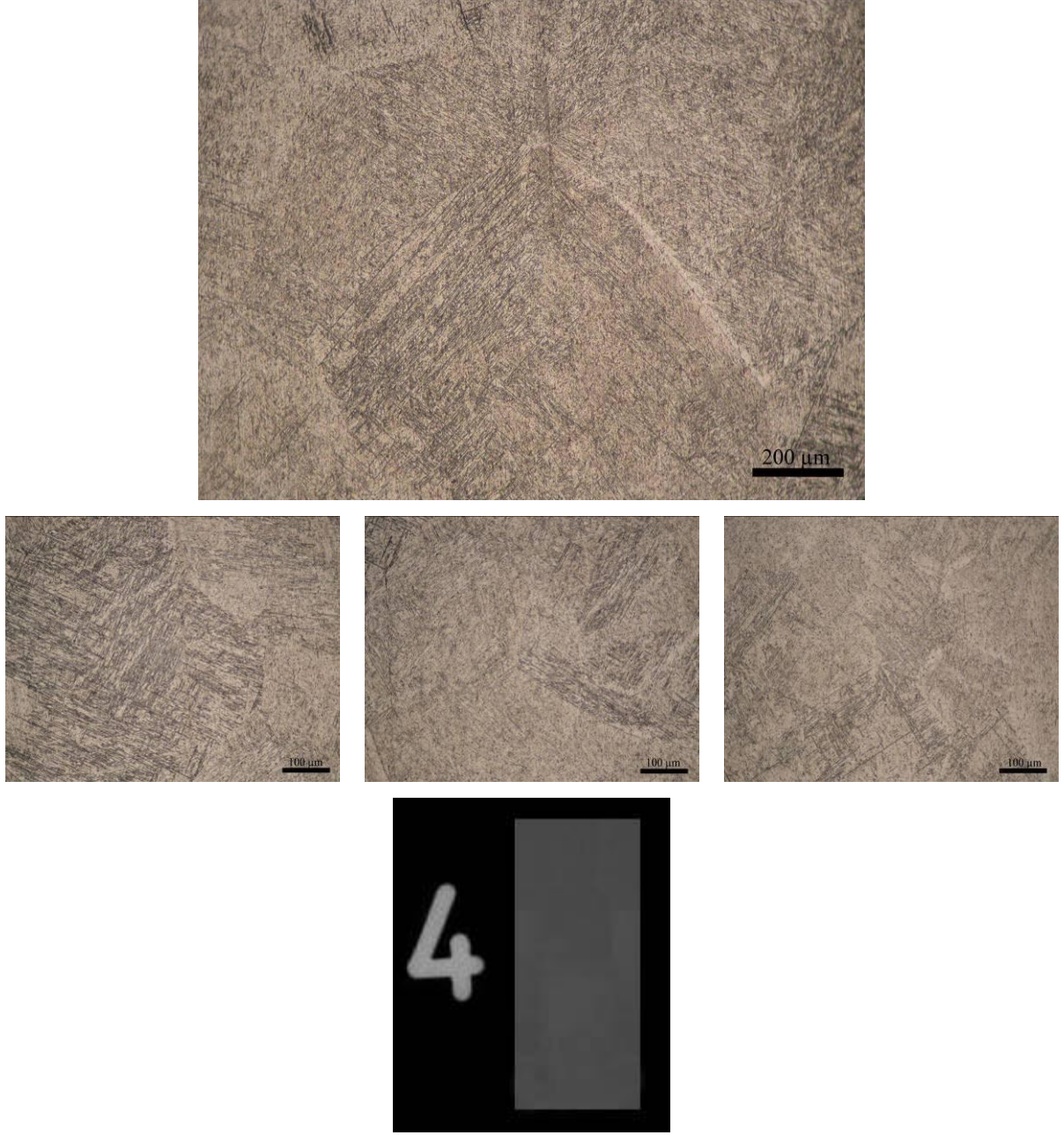
Şekil 5.1. 1 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin görüntüleri

Şekil 5.2, 5.3 ve 5.4’de 1 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile yapılan N1, N4 ve N7 numunelerinin optik görüntüleri verilmektedir. Görüntülerde kaynak

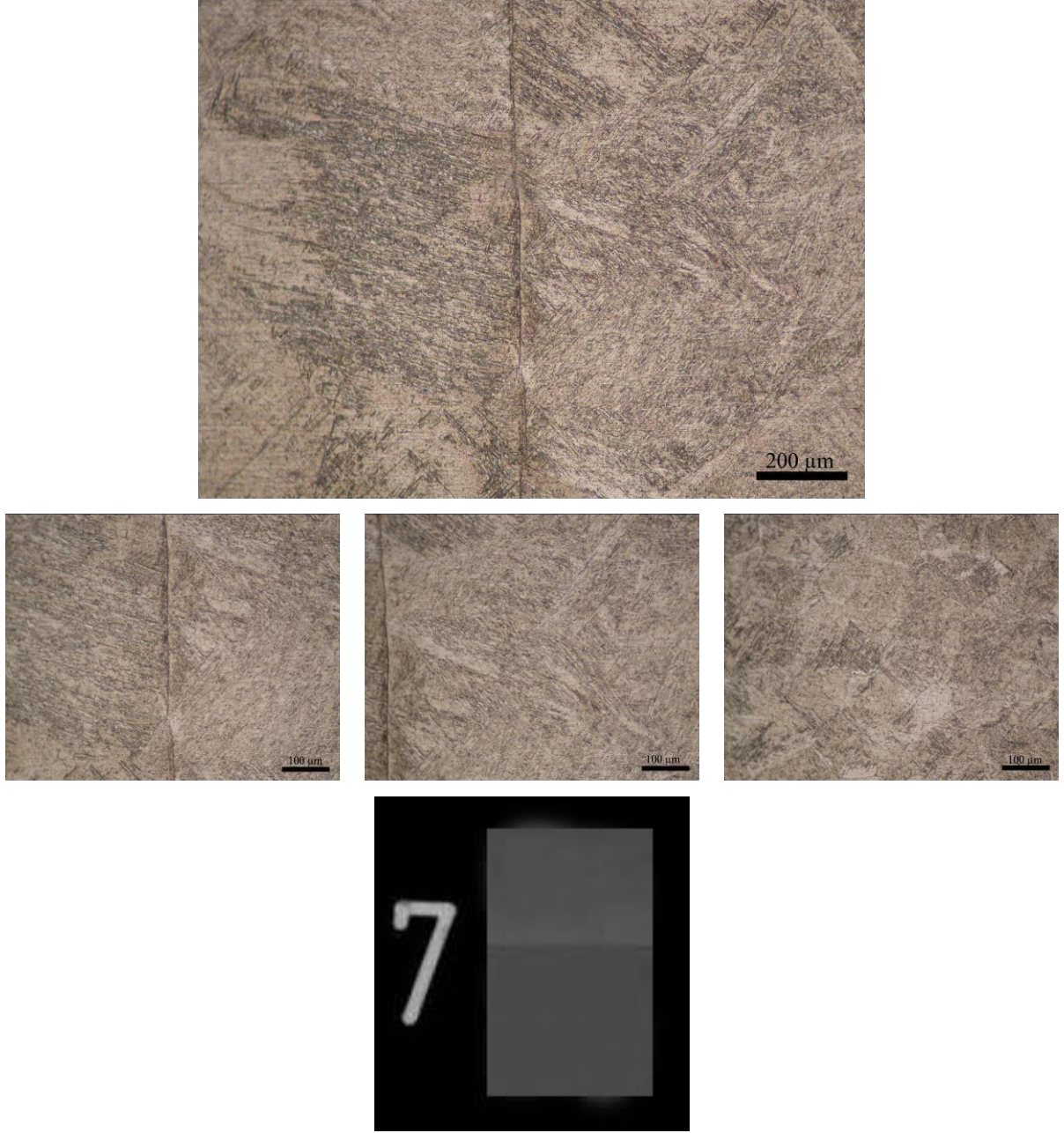
dikişinin genel görünümü ve bu görüntü içinden kaynak dikişi, ITAB ve ana malzemeden olmak üzere üç resim verilmiştir. PTA kaynak işlemi yapılan Ti6Al4V çiftlerine farklı kaynak gücünde uygulanan bu işlemlerde metalografik açıdan bakıldığında kaynak dikişinin homojen bir görünüme sahip olduğu ve ITAB genişliğinin uygulanan kaynak gücüne bağlı olarak arttığı gözlemlenmiştir. Ti6Al4V alaşımının ısı iletkenliğinin 6,7 W/m.K olması düşük yayınma ve dolayısıyla yavaş soğumaya sebep olmakta, bu da ITAB genişliğini arttırmaktadır (Ti6Al4V alaşımını oluşturan malzemelerin ısı iletkenlikleri; Ti: 21,9 W/m.K, Al: 237 W/m.K, V: 30,7 W/m.K, Ni: 90,9 W/m.K, Au: 318 W/m.K, Fe: 80,4 W/m.K). Optik resimler incelendiğinde görüleceği üzere kaynak dikişinden ana malzemeye doğru iri taneli yapıdan daha küçük taneli yapıya doğru bir dağılım görülmektedir. Daha çok ısı girdisi olan ve tavlama etkisi altında kalan noktalarda taneler daha iri olmuştur. Kaynak dikişi ve ITAB’da herhangi bir çatlağa rastlanmamıştır.



Şekil 5.2. Aratabakasız 1 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N1 numunesinin optik görüntüleri



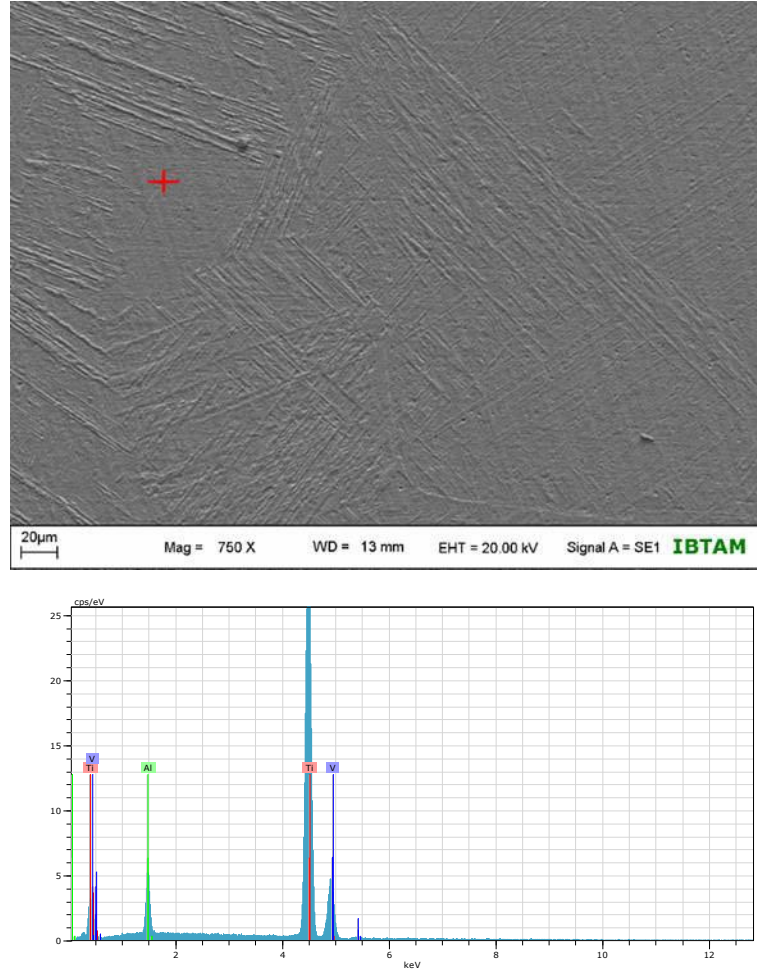
Şekil 5.3. Aratabakasız 1 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N4 numunesinin optik görüntüleri



Şekil 5.4. Aratabakasız 1 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N7 numunesinin optik görüntüleri

Şekil 5.5’de N1 numunesinden alınan SEM-EDS analizi ve sonuçları verilmiştir. EDS analizi alınan noktada % 93.54 Ti, % 6.13 Al, % 0.33 V oranları tespit edilmiştir.

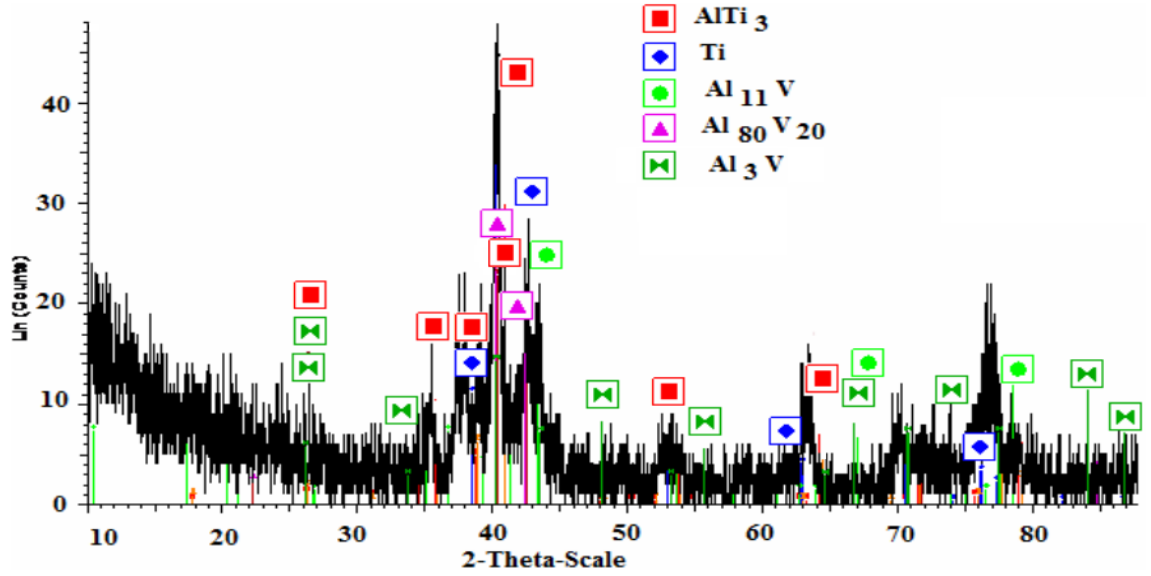
Şekil 5.2-5.5’de Ti6Al4V çiftlerinin (N1, N4 ve N7) PTA kaynak işleminde katılaşmanın ana metalden başladığı, dikişin merkezine doğru devam ettiği ve tanelerin eş eksenli olarak büyüdüğü tespit edilmiştir.



El AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al 13	K-series	5.75	6.13	10.39	0.3
Ti 22	K-series	87.70	93.54	89.31	2.8
V 23	K-series	0.31	0.33	0.30	0.0
	Total:	93.76	100.00	100.00	

Şekil 5.5. N1 numunesinin SEM-EDS analizi

Şekil 5.6’da N4 numunesinin kaynak dikişi ve ITAB bölgelerinden alınmış XRD analizi verilmiştir. N4 numunesi 1 m/dk ilerleme ve 1600W birleştirme gücünde PTA kaynak metodu ile birleştirilmiştir. İşlem sonrasında ilgili bölgelerde $AlTi_3$, Ti, $Al_{11}V$, $Al_{80}V_{20}$, Al_3V fazları tespit edilmiştir. Bu intermetalik fazların yüksek sertliğe sebep oldukları düşünülmektedir.

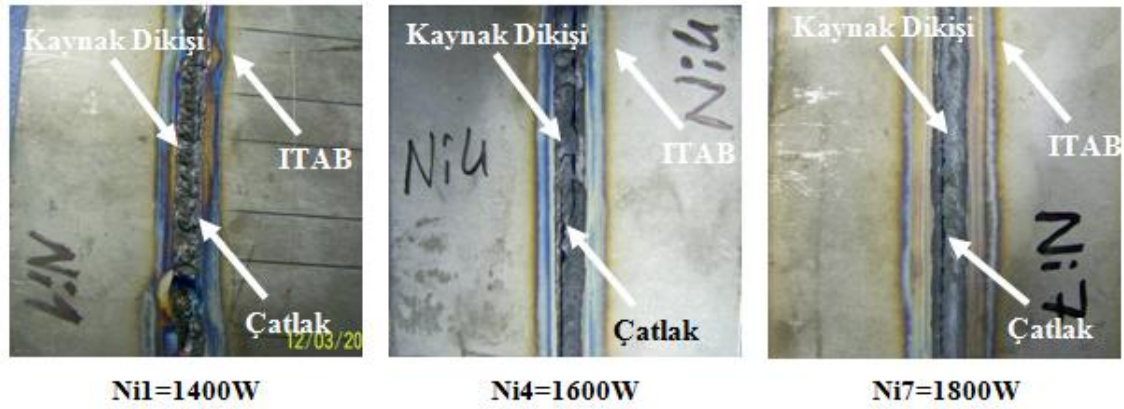


Şekil 5.6. 1 m/dk ilerleme hızında birleştirilen N4 numunesinden alınmış XRD analizi

5.1.2. Ni Aratabakalı Ti6Al4V Çiftinin 1 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi

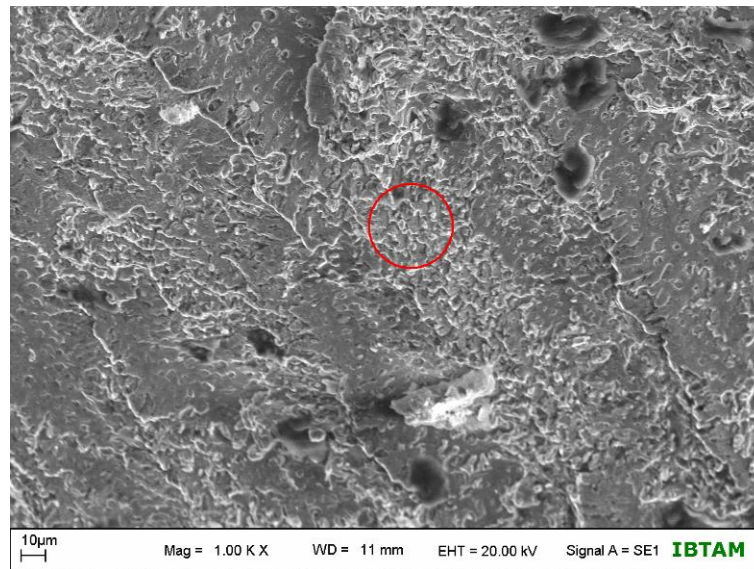
1 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen Ni aratabakalı Ti6Al4V-Ni-Ti6Al4V malzeme çiftinin kaynak işlemi Ni1, Ni4 ve Ni7 numunelerine uygulanmıştır. Ni1 numunesi 1400 W kaynak gücünde, Ni4 numunesi 1600 W kaynak gücünde ve Ni7 numunesi 1800 W kaynak gücünde birleştirilmiştir. Bu numunelerde 1 mm kalınlığında Ni aratabaka kullanılmıştır. Ni aratabaka Ti6Al4V çiftlerinin arasına yerleştirilmiş ve kaynaklı birleştirme esnasında kaymaması için mekanik olarak sıkma aparatı ile sabitlenmiştir. PTA kaynağı yapılan bu numunelerin 1400, 1600 ve 1800 W kaynak gücündeki görüntüleri Şekil 5.7’de verilmiştir.

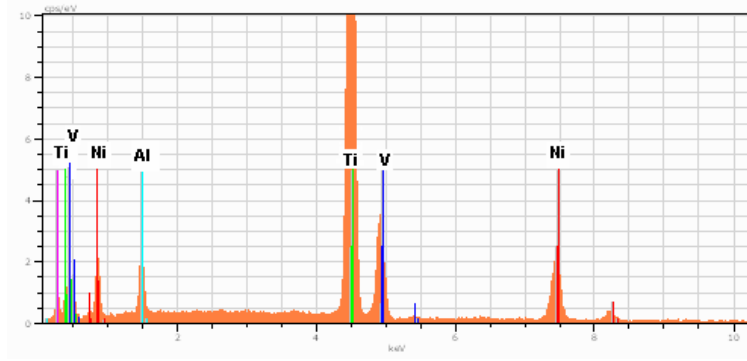
Şekilde Ni aratabakalı 1 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış numunelerin görüntüleri incelendiğinde, kaynak dikişinin düzgün görünümde olmasına rağmen soğuma esnasında çatladığı görülmektedir. Bu çatlakların kaynak dikişinde meydana gelen intermetalik fazların soğuma esnasında farklı genleşme davranışına sahip olmaları sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Kaynak dikişinin çatladığı bölgelerden alınan XRD analizlerinde Ti_2Ni , Al_3V , $Ti_{3,3}Al$ ve Al_2NiTi fazları tespit edilmiştir.



Şekil 5.7. 1 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı numunelerin görüntüleri

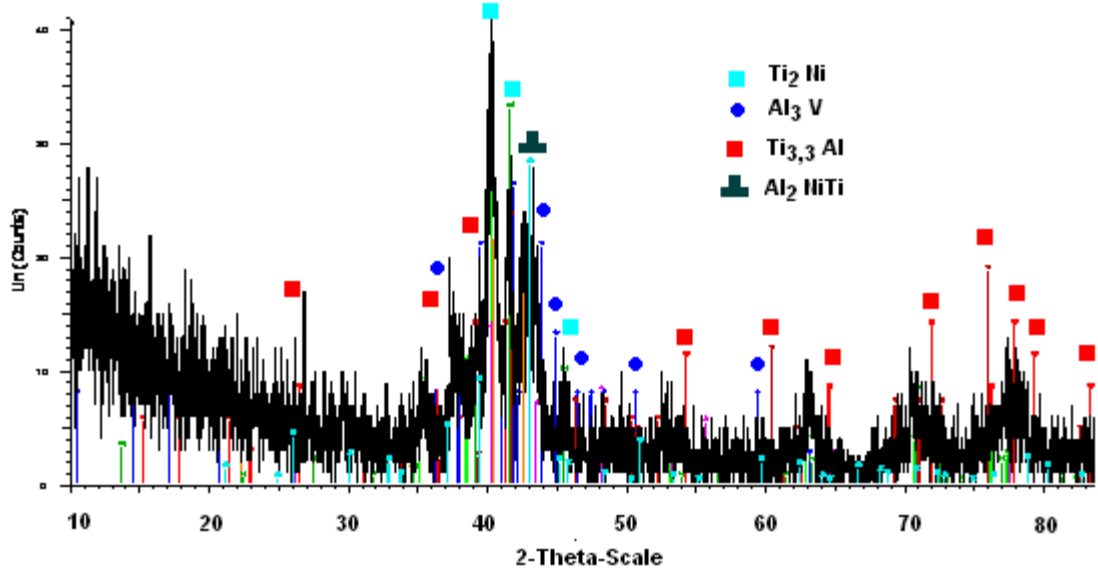
Şekil 5.8’de kaynak sonrasında çatlayarak kopan Ni1 numunesinin kopan yüzeylerinden alınmış SEM-EDS analizi verilmiştir. SEM resmi incelendiğinde kopan yüzeylerde kopmanın intermetalik fazların olduğu yerden başladığı görülmektedir. Kaynak sonrası kopan Ni1 numunesinin kırık yüzeyinden alınan XRD analizinde Ti_2Ni , Al_3V , $Ti_{3,3}Al$ ve Al_2NiTi fazları tespit edilmiştir (Şekil 5.9). Ni ara tabaka kullanılarak yapılan kaynaklarda birleşmenin sağlanamamasının bir diğer sebebi de, ısı iletkenlik katsayıları birbirinden farklı olan malzemelerin aynı ortamda soğumaya zorlanmalarıdır. Isı girdisinin fazla olduğu uygulamalarda (0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerde) Ti_3Al fazı oluştuğu tespit edilmiştir ve diğer bileşiklerden daha az gevrek olduğu düşünülen bu fazın çatlamları engellediği düşünülmektedir.





El AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al 13	K-series	4.24	4.99	7.39	0.2
Ti 22	K-series	67.99	71.84	66.96	2.3
V 23	K-series	0.98	1.32	5.26	0.0
Ni 28	K-series	21.34	21.86	20.39	0.6
	Total:	93.76	100.00	100.00	

Şekil 5.8. 1 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni1 numunesinden alınmış kırık yüzey SEM-EDS analizi



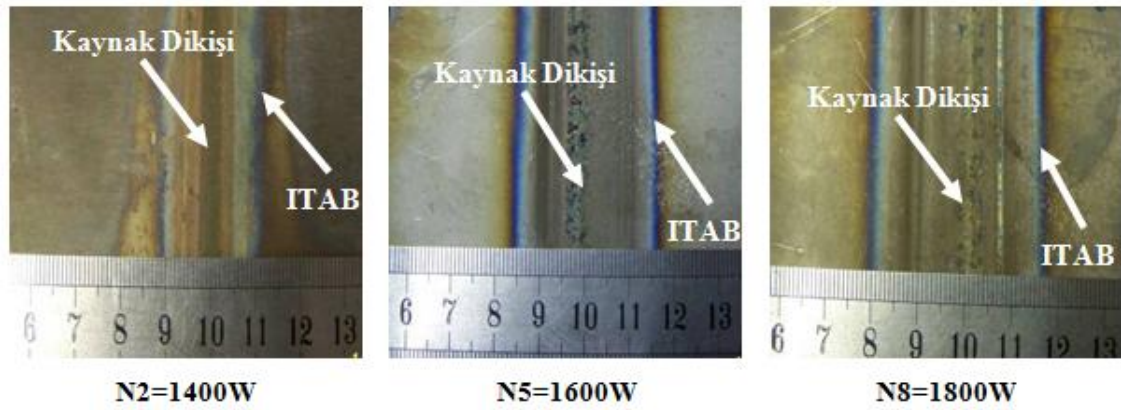
Şekil 5.9. 1 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni1 numunesinden alınmış kırık yüzey XRD analizi

5.1.3. Ti6Al4V Çiftinin 0.75 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi

0.75 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile yapılan kaynaklı birleştirme işleminde kullanılan parametreler Tablo 4.3 ve Tablo 4.4’de verilmiştir.

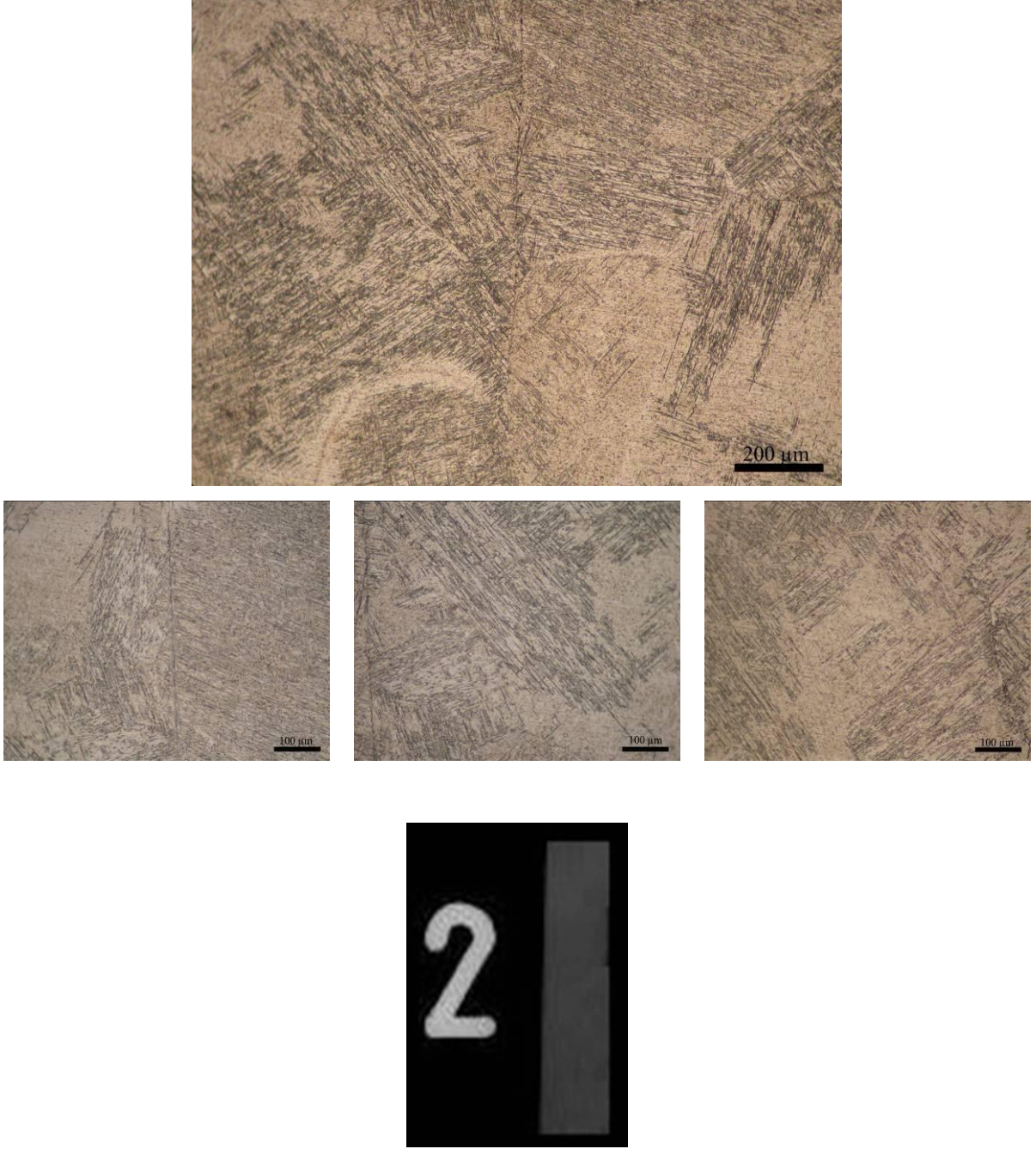
0.75 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen Ti6Al4V çiftlerinin PTA kaynak işlemi N2, N5 ve N8 numunelerine uygulanmıştır. N2 numunesi 1400 W kaynak gücünde, N5 numunesi 1600 W kaynak gücünde ve N8 numunesi 1800 W kaynak gücünde birleştirilmiştir. Kaynak sonrası birleştirmelerin görüntüleri Şekil 5.10’da verilmiştir.

0.75 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş numunelerin görüntüleri incelendiğinde kaynak dikişinin homojen yapıda, boşluksuz ve düzgün bir geometriye sahip olduğu görülmektedir. Dikişte makro çatlaklara rastlanmamıştır ve ITAB belirgin olarak görülebilmektedir. Kaynak dikişi ve ITAB genişliği artan kaynak gücüne paralel olarak artma göstermektedir. Kaynak dikişi genişliklerinin sırasıyla N2 numunesinde 10 mm, N5 numunesinde 12 mm ve N8 numunesinde 13 mm olduğu tespit edilmiştir. ITAB genişliğinin ise N2 numunesinde 27 mm, N5 numunesinde 35 mm ve N8 numunesinde 37 mm olduğu tespit edilmiştir. 1 m/dk ilerleme hızında birleştirilen N1, N4 ve N7 numunelerinin kaynak dikişi genişliği ve ITAB genişliği ile 0.75 m/dk ilerleme hızında birleştirilen N2, N5 ve N8 numunelerinin kaynak dikişi genişliği ve ITAB genişliği incelendiğinde, ilerleme hızının düşmesi ile kaynak dikişi genişliğinin ve ITAB genişliğinin arttığı tespit edilmiştir.



Şekil 5.10. 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin makro görüntüleri

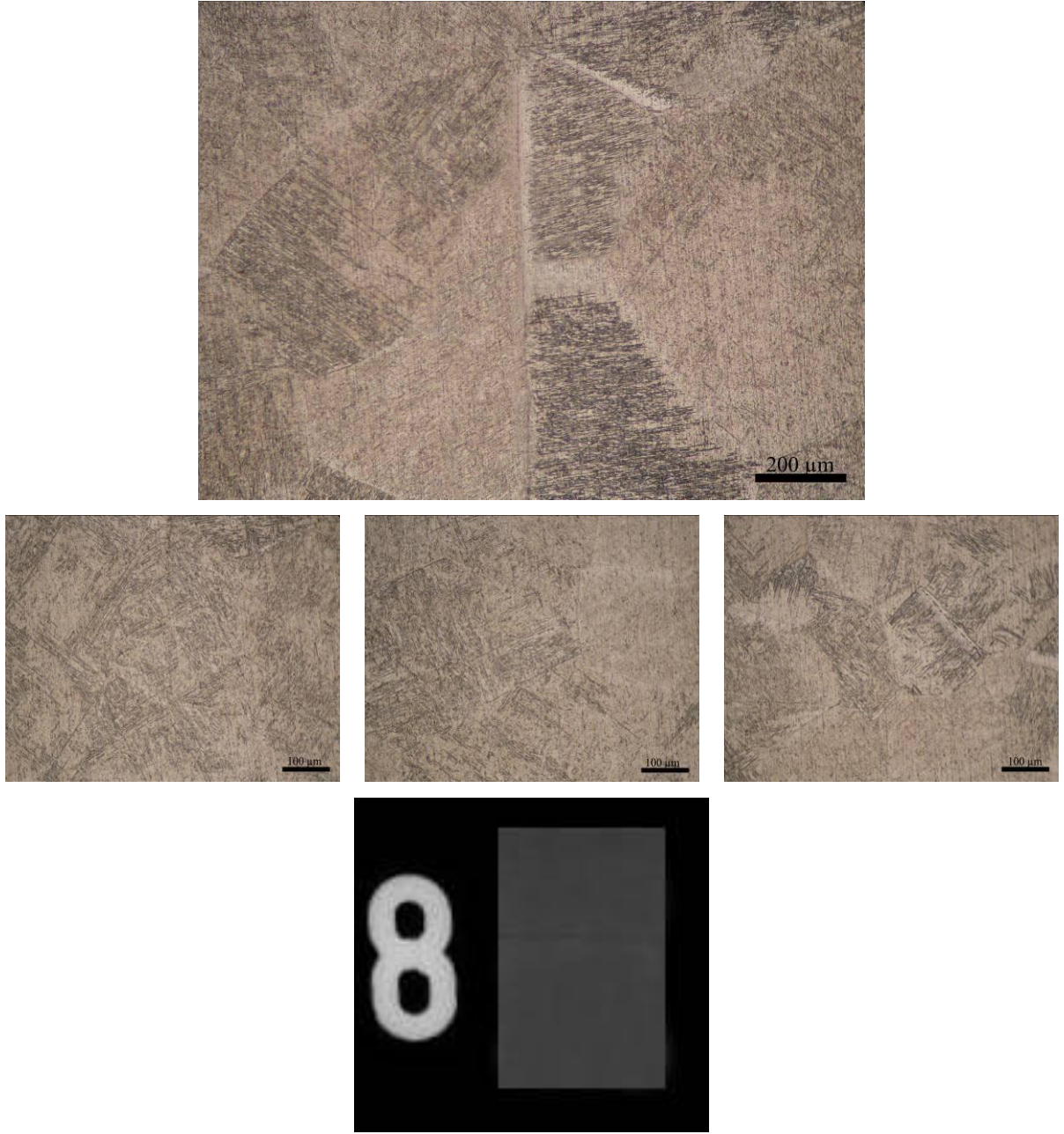
Şekil 5.11, 5.12 ve 5.13’de 0.75 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile yapılan N2, N5 ve N8 numunelerinin optik görüntüleri verilmektedir. Şekillerde kaynak dikişinin genel görünümü ve bu görüntü içinden kaynak dikişi, ITAB ve ana malzemeden olmak üzere üç resim verilmiştir. PTA kaynak işlemi yapılan Ti6Al4V çiftlerine farklı kaynak gücünde uygulanan bu işlemlerde metalografik açıdan bakıldığında kaynak dikişinin homojen bir görünüme sahip olduğu ve ITAB genişliğinin uygulanan kaynak gücüne bağlı olarak arttığı gözlemlenmiştir. Ti6Al4V alaşımının ısı iletkenliğinin 6,7 W/m.K olması düşük yayınma ve dolayısıyla yavaş soğumaya sebep olmakta, bu da ITAB genişliğini arttırmaktadır (Ti6Al4V alaşımını oluşturan malzemelerin ısı iletkenlikleri; Ti: 21,9 W/m.K, Al: 237 W/m.K, V: 30,7 W/m.K, Ni: 90,9 W/m.K, Au: 318 W/m.K, Fe: 80,4 W/m.K). Optik resimler incelendiğinde görüleceği üzere kaynak dikişinden ana malzemeye doğru iri taneli yapıdan daha küçük taneli yapıya doğru bir dağılım görülmektedir. Daha çok ısı girdisi olan ve tavlama etkisi altında kalan noktalarda taneler daha iri olmuştur. Kaynak dikişi ve ITAB’da herhangi bir çatlğa rastlanmamıştır.



Şekil 5.11. Aratabakasız 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N2 numunesinin optik görüntüleri



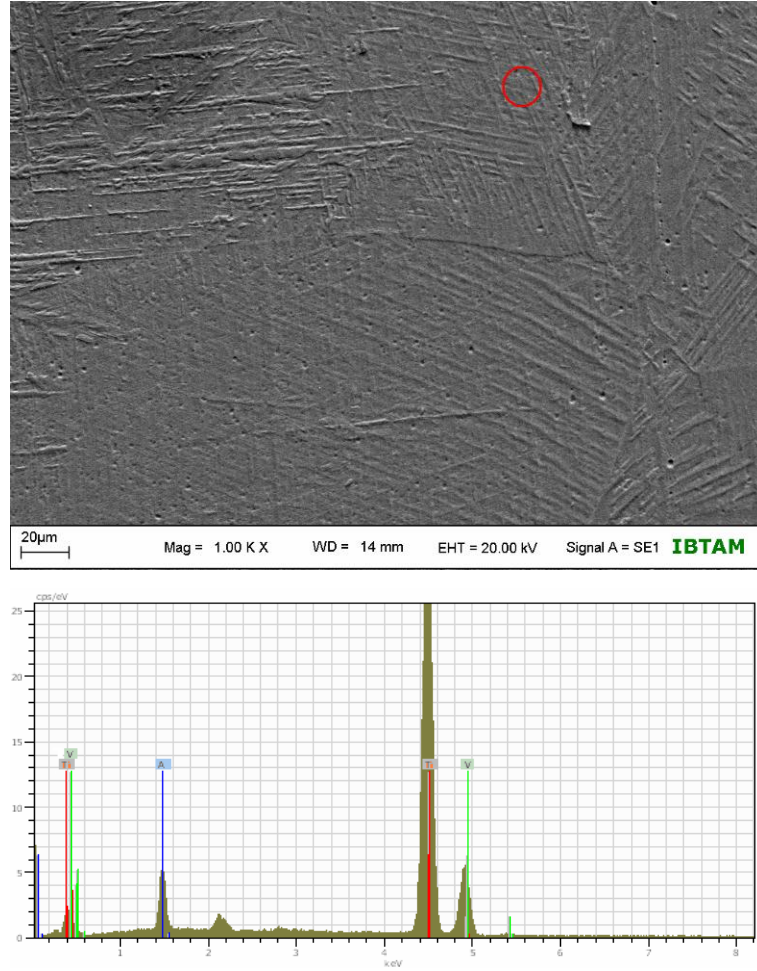
Şekil 5.12. Aratabakasız 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N5 numunesinin optik görüntüleri



Şekil 5.13. Aratabakasız 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N8 numunesinin optik görüntüleri

Şekil 5.14’de N8 numunesinden alınan SEM-EDS analizi ve sonuçları verilmiştir. EDS analizi alınan noktada % 92.47 Ti, % 5.40 Al, % 2.13 V oranları bulunmuştur.

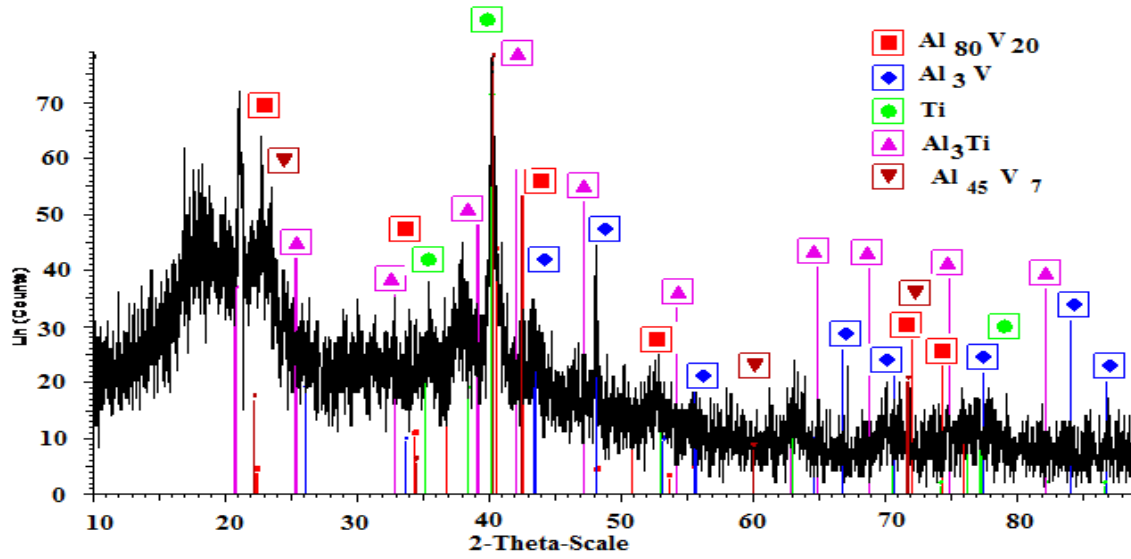
Şekil 5.11-5.14’de Ti6Al4V çiftlerinin (N2, N ve N8) PTA kaynak işleminde katılaşmanın ana metalden başladığı, dikişin merkezine doğru devam ettiği ve tanelerin eş eksenli olarak büyüdüğü tespit edilmiştir.



El AN	Series	unn. C [wt. %]	norm. C [wt. %]	Atom. C [at. %]	Error [%]
Al 13	K-series	4.79	5.40	8.77	0.3
Ti 22	K-series	81.91	92.47	84.53	2.6
V 23	K-series	1.88	2.13	6.69	0.4
	Total:	88.58	100.00	100.00	

Şekil 5.14. N8 numunesinin SEM-EDS analizi

Şekil 5.15'de N5 numunesinin kaynak dikişi ve ITAB bölgelerinden alınmış XRD analizi verilmiştir. N5 numunesi 0.75 m/dk ilerleme ve 1600W birleştirme gücünde PTA kaynak metodu ile birleştirilmiştir. İşlem sonrasında ilgili bölgelerde $Al_{80}V_{20}$, Al_3V , Al_3Ti , Ti , $Al_{45}V_7$ fazları tespit edilmiştir. Bu intermetalik fazların yüksek sertliğe sebep oldukları düşünülmektedir.

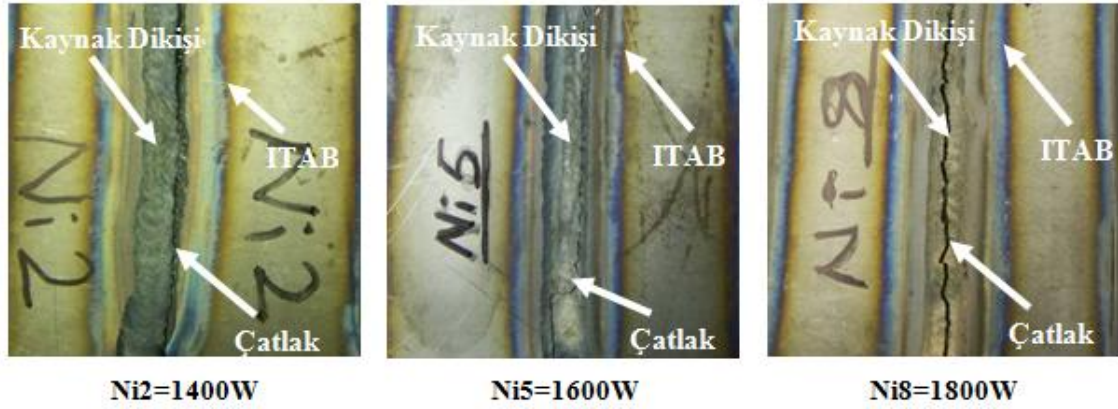


Şekil 5.15. 0.75 m/dk ilerleme hızında birleştirilen N5 numunesinden alınmış XRD analizi

5.1.4. Ni Aratabakalı Ti6Al4V Çiftinin 0.75 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi

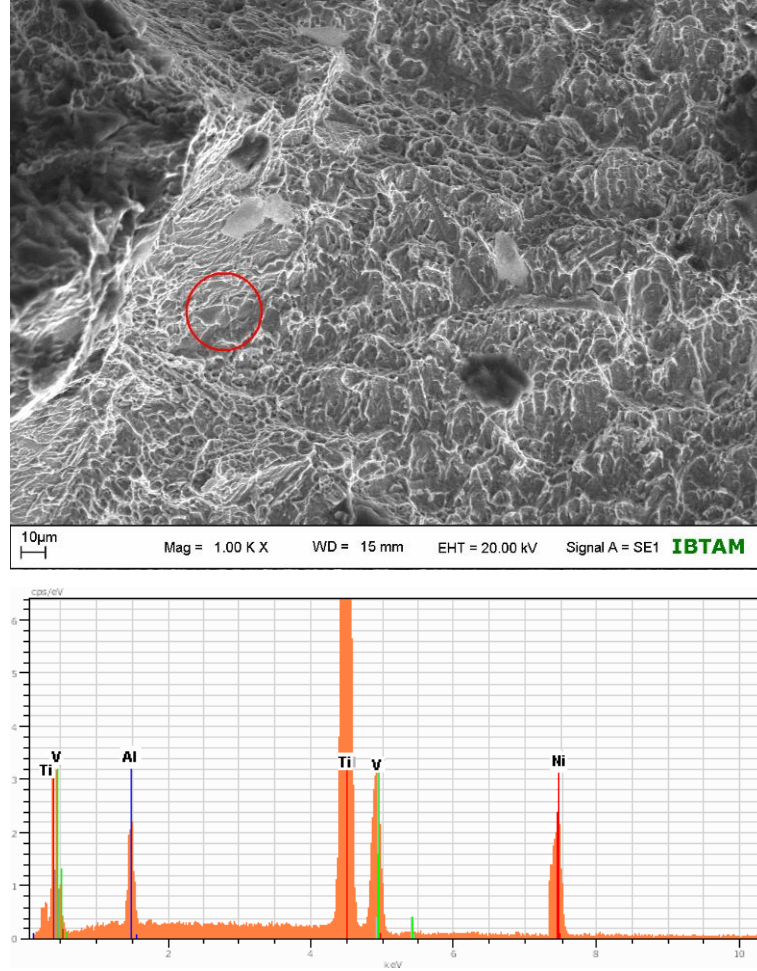
0.75 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen Ni aratabakalı Ti6Al4V-Ni-Ti6Al4V malzeme çiftinin kaynak işlemi Ni2-Ni5-Ni8 numunelerine uygulanmıştır. Ni2 numunesi 1400 W kaynak gücünde, Ni5 numunesi 1600 W kaynak gücünde ve Ni8 numunesi 1800 W kaynak gücünde birleştirilmiştir. Bu numunelerde 1 mm kalınlığında Ni aratabaka kullanılmıştır. Ni aratabaka Ti6Al4V çiftlerinin arasına yerleştirilmiş ve kaynaklı birleştirme esnasında kaymaması için mekanik olarak sıkma aparatı ile sabitlenmiştir. PTA kaynağı yapılan bu numunelerin 1400, 1600 ve 1800 W kaynak gücündeki görüntüleri Şekil 5.16'da verilmiştir.

Şekilde Ni aratabakalı 0.75 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış numunelerin görüntüleri incelendiğinde kaynak dikişinin düzgün görünümde olmasına rağmen soğuma esnasında çatladığı ve ayrıldığı makro görüntülerde görülmektedir. Bunun nedeninin kaynak dikişinde meydana gelen intermetalik fazlardan kaynaklandığı düşünülmektedir. Kaynak dikişinin çatladığı bölgelerden alınan XRD analizlerinde Ti_2Ni , Al_3V , $Ti_{3,3}Al$ ve Al_2NiTi fazları tespit edilmiştir.



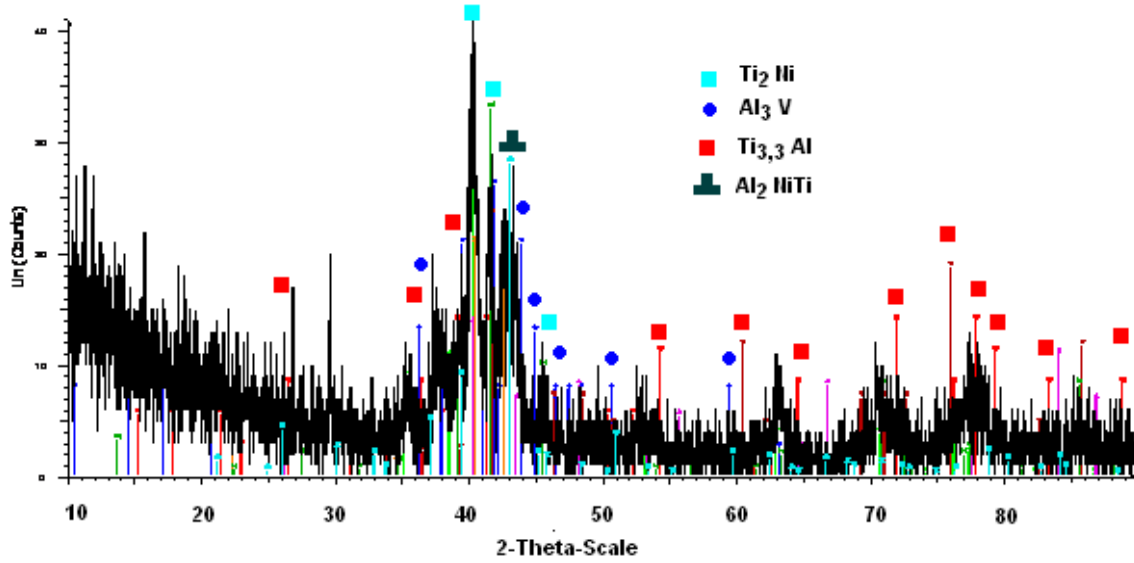
Şekil 5.16. 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılmış Ni aratabakalı numunelerin görüntüleri

Şekil 5.17’de Ni5 numunesinin kopan yüzeylerinden alınmış SEM-EDS analizi verilmiştir. SEM resmi incelendiğinde ince taneli gevrek bir kırılmanın meydana geldiği gözlemlenmektedir. Buna yüksek ısı girdisiyle oluşan intermetalik fazların sebep olduğu düşünülmektedir. SEM resmi incelendiğinde kopmanın intermetalik fazların olduğu yerden başladığı gözlemlenmektedir. Kaynak sonrası kopan Ni5 numunesinin kırık yüzeyinden alınan XRD analizinde Ti_2Ni , Al_3V , $Ti_{3,3}Al$ ve Al_2NiTi fazları tespit edilmiştir (Şekil 5.18). Ni ara tabaka kullanılarak yapılan kaynaklarda birleşmenin sağlamamamsının bir diğer sebebi de, ısı iletkenlik katsayıları birbirinden farklı olan malzemelerin aynı ortamda soğumaya zorlanmalarıdır. Isı girdisinin fazla olduğu uygulamalarda Ti_3Al fazı oluştuğu tespit edilmiştir ve diğer bileşiklerden daha az gevrek olduğu düşünülen bu fazın çatlamları engellediği düşünülmektedir.



El AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al 13	K-series	4.24	4.99	7.39	0.2
Ti 22	K-series	67.99	71.84	66.96	2.3
V 23	K-series	0.98	1.32	5.26	0.0
Ni 28	K-series	21.34	21.86	20.39	0.6
	Total:	93.76	100.00	100.00	

Şekil 5.17. 0.75 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni5 numunesinden alınmış kırık yüzey SEM-EDS analizi



Şekil 5.18. 0.75 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni5 numunesinden alınmış kırık yüzey XRD analizi

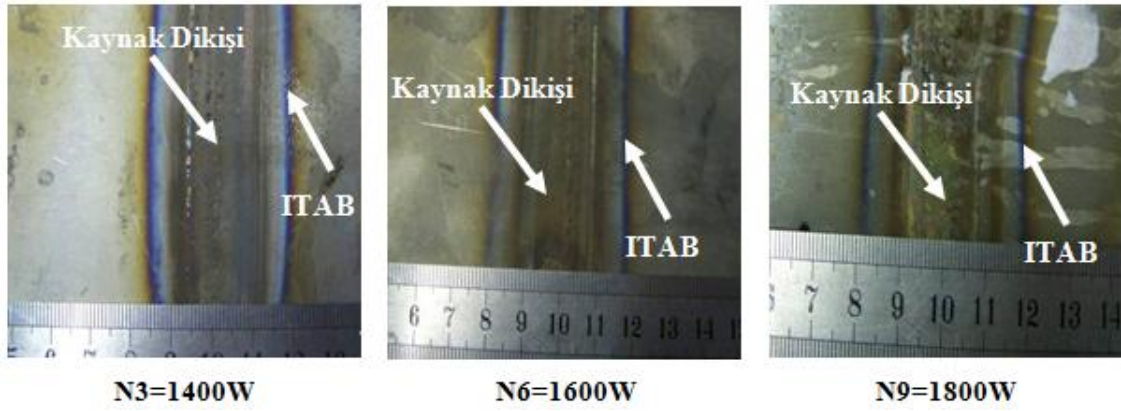
5.1.5. Ti6Al4V Çiftinin 0.5 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi

0.5 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile yapılan birleştirme işlemlerinde kullanılan işlem parametreleri Tablo 4.3 ve Tablo 4.4’de verilmiştir.

PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen Ti6Al4V çiftlerinin 0.5 m/dk ilerleme hızındaki kaynak işlemi N3, N6 ve N9 numunelerine uygulanmıştır. N3 numunesi 1400 W kaynak gücünde, N6 numunesi 1600 W kaynak gücünde ve N9 numunesi 1800 W kaynak gücünde birleştirilmiştir. Kaynak sonrası birleştirmelerin görüntüleri Şekil 5.19’da verilmiştir.

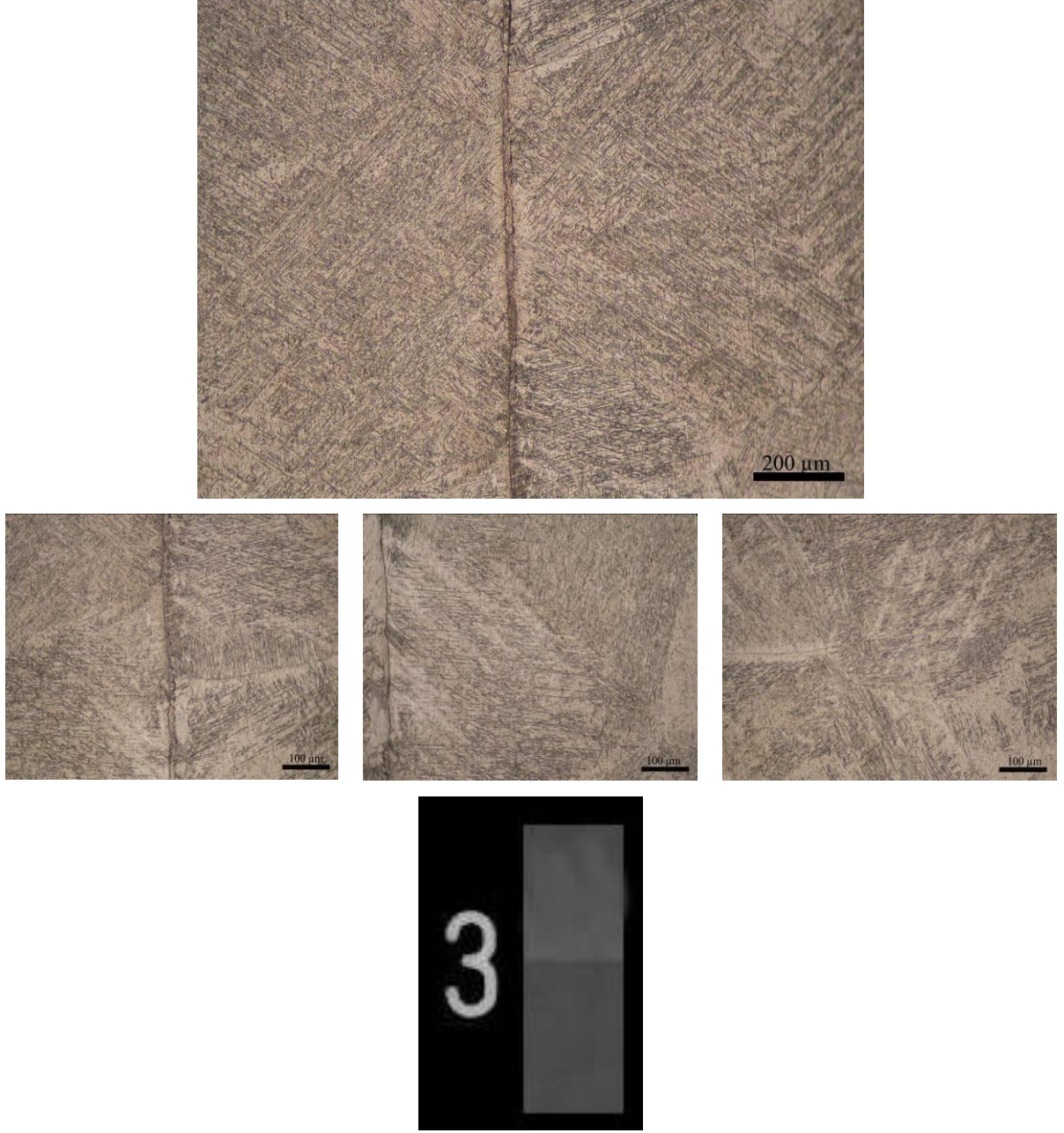
0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş numunelerin görüntüleri incelendiğinde kaynak dikişinin homojen yapıda, boşluksuz ve düzgün bir geometriye sahip olduğu görülmektedir. Dikişte makro çatlaklara rastlanmamaktadır ve ITAB belirgin olarak görülebilmektedir. Kaynak dikişi ve ITAB genişliği artan kaynak gücüne paralel artma göstermektedir. Kaynak dikişi genişliklerinin sırasıyla N3 numunesinde 13 mm, N6 numunesinde 15 mm ve N9 numunesinde 17 mm olduğu tespit edilmiştir. ITAB genişliğinin ise N3 numunesinde 30 mm, N6 numunesinde 40 mm ve N9 numunesinde 43 mm olduğu tespit edilmiştir. 1 m/dk ve 0.75 m/dk ilerleme hızında birleştirilen numuneler ile 0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilen numunelerin kaynak dikişi genişliği ve ITAB genişliği incelendiğinde, ilerleme hızının düşmesi ile kaynak dikişi genişliğinin ve ITAB

genişliğinin arttığı tespit edilmiştir.



Şekil 5.19. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin görüntüleri

Şekil 5.20, 5.21 ve 5.22’de 0.5 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile yapılan N3, N6 ve N9 numunelerinin optik görüntüleri verilmektedir. Şekillerde kaynak dikişinin genel görünümü ve bu görüntü içinden kaynak dikişi, ITAB ve ana malzemeden olmak üzere üç resim verilmiştir. PTA kaynak işlemi yapılan Ti6Al4V çiftlerine farklı kaynak gücünde uygulanan bu işlemlerde metalografik açıdan bakıldığında kaynak dikişinin homojen bir görünüme sahip olduğu ve ITAB genişliğinin uygulanan kaynak gücüne bağlı olarak arttığı gözlemlenmiştir. Ti6Al4V alaşımının ısı iletkenliğinin 6,7 W/m.K olması düşük yayınma ve dolayısıyla yavaş soğumaya sebep olmakta, bu da ITAB genişliğini arttırmaktadır (Ti6Al4V alaşımını oluşturan malzemelerin ısı iletkenlikleri; Ti: 21,9 W/m.K, Al: 237 W/m.K, V: 30,7 W/m.K, Ni: 90,9 W/m.K, Au: 318 W/m.K, Fe: 80,4 W/m.K). Optik resimler incelendiğinde görüleceği üzere kaynak dikişinden ana malzemeye doğru iri taneli yapıdan daha küçük taneli yapıya doğru bir dağılım görülmektedir. Daha çok ısı girdisi olan ve tavlama etkisi altında kalan noktalarda taneler daha iri olmuştur. Kaynak dikişi ve ITAB’da herhangi bir çatlakla rastlanmamıştır.



Şekil 5.20. Aratabakasız 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N3 numunesinin optik görüntüleri



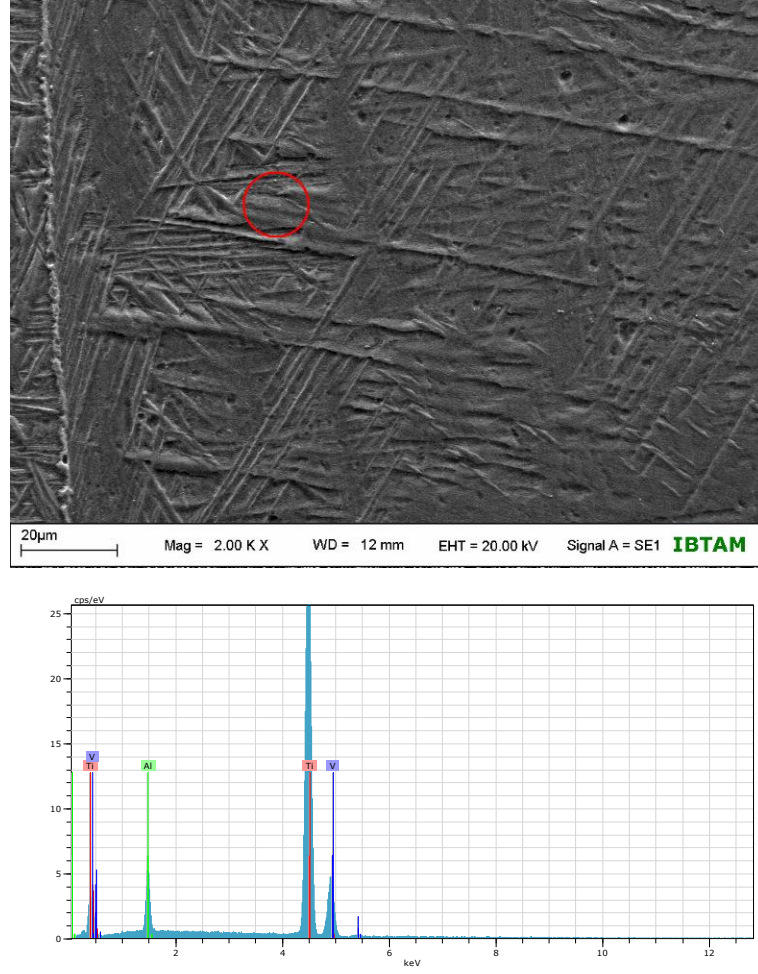
Şekil 5.21. Aratabakasız 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N6 numunesinin optik görüntüleri



Şekil 5.22. Aratabakasız 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerden N9 numunesinin optik görüntüleri

Şekil 5.23’de N6 numunesinden alınan SEM-EDS analizi ve sonuçları verilmiştir. EDS analizi alınan bölgede % 93.64 Ti, % 5.13 Al, % 1.23 V oranları tespit edilmiştir.

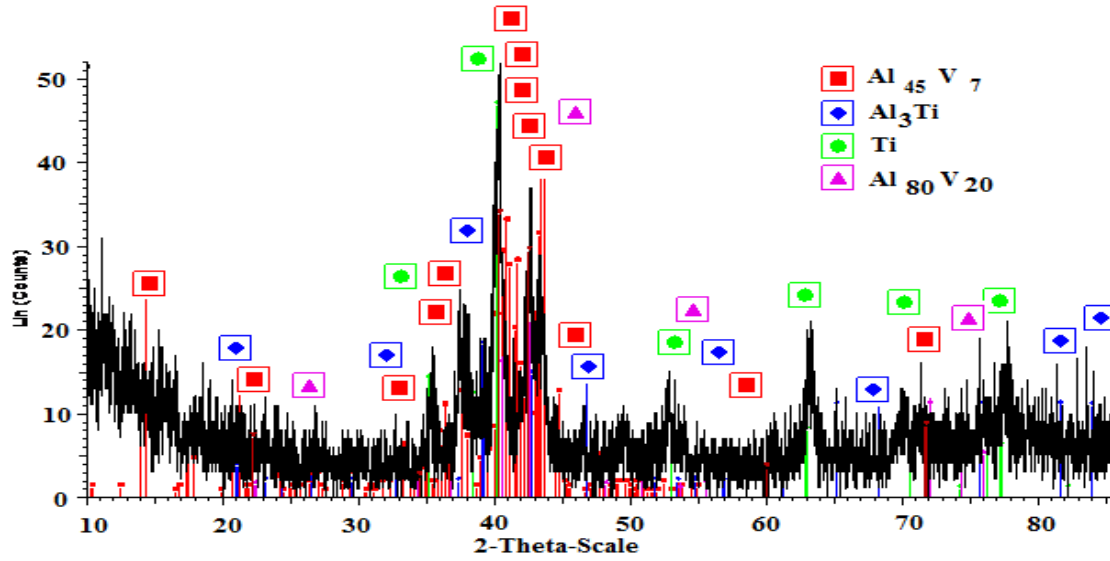
Şekil 5.20-5.23’de Ti6Al4V çiftlerinin (N2, N5 ve N8) PTA kaynak işleminde katılaşmanın ana metalden başladığı, dikişin merkezine doğru devam ettiği ve tanelerin eş eksenli olarak büyüdüğü tespit edilmiştir.



El AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error [%]
Al 13	K-series	5.25	5.13	9.09	0.3
Ti 22	K-series	86.90	93.64	89.01	2.8
V 23	K-series	1.51	1.23	1.90	0.0
	Total:	93.76	100.00	100.00	

Şekil 5.23. N6 Numunesinin SEM-EDS Analizi

Şekil 5.24’de N6 numunesinin kaynak dikişi ve ITAB bölgelerinden alınmış XRD analizi verilmiştir. N6 numunesi 0.5 m/dk ilerleme ve 1600W birleştirme gücünde PTA kaynak metodu ile birleştirilmiştir. İşlem sonrasında ilgili bölgelerde $Al_{45}V_7$, Al_3Ti , Ti ve $Al_{80}V_{20}$ fazları tespit edilmiştir. Bu intermetalik fazların yüksek sertliğe sebep oldukları düşünülmektedir.

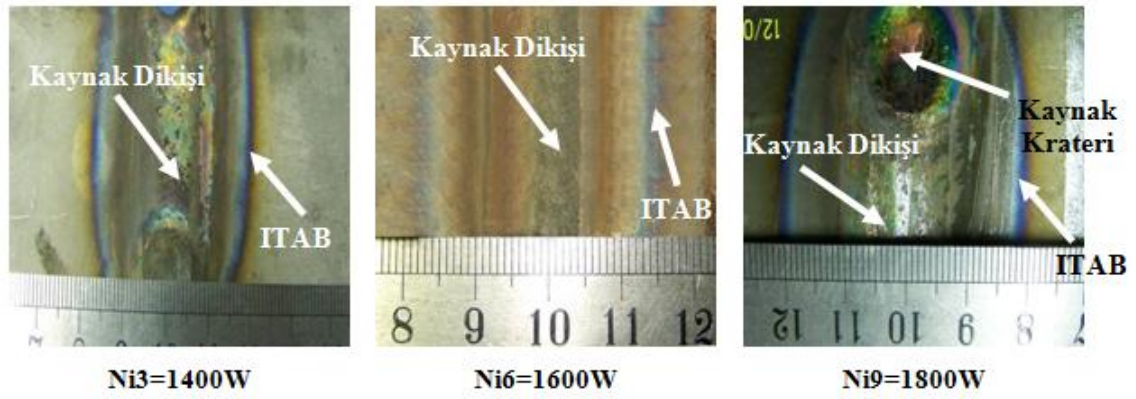


Şekil 5.24. 0.5 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış N6 numunesinden alınmış XRD analizi

5.1.6. Ni Aratabakalı Ti6Al4V Çiftinin 0.5 m/dk İlerleme Hızında Yapılan Kaynaklı Birleştirmelerin Mikroyapılarının İncelenmesi

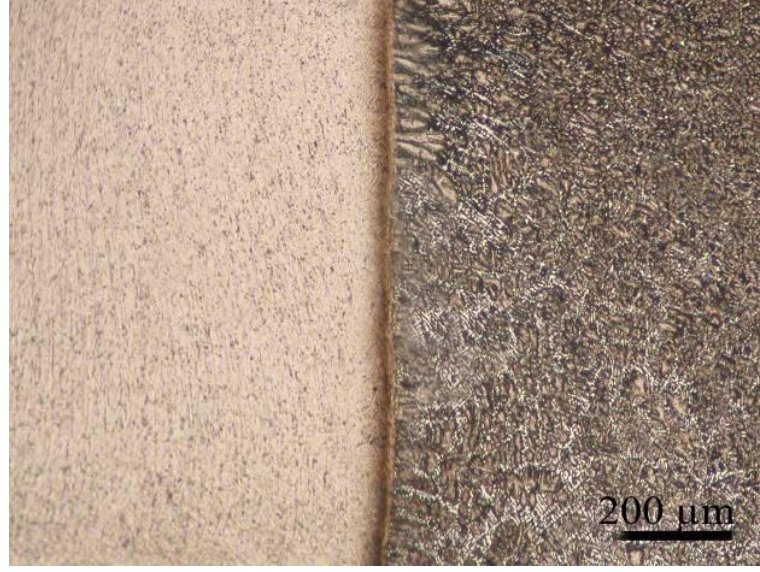
0.5 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen Ti6Al4V çiftlerinin Ni aratabaka kullanılarak PTA kaynak işlemi Ni3, Ni6 ve Ni9 numunelerine uygulanmıştır. Ni3 numunesi 1400 W kaynak gücünde, Ni6 numunesi 1600 W kaynak gücünde ve Ni9 numunesi 1800 W kaynak gücünde birleştirilmiştir. Bu numunelerde 1 mm kalınlığında Ni aratabaka kullanılmıştır. Ni aratabaka Ti6Al4V çiftlerinin arasına yerleştirilmiş ve kaynaklı birleştirme esnasında kaymaması için mekanik olarak sıkma aparatı ile sabitlenmiştir. PTA kaynağı yapılan bu numunelerin Ni3=1400, Ni6=1600 ve Ni9=1800 W kaynak gücündeki görüntüleri Şekil 5.25’de verilmiştir.

0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş numunelerin görüntüleri incelendiğinde kaynak dikişinin homojen yapıda, boşluksuz ve düzgün bir geometriye sahip olduğu görülmektedir. Gözle görülebilecek kadar büyüklükte çatlak izlenmemektedir ve ITAB belirgin bir görünümde değildir. Kaynak dikişi ve ITAB genişliği artan kaynak gücüne paralel olarak artma göstermektedir. Kaynak dikişi genişliği sırasıyla Ni3 numunesinde 11 mm, Ni6 numunesinde 12 mm ve Ni9 numunesinde 12 mm olduğu tespit edilmiştir. ITAB genişliğinin ise Ni3 numunesinde 28 mm, Ni6 numunesinde 33 mm ve Ni9 numunesinde 37 mm olarak belirlenmiştir.

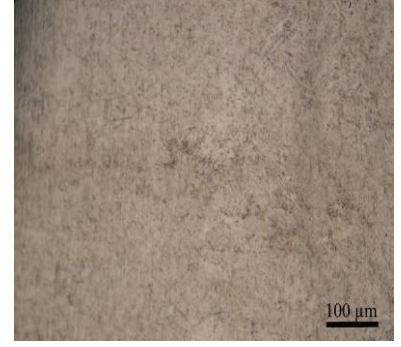
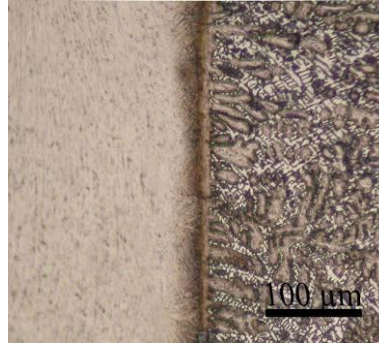
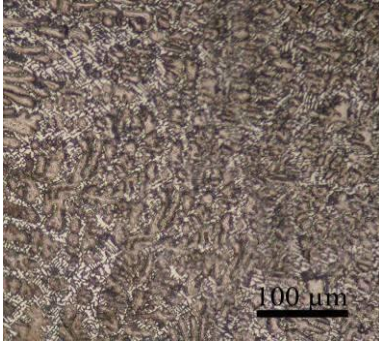
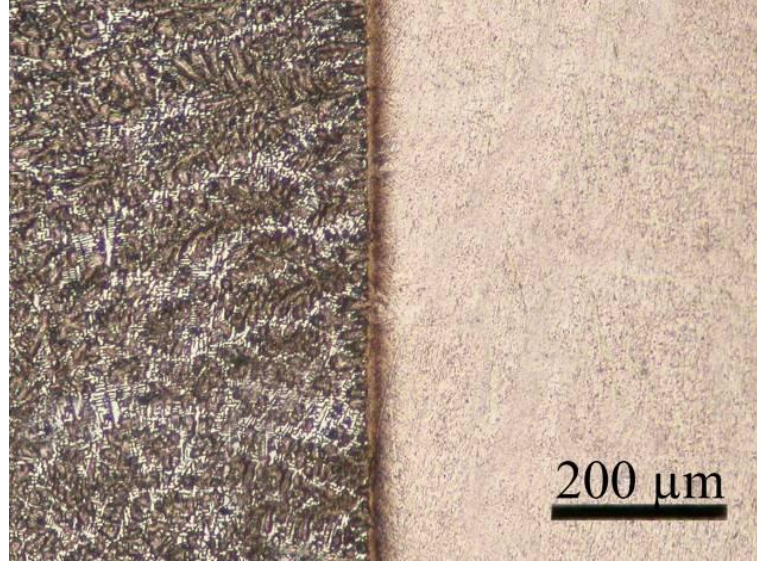


Şekil 5.25. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerin görüntüleri

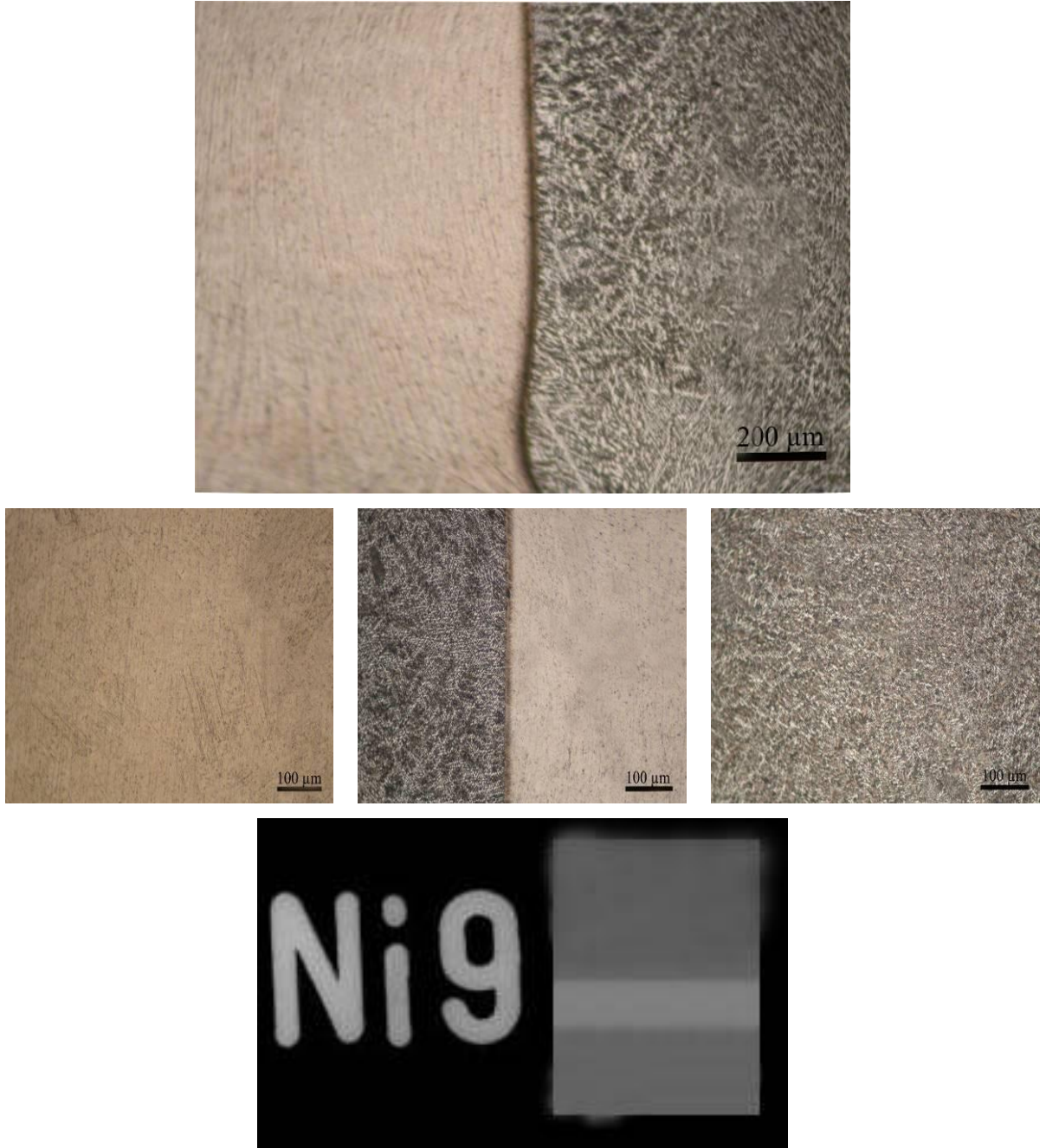
Şekil 7.20’de 0.5 m/dk ilerleme hızında PTA kaynak yöntemi ile yapılan Ni3-Ni6-Ni9 numunelerinin optik görüntüleri verilmektedir. Şekillerde kaynak dikişinin genel görünümü ve bu görüntü içinden kaynak dikişi, ITAB ve ana malzemeden olmak üzere üç resim verilmiştir. PTA kaynak yöntemi ile Ni ara tabaka kullanılarak yapılan birleştirme işleminde Ni’nin Ti6Al4V ile difüzyonu görülebilmektedir. ITAB’ın içinde kalan bölgedeki optik resimler incelendiğinde de görüleceği üzere kaynak dikişinden ana malzemeye doğru difüzyon hareketi ve tanelerde iri taneli yapıya doğru bir dağılım görülmektedir. Kaynak dikişi ve ITAB’da herhangi bir mikro çatlğa rastlanmamıştır.



Şekil 5.26. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerden Ni3 numunesinin optik görüntüleri



Şekil 5.27. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerden Ni6 numunesinin optik görüntüleri

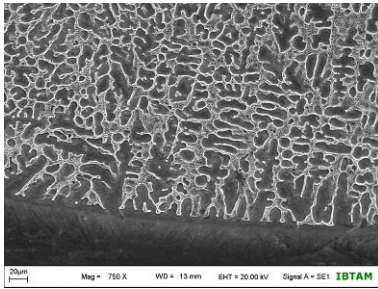


Şekil 5.28. 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerden Ni9 numunesinin optik görüntüleri

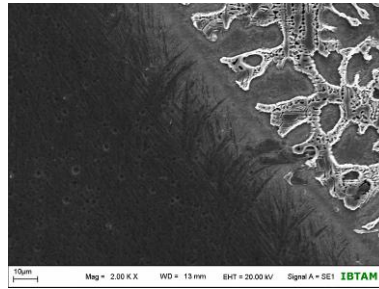
Şekil 5.26-5.28’de beyaz olarak görülen bölge Ni aratabaka tarafı, siyah olarak görülen bölge ise Ti6Al4V alaşımının olduğu taraftır.

Şekil 5.29’da Ni aratabakalı 0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş numunelerin SEM görüntülerindeki Ni ile Ti6Al4V arasındaki difüzyon haritası çıkarılmış ve malzemelerin difüzyonu Şekil 5.30’da verilmiştir. Birleştirme işleminden sonra her iki yönde de difüzyon hareketi olmaktadır. Çünkü Şekil 5.30’da Ni6 numunesinde Ni’li

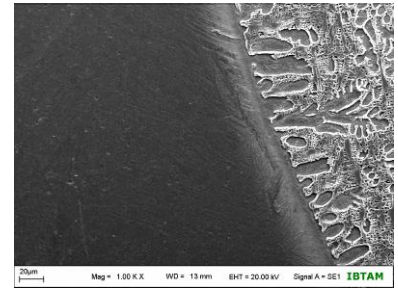
tabakaya doğru noktasal olarak alınan EDS analizlerindeki % element oranları grafik üzerinde değerlendirilerek Şekil 5.30'daki difüzyon haritası elde edilmiştir. Şekil 5.29'da görüldüğü gibi Ni ara tabakalı kısma doğru gidildikçe Ti oranında azalma Ni oranında ise artış görülmektedir. Bunun nedeninin Ni'in Ti'ye afinitesinin yüksek olması ve buna bağlı olarak intermetalik fazların oluşma ihtimalinin artması olduğu düşünülmektedir. V ve Al oranlarında fazla bir değişim olmamıştır.



Ni3=1400 W

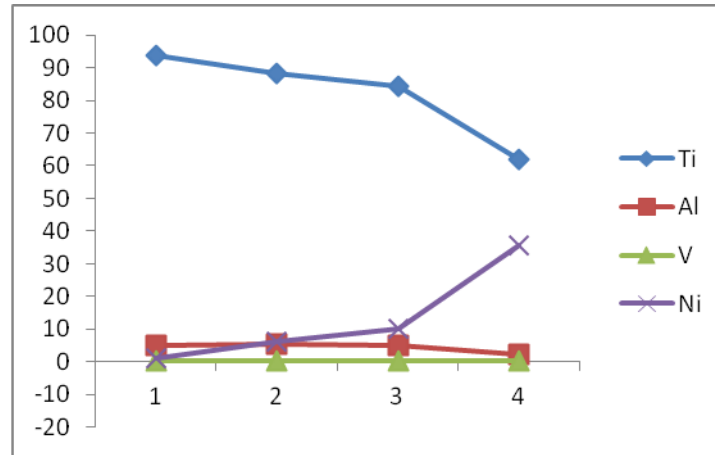


Ni6=1600 W



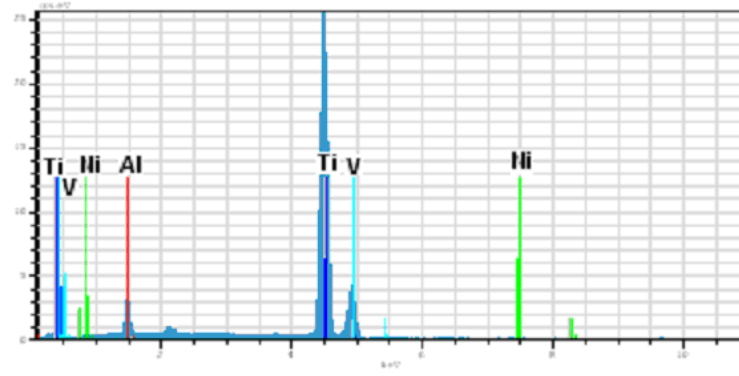
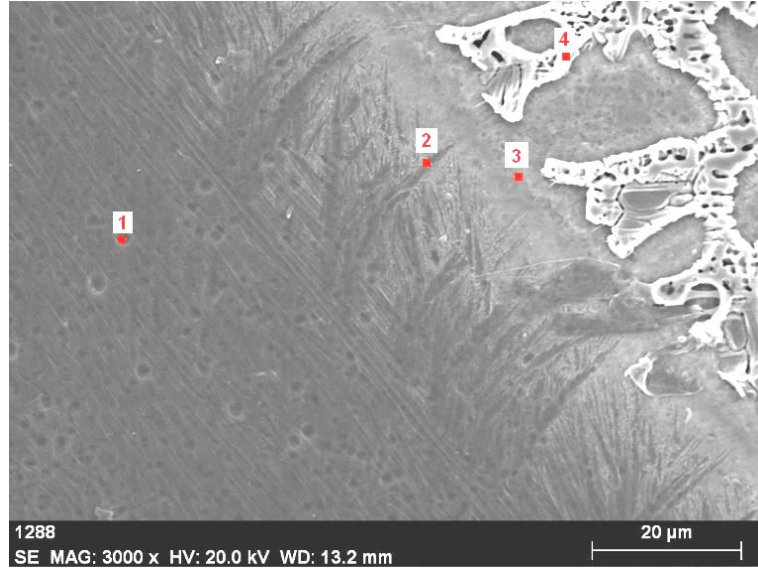
Ni9=1800 W

Şekil 5.29. Ni aratabakalı 0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilen numunelerin SEM görüntüleri



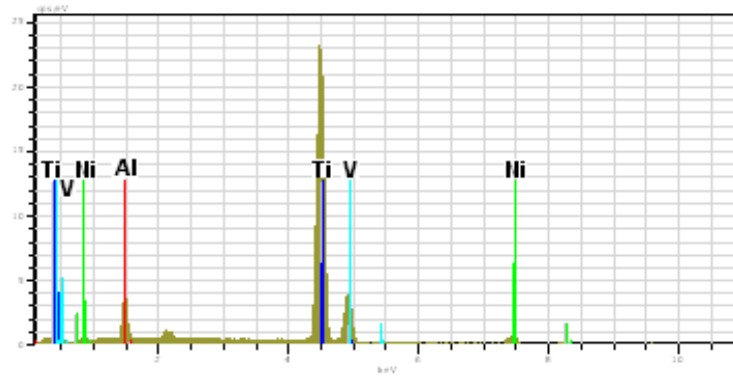
Şekil 5.30. Ni6 numunesinden alınmış EDS analizine ait difüzyon haritası

Şekil 5.31'de Ni6 numunesinden alınan SEM-EDS analizi ve sonuçları verilmiştir. EDS analizleri Ti6Al4V'den Ni aratabakaya doğru dört noktadan alınmıştır. Kaynak dikişinden ana malzemeye doğru Ni oranı azalmıştır ve ana malzeme tarafında dentritik katılaşma belirgin bir şekilde görülmektedir. Ana malzemenin olduğu bölgelerde ise yer yer Ti_2Ni ve $\alpha-Ti$ olduğu tespit edilmiştir. Ti6Al4V alaşımının EDS analizlerine bakıldığında 2 numaralı bölgede Ti oranındaki azalma belirginleşmeye başlamıştır.



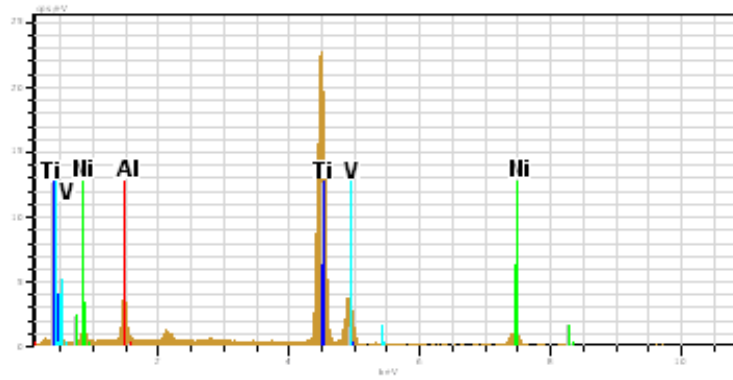
1 Nolu Noktadan Alınan EDS Analiz Sonucu

El AN	Series	unn. C[wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C[at.%]	Error[%]
Al 13	K-series	4.62	5.08	8.68	0.3
Ti 22	K-series	85.07	93.59	90.22	2.8
V 23	K-series	0.38	0.41	0.37	0.0
Ni 28	K-series	0.84	0.92	0.73	0.1
	Total:	90.90	100.00	100.00	



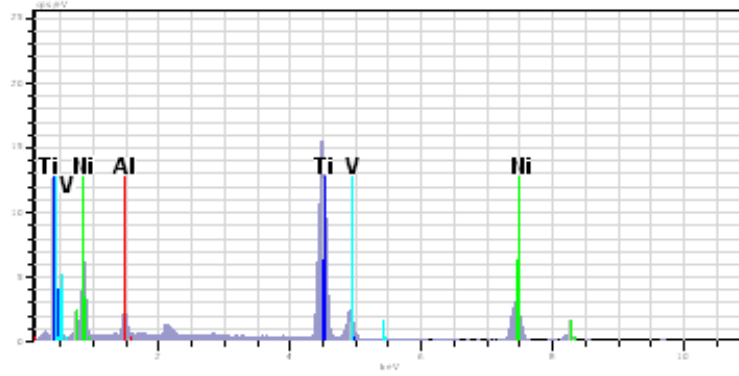
2 Nolu Noktadan Alınan EDS Analiz Sonucu

El AN	Series	unn. C[wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C[at.%]	Error[%]
Al 13	K-series	4.66	5.23	9.01	0.3
Ti 22	K-series	78.82	88.40	85.89	2.7
V 23	K-series	0.31	0.34	0.32	0.0
Ni 28	K-series	5.37	6.03	4.78	0.2
	Total:	89.16	100.00	100.00	



3 Nolu Noktadan Alınan EDS Analiz Sonucu

El AN	Series	unn. C[wt.%]	norm. C[wt.%]	Atom. C[at.%]	Error[%]
Al 13	K-series	4.36	4.97	8.66	0.2
Ti 22	K-series	74.09	84.47	82.84	2.5
V 23	K-series	0.40	0.45	0.42	0.0
Ni 28	K-series	8.86	10.10	8.08	0.3
	Total:	87.72	100.00	100.00	

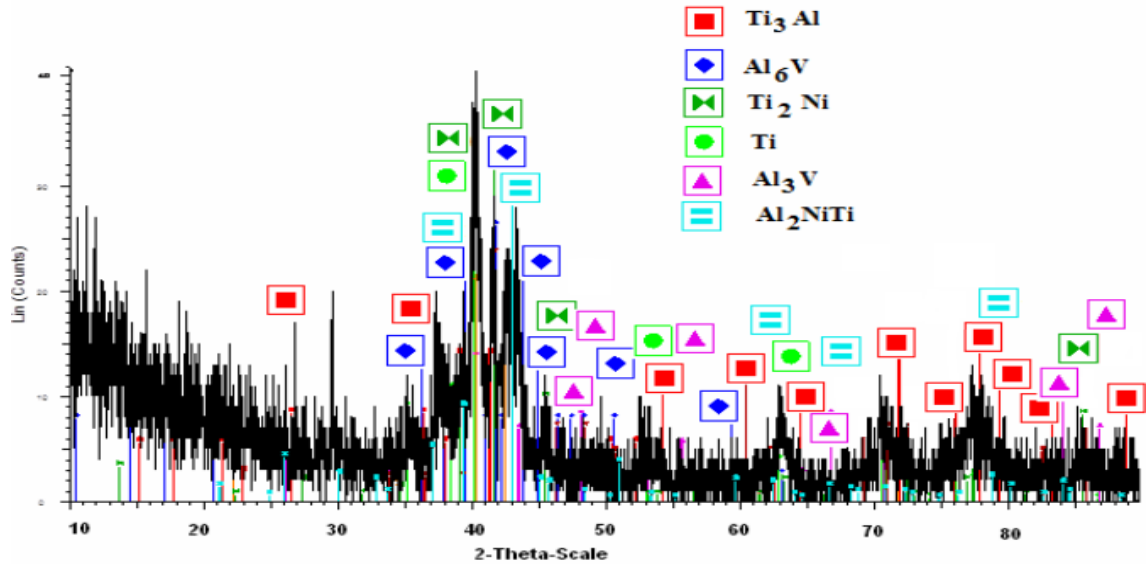


4 Nolu Noktadan Alınan EDS Analiz Sonucu

El AN	Series	unn. C[wt.%]	norm. C[wt.%]	Atom. C[at.%]	Error[%]
Al 13	K-series	1.96	2.22	4.14	0.1
Ti 22	K-series	54.65	61.92	65.08	2.0
V 23	K-series	0.20	0.22	0.22	0.0
Ni 28	K-series	31.45	35.64	30.56	0.9
	Total:	88.26	100.00	100.00	

Şekil 5.31. Ni6 numunesinin SEM-EDS analizi

Şekil 5.32'de Ni6 numunesinin kaynak dikişi ve ITAB bölgelerinden alınmış XRD analizi verilmiştir. Ni6 numunesi 0.50 m/dk ilerleme ve 1600W birleştirme gücünde PTA kaynak metodu ile birleştirilmiştir. İşlem sonrasında ilgili bölgelerde Ti_3Al , Al_6V , Ti_2Ni , Ti , Al_3V , Al_2NiTi fazları tespit edilmiştir. Bu intermetalik fazların yüksek sertliğe sebep oldukları düşünülmektedir.

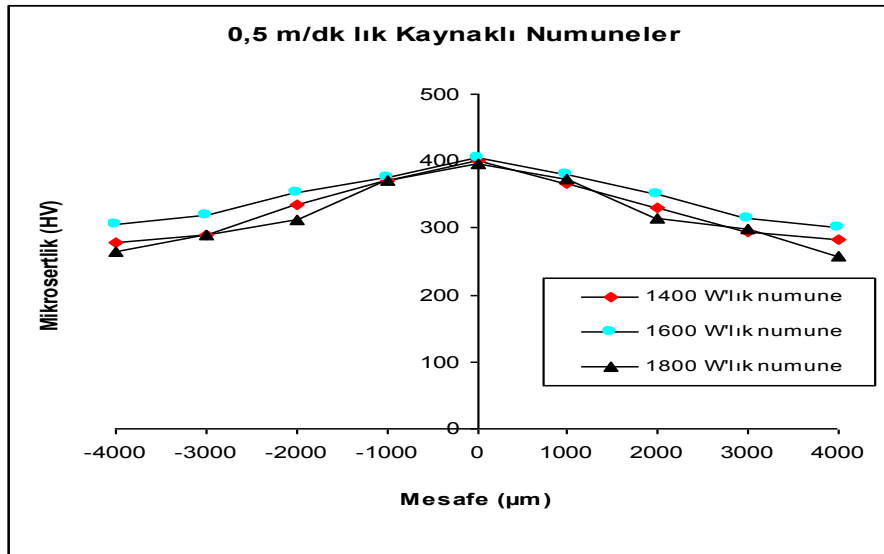
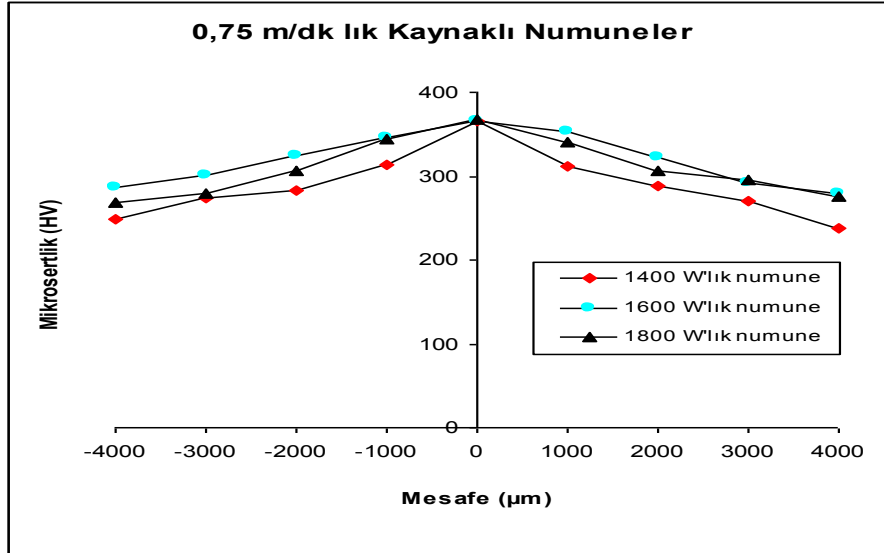
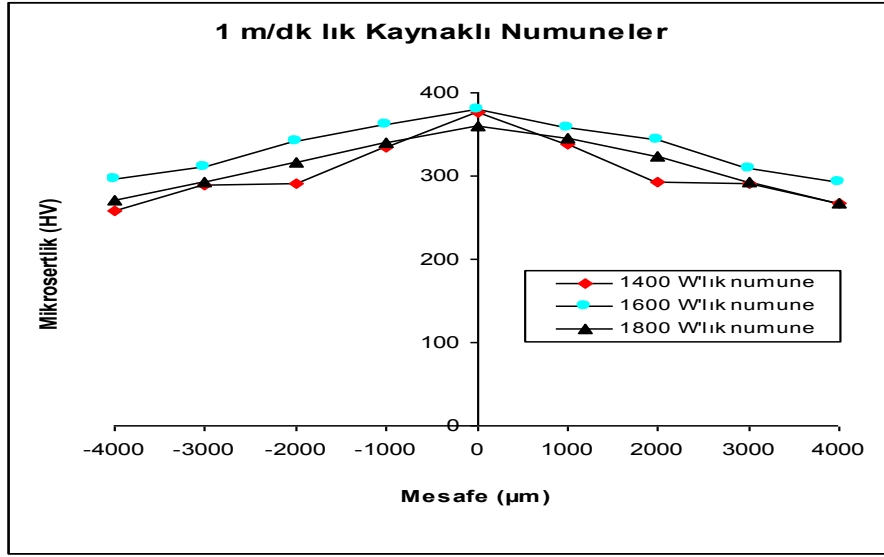


Şekil 5.32. 0.5 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış Ni aratabakalı Ni6 numunesinden alınmış XRD analizi

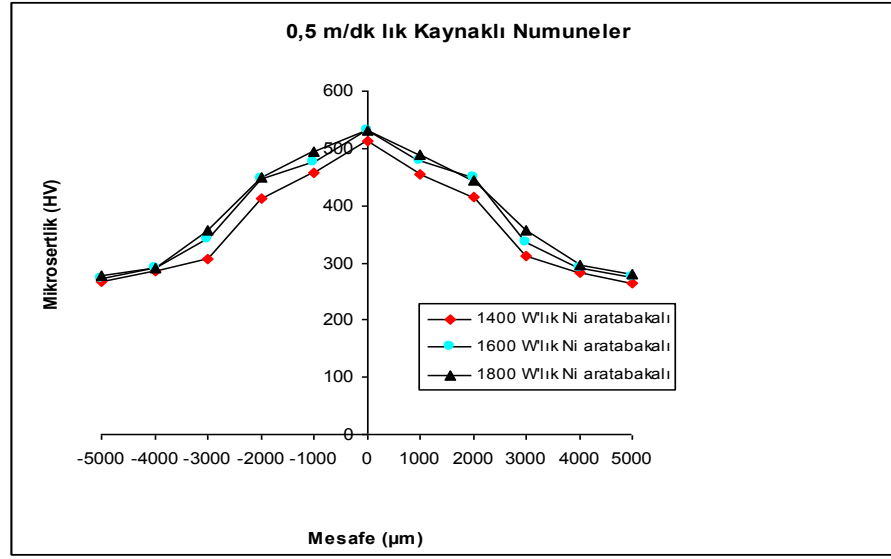
5.2. Ti6Al4V Çifti ve Ni Aratabakalı Çiftlerin Kaynaklı Birleştirmelerin Mikrosertliklerinin İncelenmesi

Şekil 5.33 ve Şekil 5.34’de PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmiş numunelerin mikrosertlik değerleri verilmiştir.

Şekiller incelendiğinde mikrosertlik değerleri bütün gruplarda birleşme bölgesinde en yüksek değerine ulaşmaktadır. En yüksek mikrosertlik değeri 0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş Ni aratabakalı numunelerde (Ni3, Ni6 ve Ni9) tespit edilmiştir. En yüksek sertlik değeri Ni aratabakalı 1800 W birleştirme gücündeki Ni9 numunesinde 532 HV olarak ölçülmüştür. Bu numunede mikrosertliğin yüksek çıkmasına Ti (α -Ti), Al₆V, Al₃V, Ti₂Ni, Al₂NiTi, Ti₃Al fazlarının neden olduğu düşünülmektedir. 1 m/dk ve 0.75 m/dk ilerleme hızlarında yapılan Ni aratabakalı kaynaklarda birleşme oluşmadığından mikrosertlik değerleri alınmamıştır. Birleşme bölgelerinin sertlik değerleri; 1 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış N1 numunesinde 366 HV, N4 numunesinde 365 HV ve N7 numunesinde 367 HV olarak tespit edilmiştir. 0.75 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış N2 numunesinde 377 HV, N5 numunesinde 380 HV ve N8 numunesinde 360 HV olarak tespit edilmiştir. 0.5 m/dk ilerleme hızında kaynak yapılmış N3 numunesinde 400 HV, N6 numunesinde 406 HV, N9 numunesinde 395 HV olarak, 0.5 m/dk ilerleme hızında Ni aratabakalı kaynaklı birleştirmelerde Ni3 numunesinde 513 HV, Ni6 numunesinde 530 HV ve Ni6 numunesinde 532 HV olarak tespit edilmiştir.



Şekil 5.33. Aratabakasız PTA kaynaklı Ti6Al4V numunelerin mikrosertlik grafikleri



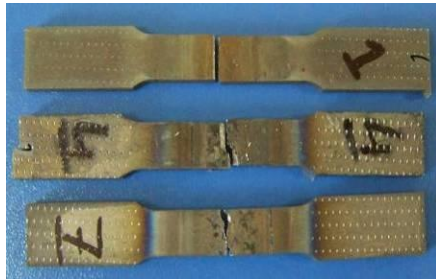
Şekil 5.34. Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin mikrosertlik grafikleri

1 ve 0.75 m/dk ilerleme hızı altında yapılan kaynaklı birleştirmelerde kesit boyunca sertlik değerleri fazla değişmezken, 0.5 m/dk ilerleme hızında yapılan Ni aratabakalı birleştirmelerde; birleşme bölgesinde Ni'in Ti ile oluşturduğu intermetalik fazların çoğalması ve Ti'un Ni içerisinde difüzyon hızının yavaş olması nedenleri ile, dikiş kısmında sertlik bir miktar artarken dikişten uzaklaştıkça sertlik değeri daha hızlı bir düşüş göstermektedir. Son sertlik değerleri kaynakla birleştirilen parçaların orijinal değerlerine sahip olmaktadır.

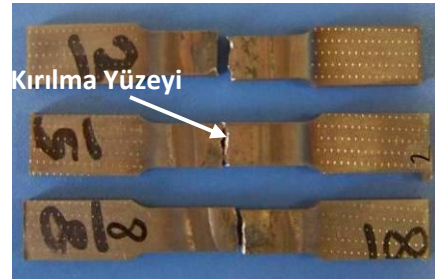
5.3. Ti6Al4V Çifti ve Ni Aratabakalı Çiftlerin PTA Kaynaklı Birleştirmelerin Çekme Dayanımlarının İncelenmesi

PTA yöntemiyle birleştirilmiş Ti6Al4V çiftlerinin kaynak dikişlerinin yük taşıma yeteneği ile yükleme sırasındaki şekil değiştirme davranışını belirlemek için çekme deneyi yapılmıştır. Elde edilen değerler ana malzemenin (Ti6Al4V alaşımı) çekme dayanımı ile kıyaslanarak verilmiştir. Çekme numuneleri kaynak dikişine dik doğrultuda imal edilmiştir.

Şekil 5.35’de PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmiş aratabakasız Ti6Al4V çiftlerinin çekme deneyi sonrası resimleri verilmiştir. Aratabakasız Ti6Al4V numunelere uygulanan çekme testi sonucunda elde veriler incelendiğinde bütün numunelerin belli bir akma göstermeksizin gevrek kırıldıkları ve bu kırılmaların genelde kaynak metali ortasında gerçekleştiği Şekil 5.35’de görülmektedir. Numunelerin ulaştığı maksimum çekme gerilme değerleri Tablo 5.1’de verilmiştir.



1 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş



0.75 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş



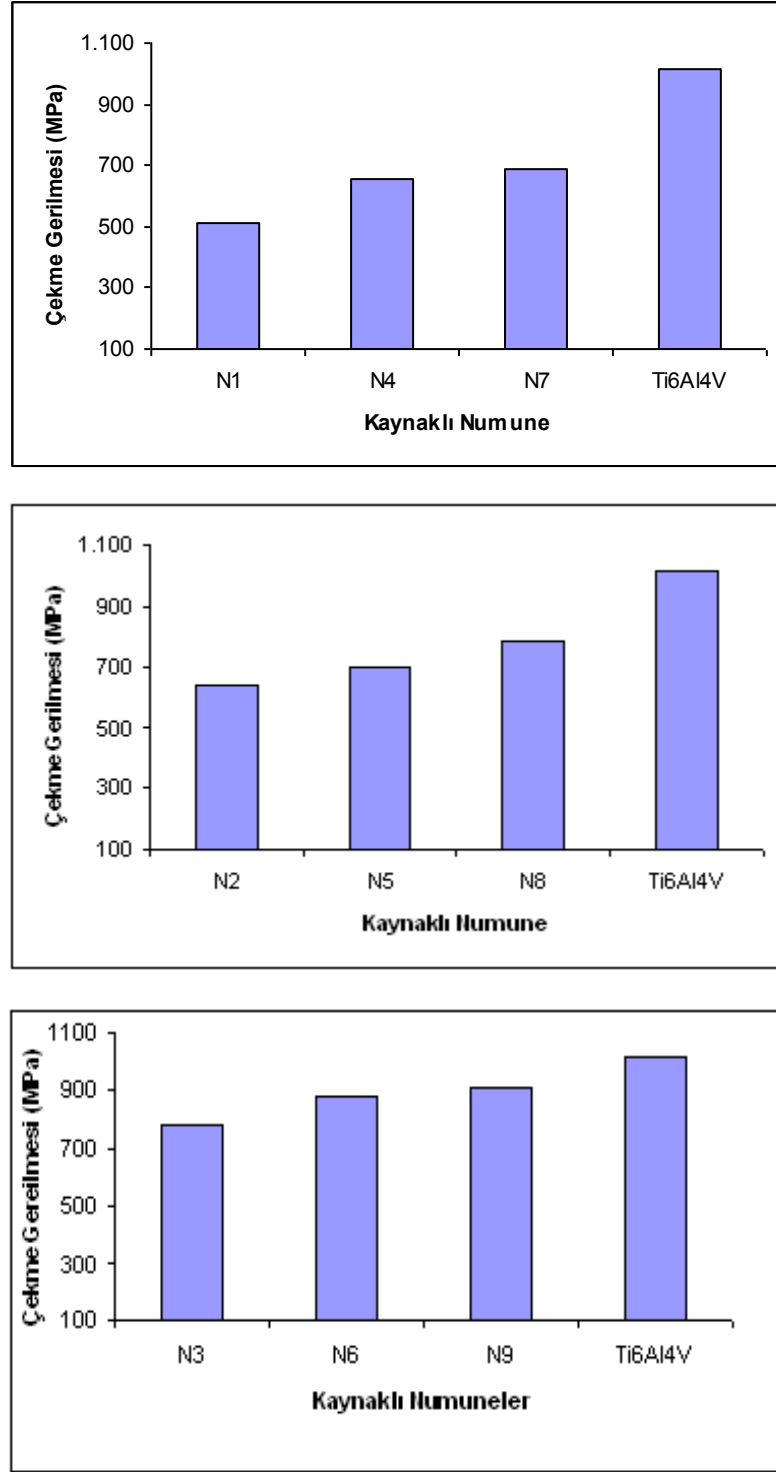
0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş

Şekil 5.35. Aratabakasız PTA kaynaklı Ti6Al4V numunelerin çekme sonrası resimleri

Tablo 5.1. Aratabakasız PTA kaynaklı Ti6Al4V numunelerin çekme deneyi sonuçları

Numune No	Kaynak Gücü (W)	İlerleme Hızı (m/dk)	Çekme Gerilmesi (MPa)
N1	1400	1	513
N4	1600	1	658
N7	1800	1	691
N2	1400	0.75	642
N5	1600	0.75	702
N8	1800	0.75	789
N3	1400	0.5	784
N6	1600	0.5	878
N9	1800	0.5	918

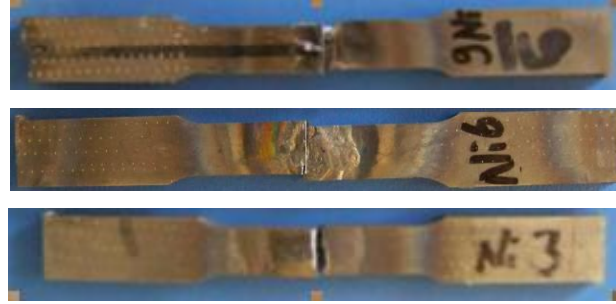
Şekil 5.36’da aratabakasız birleştirilmiş Ti6Al4V çiftlerinin maksimum gerilme değerleri grafikte verilmiştir. Şekil 5.36’da verilen kaynaklı numunelerin çekme dayanım değerleri kaynak gücü açısından incelendiğinde; bütün gruplarda artan kaynak gücüne paralel olarak çekme dayanımlarında belirli bir artış gözlenmiştir. Yine elde edilen değerler kaynak ilerleme hızı açısından incelendiğinde; kaynak ilerleme hızı yükseldikçe çekme dayanımlarının azaldığı görülmektedir. Grafikten de görüldüğü gibi artan kaynak gücüne paralel olarak maksimum çekme değerlerinde artış görülmüştür. Ancak kaynaklı numunelerde en iyi birleştirme değeri çekme gerilmesi uygulanan numuneler içinde kaynaksız standart numuneye en yakın değerlere sahip olan numunedir ilkesi ile N9 numunesi çekme dayanımı açısından en iyi birleştirmenin olduğu numunedir. N9 numunesinde çekme gerilme değeri 918 MPa olarak ölçülmüştür. Bunun nedeninin düşük ilerleme ve yüksek kaynak gücüyle yapılan birleştirmelerde kaynak dikişi kalitesinden, hızlı soğumaya bağlı gerginlik artışından ve nüfuziyetteki homojen yapıdan kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 5.36. Aratabakasız birleştirilmiş Ti6Al4V çiftlerinin maksimum gerilme değerleri

Şekil 5.37’de PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmiş Ni aratabakalı Ti6Al4V malzeme çiftlerinin (Ni3, Ni6 ve Ni9) çekme deneyi sonrası resimleri verilmiştir. Çekme numuneleri kaynak dikişine dik doğrultuda imal edilmiştir. Bu numunelerde de kopma kaynak dikişinin ortasından meydana gelmiştir. Ni aratabakalı Ti6Al4V numunelere

uygulanan çekme testi sonucunda elde veriler incelendiğinde bütün numunelerin belli bir akma göstermeksizin gevrek kırıldıkları ve bu kırılmaların genelde kaynak metali ortasında gerçekleştiği Şekil 5.37’de görülmektedir. Numunelerin ulaştığı maksimum çekme gerilme değerleri Tablo 5.2’de verilmiştir.



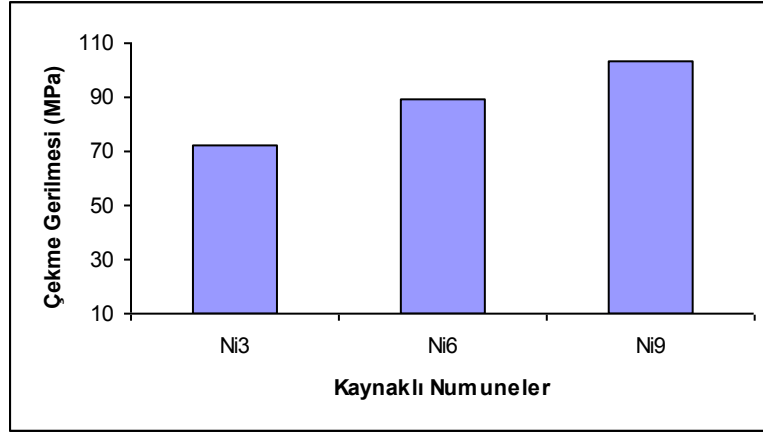
0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilen numuneler

Şekil 5.37. Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin çekme sonrası resimleri

Tablo 5.2 Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin çekme deneyi sonuçları

Numune No	Kaynak Gücü (W)	İlerleme Hızı (m/dk)	Çekme Gerilmesi (MPa)
Ni3	1400	0.5	72
Ni6	1600	0.5	89
Ni9	1800	0.5	103

Şekil 5.38’de Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin çekme dayanımı grafikleri verilmiştir. Artan kaynak gücüne paralel olarak maksimum çekme gerilmesinin arttığı görülmektedir. Ni aratabakalı birleştirilen bu numunelerde de akma sınırı göstermeksizin gevrek kopmalar olmuştur. Ancak aratabakasız kaynak numunelerine ait maksimum çekme gerilmesi değerleriyle kıyaslandığında elde edilen bu verilerin çok düşük olduğu görülmektedir. Bunun nedeninin Ni aratabakalı kaynak dikişinde oluşan yüksek sertlik değerine sahip intermetalik fazlar olduğu düşünülmektedir.



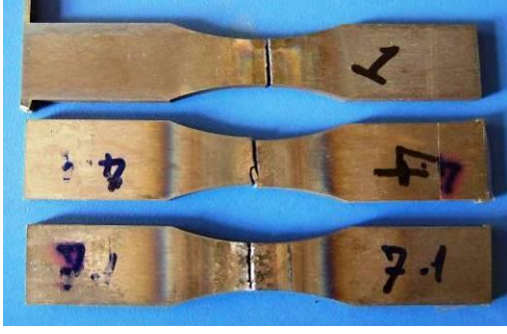
Şekil 5.38. Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin çekme dayanımı grafikleri

5.4. Ti6Al4V Çifti ve Ni Aratabakalı Çiftlerin Kaynaklı Birleştirmelerin Yorulma Dayanımlarının İncelenmesi

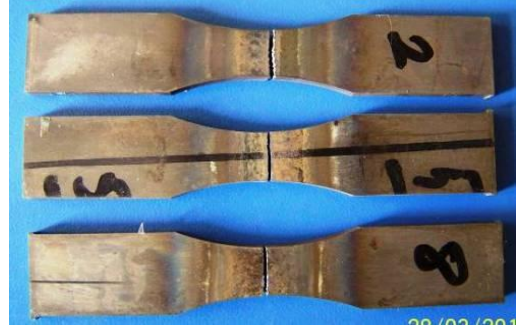
PTA yöntemiyle birleştirilmiş Ti6Al4V çiftlerinin kaynak dikişlerinin levhalara uygulanan aksenal yorulma davranışını tespit edebilmek için yorulma deneyi yapılmıştır. Elde edilen değerler standart olarak kabul edilen Ti6Al4V alaşımından imal edilen standart numunesi ile kıyaslanarak değerlendirilmiştir. Yorulma deneyinde kullanılan kaynaklı numune ölçüleri Şekil 4.9’da gösterilmiştir.

Şekil 5.39 ve Şekil 5.40’da PTA kaynak yöntemiyle birleştirilmiş aratabakasız ve Ni aratabakalı Ti6Al4V çiftlerinin yorulma deneyi sonrası resimleri verilmiştir. Yorulma deneyi numuneleri kaynak dikişine dik doğrultuda imal edilmiştir.

Bilindiği gibi yorulma kırıkları plastik şekil değiştirme, çekme gerilmesi ve yorulma çevirimli gerilmenin aynı zamanda tesiri ile ortaya çıkmaktadır. Bu nedenle bu üç faktörün meydana gelmemesi halinde, yorulma çatlakları meydana gelmeyecek ve ilerlemeyecektir. Belirli bir gerilme genliği altında uygulanan çevrim, malzemede şekil değiştirme çatlakların başlamasında ve aralıklarla uygulanan çekme gerilmeleri ise oluşan bu çatlakların ilerlemesinde etkili olmaktadır. Bu doğrultuda yorulma mekanizmasına tesir eden temel faktörlerin biri de plastik deformasyondur (Sarsılmaz, 2008).



1 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş



0.75 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş



0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş

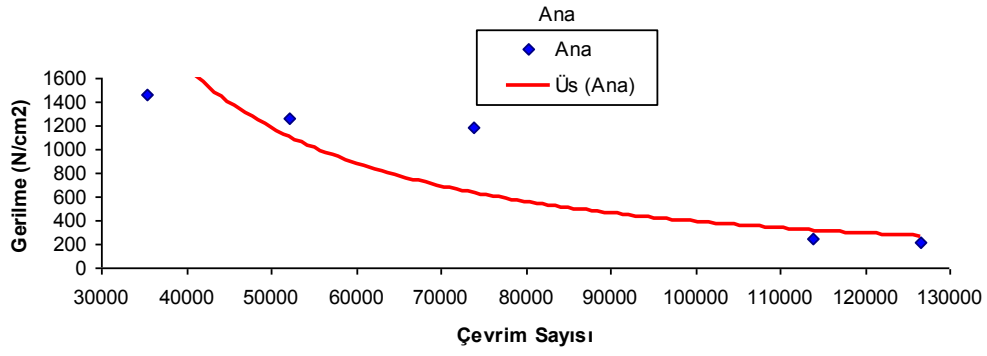
Şekil 5.39. Aratabakasız PTA kaynaklı Ti6Al4V numunelerin yorulma sonrası resimleri



0.5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş

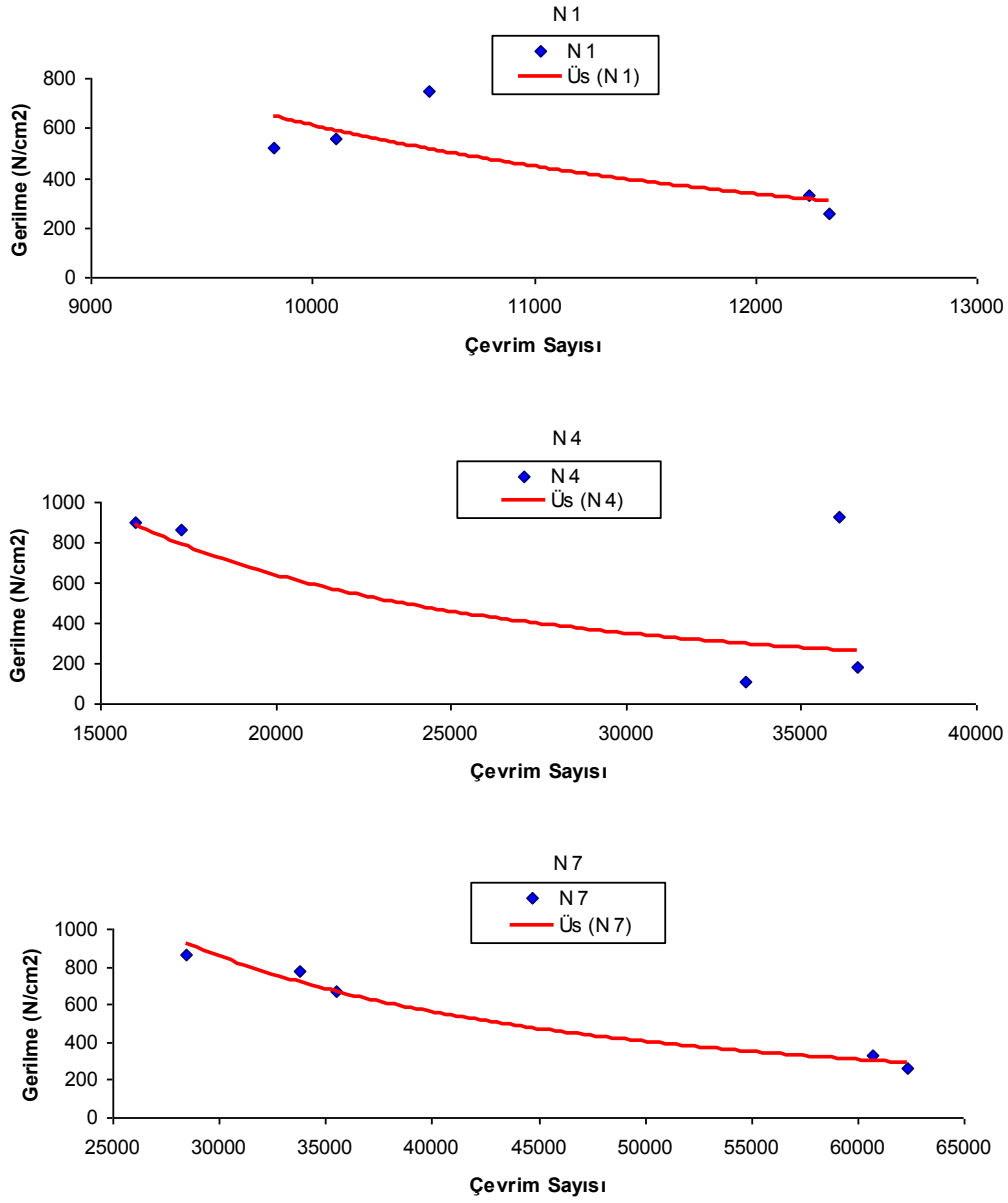
Şekil 5.40. Ni aratabakalı PTA kaynaklı numunelerin yorulma sonrası resimleri

Şekil 5.41’de deneylerde kullanılan Ti6Al4V alaşımının herhangi bir işlem yapılmadan gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafiği verilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerden sonra elde edilen diğer değerlendirmeler bu ana malzemeyle kıyaslanarak değerlendirilmiştir.



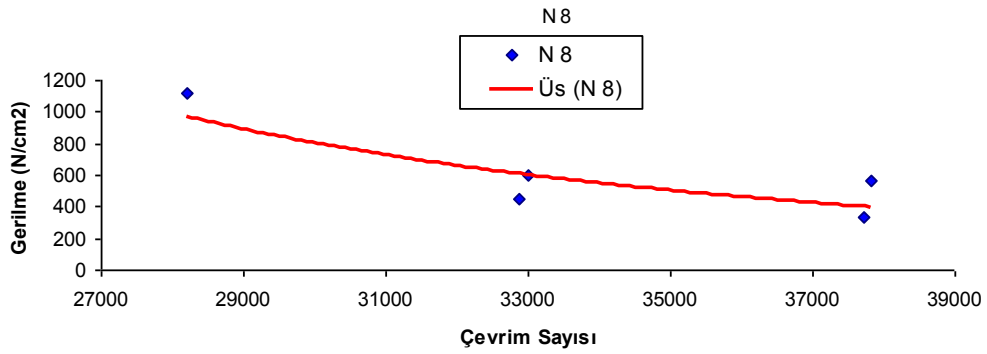
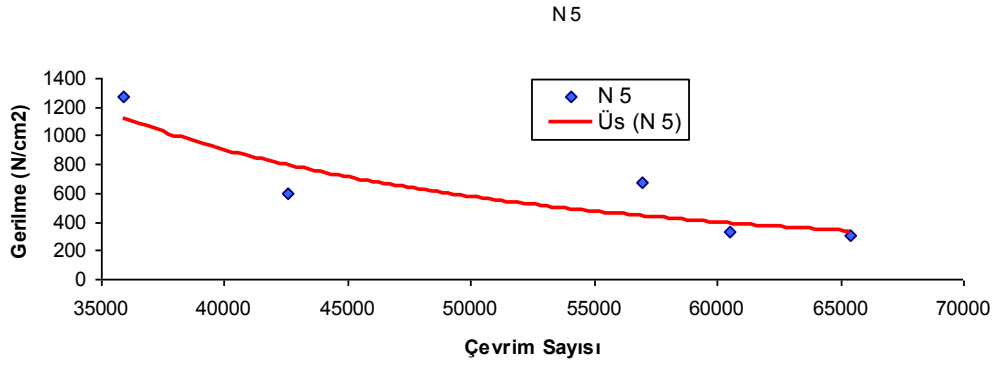
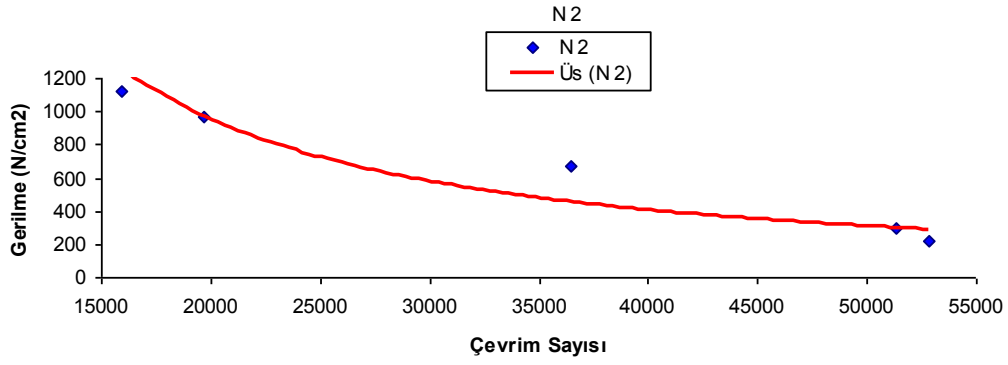
Şekil 5.41. Ti6Al4V alaşımının gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafiği

N1, N4 ve N7 numunelerinin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri Şekil 5.42’de verilmiştir. Elde edilen veriler incelendiğinde N1 numunesinin 12335 çevrimde ve 260.31 N/cm² gerilimde koptuğu, N4 numunesinin 36580 çevrimde ve 180.79 N/cm² gerilimde koptuğu ve N7 numunesinin 62346 çevrimde ve 260.31 N/cm² gerilimde koptuğu tespit edilmiştir.



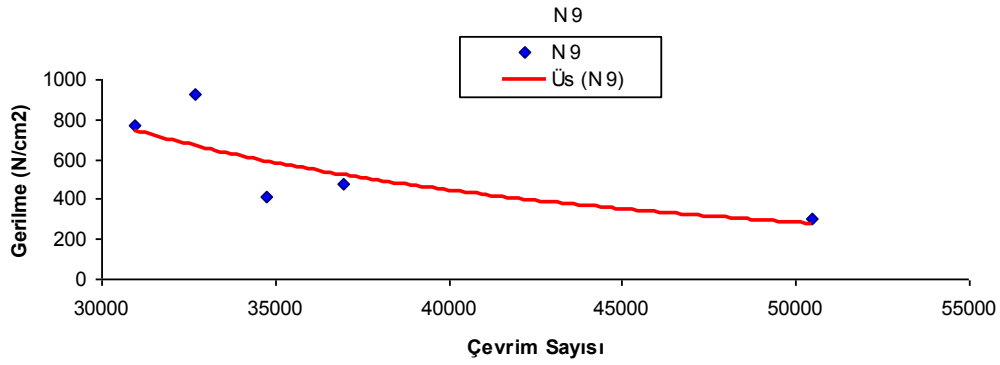
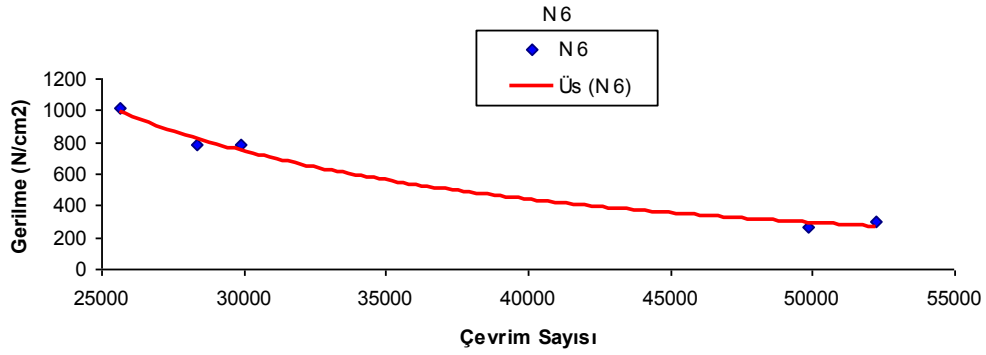
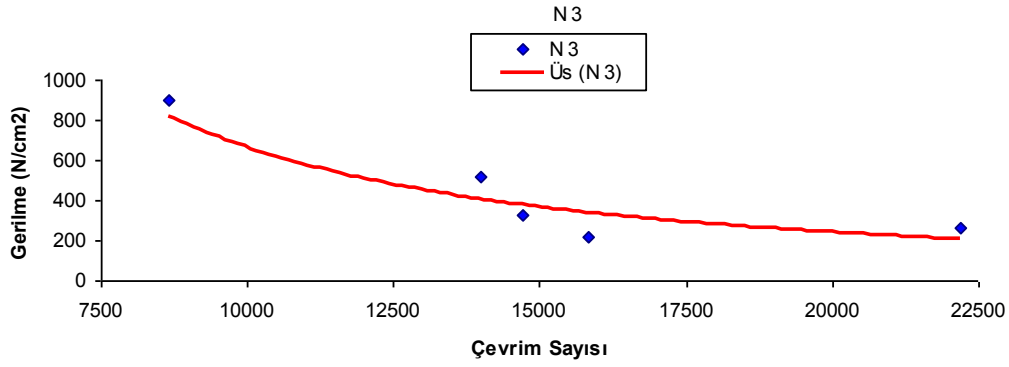
Şekil 5.42. 1 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş aratabakasız numunelerin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri

N2, N5 ve N8 numunelerinin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri Şekil 5.43’de verilmiştir. Elde edilen veriler incelendiğinde N2 numunesinin 52852 çevrimde ve 220.55 N/cm² gerilimde koptuğu, N5 numunesinin 65398 çevrimde ve 300.07 N/cm² gerilimde koptuğu ve N8 numunesinin 37813 çevrimde ve 560.39 N/cm² gerilimde koptuğu tespit edilmiştir.



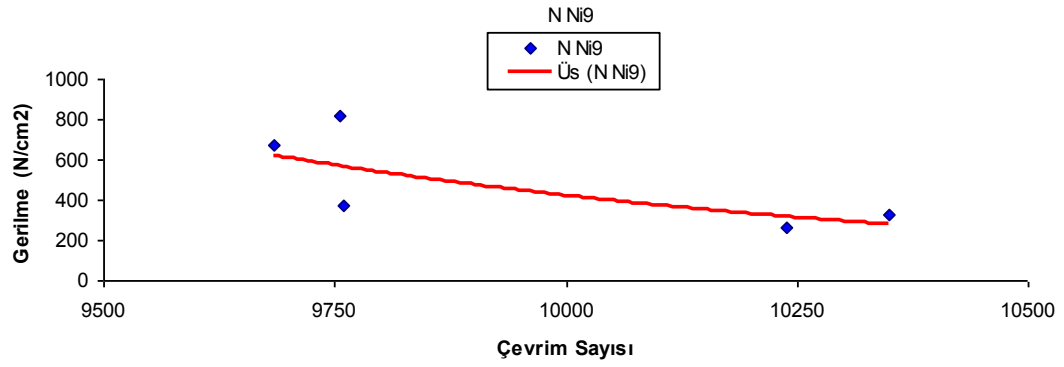
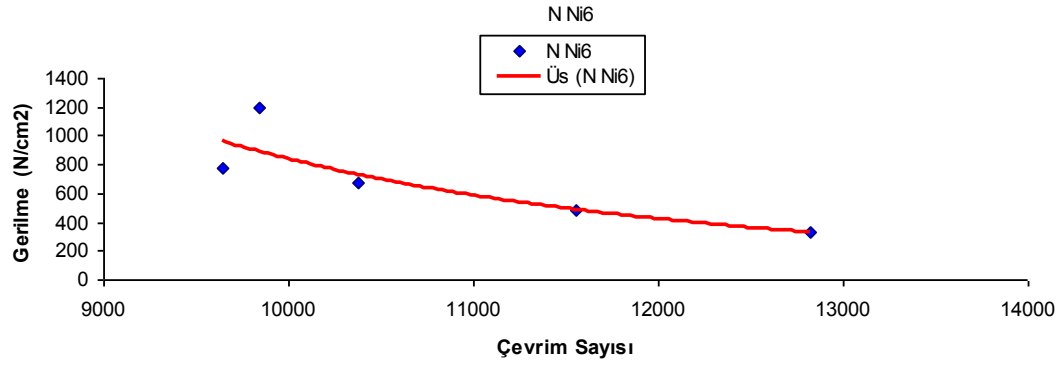
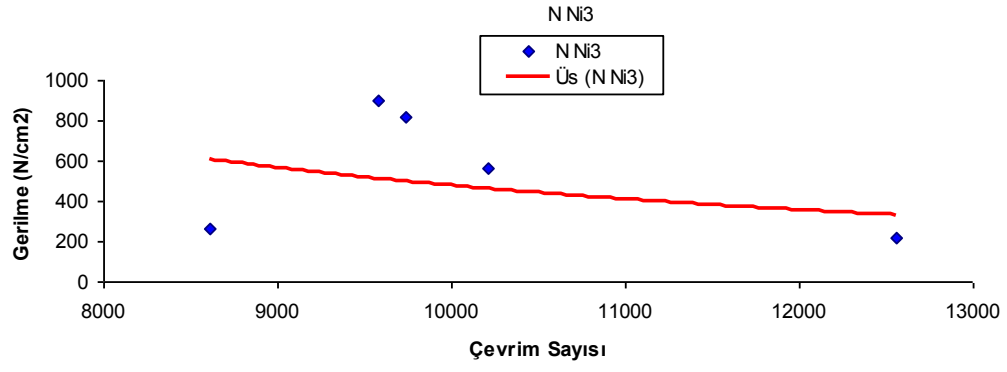
Şekil 5.43. 0,75 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş aratabakasız numunelerin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri

N3, N6 ve N9 numunelerinin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri Şekil 5.44'de verilmiştir. Elde edilen veriler incelendiğinde N3 numunesinin 22173 çevrimde ve 260.31 N/cm² gerilimde koptuğu, N6 numunesinin 52216 çevrimde ve 300.07 N/cm² gerilimde koptuğu ve N9 numunesinin 50467 çevrimde ve 300.07 N/cm² gerilimde koptuğu tespit edilmiştir.



Şekil 5.44. 0,5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş aratabakasız numunelerin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri

Ni3, Ni6 ve Ni9 numunelerinin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri Şekil 5.45’de verilmiştir. Elde edilen veriler incelendiğinde Ni3 numunesinin 12562 çevrimde ve 220.55 N/cm² gerilimde koptuğu, Ni6 numunesinin 12821 çevrimde ve 330.83 N/cm² gerilimde koptuğu ve Ni9 numunesinin 10350 çevrimde ve 330.83 N/cm² gerilimde koptuğu tespit edilmiştir.



Şekil 5.45. 0,5 m/dk ilerleme hızında birleştirilmiş Ni aratabakalı numunelerin gerilme-çevrim sayısı (S/N) grafikleri

6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1. Sonuçlar

Bu çalışmada, Ti6Al4V malzeme çifti 1 mm kalınlığında Ni aratabaka kullanılarak ve kullanılmaksızın PTA kaynak metodu ile birleştirilmiştir. Kaynaklar 1400, 1600 ve 1800 W kaynak gücünde ve 1, 0.75 ve 0.5 m/dk kaynak ilerleme hızlarında yapılmıştır. Yapılan deneysel çalışmalar sonucunda aşağıdaki bulgulara ulaşılmıştır:

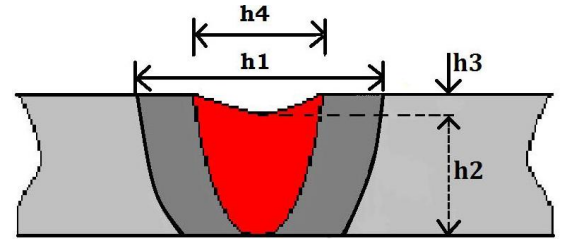
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile aratabakasız birleştirilen numunelerde 1400, 1600 ve 1800 W kaynak gücünde ve 1, 0.75 ve 0.5 m/dk ilerleme hızındaki tüm parametrelerde kusursuz birleşme sağlanmıştır.
- Ti6Al4V alaşım çiftlerinin PTA kaynak metodu ile aratabakasız birleştirmelerinde numunelerin tümünde nüfuziyetin tam olduğu tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin aratabakasız PTA kaynak metodu ile 1400, 1600 ve 1800 W kaynak güçlerinde yapılan kaynaklı birleştirmelerde; güç artışları ile paralel olarak kaynak dikişi ve ITAB'ın genişlediği tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin aratabakasız PTA kaynak metodu ile 1, 0.75 ve 0.5 m/dk ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı birleştirmelerde; kaynak hızlarının düşüşüne ters olarak kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişlediği tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile aratabakasız birleştirilen tüm numunelerde artan kaynak gücüne bağlı olarak mikrosertlik değerlerinin arttığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile aratabakasız birleştirilen tüm numunelerde artan ilerleme hızına ve azalan ısı girdisine bağlı olarak mikrosertlik değerlerinin azaldığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile aratabakasız birleştirilen numuneler çekme testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne paralel olarak çekme dayanımının arttığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile aratabakasız birleştirilen numuneler çekme testleri açısından incelendiğinde; artan ilerleme hızına bağlı olarak çekme dayanımının azaldığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile aratabakasız birleştirilen

numuneler yorulma testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne paralel olarak yorulma dayanımının arttığı tespit edilmiştir.

- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile aratabakasız birleştirilen numuneler yorulma testleri açısından incelendiğinde; artan ilerleme hızına bağlı olarak yorulma dayanımının azaldığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin Ni aratabakalı 1400, 1600 ve 1800 W kaynak gücünde ve 1 ve 0.75 m/dk ilerleme hızında yapılan kaynaklarında birleşme sağlanamamıştır. Kaynak dikişlerinin kopmasına, dikiş bölgesinde oluşan $Ti_{3.3}Al$ fazının sebep olduğu düşünülmektedir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin Ni aratabakalı 1400, 1600 ve 1800 W kaynak gücünde ve 0.5 m/dk ilerleme hızındaki grupta birleşme sağlanabilmiştir. Bu parametre grubundaki numunelerden (Ni3-Ni6-Ni9) alınan XRD analizlerinde Ti_2Ni , Al_3V , Ti_3Al , Al_2NiTi , Ti , Al_6V fazları tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı birleştirilen Ni3, Ni6 ve Ni9 numunelerinde nüfuziyetin tam olduğu tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı 1400, 1600 ve 1800 W kaynak güçlerinde yapılan kaynaklı birleştirmelerde; güç artışları ile paralel olarak kaynak dikişi ve ITAB'ın genişlediği tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı 1, 0.75 ve 0.5 m/dk ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı birleştirmelerde; kaynak hızlarının düşüşüne ters olarak kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişlediği tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı birleştirilen Ni3, Ni6 ve Ni9 numunelerinde mikrosertlik değerlerinin artan kaynak gücüne bağlı olarak arttığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı birleştirilen Ni3, Ni6 ve Ni9 numunelerinde mikrosertlik değerlerinin artan ilerleme hızına ve azalan ısı girdisine bağlı olarak ise azaldığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı birleştirilen Ni3, Ni6, Ni9 numuneleri çekme testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne paralel olarak çekme dayanımının arttığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı birleştirilen Ni3, Ni6 ve Ni9 numuneleri çekme testleri açısından incelendiğinde; artan ilerleme hızına bağlı olarak çekme dayanımının azaldığı tespit edilmiştir.

- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı birleştirilen Ni3, Ni6 ve Ni9 numuneleri yorulma testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne paralel olarak yorulma dayanımının arttığı tespit edilmiştir.
- Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA kaynak metodu ile Ni aratabakalı birleştirilen Ni3, Ni6 ve Ni9 numuneleri yorulma testleri açısından incelendiğinde; artan ilerleme hızına bağlı olarak, yorulma dayanımının azaldığı tespit edilmiştir.
- Ni aratabakalı kaynaklı birleştirmelerde yorulma dayanımı en iyi olan numune 12821 çevrim sayısına ulaşan Ni6 numunesi olduğu tespit edilmiştir. Yorulma dayanımının düşük çıkmasının sebebinin kaynak bölgesinde oluşmuş olan Ti_2Ni , Al_3V , Ti_3Al , Al_2NiTi , αTi ve Al_6V fazlarının olduğu düşünülmektedir. İlk yorulma çatlakları bu fazların olduğu bölgelerde meydana gelmiştir.
- Çekme deneyler sonrası kırık yüzey incelemelerinde kırılmaların kaynak bölgesinde oluştuğu ve kırılma davranışının gevrek kırılma mekanizması şeklinde oluştuğu tespit edilmiştir.

- Yandaki şekilde kaynak kesitinin geometrik karakterizasyonu görülmektedir. Şekle göre;



Numune No	h1 (mm)	h2 (mm)	h3 (mm)	h4 (mm)
N1	18	4	0	6
N4	30	4	0	10
N7	32	4	0	11
N2	27	4	0	10
N5	35	4	0	12
N8	37	4	0	13
N3	30	4	0	13
N6	40	4	0	15
N9	43	4	0	17
Ni3	28	3.5	0.5	11
Ni6	33	3.5	0.5	12
Ni9	37	3.5	0.5	12

olarak tespit edilmiştir. Aratabakasız numunelerin tamamında dikiş dolgu kusurlarının oluşmadığı görülmektedir (h_3).

- Kaynaklı birleştirmeleri çekme dayanımı açısından incelediğimizde en iyi olan numune; aratabakasız birleştirmelerde çekme gerilmesi 918 MPa olan N9 numunesi, Ni aratabakalı birleştirmelerde ise çekme gerilmesi 103 MPa olan Ni9

numunesi olduğu tespit edilmiştir.

- Kaynaklı birleştirmeleri yorulma dayanımı açısından incelediğinde, en iyi olan numune; aratabakasız birleştirmelerde 65398 çevrim sayısı ve 300.07 N/cm² gerilimde kopan N5 numunesi, Ni aratabakalı birleştirmelerde ise 12821 çevrim sayısı ve 330.83 N/cm² gerilimde kopan Ni6 numunesi olduğu tespit edilmiştir.

6.2. Öneriler

- PTA kaynaklı birleştirmeler farklı plazma gaz debileri kullanılarak yapılabilir.
- PTA kaynaklı birleştirmeler farklı kalınlıklarda Ni aratabakalar kullanılarak yapılabilir.
- PTA kaynaklı birleştirmeler farklı aratabaka kullanılarak yapılabilir.
- Ti6Al4V malzeme çiftlerinin PTA kaynak yöntemi ile birleştirilmesinden elde edilen metalografik ve mekanik sonuçlar, diğer kaynak yöntemleriyle yapılan birleştirmelerden elde edilen sonuçlar ile kıyaslanabilir.
- PTA kaynak yöntemi ile birleştirilen Ti6Al4V malzeme çiftlerinin korozyon direnci incelenebilir.

KAYNAKLAR

- Akçadağ, T.**, 1992. Dişli çarklarda yorulma olayının incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Akman, E., Demir, A., Canel, T. and Sınmazçelik, T.**, 2009. Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, **209**, 3705-3713.
- Alsaran, A.**, 1997. Kaynaklı parçaların yorulması, *Yüksek Lisans Tezi*, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Anık, S. ve Tülbentçi, K.**, 1966. Kaynak Metalurjisi (Çelikler İçin), yazar: Baggerud A., İskender Matbaası, İstanbul.
- Anık, S., Anık, E.S. ve Vural, M.**, 1993. 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi (El Kitabı), cilt 1, Birsen Yayınevi, İstanbul.
- ASM**, 1966. American Society For Metals, How components fail, USA.
- Aydemir, B.**, 1996. Ön kaplı çelik sacların kaynak bağlantılarının yorulma davranışının incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- Beaslack, W.A., Davis, J.R. and Cross, C.E.**, 1993. Selection and weldability of conventional titanium, **6**, pp. 507-523, ASM Metals Handbook.
- Buytoz, S.**, 2004. AISI 4340 çeliğinin nitrürasyon ve GTA kaynak yöntemiyle Yüzey modifikasyonu işlemleri sonrası mekanik davranışlarının araştırılması, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- 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
- Correa, E.O., Costa, S.C. and Santos, J.N.**, 2008. Weldability of iron-based powder metal materials using pulsed plasma arc welding process, *Journal of Materials Processing Technology*, **198**, 323-329.
- Cottrell, A.H., Hull, D.**, 1957. Proceeding of the royal society, London, U.K.
- Cullen, H.W. and Torronen, K.**, 1980. Report nureg/Cr-1576, Naval Research Laboratuar, Washington, USA.
- Çalgül, U., Dikbaş, H. and Taşkın, M.**, 2010. The effects of high weldings speed on microstructure and mechanical properties of dissimilar components (AISI 430–

- AISI 304) welded by CO2 laser beam welding, *e-Journal of New World Sciences Academy (NWSA)*, **5**, 160-177.
- Çalgülü, U., Dikbaş, H. and Taşkın, M.**, 2012. Microstructural characteristic of dissimilar welded components (AISI 430 ferritic-AISI 304 austenitic stainless steels) by CO2 laser beam welding (LBW), *Gazi University Journal of Science*, **25**, 35-52.
- Çalgülü, U., Gür, A.K., Taşkın, M., Dikbaş, H. ve Orhan, A.**, 2011. PTA kaynak yöntemiyle birleştirilen AISI 304/1010 çelik çiftinin birleşme karakteristiklerinin incelenmesi, *6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11)*, Fırat Üniversitesi, Elazığ, 16-18 Mayıs 2011.
- Çam, G. and Kocak, M.**, 1999. Diffusion bonding of investment cast γ -TiAl, *Journal of Materials Science*, **34**, 3345-3354.
- D'Oliveira, A.S.C.M., Parades, R.S.C. and Santos, R.L.C.**, 2006. Pulsed current plasma transferred arc hardfacing, *Journal of Materials Processing Technology*, **171**, 167-174.
- DIN 50 100**, 1972. Testing of materials continuous vibration test deutsche normen.
- Dikbaş, H., Orhan, A., Gür, A.K., Çalgülü, U. ve Taşkın, M.**, 2011. AISI 430/1010 alaşım çiftinin PTA yöntemiyle kaynak edilebilirliği, *6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11)*, Fırat Üniversitesi, Elazığ, 16-18 Mayıs 2011.
- Ewalds, H.L. and Wanhill, R.J.H.**, 1991. Fracture Mechanics, Hodder and Stoughton Lmted., U.K.
- Güleç, Ş. ve Aran, A.**, 1983. Çelik ve dökme demirlerin yorulma dayanımı, TÜBİTAK Marmara Bilimsel ve Endüstriyel Araştırma Enstitüsü, MBEAE Matbaası, Gebze.
- Gür, A. K.**, 2009. Plazma (PTA) yöntemiyle düşük karbonlu çeliğin yüzey modifikasyonuna koruyucu gazların etkisi, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Gür, A.K. ve Orhan, A.**, 2007. PTA yöntemiyle AISI 1040 çeliğinin yüzey modifikasyonu sonrası mikroyapıların incelenmesi, *Metal Makine Dergisi*, **164**, 395-397.

- Gür, A.K., Taşkın, M., Orhan, A. Çalgül, U. ve Dikbaş, H.,** 2009. Ti6Al4V alaşım çiftinin PTA yöntemiyle kaynak edilebilirliği, *Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu*, Karabük Üniversitesi, Karabük, 13-15 Mayıs, s. 789-793.
- He, P., Zhang, J., Zhou, R. and Li, X.,** 1999. Diffusion bonding technology of a titanium alloy to a stainless steel web with an Ni interlayer, *Materials Characterization*, **43**, 287-292.
- Holmquist, M., Recina, V. and Ockborn, J.,** 1998. Hot isostatic diffusion bonding of titanium alloy Ti-6Al-4V to gamma titanium aluminide IHI alloy 01A, *Scripta Materialia*, **39**, 1101-1106.
- <http://online.tpe.gov.tr/EPATENT/servlet/PreSearchRequestManager>
- <http://online.tpe.gov.tr/EPATENT/servlet/PreSearchRequestManager>
- Kahraman, N., Taşkın, M., Gülenç, B. and Durgutlu, A.,** 2010. An investigation into the effect of welding current on the plasma arc welding of pure titanium, *Kovove Mater.*, **48**, 179-184.
- Kalafat, H.,** 2001. Çekme-basmalı yorulma deney cihazının tasarımı ve nervürlü inşaat çeliklerin mekanik özellikleri, *Yüksek Lisans Tezi*, Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyon.
- Kaluç, E. ve Taban, E.,** 2004. Plazma arkı ile kaynak ve endüstriyel uygulamaları, *Makine Tek.*, sayı 84.
- Kaluç, E.,** 1986. Plazma arkı ile kesme ve kaynak işleri, *Endüstride Bizim Dünyamız*, sayı 12, 5-9.
- Karcı, A.,** 2002. 2024-T3 Al alaşımının tek aşırı yük altında yorulma davranışı, *Yüksek Lisans Tezi*, Anadolu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- Kou, S.,** 2003. *Welding Metallurgy*, John Wiley & Sons, Inc, Publication, ABD.
- Kurt, B.,** 2005. Ti-6Al-4V alaşımı ile farklı tür paslanmaz çeliklerin difüzyon kaynağı, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Kurt, B., Orhan, N., Somunkiran, I. and Kaya, M.,** 2009. The effect of austenitic interface layer on microstructure of AISI 420 martensitic stainless steel joined by keyhole PTA welding process, *Materials and Design*, **30**, 2009, 661-664.
- Laksmi, S.G., Arivuoli, D. and Gonguli, B.,** 2002. Surface modification and characterisation of Ti-6Al-4V alloys, *Materials Chemistry and Physics*, **76**, 187-190.

- Lion, Z. and Guozhen, L.**, 1999. Research and development of Ti in China, *Materials Science and Engineering A*, **434**, 294-298.
- Madoyag, A.F.**, 1969. Metal Fatigue: Theory and Design, John Wiley and Sons Inc, Newyork, USA.
- Majorell, A. and Srivesta, S.**, 2002. Mechanical behaviour of Ti-6Al-4Vat high and modarate temperatures, *Materials Science and Engineering A*, **326**, 297-305.
- Martikainen, J.**, 1995. Conditions for achieving high-quality welds in the plasma-arc keyhole welding of structural steels, *Journal of Materials Processing Technology*, **52**, 68-75.
- Merdan, J.S.**, 1986. Isıl ve kısa ömürlü yorulmanın dizayn açısından etüdü, *Yüksek Lisans Tezi*, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri.
- Mitchell, M.R. and Landgraf, R.W.**, 1992. Advances in fatigue lifetime predictive techniques, ASTM, Philadelphia, USA.
- Oğuz, B.**, 1986. Ark kaynağı, Oerlikon Kaynak Elektrodları ve Sanayi A.Ş., İstanbul.
- Oğuz, B.**, 1987. Karbonlu ve alaşımlı çeliklerin kaynağı, Oerlikon Kaynak Elektrodları ve Sanayi A.Ş., İstanbul.
- Onaran, K.**, 1995. Malzeme Bilimi, Bilim Teknik Yayınevi, İstanbul.
- Ozel, S., Kurt, B., Somunkiran, I. and Orhan, N.**, 2008. Microstructural characteristic of NiTi coating on stainless steel by plasma transferred arc process, *Surface & Coatings Technology*, **202**, 3633-3637.
- Reyes, G., Kang, H.**, 2007. Mechanical behavior of lightweight thermoplastic fiber-metal laminates, *Journal of Materials Processing Technology*, **186**, 284-290.
- SAE**, 1968. Fatigue Design Handbook, Society for Automotive Engineers, USA.
- Sarsılmaz, F.**, 2008. Sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AA7075/AA6061 kaynaklı bağlantıların mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Savaşkan, T.**, 1999. Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Derya Kitabevi, Trabzon.
- Semiatin, S.L., Seetharaman, V. and Weiss, I.**, 1998. Hot workability of titanium aluminide alloys-an overview, *Materials Science and Engineering A*, **243**, 1-24.
- Sha, W. and Guo, Z.**, 1999. Phase evolution of Ti-6Al-4V during continuous heating, *Journal of Alloys and Compounds*, **290**, 3-7.
- Stephens, R.I., Fatemi, A., Stephens, R.R. and Fuchs, H.O.**, 2001. Metal Fatigue in Engineering (second edition), John Wiley&Sons, Inc., USA.

- Suresh, S.**, 2001. Fatigue of Materials, Cambridge University Pres., Cambridge, U.K.
- Şık, A.**, 2002. Otomobil saclarının MIG/MAG kaynağında gaz karışımlarının bağlantının mekanik özelliklerine etkisi, *Doktora Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Taskin, M., Çalgülü, U. and Kolukisa, S.**, 2009, The effect of welding speed on the laser welding of AISI 430 ferritic stainless–AISI 1010 low-carbon steel, *Prakt. Metallogr.*, **46**, 11-21.
- Teker, T.**, 2010. AISI 430/AISI 1040 çelik çiftinin anahtar deliği plazma kaynak yöntemi ile birleştirilmesi, mikroyapı ve mekanik özelliklerin araştırılması, *Doktora Tezi*, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Tekin, A.**, 1987. Çelik ve Isıl İşlemi (Bofors El Kitabı), FLNS Matbaacılık, İstanbul.
- Tekin, E.**, 1986. Mühendisler İçin Çelik Seçimi, TMMOB Makine Mühendisleri Odası, yayın no 119, Ankara.
- Tomashchuk, I., Sallamand, P., Andrzejewski, H. and Grevey, D.**, 2011. The formation of intermetallics in dissimilar Ti6Al4V/copper/AISI 316 L electron beam and Nd:YAG laser joints, *Intermetallics*, **19**, 1466-1473.
- TSE 138 EN 10002-1**, 1996. Metalik malzemeler çekme deneyi, *Türk Standartları Enstitüsü*, Ankara.
- Ucok, I., Lawrence S.K., Gungor, M.N., Wolfe, P., Dong, H., Tack, W.T.**, 2005. Effect of welding on microstructure and tensile properties of flowformed Ti-6Al-4V tubes, *Materials Science and Engineering A*, **410-411**, 160-164.
- Urena, A., Otero, E., Utrilla, M.V. and Munnez, C.J.**, 2007. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding, *Journal of Materials Processing Technology*, **182**, 624-631.
- Uygur, İ.**, 1999. Environmetally assisted fatigueresponse of Al-Cu-Mg-Mn with SIC prticulate metal matrix composites, University of Wales, U.K.
- Yıldırım, M.M. ve Çakan, A.**, 2011. Mühendislik Malzemeleri III, AC Kardeşler Matbaa Yayıncılık, ISBN 978-605-61590-8-4, 96-112, Kütahya.
- Yıldırım, M.M. ve Çakan, A.**, 2012. Metalik Malzemelerde Mekanik ve Tahribatsız Muayene Yöntemleri, Kampus Yayıncılık, ISBN 978-605-61590-6-0, 87-93, Kütahya.
- Zahavi, E. and Torbilo, V.**, 1996. Fatigue design life expectancy of machine parts, CRC Pres, USA.

- Zhang, Y., Sato, Y.S., Kokawa, H., Park, S.H.C. and Hirano, S.,** 2008. Microstructural characteristics and mechanical properties of Ti–6Al–4V friction stir welds, *Materials Science and Engineering A*, **485**, 448-455.
- Zhao, S., Yub, G., Heb, X. and Hub, Y.,** 2012. Microstructural and mechanical characteristics of laser welding of Ti6Al4V and lead metal, *Journal of Materials Processing Technology*, **212**, 1520-1527.
- Zhou, L., Liu, H.J., Liu, Q.W.,** 2010. Effect of rotation speed on microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V friction stir welded joints, *Materials and Design*, **31**, 2631-2636.
- Zhou, W., and Chew, K.G.,** 2003. Effect of welding on impact toughness of butt-joints in a titanium alloy, *Materials Science and Engineering A*, **347**, 180-185.

ÖZGEÇMİŞ

1980 yılında Elazığ'da doğdum. İlk, orta ve lise öğrenimimi Elazığ'da tamamladım. 1998 yılında girdiğim Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünden 2002 yılında mezun oldum. 2002 yılında Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde başladığım yüksek lisans eğitimimi, 2005 yılında Metalurji Eğitimi A.B.D. Kaynak B.D.'nda tamamlayarak mezun oldum. 2004 yılında açılan sınavla, Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümüne Arş. Gör olarak atandım. 2005 yılında girdiğim doktora eğitimime Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji A.B.D. Kaynak B.D.'nda devam ediyorum. Halen Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümüne Arş. Gör olarak görev yapmaktayım. Evli ve bir kız çocuğu babasıyım.

Halil DİKBAŞ