

**ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ İKİ FARKLI ÇELİK
MALZEMENİN KAYNAK BÖLGESİNİN İNCELENMESİ**

Adnan ÇALIK

Doktora Tezi

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

ISPARTA, 2004

**T.C.
SÜLEYMAN DEMİREL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI İLE BİRLEŞTİRİLMİŞ İKİ FARKLI ÇELİK
MALZEMENİN KAYNAK BÖLGESİNİN İNCELENMESİ**

ADNAN ÇALIK

DANIŞMAN: Prof. Dr. Remzi VAROL

**DOKTORA TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

ISPARTA, 2004

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürlüğüne

Bu çalışma jürimiz tarafından MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI'nda
DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Prof.Dr. Süleyman KARADENİZ

Üye : Prof.Dr. Oktay BODUR

Üye : Prof.Dr. Mustafa BAYHAN

Üye : Prof.Dr. Cahit KURBANOĞLU

Üye : Prof.Dr. Remzi VAROL

ONAY

Bu tez/...../2004 tarihinde Enstitü Yönetim Kurulunca belirlenen yukarıdaki jüri
tarafından kabul edilmiştir.

...../...../..2004

Prof. Dr. Remzi KARAGÜZEL
ENSTİTÜ MÜDÜRÜ

İÇİNDEKİLER

	Sayfa No
İÇİNDEKİLER.....	i
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ	ix
TABLolar LİSTESİ	xiii
1. GİRİŞ.....	1
2. KAYNAK BİLGİSİ	4
3. DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER VE PASLANMAZ ÇELİKLER	11
3.1. Düşük Alaşımli Krom-Molibdenli Çelikler	11
3.1.1. AISI 4140 Çeliği	12
3.1.2. Düşük Alaşımli Çeliklerin Kaynağı.....	13
3.1.3. Düşük Alaşımli Krom-Molibdenli Çeliklerin Elektron Işın Kaynağı.....	16
3.1.4. Düşük Alaşımli Krom-Molibdenli Çeliklerin Kaynak Sonrası Isıl İşlemleri	16
3.2. Paslanmaz Çeliklerin Özellikleri.....	17
3.2.1. Paslanmaz Çeliklerin Özelliklerinin Diğer Çelikler ile Karşılaştırılması	18
3.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çelikler	18
3.2.2.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin (OPÇ) Kaynağı.....	19
3.2.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbür Çökmesi ve Tanelerarası Korozyon.....	24
3.2.2.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Faz Dönüşümleri.....	24
3.2.2.4. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Sonrası Isıl İşlemleri.....	25
3.2.2.5. Kaynaklı Ostenitik Paslanmaz Çeliklere Uygulanan Mekanik Deneyler	25
3.2.2.6. AISI 316 Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağının Özellikleri.....	26
4. FARKLI ÇELİKLERİN KAYNAĞI.....	29
4.1. Farklı Çeliklerin Kaynakla Birleştirilmesi.....	30
4.1.1. Düşük Alaşımli Çelik ile Ostenitik Paslanmaz Çeliğin Kaynağı.....	32
4.1.2. Farklı Çeliklerin Kaynağında Karbon Difüzyonu.....	32
4.1.3. Farklı Çeliklerin Kaynaklı Birleştirilmesinin Mekanik Özellikleri	33
4.1.4. Farklı Çeliklerin Elektron Işın Kaynağı ile Birleştirilmesi	34

5. ARTIK GERİLMELER	36
5.1. Artık Gerilmeler ve Özellikleri	37
5.2. Kaynaklı Birleştirmelerdeki Artık Gerilmeler	38
5.3. Kaynaklı Birleştirmelerdeki Artık Gerilmeleri Ölçme Yöntemleri	39
5.4. Delik Delme (Hole-Drilling) Yöntemi ile Artık Gerilmelerin Belirlenmesi	40
5.4.1. “Delik Delme” Yönteminin Teorisi ve Kuralları	42
6. ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI	45
6.1. Elektron Işın Kaynağının Fiziksel Mekanizması	45
6.2. Elektron Işın Kaynak Makineleri	46
6.2.1. Yüksek ve Orta Vakumlu Elektron Işın Kaynak Makineleri	47
6.2.2. Vakumsuz Elektron Işın Kaynak Makineleri	47
6.2.3. Elektron Işın Kaynak Makinesinin Elemanları ve Özellikleri	48
6.2.3.1. Katot	48
6.2.3.2. Anot	48
6.2.3.3. Kontrol Elektrotu	48
6.2.3.4. Odaklama Bobini	50
6.2.3.5. Saptırma Sistemi	51
6.2.4. Elektron Işın Kaynak Makinelerinin Çalışması	52
6.3. Elektron Işın Kaynak Hazırlığı	52
6.4. Elektron Işın Kaynak İşleminin Yapılışı	55
6.5. Elektron Işının Kaynak Dikiş Nüfuziyetine Etkisi	56
6.5.1. Derin Nüfuziyet Kaynak Etkisi	57
6.6. Elektron Işın Kaynak Parametreleri ve Kaynak İşleminin Kontrolü	59
6.6.1. İvmelendirme Voltajı	59
6.6.2. Işın Akımı	59
6.6.3. Elektron Işınının Odaklanması	60
6.6.4. Kaynak Hızı	60
6.6.5. Işın Sapması	61
6.6.6. Çalışma Basıncı	61
6.7. Elektron Işın Kaynak Metalürjisi	62
6.7.1. Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB)	63
6.8. Elektron Işın Kaynağında Karşılaşılan Hatalar	64

6.9. Elektron Işın Kaynak Yönteminin Avantajları	66
6.10. Elektron Işın Kaynak Yönteminin Dezavantajları	68
6.11. Elektron Işın Kaynağının Endüstriyel Uygulama Alanları	69
7. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	71
7.1. Deneyleerde Kullanılan Malzemeler	71
7.2. Deneyleerde Kullanılan Elektron Işın Kaynak Makinesi	72
7.3. Elektron Işın Kaynak (EIK) İşlemi	73
7.4. Mekanik Deneyleer	74
7.4.1. Çekme Deneylee	74
7.4.2. Darbe (Tokluk) Deneylee	75
7.4.3. Yorulma Deneylee	76
7.4.4. Mikrosertlik Deneylee	77
7.4.5. Artık Gerilme Deneyleeri	78
7.5. Metalografik İncelemeler	80
8. DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	81
8.1. Elektron Işın Kaynak İşleminin Sonuçları	81
8.2. Çekme Deneylee sonuçları	83
8.3. Darbe Deneylee Sonuçları	84
8.4. Yorulma Deneylee Sonuçları	91
8.5. Mikrosertlik Deneylee Sonuçları	95
8.6. Artık Gerilme Deneylee Sonuçları	97
8.7. Metalografik İnceleme Sonuçları	101
8.8. Farklı Metallerin Kaynağında Oluşabilecek Yapının Tahmin Edilmesi	112
9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER	118
10. KAYNAKLAR	120
EKLER	130
ÖZGEÇMİŞ	135

ÖZET

Bu çalışmada, ostenitik paslanmaz çelik (AISI 316) ve düşük alaşımlı (AISI 4140) ıslah çeliğinin elektron ışın kaynağı ile birleştirilmesinde, farklı kaynak parametrelerinin kaynaklanabilirlik ile kaynak bölgesinin mekanik ve metalurjik özelliklere etkisi incelendi. Elektron ışın kaynağı ile yapılan kaynaklı birleştirme deneyleri sonucunda, en uygun elektron ışın kaynağının, 50 kV, 6 mA, 508 mm/dk ve 0.354 kJ/mm kaynak parametrelerinde gerçekleştiği belirlendi.

Bu kaynaklı birleştirmelerin sonucunda, numunelerin ne oranda kaynak edilebildiğinin anlaşılması amacıyla metalografik ve mekanik deneyler uygulandı. Metalografik olarak, optik mikroskop ve SEM ile kaynak bölgesi incelendi. EDS analizleri yapılarak birleştirilen malzeme çiftinin, kaynak bölgesindeki elementlerin dağılımı ve X Ray analizleri de yapılarak birleştirilen malzeme çiftinin, kaynak bölgesindeki faz yapıları belirlendi. Bu sonuçlar kullanılarak, kaynak bölgesinde oluşan intermetalik fazlar ile fazlar, faz diyagramları (Schaeffler, Üçlü denge diyagramı, Delong ve WRC-92) yardımıyla belirlendi.

Kaynak bölgesinin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla da mikrosertlik, çekme, yorulma, çentikli ve çentiksiz darbe deneyleri uygulandı. Kaynak bölgesinde oluşan artık gerilmeler ise 'Delik Delme' yöntemi uyarlanarak incelendi. Elde edilen sonuçlarla; kaynak bölgesinde, kaynak parametrelerinin kaynaklanabilirlik ile mekanik ve metalurjik özellikler üzerindeki etkileri tartışıldı.

Sonuç olarak, farklı metaller (AISI 316-AISI 4140) elektron ışın kaynağı ile birleştirilebilir.

ANAHTAR KELİMELER : Elektron Işın Kaynağı, Farklı Metallerin Kaynağı, Kaynaklanabilirlik, Kaynak Bölgesi, Isı Tesiri Altındaki Bölge

ABSTRACT

In this study, the effects of different welding parameters are investigated for weldability, mechanical and metallurgical properties of welding zone, in the joining of austenitic stainless steel (AISI 316) with low alloy steel (AISI 4140) by the means of electron beam welding. The result showed that, the most suitable electron beam welding parameters are 50 kV, 6 mA, 508 mm/min and 0.36 kJ/mm of input energy.

At the end of weld joined, weldability tests and metallographic and mechanical tests were applied to specimens to examine the quality of electron beam welding. The welding zone was investigated with optical microscope and scanning electron microscopy (SEM). The phase distributions of elements of the welding zone were determined with energy dispersive spectrometry (EDS) analysis. The phase structures in the welding zone of dissimilar materials were examined with X-ray diffraction techniques. Possible intermetallic phases and phases which occurs in welding zone were determined by phase diagrams (Schaeffler, Tristable phase diagram and WRC-92 diagram).

To specify the mechanical properties of welding zone following test applied. These are microhardness, tensile, fatigue, charpy unnotched and charpy V notched impact tests. In this study, the residual stresses were also examined by using Hole-drilling method. Finally the effects of welding parameters on weldability and mechanical and metallurgical properties of welding zone were investigated with the obtained results.

The results showed that, dissimilar metals (AISI 316-AISI 4140) can be joined with electron beam welding.

KEYWORDS: Electron beam welding, Dissimilar metals welding, Weldability, Welding zone, Heat affected zone.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın başlatılmasında, yürütülmesinde ve tamamlanmasında çok büyük maddi ve manevi yardımlarını gördüğüm saygı değer danışman hocam Prof.Dr.Remzi VAROL'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarımı SDÜ 515 nolu proje olarak kabul edip maddi destek sağlayan SDÜ Araştırma Projeleri Yönetim Birim Başkanlığına teşekkür ederim. Elektron ışın kaynak işlemlerinin yapılmasına imkan sağlayan HKK Eskişehir 1.Hava İkmal Bakım Merkez Komutanlığına ve ayrıca atelyeler müdürü doktorant arkadaşım Y.Müh.Yüzbaşı Ali Başaran'a teşekkür ederim. Çekme ve mikrosertlik deneylerinin yapılmasında yardımcı olan Gaziantep Üniversitesi Mak. Müh. Laboratuvar çalışanlarına, darbe deneylerinin yapımında yardımcı olan Fırat.Üniversitesi. Metal Eğitimi Bölüm yetkililerine teşekkür ederim. Optik mikroskop, SEM, EDS ve X-ray çalışmalarımın yapılmasına olanak sağlayan Atatürk Üniversitesi Mak. Müh. Ar-Ge laboratuvar yetkililerine ve ayrıca bilimsel katkılarından dolayı Prof.Dr.Ayhan Çelik ve Yrd.Doç.Dr.Akgün Alsaran'a da çok teşekkür ederim.

Yorulma ve artık gerilme deneylerinin yapılmasında yardımcı olan SDÜ Mak.Müh. ve CAD/CAM yetkililerine teşekkür ederim. Artık gerilmelerin belirlenmesi için yapılan çalışmalara bilimsel katkılarından dolayı Yrd.Doç.Dr.Ramazan Kayacan'a teşekkür ederim. Deney numunelerimin hazırlanması esnasında yardımlarından dolayı Isparta Taylan Makine Sanayi A.Ş.'ne ve SDÜ T.E.F. Makine Eğitimi bölüm hocalarım ile arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım. Tezin yazılması ve grafiklerin çizilmesinde yardımlarından dolayı da Araş.Gör.Önder Kızıllıkan ve Araş.Gör.Cengiz Özel'e de teşekkür ederim.

On yıllık akademik hayatın meyvesi olan doktora tezimin yapılması için çok büyük özveride bulunan, sevgi ve ilgilerini ertelememe izin veren oğluma, kızlarıma ve eşime de sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Adnan ÇALIK

01.01.2004

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

C	Karbon
Cr	Krom
Mo	Molibden
T_{me}	Temperleme sıcaklığı
Mn	Mangan
$^{\circ}C$	Santigrad derece
V	Cilt, Vanadyum, Voltaj, V çentik
M_s	Martenzit başlama sıcaklığı
OPÇ	Ostenitik paslanmaz çelik
S-B	Siyah-Beyaz (Ferritik-Ostenitik) ştimke
K	Kelvin derecesi
σ_y	y eksenini yönündeki gerilme
σ_x	x eksenini yönündeki gerilme
D	İlk çap, Gerinim ölçerin parça üzerindeki çapı
D_o	Son çap, Delik veya kör delik çapı
Z	Kör delik derinliği
Z/D	Delik derinliğinin gerinim ölçerlerin yerleştirildiği dairenin çapına oranı
α	α (ferrit) fazı, Açık
ϵ	Epsilon fazı, mikrodeformasyon
σ	σ fazı, Gerilme
γ	Ostenit fazı
δ	Delta ferrit fazı
α_k	Elektron ışınının kırılma açısı
r	Yarı çap, Gerinim ölçerin yerleştirilmesi esnasındaki radüs
R	Gerinim ölçerin merkezi uzunlaması boyunca oluşan radüs, Gerilme oranı
R_0	Delik çapı
E	Enerji
V	Kaynak hızı
I	Akım şiddeti, Alın kaynağı
S	İş parçası kalınlığı

Hg	Civa
F	Frekans
Y	Genlik
kV	Kilovolt
mA	Miliamper
FLA	Gerinim ölçer türü
YDS	Yorulma dayanım sınırı
HV	Vickers sertliği
HB	Brinel sertliği
Nb	Niobyum
AISI	American Iron and Steel Institute
ANSI	American National Standards Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
DIN	Deutsche Industrie Norm
ASM	American Society for Metals
UNS	Unified Numbering System
MFL	Manhaim Prüf Und Mess
ITAB	Isı tesiri altındaki bölge
AWS	American Welding Society
HTLA	Düşük alaşımlı yüksek dayanımlı çelik
EIK	Elektron ışın kaynağı
MAG	Metal aktif gaz kaynağı
MIG	Metal inert gaz kaynağı
TIG	Tungsten inert gaz kaynağı
SEM	Scanning electron microscopy
EDS	Energy dispersive spectrometry
X-Ray	X –ray diffraction
WRC	Welding Research Consultants
TTT	Time Temperature Transformation
MMA	Elle ark kaynağı
YEYI	Yüksek enerji yoğunluklu ışın
YEYIK	Yüksek enerji yoğunluklu ışın kaynağı

ŞEKİLLER LİSTESİ

	Sayfa No
Şekil 5.1. Kaynakta artık gerilme profilinin oluşumu	36
Şekil 5.2. Talaş kaldırma sonucu artık gerilme oluşumu.	37
Şekil 5.3. Titanyum alaşımının EIK ile birleştirilmesinde relaksasyon tekniği kullanılarak artık gerilmelerin dağılımı.....	40
Şekil 5.4. R merkezli gerinim ölçer rozetlerinin yerleştirilme durumu.....	41
Şekil 5.5. Delik genişliği, derinliği ve gerinim ölçer rozetlerin yerleşimi..	42
Şekil 5.6. Delik merkezinden itibaren açısız ve radyal gerilmelerin dağılımı.. .	43
Şekil 5.7. Salınmış % gerinme durumu ile Z/D arasındaki ilişki	44
Şekil 6.1. Elektronların metale çarpmaları ile oluşan fiziksel olaylar.....	46
Şekil 6.2. EIK makinesini oluşturan parçaların yerleşim şekli	49
Şekil 6.3. Elektron ışın tabancasının kesit resmi.....	49
Şekil 6.4. Bir triod sistemindeki ışın geometrisi	50
Şekil 6.5. Elektron ışınının odaklanması.....	50
Şekil 6.6. Elektron ışın kaynağında odak noktasının değişimine göre kaynak dikiş profillerinin değişimi.....	54
Şekil 6.7. En uygun dikiş formunun oluşumu için gerekli olan geometrik ayar a-yanlış b-doğru	58
Şekil 6.8. Farklı kaynak hızlarının dikiş geometrisi üzerine etkisi	61
Şekil 6.9. Vakum hücresindeki basıncın nüfuziyet ve kaynak şekline etkisi.....	62
Şekil 6.10. Işının odak noktasının malzeme üzerindeki dağılımı	63
Şekil 6.11. Kaynak havuzundaki ısı dağılımı ve ışının zamanla sıcaklık bölgesindeki dağılımı.....	64
Şekil 6.12. EIK da ortaya çıkan kaynak hataları.....	65
Şekil 6.13. İki farklı metalin EIK ile birleştirilmesinde ortaya çıkan kök çatlağı	66
Şekil 7.1. Deneyleerde kullanılan EIK makinesinin resmi.....	72
Şekil 7.2. Elektron ışın kaynak tabancasının resmi.....	73
Şekil 7.3. Hazırlanan kaynak metalinin boyutları	74
Şekil 7.4. Kaynaklı birleştirme öncesi malzemenin çekme numunesinin boyutları	75
Şekil 7.5. Kaynakla birleştirilmiş malzemedan alınan çekme numunesinin	

boyutları.....	75
Şekil 7.6. Çentiksiz AISI 4140 çeliğinin darbe numunesinin boyutları	76
Şekil 7.7. Çentiksiz orijinal darbe numunelerin boyutları.....	76
Şekil 7.8. Çentiksiz farklı EIK'lı darbe numunelerinin boyutları.....	76
Şekil 7.9. Çentikli farklı EIK'lı darbe numunelerinin boyutları	76
Şekil 7.10. Kaynaklı birleştirme öncesi yorulma numunesinin boyutları	77
Şekil 7.11. Kaynaklı birleştirme sonrası yorulma numunesinin boyutları	77
Şekil 7.12. Mikrosertlik ölçüm numunesinin sertlik izleri (Şematik)	78
Şekil 7.13. Artık gerilme deneyinin yapıldığı numunenin boyutları.....	79
Şekil 7.14. Artık gerilmesi ölçülecek olan parçanın CNC tablasındaki durumu..	79
Şekil 7.15. Delik delme yönteminin uyarlamasının yapıldığı CNC tezgahı, gerilme ölçer okuyucusu ve gerinim ölçerlerin toplu görünüşü.....	80
Şekil 8.1. 1.grup numunenin kaynak dikişinin üstten makroskobik görünüşü...	81
Şekil 8.2. 1.grup numunenin kaynak dikişinin enine kesitinde dikiş profilinin.	82
Şekil 8.3. 1.grup çekme deney numunesinin kopma kesit yerinin resmi	84
Şekil 8.4. Kaynaklı ve orijinal numunelerin V çentikli ve çentiksiz darbe deney sonuçları	85
Şekil 8.5. Kaynaklı çentiksiz darbe numunesinin makroskobik resmi	85
Şekil 8.6. Orijinal AISI 4140 numunesinin V çentikli darbe kırık yüzeyi	86
Şekil 8.7. Orijinal AISI 316 numunesinin V çentikli darbe kırık yüzeyi	86
Şekil 8.8. 1.grup numunenin V çentikli darbe kırık yüzeyinin görünüşü.....	87
Şekil 8.9. Orjinal AISI 316 numunenin V çentikli darbe kırık yüzeyinin SEM fotoğrafi.....	88
Şekil 8.10. 1.grup numunenin V çentikli darbe kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı...	89
Şekil 8.11. 3.grup numunenin V çentikli darbe kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı...	89
Şekil 8.12. 3.grup numunenin V çentikli darbe deneyinin son kırık yüzeyinin gevrek-sünek geçiş bölgesinin SEM fotoğrafı	90
Şekil 8.13. Orijinal kaynaklı ve kaynaklı numunelerin toplu yorulma grafikleri.....	91
Şekil 8.14. AISI 4140 yorulma numunesinin kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı	93
Şekil 8.15. 1.grup yorulma numunesinin kırık yüzeyinin ilerleme bantlarının SEM fotoğrafı.....	94

Şekil 8.16. 2.grup yorulma numunesinin son kırık yüzeyinde gevrek kopmanın SEM fotoğrafı	94
Şekil 8.17. 1.grup numunenin kaynak bölgesindeki mikrosertlik sonuçları.....	95
Şekil 8.18. 2.grup numunenin kaynak bölgesindeki mikrosertlik sonuçları	96
Şekil 8.19. 3.grup numunenin kaynak bölgesindeki mikrosertlik sonuçları	96
Şekil 8.20. Kaynak bölgesindeki toplu mikrosertlik sonuçları	96
Şekil 8.21. AISI 4140 Ana yapının % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği	98
Şekil 8.22. AISI 4140'ın ITAB'nın % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği	98
Şekil 8.23. Kaynak dikiş merkezinin % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği	98
Şekil 8.24. AISI 316'nın geçiş bölgesinin % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği.....	99
Şekil 8.25. AISI 316 Ana yapının % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği..	99
Şekil 8.26. Deney gruplarının toplu % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği	99
Şekil 8.27. Salınmış % gerinim ile-Z/D arasındaki ilişki.....	100
Şekil 8.28. 1.grup numunenin tüm dikiş profilinin mikroyapısı.....	102
Şekil 8.29. 1.grup numunenin tüm dikiş profilinin SEM fotoğrafı	103
Şekil 8.30. 3.grup numunenin ilk birleşme yüzeyi yanma oluşu mikroyapı resmi	103
Şekil 8.31. 3.grup numunenin tüm dikiş profilinin SEM fotoğrafı	104
Şekil 8.32. 1.grup dikişinin orta bölgesindeki dentritik katılaşmanın mikroyapısı	105
Şekil 8.33. 1.grup kaynaklı numunenin üst birleşme bölgesindeki withmanstatten, dentritik ve kolonsal katılaşmanın farklı büyütmelelerdeki mikroyapısı (a,b ve c).....	105
Şekil 8.34. 1.grup kaynaklı numunenin AISI 316+Geçiş+Dikişin mikroyapısı ..	106
Şekil 8.35. 1.grup kaynaklı numunenin kök birleşme bölgesindeki dentritik ve kolonsal katılaşma ile birincil ve ikincil katılaşma mikroyapısı (a,b)	107
Şekil 8.36. 1.grup numunenin Dikiş+ITAB+AISI 4140'ın SEM fotoğrafı.....	108
Şekil 8.37. 1.grup numunenin Dikiş+Geçiş+AISI 316'nın SEM fotoğrafı.....	109
Şekil 8.38. 2.grup numunenin AISI 4140+ITAB +Dikişin SEM fotoğrafı.....	110

Şekil 8.39. 2.grup kaynaklı numunenin Dikiş+Geçiş+AISI 316'nın mikroyapısı	110
Şekil 8.40. Orjinal AISI 316 numunenin ana yapısının mikroyapısı	111
Şekil 8.41. X-Ray ile faz listeleri ve piklerinin toplu grafiği	113
Şekil 8.42. Fe-Cr-Ni üçlü denge diyagramı	114
Şekil 8.43. Fe-Cr-Ni diyagramına göre kaynak bölgesindeki fazlar.....	114
Şekil 8.44. Schaeffler diyagramı.....	115
Şekil 8.45. DeLong diyagramı.....	116
Şekil 8.46. WRC 1992 diyagramı	117

TABLOLAR LİSTESİ

	Sayfa No
Tablo 3.1. Düşük alaşımlı Cr-Mo'li çeliklerin kimyasal bileşimleri ve uygulama alanları	12
Tablo 3.2. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Özellikleri.....	17
Tablo 6.1. Farklı kaynak yöntemlerinde ısı girişiyle enine büzülme oranları ..	65
Tablo 7.1. Hazırlanan deney numunelerinin spektral analiz sonuçları	71
Tablo 7.2. Deneylerde kullanılan EIK makinesinin özellikleri.....	72
Tablo 7.3. Elektron ışın tabancasının özellikleri.....	73
Tablo 7.4. Deneylerde kullanılan malzeme çiftleri (grupları) ve kaynak Parametreleri.....	73
Tablo 7.5. Deneylerde kullanılan gerinim ölçerin özellikleri	78
Tablo 8.1. Kaynaklı ve orijinal deney numunelerine ait çekme deney sonuçları	83
Tablo 8.2. Kaynaklı ve orijinal numunelerin V çentikli ve çentiksiz darbe sonuçları.....	84
Tablo 8.3. Yorulma deney sonuçları	91
Tablo 8.4. Kaynaksız ve kaynaklı numunelerin yorulma dayanım sınır değerleri	92
Tablo 8.5. Mikrosertlik sonuçları.....	95
Tablo 8.6. Artık gerilme deneyi toplu sonuçları	97

1. GİRİŞ

Farklı metallerin kaynakla birleştirilmeleri hem teknik hem de ekonomik sebeplerden dolayı çeşitli endüstriyel alanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Farklı metal kombinasyonlarının uyarlanması, her bir malzemenin verimli kullanılması ile esnek ürün tasarımına olanak sağlar. Böylece farklı metallerin kaynakla birleştirilmesi ile o malzemelerin spesifik özelliklerinden birlikte yararlanılmaktadır.

Elektrik ark kaynağı, Gazaltı ark kaynakları (MAG / MIG ve TIG) gibi ergitme esaslı kaynak yöntemleri farklı metallerin birleştirilmesinde, 1950'lerden bu güne kadar yaygın olarak kullanılmaktadır. Farklı metaller; farklı fiziksel ve kimyasal özelliklere (ısı iletim katsayısı, ısıl genleşme katsayısı ve ergime sıcaklığı gibi) sahip olması nedeniyle kaynak bölgesinin özellikleri de birleştirilecek metallerin özelliklerinden çok farklı olacaktır. Kaynak işlemi esnasında özellikle kaynak bölgesi, büyük ısıl gerilmelere, aşırı karbon difüzyonuna, mekanik ve metalürjik düzensizliklere ve atmosferin zararlı etkilerine maruz kalmaktadır. Bu problemler, kaynaklı bağlantının çalışma ortamında, özellikle dinamik yüklere maruz kaldığında, ani hasarlar oluşturmaktadır (Nelson vd, 2000; Barnhouse ve Lippold, 1998). Kaynak bölgesinde meydana gelen bu hasarları önlemek için yüksek enerji yoğunluklu ışın kaynak yöntemleri geliştirilmiştir. Bunlar, lazer ışın kaynak yöntemi (LIK) ve elektron ışın kaynak (EIK) yöntemleridir.

EIK'da tüm parametreler doğrudan elektriksel büyüklükler olduğu için, kaynak işlemi tam otomatik olarak yapılır. Kaynak bölgesine verilen enerji miktarı çok düşük olduğundan ısıl gerilmeler ve distorsiyonlar minimize edilmiştir. Elektron ışınının odaklanması çok geniş bir aralıkta ayarlanabilirliğinden dolayı farklı metallerin kaynağını kolaylaştırır. Kaynak işlemi, yüksek enerji yoğunluğunun çok küçük bir kesit alanda odaklanması ve yoğunlaştırılması ile gerçekleştirilir. Kaynakla birleştirme işlemi tek pasoda ve hızlı bir şekilde yapıldığı için de aynı zamanda ekonomik olmaktadır. Kaynak genelde vakum altında yapıldığından, kaynak bölgesi atmosferin zararlı etkilerinden korunmuş olur. Kaynak ilave metaline gereksinim yoktur. Elektron ışınının osilasyonu ve yönlendirilmesiyle farklı kalınlık ve

pozisyondaki malzemeler çok kolay birleştirilebilmektedir. Çok ince malzemelerden, 100 mm kalınlığa kadar malzemeler rahatlıkla birleştirilebilmektedir. EİK'nın diğer ergitme esaslı kaynak yöntemlerine göre bu önemli avantajları sayesinde farklı metallerin EİK ile birleştirildiğinde, kaynak bağlantısı emniyetli ve güvenilir olarak gerçekleştirilmektedir.

EİK, 1950'lerin başında geliştirilmiş olmasına rağmen 2000'li yıllarda özellikle güç ve enerji üretim santrallerinde, kimya ve petrokimya sanayinde, nükleer sanayinde, havacılık ve uzay sanayinde, otomotiv ve imalat sanayinde farklı metallerin birleştirilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu alanlarda, genellikle düşük karbonlu çelik veya düşük alaşımlı çeliklerle ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağı şeklinde uygulanmaktadır (Rowe, 1999; Nelson vd, 1999). Bu tür birleştirmelere ferritik-ostenitik (Siyah-Beyaz) farklı birleştirmeler de denilmektedir. Bu birleştirmelerde meydana gelen problemler, kaynak bölgesinde özellikle ferritik çelik tarafında aşırı karbon (C) difüzyonu ile C azalması neticesinde mukavemet özelliklerinin azalması, korozyon direncinin düşmesi, ostenitik çelik tarafında aşırı C yığılması ve 600 °C çalışma sıcaklıklarına çıkıldığında karbür çökmesi ile tanelerarası korozyona uğraması ve çatlamalara neden olması ile kaynak geçiş bölgesinde ve ısı tesiri altındaki bölgede (ITAB) gevrek ve sert intermetalik faz oluşumuna yatkınlık olarak belirtilmektedir.

Bu çalışmada, yukarıda tanımlanan kaynak problemlerini çözebilmek için AISI 4000 serisinden, AISI 4140 düşük alaşımlı ısıl işlemlere uygun çelik ile AISI 300 serisinden, AISI 316 ostenitik kalite paslanmaz çelik çiftinin EİK yöntemi ile yüksek vakum altında üç farklı kaynak parametresi şartlarında, kaynaklanabilirliği, kaynak bölgesinin (dikiş, ITAB, geçiş ve anayapı) mukavemet özellikleri, kaynak bölgesindeki artık gerilme dağılımları incelenmiştir. Kaynak bölgesindeki makro ve mikro yapıların optik (ışık) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile tespiti yapılmış ayrıca kaynak bölgesindeki elementlerin enerji difraksiyon spektrometresi (EDS) ile dağılımı, oluşan fazların da X-ray difraktometresi ile de yapıları analiz edilmiştir.

Bu kaynaklı birleştirmelerin sonucunda, numunelerin ne oranda kaynak edilebildiğinin anlaşılması amacıyla metalografik ve mekanik testler uygulanmıştır. Metalografik olarak, optik ve SEM mikroskobu ile kaynak bölgesi incelenmiş, EDS analizleri yapılarak farklı kaynaklı malzeme çiftinin, kaynak bölgesindeki elementlerin dağılımı ve X-Ray analizleri de yapılarak farklı kaynaklı malzeme çiftinin, kaynak bölgesindeki faz yapılarının dağılımı belirlenmiştir. Bu sonuçlar kullanılarak, kaynak bölgesinde oluşan muhtemel intermetalik fazlar, faz diyagramları yardımıyla belirlenmeye çalışılmıştır. Kaynak bölgesinde oluşan faz yapıları Schaeffler, Delong ve WRC-92 diyağramları ile de teorik olarak hesaplanmıştır. Kaynak bölgesinin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla mikrosertlik, çekme, yorulma, çentikli ve çentiksiz darbe testleri uygulanmıştır. Kaynak bölgesinde oluşan artık gerilmeler “Delik Delme” (Hole-drilling) yöntemi uyarlanarak belirlenmeye çalışılmıştır. Elde edilen sonuçlarla; kaynak bölgesinde, kaynak parametrelerinin kaynaklanabilirlik ile mekanik ve metalurjik özellikler üzerindeki etkileri tespit edilmeye çalışılmıştır.

Bu tez on bölümden meydana gelmektedir. Birinci bölüm giriş bölümü olup, konu problem, yapılan hazırlıklar ve çalışmalar başlıklar halinde tanıtılmaktadır. İkinci bölümde, tez konusu ile ilgili yapılan literatür çalışmalarından kısaca bahsedilmiştir. Üçüncü bölümde, düşük alaşımlı çelikler ile paslanmaz çeliklerden bahsedilmiştir. Dördüncü bölümde, farklı çeliklerin kaynağı ile ilgili ayrıntılı bilgi verilmiş olup, çalışmada kullanılan malzeme çiftlerinin mekanik ve metalurjik özellikleri anlatılmıştır. Beşinci bölümde artık gerilmeler anlatılmıştır. Altıncı bölümde, elektron ışın kaynağının temel ilkeleri, çalışma prensibi, çeşitleri, avantajları, malzeme ve kaynak metalurjisi üzerine etkileri ile kaynaklı birleştirmelerin mekanik ve metalurjik özelliklerine etkileri ayrıntılı bir şekilde verilmiştir. Yedinci bölümde, deneysel çalışmalar ele alınmakta ve kullanılan yöntem ve metotlar anlatılmıştır. Sekizinci bölümde elde edilen sonuçlar verilmiş ve bu sonuçların değerlendirilmesi yapılmıştır. Dokuzuncu bölümde genel sonuçlar verilerek ve önerilerde bulunulmuştur. Onuncu bölümde, tezde yararlanılan kaynaklar verilmiştir. Tez, ekler ve özgeçmiş verilerek tamamlanmıştır.

2. KAYNAK BİLGİSİ

Kuşhan (1996) Süper alaşım Inconel 718 malzemenin EİK ile birleştirilmesinde ısının tesiri altındaki bölge (ITAB)'de ortaya çıkan mikro yapı çatlaklarını inceleyerek, mikro çatlakların çok az ve uzunluklarının da kısa olduğunu Varestain test yöntemiyle belirlemiştir.

Akın (1998) Hastelloy X alaşımını EİK ile birleştirdiğinde, kaynak bölgesinde ortaya çıkan mikro çatlakları incelemiştir. Bu malzemelerin EİK ile birleştirilmesinde mikro çatlakların oluşmadığını gözlemlemiştir.

Başaran (1998) EİK ile birleştirilmiş Inconel 718'in mekanik özelliklerini tespit ederek ITAB'da ve kaynak dikişindeki mekanik özelliklerin, TIG kaynak yöntemiyle elde edilen sonuçlara göre düşük çıktığı sonucuna ulaşmıştır.

Wei ve Lii (1990) CrMn'lı bir çelikle düşük alaşımlı bir çeliğin EİK ile birleştirilmesinde ışın sapmasının ve odak ayarının kaynak dikişi üzerine etkisini inceleyerek, birleştirilen malzemelerin farklı ısıl genleşme ve ısı iletiminden kaynaklanan manyetikliği azaltarak elektron ışınının açısını bozduğunu tespit etmişlerdir. Aynı zamanda deneysel sonuçlarla teorik sonuçların % 93 oranında uyum gösterdiği sonucuna ulaşmışlardır. Yaptıkları bu çalışmada ergime bölgesinin genişliğini etkileyen en önemli parametrenin elektron ışınının odaklama açısının olduğunu tespit etmişlerdir.

Yasuda vd., (1984) EİK'da ilave tel kullanarak kaynaklanabilirlik üzerine çalışmışlardır. Bu çalışmada elde ettikleri sonuçları şöyle sıralamışlardır. EİK'da boşluklu malzemelerde ilave tel kullanarak farklı metallerin kaynağında ergime bölgesindeki heterojenliğin kaynak ilave metali ile minimuma indirilebileceğini tespit etmişlerdir.

Powers ve Schubert (2000) Otomotiv endüstrisinde EİK yöntemiyle birleştirilebilen parçaları inceleyerek özellikle bu sahada son on yılda çok geniş bir uygulama

sahasının olduğunu belirlemişlerdir. Bu uygulama alanlarını yüksek vakum, orta vakum ve vakumsuz EİK makinaları içinde geçerli olduğunu inceleyerek, kaynaklanabilen malzemeleri şu şekilde sıralamışlardır: tahrik mili, motor blokları, hız dişlisi, planet dişlisi ve farklı metal parçaların birleştirilmesi gibi uygulamaların başarı ile gerçekleştirilebildiğini gözlemlemişlerdir.

Wei vd., (2000) EİK ile ilgili çalışmada farklı metallerin kaynağında ergime bölgesinin şeklini incelemişlerdir. Ergime bölgesinin şekli üzerine, farklı metallerin farklı ergime sıcaklıklarına sahip olmasından dolayı, olumsuz etkilediği belirlenmiştir. Ergime bölgesinin üst yüzeyinden alta doğru azaldığı ve daraldığı bulunmuştur. Ergime bölgesinin genişliğini etkileyen faktörün farklı metallerin ısı iletim kabiliyetleri olduğunu, akım şiddetindeki artışın ise kaynak dikiş genişliğini ve nüfuziyetini arttırdığını belirlemişlerdir.

Zhang vd., (2002) Nikel esaslı süper alaşımlı malzemenin EİK ile birleştirilmesinde yorulma çatlak büyüme davranışı üzerine hatalı birleştirme geometrisinin etkisini inceleyerek çatlakların kaynak bölgesinde oluştuğunu belirlemişlerdir. Çatlak başlangıcının gerilme yığılma bölgesinde olduğunu, kaynak dikiş geometrisinin EİK'lı numunelerin yorulma dayanımını olumsuz yönde etkilediğini belirlemişlerdir.

Jones vd., (2000) EİK'da kaynak hızının kaynak dikiş genişliği ve nüfuziyete etkilerini incelemişlerdir AISI 316 ostenitik paslanmaz çeliklerde derin nüfuziyet elde etmişlerdir. Kaynak hızı arttıkça dikiş genişliği ve derinliğinin azaldığını bu yönde en önemli kaynak parametresinin kaynak hızı olduğunu tespit etmişlerdir.

Aydoğdu ve Genel (2002) Kaynaklı bağlantıların yorulma dayanımlarını incelemişlerdir. Kaynaklı bağlantıların yorulma dayanımlarının, çekiçle dövme, bilyalı dövme, taşlama ve değişik ısıl işlem uygulamaları ile arttırılabileceğini literatür çalışmaları ile tespit etmişlerdir.

Nelson vd., (1999) Ferritik ve ostenitik iki farklı metalin birleştirilmesinde ergime (geçiş) yani sıvı-katı katılaşması sırasında oluşan çatlak ve bu çatlakların büyümesini

inceleyerek geçiş bölgesindeki karışım oranının önemli olduğunu, farklı katılaşma sıcaklıklarının etkin olduğunu bununda her iki farklı metalin kimyasal bileşiminden kaynaklandığını tespit etmişlerdir. Bununla birlikte kaynak metalinin soğuma hızının, kaynak bölgesinin tane yapısını doğrudan etkilediğini, ikincil tanelerin (kalıntı ostenit) oluştuğunu belirlemişlerdir. Ostenit-ferrit dönüşüm yapılarının kaynak metalinin katılaşma hızıyla doğrudan ilgili olduğunu tespit etmişlerdir.

Barnhouse ve Lippold (1998) Çift fazlı paslanmaz çelik malzeme ile karbonlu çeliğin farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilmelerinde, mikro yapı ve özellikleri arasındaki ilişkiyi inceleyerek aşağıdaki sonuçları elde etmişlerdir. Kaynak metalinin mikro yapısındaki ferrit miktarının artışının kaynak metalinin katılaşma ve soğuma hızıyla azaldığını tespit etmişlerdir. Bunun kök pasodan, kapak pasoya doğru arttığını belirlemişlerdir. Bunun sebebi olarak da bir sonraki paso bir önceki pasoyu temperlemiş olduğunu farklı ısı girişlerinde de aynı ferrit miktarı ile sertlik değerleri elde etmişlerdir. Karbonlu çelik tarafındaki kaynak geçiş bölgesinde martenzitin oluştuğu mikro sertlik artışlarından bulunmuştur. Çentik darbe sonuçlarında ise belirgin bir farkın bulunmadığını tespit etmişlerdir.

Omar (1998) Farklı metallerin TIG kaynağında, kaynak bölgesinin oluşumu ve dönüşümü üzerine kaynak parametrelerinin etkilerini inceleyerek aşağıdaki sonuçları tespit etmişlerdir. Farklı metal kaynaklarındaki kaynak bölgesindeki aşırı sert dönüşüm bölgesi eğer uygun elektrot veya tel bileşimi ile uygun ön tavlama ve soğutma hızı tespit edilirse tamamen ortadan kaldırılabilir olduğunu deneysel çalışmalarla bulmuşlardır. Optimum ön tavlama ve temperleme sıcaklıkları ile sıcaklık zaman dönüşüm (TTT) diyagramlarından çıkartılabilir ve intermetalik fazlar ve allotropik dönüşüm fazlarının eğrileri tespit edilebilir olduğunu bulmuşlardır.

Wang vd., (1993) Farklı metal birleştirmelerin kaynak karışım ve kırılma tokluğunda martenzitin etkisini inceleyerek farklı metal birleştirmelerin kaynak metalindeki martenzitin yapısının katlı martenzit olduğunu tespit etmişlerdir. Martenzit tabakasındaki martenzit başlama noktalarının ergime çizgisi boyunca değiştiğini de belirlemişlerdir. Bunun kimyasal bileşimle kontrol edilebileceğini de bulmuşlardır.

Ostenitik-ferritik gibi farklı metal çiftlerinin ergime çizgisi iki kısma ayrılabilir; keskin ve ahenkli olarak geçiş bölgelerinin ostenitik bölgesinde faz dönüşümü olmazken ferritik tarafta faz dönüşümü gözlenmiştir. Bu farklı metallerin bileşimlerindeki elementlerin difüzyonu ile belirlenebilirliğini tespit etmişlerdir. Farklı metal birleştirmelerin en zayıf mukavemet bölgesinin martenzit tabakasının değil ITAB'da iri taneli bölge olduğunu bulmuşlardır.

Çelik ve Alsaran (1999) Farklı ve benzer birleştirilmelerin mekanik ve yapısal özelliklerini incelemişlerdir. Gazaltı ark kaynağında ferritik bir çelikte ostenitik çeliğin birleştirilmesinde ferritik bölgede lamelli perlite dönüşüm gerçekleşmiş iken ostenitik bölgede ise yeniden kristalleşmiş taneciklere dönüştüğünü mikro yapı çalışmalarıyla belirlemişlerdir. Ostenitik çeliğin mikro yapısında kaynak metalinin sonuçlarının değiştiğini de bulmuşlardır. Ostenitik-ferritik farklı metal birleştirmelerin ITAB'larında oldukça yüksek sertlik artışının olduğunu bulmuşlardır. Fakat ostenitik kaynak metalinde sertliklerde önemli bir değişiklik olmadığını da belirlemişlerdir. En yüksek çekme dayanımının ostenitik birleştirmede gözlenmiştir. Ostenitik ferritik farklı birleştirmelerin çekme dayanımları daha düşük olan ferritik çelik tarafında elde etmişlerdir. En yüksek eğilmeli yorulma dayanımının ostenitik kaynaklı birleştirmede elde etmiş iken ferritik ile ostenitik farklı birleştirmede ise ortada bir değerde olduğunu tespit etmişlerdir.

Laha vd., (2001) Düşük alaşımlı aynı ve farklı birleştirmelerin sürünme dayanımı ve kırılma davranışlarını incelemişlerdir. Hem aynı hem de farklı kaynaklı birleştirmeleri oluşturan malzeme çiftleri 2,25Cr1Mo çeliğinden daha düşük sürünme özelliği sergilemişlerdir. Esas metalle kaynaklı birleştirmenin sürünme ömürlerindeki farklılıklar, uygulanan gerilmelerdeki azalmalardan kaynaklandığını belirlemişlerdir. Farklı metal birleştirmeler aynı tür birleştirmelerden daha yüksek kopma dayanımı göstermişlerdir.

Kahraman vd., (2002) Ark kaynak yöntemiyle birleştirilen ostenitik paslanmaz çelik ile düşük karbonlu çeliğin mekanik özelliklerini inceleyerek farklı elektrod kullanımıyla farklı çekme sonuçlarını bulmuşlar, çekme deneyinde meydana gelen

kopmalar düşük karbonlu malzemede olduğunu belirlemişler, eğme deneyinde ise herhangi bir çatlığa rastlamamışlar, kaynak metaliyle ana metaldeki sertlik değerleri farklı tespit edilmiş, bu çeliklerin birbirleriyle kaynağında, kaynak metalinin mukavemetinin ana malzemedan yüksek olduğunu belirlemişlerdir.

Elmer vd., (2002) Niobyum ve alüminyum alaşımli iki farklı metalin patlamalı ve elektron ışın kaynağı ile birleştirilmesini inceleyerek Niobyum'un Alüminyum ile kaynaklanabildiğini, Niobyumun kaynak bölgesinin birleşme ara yüzeyinin sertliğini ve dayanımını arttırdığını belirlemişlerdir.

Metzger ve Lison (1976) Bileşimleri ve dokuları farklı metal çiftlerinin EIK ile birleştirilmesini incelemişlerdir. Diğer kaynak yöntemleriyle elde edilemeyen yüksek çekme ve kopma dayanımının yanı sıra homojen sertlik dağılımı elde etmişlerdir. Bu yöntemde daha dar dikiş, çok az ITAB ve homojen faz yapısı gibi sonuçlara ulaşmışlardır. Aynı şekilde ikili ve üçlü farklı metal birleştirmeleri de gerçekleştirebilmişlerdir.

Doong vd., (1990) AISI 4130 çeliğinde yorulma çatlak ilerlemesine EIK'nın etkisini incelemişlerdir. Kaynak hızındaki artış ile doğru orantılı olarak yorulma çatlak ilerlemesi kaynak metalinde gözlenmiştir. Işın osilasyonundaki artışın katılma hızını düşürdüğünü ve yönlendirilmiş katılma yapısının yorulma çatlak direncini arttırdığını da belirlemişlerdir.

Wei ve Chung (1997) Farklı metallerin EIK'da elektron ışın sapmasının kaynak dikişinin birleşme geometrisine etkisini incelemişlerdir. Burada kaynak parçasının üzerinde oluşan elektron ışının iki ve üç boyutlu dağılımı belirlenmiştir. Termoelektrik akımların birinci metalden ikinci metale geçişte ısı iletkenlik katsayısını daha da büyüttüğünü belirlemişlerdir. Manyetik ve elektrik alanların elektron ışınının sapmasını doğrudan etkilediğini de belirlemişlerdir.

Huang vd., (1997) AISI 4130 çelik levhaların EIK ile birleştirilmesinde artık gerilme ve mekanik özellikler üzerine kaynak sonrası ısı ışılemlerin etkisini incelemişlerdir.

Kaynak metalinin enine kesitinde çok dar bir gerilme bölgesinin oluştuğunu, kaynak enerji girişindeki artış ile kaynak dikişlerinin düşey eksen boyunca çekme gerilmesini arttırdığını, bununla birlikte kaynak sonrası 320 °C den 530 °C ye kadar olan ısı işlemlerin gerilmeleri, sıcaklık artışıyla doğru orantılı olarak azalttığını tespit etmişlerdir. Isıl işlemde sonra maksimum çekme gerilmesi oranı düşerken yüzde uzama miktarlarında ise artma olduğunu belirlemişlerdir.

Yılbaş vd., (1998) AISI 321 Ostenitik paslanmaz çeliklerin EİK ile kaynaklanmasını incelemişlerdir. Kaynak dikişi boyunca mikro sertliklerin çok az değişim gösterdiğini belirlemişlerdir. Ergime katılma bölgesindeki Titanyum ve Mangane elementleri soğuma oranına doğrudan etki etmiştir. Çekme deneyindeki kopmaların esas metalde olduğunu tespit etmişlerdir. Kaynak metalinin daha sert olmasına rağmen bu kaynak dikişinin tek bir mikro yapıya sahip olduğunu belirlemişlerdir.

Tsukamoto vd., (1993) Farklı paslanmaz çeliklerin EİK’da kararlı faz katılmasını inceleyerek aşağıdaki sonuçlara ulaşmışlardır. Katılma oste nit tanelerinin dentritik yapıları, termodinamik olarak kararlı bir yapıda oluştuğunu, kaynak birleşme boyunca sürekli büyüdüğünü, ferrit fazında ise dönüşümün termodinamik olarak kararlı faz yapısında olduğunu belirlemişlerdir. Birleşme geometrisi ve kaynak şartları farklı metal birleşmelerdeki dentritik yapıyı büyütür yönde etkilediğini belirlemişlerdir.

Koleva vd., (1999) EİK’da kaynak parametrelerini ve ısı etkilerini hesaplamışlardır. Kaynak genişliği ve derinliği üzerine ısı kaynağının doğrudan etkili olduğunu, numune şekil ve boyutlarının ergime ve kaynak dikişini doğrudan etkilemiş olduğunu tespit etmişlerdir. Kaynak gerilimi arttıkça kaynak dikişinin nüfuziyeti de artmış, kaynak akımı arttıkça da kaynak dikiş genişliğinin arttığını belirlemişlerdir.

Mladenov vd., (1998) Elektron ışın kaynağı esnasında kaynak derinliği ve ısı etkileri deneysel olarak incelemişler ve aşağıdaki sonuçlara ulaşmışlardır. Kaynak derinliğine kaynak malzemesinin ısı iletkenliğinden ziyade kaynak parametrelerinin

daha etkili olduğunu, kaynak dikişindeki ergime oranına malzemenin ısı iletkenliğinden çok kaynak akımının etkili olduğunu belirlemiştir.

Ahmad vd., (2002) Zirkolay4 ve ostenitik paslanmaz çeliği EİK ile birleştirilmesinde mikro yapı ve sertliğini incelemiştir. Ergime bölgesinde $Zr(Cr,Fe)_2$, $ZrCr_2$ sıvı ve Zr_2Fe ile Zr_2Ni gibi fazlar oluştuğunu ve zararlı intermetalik fazların bileşiminin diğer kaynaklarda olduğu gibi çatlak başlangıcının esas sebebi olduğunu vurgulamışlardır. EİK'nin ergime bölgesinin her iki kenarında ve ITAB'da porozite, boşluk ve çatlakları azalttığını belirtmişlerdir. $Zr(Cr,Fe)_2$ intermetalik faz bileşiğinin gevrek yapısı sertlik değerlerinden görülmüştür. Bu bölgedeki sertliğin ergimiş bölgenin sertliğinden üç kat daha fazla olduğunu tespit etmişlerdir.

Çam ve Koçak (2000) Yapı çeliklerinin lazer ve elektron ışın kaynağını incelemiştir. Kaynağın mikro yapı ve mekanik özelliklerini tespit etmişlerdir. Kaynak dikişinde soğuk çatlak, katılama çatlakları ve porozitelerin oluşmadığını belirlemiştir. Kaynak bölgesindeki mikro sertlik değerlerinin de 350-450 Vickers arasında kaldığını tespit etmişlerdir.

Zysk (1998) Bakır plaka ile AISI 304 ostenitik paslanmaz çeliği EİK ile birbirine kaynaklanabilirliğini inceleyerek aşağıdaki sonuçlara ulaşmıştır. Diğer kaynak yöntemleriyle birleştirilemeyen bu farklı metal çifti başarıyla kaynaklanmıştır. Kaynak dikişinin mukavemeti AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik ile bakır arasında bir değerde bulunmuştur. Kaynak bölgesindeki katılama çatlakları bakır tarafında 0,5 mm ile 0,2 mm arasında bir büyüklükte oluşurken, AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik tarafında 0,01 mm'den daha düşük olduğu gözlenmiştir.

3. DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER VE PASLANMAZ ÇELİKLER

Düşük alaşımlı orta karbonlu çelikler son yıllarda özellikle otomotiv endüstrisi ve savunma sanayinde önemli ölçüde kullanım alanı bulmuştur. Bu çelikler sanayide hadde mamulü ve döküm mamulü olarak çok geniş bir kullanım alanına sahiptirler. Bunun nedeni de, bu çeliklerin yüksek mukavemete sahip olmalarının yanında iyi tokluk özellikleri de göstermeleridir. Düşük alaşımlı çelikler, düşük maliyetli olması sebebiyle döküm yöntemiyle kompleks (karmaşık) şekilli parçaların üretilmesinde tercih edilir (Şen, Bindal ve Yılmaz, 1995; Tekin, 1992; Güleç ve Aran, 1987).

Yüksek alaşımlı çeliklerin en önemli grubunu paslanmaz çelikler oluşturur. Bu çeliklerin bileşimindeki alaşım elementlerinin oranları % 50'ye kadar çıkabilmektedir. Paslanmaz çelikler alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerden çok farklı özellikler gösterirler. Paslanmaz çelikler korozyona, ısıya ve aside dayanımları ve sülfürlü ortamlarda kullanılabilirliklerinden dolayı, endüstride çok geniş bir uygulama sahası bulmaktadırlar.

Paslanmaz çelikler, Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI) normuna göre 200, 300, 400 ve 500 seri numaralarına göre sınıflandırılırlar. AISI normuna göre belirlenmiş 57 adet paslanmaz çelik tanımlanmıştır. Bunlardan 32 tanesini ostenitik paslanmaz çelikler oluşturur (NİDI, 2002).

3.1. Düşük Alaşımlı Krom-Molibdenli Çelikler

Bileşimlerinde % 0,25-0,45 C, % 0,13-0,20 Mo ve % 0,5-0,95 Cr bulunan çelikler değişik standartlarda farklı isimlendirilmektedir. Bu farklı isimlendirmeler, üretim yöntemine, bileşimdeki ilave alaşım elementine, ısıl işlem şartlarına göre, düşük alaşımlı Cr-Mo'li çelik, ısıl işlenebilir düşük alaşımlı çelik veya ıslah çeliği denir. Bileşimindeki yeterli karbon miktarı ile alaşım elementleri nedeniyle sertleştirmeye elverişli olan ve ıslah edilmiş (Sertleştirme+Temperleme) durumda belirli bir çekme dayanımında yüksek tokluk gösteren makine yapım çeliği olarak da adlandırılırlar (Krauss, 1997; Tayanç ve Toktaş, 2002).

Islah çeliğinin karbon oranı arttıkça kaynak kabiliyeti azalır. Tavsiye edilen temperleme sıcaklığı $T_{me} = 550-650$ °C'dir. Temperleme sıcaklığı düşük seçilirse mukavemet artar fakat tokluk düşer, yüksek seçilmesi durumunda ise tersi meydana gelir. Bu çelikler piyasaya genellikle ıslah edilmeden sürüldüklerinden, yapılan makine parçası ıslah işleminden geçirilir. Islah çeliklerinden, yüksek mukavemetli ve darbeye dayanıklı makine parçaları yapılır (Can, 2002; Asil Çelik, 2000; Rossi, 1941).

Cr-Mo'li düşük alaşımlı çelikler çok iyi sertleşebilirliklerinden dolayı martenzit oluşturmak için suda soğutmanın yerine yağda soğutma daha iyi sonuçlar verir. Yağda soğutma yavaş olduğu için sıcaklık gradyenti ve hacimce büzülmeden dolayı artık gerilmeler ve su verme sırasındaki genleşme, çarpılma ve çatlak eğilimleri azaltılabilir (Asil Çelik, 2000; Can, 2002; Erdoğan, 2000). Tablo 3.1'de 4100 serisi düşük alaşımlı çeliklerin kimyasal bileşimleri ve kullanım alanları verilmiştir.

Tablo 3.1 Düşük alaşımlı Cr-Mo'li çeliklerin kimyasal bileşimleri ve uygulama alanları (Erdoğan, 2000).

AISI No	Kimyasal Bileşim (% Ağırlık)				Tipik Kullanım Alanları
	C	Mn	Cr	Mo	
4118	0.18	0.80	0.50	0.13	Basınçlı kaplar, uçak yapı parçaları, otomobil aksları, aks mafsalları vb.
4130	0.30	0.50	0.55	0.20	
4140	0.40	0.88	0.95	0.20	
4150	0.50	0.88	0.95	0.20	

3.1.1. AISI 4140 Çeliği

AISI 4140 çeliği, düşük alaşımlı Cr-Mo'li ıslah çeliklerinin en yaygın kullanılanıdır. AISI 4130 çeliklere göre daha fazla karbon içeriğine sahiptir. Orta derecede sertleşebilir, dayanım ve tokluğu ise daha iyidir, fakat çalışma ortamlarındaki performansı normal değerlerdedir. Yüksek karbon içeriğinden dolayı AISI 4130 çeliklere göre daha iyi sertleşir ve mukavemeti artar. Çekme dayanımları 1650 MPa'a kadar çıkabilir. Isıl işlemlere ve temperleme ısıl işlemine uygundur. Çalışma ortamlarındaki dayanımı 480 °C'den sonra hızlı bir şekilde azalır. Isıl işlem ve gerilme konsantrasyonu ile çeşitli sıcaklıklarda dönüşüme uğrayabilirler. AISI 4140 çeliğinden yüksek dayanım istendiğinde, ısıl işlem sonucu hidrojen gevrekliği

oluşabilir. Ancak bu esnada hidrojen gevrekliğini önlemek ve süneklik kazandırmak için 2-4 saat 190 °C'de ısıtılıp tutulurlar. 540 °C'ye kadar sürünme dirençlerini korurlar. 1100- 1200 °C'de kolayca şekillendirilebilirler ve sıcak şekillendirildikten sonra yavaşça soğutulmalıdırlar. Bu çelikler, bu ısıtılıp işlemlerden sonra kaynak kabiliyeti iyileşir. Soğuk şekillendirme ile % 62 oranında şekillendirilebilirler. AISI 4140 çelikleri çubuk, merdane, levha, plaka, mil veya döküm yöntemiyle üretilip şekillendirilebilirler. Yüksek dayanımlı makine parçaları ve elemanlarında kullanılır (ASM V-1, 1997).

Bu çeliklerin AISI B-1112 ye göre işlenebilirlikleri % 66 dır. Kaynaklanabilirlikleri doğrudan karbon ve alaşım elementlerine göre belirlenir. Hemen hemen tüm kaynak yöntemleriyle birleştirilebilirler (<http://www.subarcflux.com/highalloys.html>, 2003).

Bu çeliklerde, ostenitten martensite ve ostenitten beynite dönüşüm için sıcaklık ve zaman aralığı genişletilmiş ve Cr ilavesiyle beynit başlangıç sıcaklığı düşürülmüştür. Çeliğin sertleşebilirliği Cr ilavesi ile artırılır ve Cr-Mo'li çeliklerde ostenitten perlit dönüşümünde büyük bir gecikme vardır. AISI 4140 alaşımının mikro yapısı blok ferrit ve kaba perlitli sınırlayan ferritten oluşmuştur. 843°C' de östenitlemeden ve yağda soğutmadan sonra martensitik bir yapı ve 315 °C'yi müteakip temperleme ile ince temperlenmiş martensitik yapı oluşturur (ASM V-1, 1997).

3.1.2. Düşük Alaşımli Çeliklerin Kaynağı

Bu çeliklerin bileşimlerinde % 0.25–0.45 karbon bulunduğundan kaynak öncesinde, esnasında ve kaynak sonrasında ilave tedbirler gerektirmektedir. Bu çeliklerin yapısal özelliklerinden ve değişik sertleştirme ortamlarında yüksek sertleşme kabiliyetine sahip olduklarından soğuk çatlama hasarlarına maruz kalırlar. Düşük dayanım istendiğinde yumuşatma işlemi ile birlikte yüksek temperleme sıcaklığına tabi tutulurlar. Bu işlemlerden sonra kaynak kabiliyetleri artar. Bileşimlerinde yeterli karbon ve alaşım elementi içerdiklerinden yüksek sertleşebilme kabiliyetlerine sahiptirler. Yüksek sertleşebilir olduklarından soğuk çatlaklardan kaçınmak ve mükemmel kaynaklar elde etmek için ön tavlama yapılmalı, ön tavlama ve pasolar

arası sıcaklığı sabit tutmak, kaynak dikişi ve ITAB için önemlidir. Aksi takdirde kaynak dikişi ve ITAB çok sert olacaktır. Hidrojen çatlaklarını önlemek için ön tavlama sıcaklığı 100 °C civarında düşük tutulmalıdır. Bu çeliklerdeki katılaşma sıcaklık aralığı orta karbonlu çeliklere göre daha fazla olur. Dolayısıyla yüksek sıcaklıklarda dayanım ve süneklikleri azalır. Aynı zamanda yüksek sıcaklıklarda büzölmeler artarak sıcak yırtılmalar oluşabilir. Sıcak yırtılmalar ve çatlamlar en fazla kaynak kraterinde, dikiş kenarlarında ve merkezinde oluşur. Bu çeliklerin sıcak çatlak direncini artırmak için daha düşük karbon ve düşük alaşım elementi içeren dolgu teli ile kaynak yapılmalıdır. Bu çeliklerin kaynağının ısıl işlem özelliklerini belirleyen parametreler şunlardır;

1. Kaynak parçasının kalınlığı,
2. Kimyasal bileşimi,
3. Çeliğin üretim şekli ve yöntemi,
4. Temperleme yöntemidir (AWS V-4, 1982).

Düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında martenzit başlama (Ms) sıcaklığı;

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 539 - (423x\%C) - (30x\%Mn) - (12x\%Cr) - (17,7x\%Ni) - (7,5x\%Mo) \quad (3.1)$$

ifadesi ile verilmektedir. Alaşım elementleri miktarı arttıkça Ms sıcaklığı oda sıcaklığının altına kadar düşer. Dönüşmemiş ostenit (artık ostenit) olarak yapıda kalır. Kaynaklı birleştirmelerde kullanılan en yaygın birleştirme türleri, Alın, T, Köşe, Bindirme, Kenar birleştirme olmak üzere beş çeşittir (ASM V-20, 2001).

Bu çelikler hidrojen çatlaklarına karşı hassastırlar. Bu sebepten kaynak yöntemi ve planı martenzit dönüşümünün yanı sıra hidrojeni de minimize etmelidir. Kaynak işleminde ön tavlama sıcaklığı yüksek seçilmemeli, sert ve gevrek martenzitten ziyade daha yumuşak olan beynitik yapının oluşması sağlanmalıdır. Bu sayede kaynak metalinde ve ITAB mikroyapı yeterli toklukta olacaktır. Bazı uygulamalarda ön tavlama sıcaklığı beynit dönüşümünü tamamlamak için oldukça düşük seçilmelidir. Fakat bu durumda yapıda dönüşmemiş martenzitin yanı sıra kalıntı ostenitte bulunabilir. Bu durum malzemenin sertleşme kabiliyetini sınırlar (ASM V-20, 2001; AWS V-4 1982).

Kaynakçılar bazen hiç karşılaşmadıkları farklı türdeki malzemeleri kaynak yapma problemi ile karşılaşmaktadırlar. Malzemenin kimyasal bileşimi, sertleşebilme kabiliyeti, bağlantı geometrisi ve kısıtlayıcılar arzu edilen mekanik özelliklere ulaşmayı etkiler. Diğer faktörler eşit olmak şartıyla karbon oranı arttıkça kaynak edilebilme zorlaşmaktadır. Karbon oranı artışı ve kaynaklanabilirlik arasındaki ilişkiden bahseden iki yaklaşım bulunmakta birincisi pratik ikincisi mühendisliktir.

Uygulamada çatlamaı önlemek için ön tavlama sıcaklığı yükseltilir. Mühendislik yaklaşımında ise bileşim, sertleşme, malzeme çalışma ortam ve kriteri ile geometrik şartlar göz önünde bulundurulur. Her iki yönteminde gayet iyi sonuç vermesine rağmen ikisi arasında bir bağlantı kurmak istenmektedir. Bu, özellikle bir grup farklı malzeme ile karşılaşıldığında veya bir parçanın kaynak edilmesi mecburiyeti doğduğunda çok önemli olmaktadır. Kaynak edilebilirliği belirleyen en önemli yöntemlerden birisi malzemenin sertleşebilirliğini belirlemektir. Bileşimin sertleşebilirliğini göstermek üzere karbon eşdeğerliği formülü geliştirilmiştir. Karbon eşdeğerliği, çelikteki alaşım elementlerinin, çeliğin sertleşmesine olan etkisi dikkate alınarak, belli oranlarda çelikteki karbon yüzdesine ilave edilerek bulunan değerdir.

Düşük alaşımlı ıslah çeliklerin kaynağında ön tavlama ve pasolar arası sıcaklığı sabit tutarak sıcak çatlakları önlenabilir. Bu sıcaklıkların seçimi malzemenin karbon ve alaşım elementi içeriğine, ısıl işlem şartlarına, malzeme kalınlığına ve birleşme türüne göre belirlenir. Kalınlık azaldıkça hidrojen çatlak oluşma riski de azalır. Düşük ön tavlama sıcaklığına ihtiyaç duyulur. Ön tavlama sıcaklığı martenzit başlama sıcaklığından daha düşük tutularak kaynak metali ve ITAB'da beynitik yapı oluşabilir. İnce kesitlerde de hidrojen çözümlerinden kaçınılmalıdır. Faz dönüşümleri esnasındaki hacimsel genişlemeler, bölgesel gerilmeleri doğurarak çatlaklara yol açar. Bu çeliklerin kaynağında martenzit başlama sıcaklığı 300 °C civarındadır. Dolayısıyla daha düşük ön tavlama sıcaklığı seçilmelidir. Ergitme esaslı kaynak yöntemlerinden birisini kullanarak iyi kaynak edilebilir özelliğe sahip olabilirler. Kaynak için 150-260 °C ön tavlama, 600-675 °C'de kaynak sonrası ısıl işleme tabi tutularak yavaş soğutulmalıdırlar (<http://www.subarcflux.com/highalloys.html>, 2003).

3.1.3. Düşük Alaşımli Krom-Molibdenli Çeliklerin Elektron Işın Kaynağı

Bu çelikler, elektron ışın kaynağı yöntemi ile çok iyi kaynaklanabilirler. Bu yöntem ile derin, dar dikiş ve dar ITAB'lar elde edilerek daha az gerilmeli kaynak dikişleri elde edilir. EİK işlemi kaynatılacak malzeme bileşimine ve kalınlığına bağlı olarak oda sıcaklığında veya ön tavlama olarak kaynaklanabilir. EİK dikişinin katılaşması, kolonsal taneler şeklinde olup kaynak dikişi merkezine doğrudur. Ancak bu tür katılaşma meylinde dolayı segregasyon ve çatlaklar oluşabilir. Bu çeliklerin EİK'nın osilasyonu ile ilgili sorunlarla da karşılaşmaktadır.

3.1.4. Düşük Alaşımli Krom-Molibdenli Çeliklerin Kaynak Sonrası Isıl İşlemleri

Bu çeliklerin kaynak sonrası ısıl işlemleri ön tavlama sıcaklığına, pasolararası sıcaklığa ve sertleşme mekanizmasına bağlıdır. Bu çeliklerdeki ön tavlama ve pasolararası sıcaklık martenzit başlama (Ms) sıcaklığından daha düşüktür. Kaynaklar oda sıcaklığının altına soğutulmamalıdır, çünkü ısıl işlem çatlakları oluşur, dolayısıyla bunu engellemek için gerginlik giderme ısıl işleminin yanı sıra yapıdaki artık ostenitin, beynite dönüşmesi içinde 1 saat kaynak sonrası ısıl işleme tabi tutulmalı, sonrada oda sıcaklığına soğutulmalıdır. Bu şekilde kaynaklı parçadaki süreksizlikler ve hatalar büyük ölçüde giderilmiş olur. Kaynak sonrası ısıl işlemler yumuşatma, sertleştirme, gerginlik giderme, ıslah ve temperleme ısıl işlemleriyle istenilen mekanik ve metalurjik özellikler elde gelir (AWS V-4, 1982).

Kaynak sonrası ısıl işlemlerin uygulanmasıyla da kaynak dikişi ve ITAB'ın mikro yapısı temperlenmiş martenzit, ferrit ve üst baynit (aküler ferrit)'den oluşur. Bu çelikler yağda sertleştirildiklerinde çok yüksek sertlik ve iyi mekanik özellikler kazandıklarından çok yaygın olarak kullanılırlar. Bu çeliklerde Cr oranı arttıkça mekanik özelliklerde artar. Bununla birlikte mikro yapıdaki kalıntı ostenit miktarı da artar (Savaşkan, 1999; Erdoğan, 2000; AWS V-4, 1982).

3.2. Paslanmaz Çeliklerin Özellikleri

Paslanmaz çelik, bileşiminde % 10,5–12 Cr bulunan, oksitleyici ortamlarda (sıvı, gaz) passivite özelliği gösteren demir+krom (Fe+Cr), demir+krom+nikel (Fe+Cr+Ni) veya Fe+Cr+diğer elementleri içeren alaşımlara denir. Paslanmaz çeliklerdeki alaşım elementleri önem sırasına göre Cr, Ni, Mo ve Mn'dır. Ayrıca az miktarda Ti, Cu ve Nb da vardır. Cr ostenit bölgesini daraltırken, Ni genişletir. Mo, Si, Nb gibi elementler ostenit bölgesini daraltır. C ve Mn ise ostenit bölgesini genişletir. Cr ve Ni mikroyapının ferritik, ostenitik ve/veya çift fazlı olmasını belirler. Paslanmaz çeliklerde en önemli alaşım elementi Cr'dur. Kromun oksijene karşı olan afinitesi demirden fazla olduğu için mevcut oksijenle kendisi birleşerek pasif krom oksit (Cr_3O_2) oluşturur. Ancak paslanmaz çeliklerde krom karbür oluşumu sonucunda tane sınırlarındaki Cr içeriği düşer ve dolayısıyla korozyona karşı dayanım özelliği azalır. Bu nedenle çelikte artan karbon oranı ile çeliğin ya Cr oranı artırılır yada Cr'a göre karbür yapma eğilimi daha fazla olan alaşım elementleri ilave edilir.

Paslanmaz çeliklerin karakteristik özellikleri, çekme-akma dayanımı oranının büyük olması ile yüksek çalışma sertliğine sahip olmalarıdır (ASM V-16, 1997). Özellikle kaynak edilebilmeleri açısından büyük önem taşıyan paslanmaz çeliklerin fiziksel özelliklerinin karşılaştırılması Tablo 3.2'de verilmiştir.

Tablo 3.2. Paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri (Odabaş, 2002).

Fiziksel Özellikler	Östenitik Paslanmaz Çelikler	Ferritik Paslanmaz Çelikler	Martenzitik Paslanmaz Çelikler	Çökelme İle Sertleşebilen Paslanmaz
Elastisite Modülü (GPa)	195	200	200	200
Yoğunluk (g/cm^3)	8.0	7.8	7.8	7.8
Isıl Genleşme Katsayısı ($\mu m/m^{\circ}C$)	16.6	10.4	10.3	10.8
Isıl iletkenlik (W/mK)	15.7	25.1	24.2	22.3
Özgül Isı (J/kgK)	500	460	460	460
Elektriksel Direnç ($\mu\Omega cm$)	74	61	61	80
Manyetik Geçirgenlik	1.02	600-1100	700 - 1000	95
Ergime Aralığı ($^{\circ}C$)	1375-1450	1425- 1530	1425-1530	1400-1440

3.2.1. Paslanmaz Çeliklerin Özelliklerinin Diğer Çelikler ile Karşılaştırılması

Paslanmaz çeliklerin ısı iletimi özelliği karbon çeliklerinkinden farklıdır. Örneğin yüksek kromlu çeliklerin ısıyı iletme kabiliyetleri karbon çeliklerinkinin yaklaşık yarısı kadardır. Ostenitik paslanmaz çeliklerde bu durum daha belirgin olup, ısı iletim kabiliyeti karbon çeliklerinkinin üçte birine kadar düşmektedir. Bu durum kaynak sırasında oluşan ısının kaynak bölgesinde daha uzun süre kalacağı dolayısı ile bazı metalurjik zorluklarla karşılaşılacağı anlamına gelmektedir. Paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerini, korozyona dirençlerini, talaşlı işlenebilme ve biçimlendirilebilme özelliklerini, kaynak edilebilirliklerini, ve uygulama alanlarını genişletmek amacı ile katılan alaşım elementleri bu çeliklerin fiziksel özelliklerini de önemli ölçüde etkiler.

3.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Ostenitik paslanmaz çelikler (OPÇ) AISI normuna göre 2XX ve 3XX serileri şeklinde sembolize edilmişlerdir. Bu tür çelikler DIN 17440 ve TS 2535'e göre de yüksek alaşımli çelikler grubuna dahil edilerek örneğin; X5CrNi1810 (304), X5CrNiMo17122 (316) ve X6CrNiTi1810 (321) simgeleriyle gösterilmektedirler (Kaluç ve Tülbentçi, 2001).

Cr ve Ni içeren AISI 300 serisi ile Cr, Ni ve Mn içeren AISI 200 serisi OPÇ'ler grubunu oluşturur. Oda sıcaklığında tamamen ostenitik yapıdadır. Ergime sıcaklıkları düşük alaşımli çeliklere göre daha düşük olduğundan kaynaklı birleştirmede ve kaynak bölgesinde çok az ısı gerekir (NİDI, 2002).

OPÇ'ler, % 16-26 Cr, % 10-24 Ni+Mn, % 0.40'a kadar C ve düşük miktarda Mo, Ti, Nb ve Ta gibi diğer alaşım elementlerini içerir. Cr ve Ni+Mn oranları arasındaki denge %90-100 ostenitten oluşan bir mikroyapının elde edilebileceği şekilde oluşturulmuştur. Bu alaşımlar, geniş bir sıcaklık aralığında sahip oldukları yüksek tokluk ve yüksek dayanım değerleri ile ön plana çıkarlar ve 540 °C'ye kadarki sıcaklıklarda oksidasyona karşı dayanım gösterirler. Bu grupta yer alan malzemelerin

başında 302, 304, 310, 316, 321 ve 347 gelmektedir. Kübik yüzey merkezli ve ısı işlem şartlarında manyetik olmayan çeliklerdir. Alaşımları iki kategoriye ayrılabilir; standart alaşımlar, S30200, oda sıcaklığında ostenitik bir yapı elde etmek için Ni ve dikkate değer miktarda Mn içerirler. Daha düşük seviyeli azot ile standart Cr-Ni alaşımları ısı işlem şartlarında 200-275 MPa çekme dayanımına sahiptirler, buna karşın daha yüksek azot içeren alaşımlar yaklaşık 500 MPa'a kadar gerilme dayanımına sahiptirler. OPÇ'ler sıfır altı sıcaklıklarda bile iyi dövülebilirlik ve tokluğa sahiptirler ve soğuk işleme ile sertleştirilebilirler. Soğuk işlem sertleşmesinin derecesi alaşım elementlerinin içeriklerine bağlıdır. En yaygın kullanılan OPÇ'ler yaklaşık % 18 Cr ve % 8 Ni içeren AISI 304'dür. Bunlara ilave olarak daha yüksek Cr, Ni, Mo veya Cu korozyon direncini özellikle iyileştirmek için ilave edilebilir, örnek olarak, S31600, S31700 ve S30900 verilebilir. Yüksek sıcaklığa maruz kaldıktan sonra taneler arası korozyonu önlemek için Ti veya Nb ilave edilir (ASM V-1, 1997).

OPÇ'lerin şekillendirilebilirliği Cr içeriğinin yüksek olmasından dolayı zordur, fakat yüzey kusurlarına karşı daha az hassastır. OPÇ'lerin çoğu 930 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda şekillendirilir (ASM V-14, 1998).

3.2.2.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı

Paslanmaz çeliklerin büyük bir bölümünün kaynak kabiliyeti yüksektir ve ark kaynağı, direnç kaynağı, gazaltı kaynağı, tozaltı kaynağı, plazma kaynağı, elektron ve lazer ışın kaynakları, sürtünme kaynağı ve sert lehimleme gibi çeşitli kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilirler. Bu yöntemlerin hepsinde birleştirilecek yüzeylerin ve dolgu metalinin temiz olması gerekmektedir. OPÇ'in sahip olduğu düşük ısı ve elektrik iletkenliği kaynak açısından genellikle yararlıdır. Kaynak sırasında düşük ısı girdisi ile çalışılması önerilir. Çünkü oluşan ısı, kaynak bölgesinden, karbon çeliklerinde olduğu kadar hızlı bir şekilde uzaklaşmaz. Malzemenin direnci yüksek olduğu için direnç kaynağında da düşük akım değerleri ile çalışılabilir. Kaynak bölgesindeki ısı girişi ve miktarı; sertliği, tane boyutunu, farklı fazların oluşumunun sebebidir. Kaynak bölgesinin hızlı soğuması istenir. Isı giriş oranı ve miktarı kaynak parametrelerinin bir fonksiyonudur. Kaynak işlemi esnasında kaynak bölgesine enerji girişine çok dikkat edilmelidir

(<http://www.kuleuven.ac.be/bwk/materials/education/master/wg02/10600.html>,2003)
Paslanmaz çeliklerin kaynağında etkili olan karakteristikler;

1. Düşük ısı iletme katsayıları,
2. Yüksek ısıl genleşme katsayıları,
3. Yüksek elektrik dirençleri,
4. Soğuk şekillendirmeye karşı hassasiyet,
5. Kaynakta görülen yapısal değişimler (tane irileşmesi, karbür oluşumu, sigma fazı, delta ferrit vb.),
6. Korozyona karşı hassasiyet (pitting, tanelerarası, çukur ve gerilmeli korozyon)gibi.

Paslanmaz çeliklerin fiziksel özelliklerinden dolayı kaynak bölgesinde karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin kaynağına nazaran daha fazla kendini çekme oluşur. Bu olay dikişin soğuması sırasında bu bölgede yüksek artık gerilmelere ve dolayısıyla çatlamalara yol açar. Paslanmaz çeliklerin I (Alın) kaynağı uygulamasında 4 mm'ye kadar kaynak ağzı hazırlamaya gerek yoktur. Bu kalınlık elektron ışın kaynağı (EIK) için söz konusu değildir. EIK'da I birleştirmede birleşme yüzeyleri tam temas etmelidir. Puntalamanın doğru yapılması gerekir. Büyük ve uzun parçaların birleştirilmesinde bağlama tertibatı kullanılmalıdır. Puntalamada kalınlık 6 mm'den fazla ise puntalama aralıkları 150-200 mm arasında olmalıdır. EIK işleminden sonra kaynak dikişi boyunca dikişin iki yanında oluşan kahverengi siyah bölgeler mekanik ve kimyasal yöntemler ile temizlenmelidir. Bu esnada hasara uğrayan kromoksit (Cr_2O_3) tabakası da pasifleştirme işlemi ile onarılmalıdır (ASM V-8, 2000; AWS V-4, 1982).

OPÇ'de kimyasal bileşime bağlı olarak kaynak esnasında, oda sıcaklığında kalıntı ferrit olarak bulunan yapı katılaşma esnasında kaynak çatlaklarına sebep olur. Bu dönüşümün en yaygın olanı katılaşma çatlaklarıdır. Çatlaklar kaynağın farklı bölgelerinde oluşur. Kaynak dikiş merkezinde, geçiş bölgesinde ve ITAB'da çatlaklar meydana gelebilir. Düşük ergime sıcaklığına bağlı olarak oluşan fazlar kaynakta katılaşma ve soğumadan dolayı kendini çekme ve distorsiyonlar neticesinde tane sınırlarında oluşur. Diğer olasılık ise kaynağın metalurjik yapısından

kaynaklanır, şöyleki ITAB'daki $M_{23}C_6$ gibi zengin krom karbürlerinin tane sınırlarında çökmeleriyle buraların korozyona karşı hassasiyetlerine yol açar. Yüksek sıcaklıkta çalışma esnasında ferritin sigma fazına dönüşümü ile kaynağın süneklik ve tokluğu azalır. Bu çeliklerin seçiminde bu iki önemli hususa dikkat edilmeli veya malzeme seçiminde göz önünde bulundurulmalıdır. OPÇ'de mikro yapıları tamamen ostenitik olmasına rağmen çok az miktarlarda (%3) kaynak metalinde kübik hacim merkezli ferrit bulunur. Bu ferrit, delta (δ) ferrit olarak isimlendirilir, çünkü yüksek sıcaklıkta α (alfa) ferrit'ten ayrılarak dönüşüme uğrar delta ferrit olarak tanımlanır (ASM V-6, 2000).

Bu yapı kaynak bölgesinin özelliklerini olumlu yönde etkiler. Kaynak dikiş yapısında özellikle % 2-10 arasında δ ferrit fazı bulunması arzu edilir. δ ferrit tane sınırı segragasyonunu önleyerek, tane sınırlarındaki kromkarbür çökmesini durdurarak tane sınırlarını korozyona karşı dirençli hale getirir. δ ferrit manyetiktir oysaki içinde bulunduğu ana matris ostenit manyetik değildir. δ ferrit, ostenit kaynak metalinin çekme ve akma dayanımını artırırken sıfır altı sıcaklıklarda darbe tokluğunu düşürür. Eğer δ ferrit fazı uzun süre $550^{\circ}C$ 'nin üzerindeki sıcaklığa maruz kalırsa σ (sigma) fazı olarak adlandırılan çok sert ve gevrek faza dönüşür (Korinko ve Malena, 2001; ASM V-6, 2000; AWS V-4, 1982; Kotecki ve Siewert, 1992).

OPÇ'lerin kaynağındaki kalıntı ostenitin miktarı kimyasal bileşime bağlıdır. Ni, Mo, Co ve Ti ostenitik matris içerisinde δ ferrit miktarının oluşumunu artırır. Yüksek silisyum içeriği kaynak metalinin akışkanlığını artırarak döküm paslanmaz çelik üretimini kolaylaştırır. C/Si oranı kaynak metalinin tamamen ostenitten oluşmasını sağlar. Bu oran yaklaşık 1/6'dır. Kaynak metalinin mikroyapıları esas metalden oldukça farklıdır. Alaşımı oluşturan elementlerin Cr ve Ni eşdeğerliği ferrit oluşumunu etkiler. Martenzitin dönüşüm miktarı ve hızı kaynak metalinde oluşan karbür ve diğer fazları etkiler. Bunun yanı sıra bileşim ve katılma hızı da mikroyapıyı etkiler (AWS V-4, 1982).

Kaynak metalinin mekanik özellikleri, esas metalden çok farklıdır. Bu özelliklerden en önemlisi kaynak bölgesinin dayanımı ve tokluğudur. Kaynak bölgesi malzemenin

bileşimine, kimyasal segregasyonun derecesine, ısı çevrime bağlı olarak kaynak bölgesinde farklı sertlik ve mikroyapılar ortaya çıkar. Martenzitik yapıyı kaynak dikişleri sert olmasına rağmen düşük darbe direncine sahiptir. Ostenitik yapıyı kaynak dikişlerinin darbe direnci yüksektir. Dikişteki aküler ferrit yüksek tokluk özelliğine sahiptir. Kaynak metalindeki katılma, birleşme ve ergime kenarlarında çok hızlı olur. Malzemenin ısı iletkenliğine bağlı olarak kolonsal veya dentritik olur. Kolonsol tanelerin genişliği ve uzunluğu ergime sınırlarındaki mesafenin bir fonksiyonudur. Kaynak banyosundaki sıvı fazın katılma çökeltmeler veya birincil katılmalar şeklinde olur. Burada oluşan mikroyapılar genelde allotropik, aküler ve widmanstatten ferrit şeklindedir. Widmantten ferrit sadece karbon difüzyonu içeren kararsız bir denge mekanizması şeklinde yüksek sıcaklıkta oluşur. Aküler ferrit beynitin aksine karmaşık yapıdır. Burada ilk katılma yani çekirdekleşme metalik olmayan inklizyonlardan başlar. Bundan dolayı da katılma çok farklı yönlerde olur. Ancak karbonun kararsız difüzyonu ve tanelerden ayrışması beynit çekirdeklerini oluşturur. Martenzitik yapı ise çok hızlı soğumadan dolayı dönüşümsüz ve difüzyonsuz oluşur. Levha martenzitin oluşum morfolojisi ostenit tanelerin karşısına doğru uzar. Martenzitin sertliği karbon konsantrasyonunu hassaslaştırır (ASM V-6, 2000).

Kaynak işlemi esnasında yüksek sıcaklıklarda kaynak dikişinde, ana metalde ve ITAB'da meydana gelen yırtılmalar, sıcak çatlakların neticesinde oluşur. Kristalleşme ve yüksek sıcaklıktan itibaren soğumada metalin şekil değiştirme miktarı, şekil değiştirebilme kabiliyetini kısıtlar. Yüksek sıcaklıkta kaynak metalinin kristalleşmesi sırasında meydana çıkan çatlığa, sıcak çatlak denir. Kaynakta sıcak çatlama, kaynak metalinde, geçiş bölgesinde ve ITAB'da olur. Kaynak banyosu, likidüs sıcaklığını aşarak kristalleşmeye başlar. Kristalleşme merkezinden itibaren dentritler oluşmaya başlar ve azalan sıcaklık yönünde katılırlar. Kristalleşme çatlığı solidüs sıcaklığının üstünde meydana gelir. Kristalleri çevreleyen alan ergimiş faz birincil kristallerin bağlarını o derece zayıflatır ki soğuma esnasında malzemede meydana gelen gerilmeler bu çatlığı meydana getirirler. Yüksek alaşımlı bir kaynak malzemesinde solidüs sıcaklığı ile kaynak metalinin çatlama eğilimi vardır. Solidüs sıcaklığı ne kadar düşük olursa kaynak metalinin sıcak çatlama

mevlide o kadar fazla olur. En fazla katılma esnasında sıcak çatlaklar oluşur. Kolay ergiyen ötektik meydana getiren elementlerin ilavesi ile kaynak metalinin sıcak çatlama eğilimi azaltılabilir. Ergime banyosu kristalleşmesinin başlangıç durumunda bireysel kristaller, gerilme etkisi altında serbestçe hareket edebilirler. Dentritler arasındaki boşluklar ergimiş faz ile dolu olup bu haliyle sıcak çatlak meydana getiremezler. Daha ileri soğumada kaynak dikişinin sıcak çatlama hassasiyeti, kolay ergiyen ötektik kristallerarası boşluklardaki miktarına bağlıdır. Bu ayırıcı bileşenlerin daha yüksek oranı, tane sınırına bağlı olarak düşük sıcaklıkta ergiyen ötektik bölgelere yığılınca sıcak çatlama neden olur. Kristaller arasındaki bağ, çekme gerilmeleriyle kopar. Yoğunluk daha da artacak olursa ötektikte kalan sıvı faz nedeniyle ayrılmalar meydana getirir. Ayrıca ötektik geri kalan sıvı, primer dokuyu etkiler, dentritli katılmayı önler. Belirli bir yön almamış ve incelmış doku kristallerarası sıcak çatlama daha büyük dayanım gösterir. Bu, özellikle östenitik-ferritik çeliklerin kaynak metalinde görülür. Fakat düşük sıcaklıkta ergiyen ötektiklerin şekil ve dağılışı, kristalleşen sıvının çatlama karşı tutumunu tayin eder.

Kaynak bölgesindeki mikro yapıları tam tespit edebilmek için denge diyagramı çizilerek oluşturulan Cr ve Ni eşdeğerliği ile belirlenir. Mikro yapıdaki ferrit miktarı da manyetik ölçüm cihazlarıyla ferrit numarası (FN) veya % ferrit oranı ile bulunur. Bu çeliklerin kaynağında delta ferrit veya ostenit taneleri birincil katılma gösterir. Katılma da önce ferrit taneleri sonrada ostenit taneleri oluşur. Difüzyon kontrol işlemleriyle tane yapıları belirlenir. Mikroyapıdaki ferrit içeriğini, kaynak metalinin soğuma oranı, ark uzunluğu, ve ortam şartları etkiler. Çok pasolu kaynaklarda kaynak dikişindeki ferrit esas metalle homojen bir katılma gösterir. Bundan dolayı da yüksek sıcaklığa maruz yerlerde rahatlıkla kullanılabilirler. Bu çeliklerin kaynak dikişinin katılma tarzları Cr ve Ni eşdeğerliklerine göre belirlenir. Kaynak dikiş mikro yapısının üç tür katılma şekli vardır. Bunlar;

1. $Cr_{eş} / Ni_{eş} = 1-1,3$ arasında ise kaynak dikişi tamamen ostenitiktir.
2. $Cr_{eş} / Ni_{eş} = 1,3-1,6$ arasında ise kaynak dikişi çok az oranda ferrit kalanı ise tamamen ostenitiktir.
3. $Cr_{eş} / Ni_{eş} = 1,8$ 'den büyük ise kaynak dikiş tamamen delta ferritik olarak katılır (Kotecki ve Siewert, 1992).

3.2.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbür Çökmesi ve Tanelerarası Korozyon

Ostenitik paslanmaz çelikler, belirli şartlar altında korozyona maruz kalırlar. Kararlı olmayan çelikler 400-800⁰C'ler arasında ısıtıldıklarında ve/veya soğutulduklarında tanelerarası korozyona karşı hassaslaşırlar. Çünkü yapıdaki Cr, C ile birleşerek kromkarbürleri (Cr₂₃C₆) oluşturarak tane sınırlarında Cr azalır ve korozyona karşı direnç düşer (Odabaş, 2002).

Bu çeliklerdeki önemli karbürler M₂₃C₆ formundaki karbürlerdir. OPÇ'deki, martenzitik dönüşüm çeliğin oda sıcaklığı altındaki bir sıcaklığa soğutulduğunda dönüşür. Bileşimindeki % 0,03-0,07 Azot (N) bulunması soğuma hızını artırarak martenzit dönüşümünü hızlandırır. Bu çelikte oluşan martenzit yapıda iki şekil bulunur ya hegzagonal sıkı paket epsilon (ε) yada hacim merkezli kübik alfa birincil (α¹) martenzit formundadır. OPÇ'in fazları genellikle çok kristalli ostenitten oluşur. Döküm ve kaynak gibi işlemlerde meydana gelen katılma segregasyonlarından dolayı mikroyapıda bir miktarda ferritin bulunması yapıda sigma fazı oluşmasına da sebep olabilir. Dolayısıyla yüksek sıcaklıklarda OPÇ'in sünekliliğini, tokluluğunu ve korozyona direncini azaltır. 500-700 °C'da uzun süre çalışmalarda bu durum ortaya çıkarak tane sınırlarında oluşur. Bu dönüşüm delta ferrit'ten sigma fazı şeklinde oluşur. OPÇ'de ostenit, ferrit, sigma fazı, laht ve plate martenzit, M₂₃C₆ gibi fazları içerir. Bu fazlar yapıdaki alaşım elementlerinin karbürleri, nitrürleri ve diğer intermetalik fazları şeklindedir. Bu fazların ortaya çıkması yada dönüşümü OPÇ'in çalışma ortamı ve şartları ile üretim yöntemlerine bağlıdır (Krauss, 1997).

3.2.2.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Faz Dönüşümleri

Ostenitik paslanmaz çelikler yüksek sıcaklığa maruz kaldıklarında mikroyapıda değişimler başlar. Karbür çökelmeleri ve ikincil fazlar tane sınırlarında oluşur. Tanelerin ve karbürlerin büyümesi sıcaklığa ve bu sıcaklıkta bekleme süresine bağlıdır. Yüksek sıcaklığa maruz kaldıklarında sigma fazı oluşur. Bu çeliklerden yapılan makine elemanlarının ömrü yaklaşık 300000 saattir. Bu çeliklerdeki

intermetalik fazlar kaynak metalinin tokluğunu azaltır. Kaynak metalinde bulunan kaba karbürler sürünme şartlarında sünekliğini azaltır. Yapıdaki ferrit içeriği arttıkça sürünme dayanımı da artar ve kırılma tokluğu da yükselir (AWS V-4, 1982).

OPÇ'in kaynak dikişindeki ferrit içeriği kaynaklı parçaların şekillendirilmesini ve çalışma performanslarının belirlenmesinde rol oynar. Kaynak dikişindeki delta ferrit içeriğinin üst sınırı ikincil fazlardan dolayı gevrekleşmeyi belirler. Sigma fazı bu ikincil fazın yüksek sıcaklıklara maruz kalmasıyla oluşur (Vasudevan vd., 2001).

3.2.2.4. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Sonrası Isıl İşlemleri

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynakları genellikle kaynak sonrası ısıl işleme gerek duymazlar. Korozyon direncini arttırmak ve gerilmeleri azaltmak veya her ikisini birlikte gerçekleştirmek için yapılır. Bu çeliklerin kaynağındaki korozyon problemi ITAB'da ortaya çıkar. Tanelerarası karbürleri çözmek için kaynak sonrası ısıl işlem uygulanır. Isıl işlemler lokal olarak fırın ortamında gerçekleştirilir. Yumuşatma tavrında tane büyümesinden kaçınmak için her 2,5 mm kalınlık için 3 dakika beklenir. Kaynak, hızlı soğutulmalı ve kalınlığa bağlı olarak havada, yağda veya suda yapılır. Yumuşatma sıcaklığının altında yapılan tavlamalarda artık gerilmeler giderilir. Artık gerilmeler parça yüzeyinde oluşmuşsa yorulma ömrünü azaltır. Artık gerilmeler sertleştirmelerde, soğuk şekillendirmelerde, kaynak ve yüzey işleme esnasında oluşabilir. Bu gerilmeler, gerilme giderme ısıl işlemiyle giderilebilir (AWS V-4, 1982; ASM V-1, 1997).

3.2.2.5. Kaynaklı Ostenitik Paslanmaz Çeliklere Uygulanan Mekanik Deneyler

Ostenitik paslanmaz çeliklerin değişik şartlarda yapılan kırılma deneylerinde genellikle sünek kırılma görülür. OPÇ'in kaynak dikişleri tamamen ostenitik yapıda olmasına rağmen esas metalin delta ferrit içermesi kırılmanın sünek olmasının en önemli sebebidir. Bu faz katılma ve dönüşüm esnasında kaynağın kontrollü soğutulmasını gerektirir. OPÇ'de kaynak dikişleri ostenitik faza sahip olmasına rağmen yapıda az oranda delta ferrit içerir. Bu faz, düşük ergime noktasına sahip

olduğundan dönüşüm ve katılaşma esnasında mikro boşluklara ilerleyerek katılaşır. Düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma gösterir. OPÇ'in kırılma tokluklarının bileşime değil kaynak yöntemlerine bağlı olduğu bilinmektedir. Bu kaynaklarda kırılma direnci, mikro boşluklara, inklüzyonlara, delta ferrit oranına ve ikincil fazların yoğunluk ve morfolojisine bağlıdır. Dikişin mikroyapısındaki ferrit oranı %5-10 arasında ise iyi çatlak direnci gösterir. Dikişin tamamen ostenitik olması istenmez çünkü sıcak çatlaklara hassaslaşır, bundan dolayı delta ferrit içeriğinin %5-10 arasında olması istenir. Sıcak çatlaklar bu şekilde önlenmiş olur. Dikişte sıcak çatlakları önlemenin diğer bir yolu da yüksek Mn içerikli veya Ni esaslı alaşımli ilave tel ile kaynak yapılmalıdır (ASM V-6, 2000).

Yüksek çekme ve basma gerilmelerinden kaynaklanan artık gerilmeler kaynaklı birleştirmelerin mekanik yüklemelere karşı dayanımını sınırlar. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özellikleri gerilme ve gerinme özellikleri ile ilgilidir. Kaynaklı birleştirmeler çalışma ortamı ve yüklerine maruz kalacağından bu özelliklerin ölçülmesi gerekmektedir. Kaynak metalinin mikroyapısı ile mekanik özellikleri arasında yakın ilişki vardır. Kaynaklı birleştirmelerin kırılma özelliklerinin belirlenmesinde en iyi yöntem çentikli darbe deneyidir. Kaynaklı birleştirme üzerine artık gerilme ölçümleri kaynaklı birleştirmelerin karakteristik özelliklerine bağlıdır (ASM V-8, 2000).

3.2.2.6. AISI 316 Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağının Özellikleri

AISI 316 tipi paslanmaz çelikler OPÇ'in yaklaşık % 20'sini oluşturur. OPÇ'ler düşük alaşımli çeliklerle karşılaştırıldığında daha düşük ısı iletim katsayısına, daha yüksek elektrik direncine ve daha yüksek ısıl genleşme katsayısına sahiptirler. Bu fiziksel özelliklerin en önemli etkisi farklı metallerin kaynağında distorsiyon ve artık gerilme oluşumuna yol açmasıdır. Bileşimlerinde % 0,002-0,1 C, % 16-25 Cr, % 4-35 Ni, bazen bunlara ilaveten % 2-7 Mo'nin yanı sıra Cu ve stabilize elementler olan Ti, Nb ve Ta katılır. Ti ve Nb çok güçlü karbür ve nitrür oluşturucu elementtir. Bu çelikler kimyasal bileşimlerine bağlı olarak yakıt tanklarında, sıvı hidrojen depolarında, korozyona dayanıklı kimyasal cihazlarda, ısı değiştiricilerde, yüksek

sıcaklığa maruz kalan parçalarda yaygın olarak kullanılır. Bu çelikler çok yüksek ve düşük sıcaklıklarda yüksek çekme dayanımına, iyi tokluk ve süneklik özelliklerine sahiptirler. % 0,25 N ilavesiyle düşük sıcaklıklarda (-120 °C,-269 °C) korozyon direncinin yanı sıra iyi tokluk ve akma dayanımına sahip olurlar. Yapıda ferrit oluşumu da az olduğundan delta ferrit oluşumu da az olur. Korozyon direncini mümkün olduğu kadar arttırmak için Mo, Cu ve Nb katılır. AISI 316 OPÇ'in korozyon ve yüksek sıcaklık direnci diğer OPÇ'den daha iyidir. Bunların bileşimlerine % 2-3 Mo ilave ile M_6C şeklinde ve 650°C'de karbürler oluşur. M_6C metal karbür fazı, Fe_3Mo_3C , Fe_3Nb_3C ve $(FeCr)_3Nb_3C$ şeklinde oluşur. Böylece AISI 316 çelik tanelerarası korozyona dirençli hale gelir (ASM V-9, 2000; <http://www.assda.asn.au/316.html>, 2003).

AISI 316 ostenitik paslanmaz çeliğin kaynak dikişinin mikroyapısında delta ferrit miktarı çift fazlı paslanmaz çeliklere göre %4-12 daha fazladır. Çünkü bu çeliklerin kaynağında daha yüksek sıcaklığa çıkıldığından çok kolay delta ferrit oluşur. Kaynak bölgesinin dikiş ile ITAB arasındaki geçiş bölgesinde tane sınırlarında ferrit veya kromca zengin $M_{23}C_6$ karbürleri oluşmaktadır. Bu oluşan ince ferrit taneleri ostenit tane sınırları boyunca uzanır. ITAB çok dar yaklaşık iki tane çapı kadardır. Buradaki ferrit, tane büyümesini sınırladığı için kaynak esnasında oluşacak olan ergime ve katılma çatlaklarını önler. Çünkü buradaki tane sınırı ferrit ve tanelerarası ferrit yüksek sıcaklıklarda tamamen sünektir. $M_{23}C_6$ karbürlerin oluşumu dikişten 3 mm uzaktadır, bu karbürlerin oluşumu ve miktarı esas metalin bileşimine, karbon içeriğine, kaynak hızına ve ısı girişine bağlıdır (ASM V-19, 1997).

OPÇ'in farklı türlerinin kaynaklanabilirliği ve çalışma performansları da özellikle Cr ve Mo içeriğine göre çok farklılık sergilerler, örneğin 302, 304 ve 304L türlerinin kaynağında karbür çökelmeleri ITAB'da olur (ASM V- 8, 2000).

AISI 303 ve AISI 303 Selenyum tiplerinde karbür çökelmeleri kaynak dikişinde olur. Yine 316 ve 317 tiplerinin Mo içeriği arttıkça yüksek sıcaklıkta korozyon ve sürünme dayanımları artmaktadır. OPÇ'in kaynağında yağ, kir, pas, karbür oluşumu ve çökelmeleri ile çatlaklar ve poroziteler gibi hasarların oluşmaması için kaynaktan

önce, kaynak sırasında ve kaynaktan sonra tedbirler alınmalıdır. Aşırı ısı girişi kaynakta, çatlaklara, korozyon direncindeki azalmaya, şekil değiştirme ve distorsiyonlara, oksitlenmeye ve istenmeyen mekanik özelliklerin oluşmasına sebep olur. Karbonlu çeliklere göre OPÇ'lerin kaynağında % 20-30 arasında daha az ısı girişi ile kaynak yapılmalıdır. Aşırı ısı girişi korozyona ve artık gerilmelere sebebiyet verir. Karbonlu çeliklere göre elektrik iletkenlik dirençleri 4-7 kat daha büyüktür. OPÇ'deki Se, Si ve S içeriği arttıkça kaynaklanabilirlik özellikleri azalırken işlenebilirlik özelliği artmaktadır. OPÇ'lerdeki karbür çökelmelerini önlemek için;

- a) Kaynak sonrası karbürleri çözme işlemi,
- b) Oldukça düşük karbonlu OPÇ kullanma $< \% 0,03 \text{ C}$,
- c) Paslanmaz çeliği stabilize eden alaşım elementleri ilave etmek, örneğin Nb, Ta ve/veya Ti gerekir (ASM V-1, 1997).

4. FARKLI ÇELİKLERİN KAYNAĞI

Günümüz teknolojisinde ihtiyaç duyulan malzeme özelliklerinin çok çeşitli olması, farklı özelliklere sahip metalik malzemelerin en uygun biçimde nasıl birleştirilebileceği sorusunu ortaya çıkarmıştır. Bu soruya, gelişmekte olan kaynak teknolojisi en iyi cevabı verebilmektedir. Günümüzde sürtünme kaynağı, yakma alın kaynağı, elektron ışın kaynağı, lazer kaynağı, difüzyon kaynağı, ultrasonik kaynak ve plazma kaynağı gibi birçok kaynak yöntemi farklı metalik malzemelerin birleştirilmesinde başarı ile kullanılabilir (ASM V-6, 2000).

Farklı cins malzemelerin kaynağında malzemelerin fiziksel, kimyasal, mekanik ve metalurjik özellikleri bu malzemelerin üretilmeleri, şekillendirilmeleri ve kullanılma yeri ile doğrudan ilişkilidir. Özellikle metallerin faz diyagramları, kaynak sırasında ve kaynaktan sonra hangi faz ve özelliklerin oluşacağını belirlemede önemli bir ipucu verir. Kaynaklı bağlantının bütün özellikleri iki metalin özelliklerini ve karışımlarıyla doğrudan ilişkilidir. İlave metal kullanılıp kullanılmayacağı kaynak yöntemi kaynak pozisyonu gibi parametreler farklı cins malzemelerin birleştirilmesinde çok önemlidir. Farklı cins metallerin kaynağında karşılaşılan en önemli problem kaynak bölgesinin özelliklerinin birleştirilen malzemelerin özelliklerinden farklı oluşudur. Ergime bölgesinin bileşenlerinin miktarına bağlı olarak her noktada farklı bir bileşim ve dolayısıyla farklı özellikler gösterecektir. Aşırı karışmanın en ciddi etkisi kaynak metalinde başlayıp ana malzemeye doğru ilerleyen çekme çatlakları şeklinde beliren kusurlardır. Farklı metallerin kaynakla birleştirilmesi genellikle alaşımsız ve/veya düşük alaşımlı çeliklerle yüksek alaşımlı çeliklerin birleştirilmesi şeklinde olmaktadır. Düşük karbon içeren ferritik çelik ile ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak ile birleştirme işlemi çoğunlukla uygulanmakta olup, enerji dönüşüm sistemlerinin yüksek sıcaklığa maruz kalan bölgelerinde yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Merkezi güç istasyonlarında, maliyet unsuru göz önüne alınarak boylerin daha düşük sıcaklığa maruz kalan kısımları ferritik çelikten yapılırken, yüksek sıcaklığa maruz kalan kısımları ise ostenitik çelikten yapılmaktadır. Ayrıca bu tür uygulamalar elektrik santrallerinde, buhar hatlarında, nükleer reaktörlerde ve petrol rafinerilerinde kullanılmaktadır (Sun ve Karppi, 1996; Sun, 1996; Missori ve Koerber, 1998).

Farklı malzemelerin birleştirilmesinde, bu malzemelerin fiziksel, mekanik ve metalurjik özelliklerinin çok iyi bilinmesi, başarılı bir kaynak bağlantısının ve konstrüksiyonun elde edilebilmesi için bir zorunluluktur. Farklı malzemelerin kaynağında karşılaşılan problemler, metaller arasındaki geçiş bölgesinde meydana gelen intermetalik faz bileşenlerine bağlı olmaktadır. Bu nedenle, birleştirilecek malzemelerin ısıl genleşme katsayıları, ısı iletme katsayıları ve ergime sıcaklıkları çok iyi gözden geçirilmeli gerekiyorsa önlemler alınarak kaynak işlemi yapılmalıdır (Sun ve Karppi, 1996).

Farklı metallerin kaynağındaki kaynak dikiş karışımını etkileyen en önemli faktör malzemelerin bileşimidir. Karışım oranlarını esas metallerin bileşimi, kaynak yöntemi, birleştirme yöntemi ile ilave kaynak metali kullanılıp kullanılmaması belirler. Kaynağın geçiş bölgesinde (Dikiş ile ITAB arasında) dengesiz (kararsız) intermetalik faz oluşumu çok yaygındır. Bunun sebebi ergime esnasında tam karışım olmaması, alaşım elementlerinin etkisi ve soğuma hızıdır. Kaynak metalinin geçiş bölgeleri hidrojen ve korozyon çatlaklarının en fazla görüldüğü bölgedir (Avery, 1991).

4.1. Farklı Çeliklerin Kaynakla Birleştirilmesi

Bu tip birleştirmeler, siyah-beyaz (S-B) veya ferritik-ostenitik birleştirmeler olarak isimlendirilmektedir. Bu birleştirmeler 1940'dan itibaren yaygın olarak kullanılmaktadır. Bundan önceki birleştirmelerde, ostenitik paslanmaz çelik dolgu metalleri ile yapılmaktaydı. Fakat 1950'lerin sonlarına doğru birkaç başarısız sonucun ortaya çıkması, yüksek enerji yoğunluklu ışın kaynağı (YEYİK) yöntemlerini ortaya çıkarmıştır. Klasik kaynak yöntemleriyle yapılan kaynaklardaki hatalar, genellikle ısıl gerilme, karbon difüzyonu, ferritik çeliklerin düşük oksidasyon direnci göstermesi ve metalurjik bozukluklar (kaba karbür oluşumu, sigma fazı, tane irileşmesi) gibi sebeplerden kaynaklanmaktadır.

Kaynak işlemi esnasında yüksek ısıl gerilmeler ortaya çıkar. Bu tecrübeler çoğu araştırmacıyı S-B birleştirmeyi daha sağlam ve daha iyi yapmak için araştırmaya

sevk etmiştir. Son zamanlardaki bu çabalar nikel esaslı dolgu (ilave) metallerinin kullanımına da yol açmıştır. Bu şekilde ilave Ni kullanılmış farklı metallerin birleştirilmesi ostenitik paslanmaz çelik dolgu teli kaynaklarıyla karşılaştırıldığında 5 kat daha iyi sonuç alınmıştır. Nikel esaslı dolguların kullanımının avantajları sayısızdır. Bu avantajlar birkaç karakteristik faktörün sonucunda ortaya çıkmıştır. Birincisi düşük ergime kabiliyeti (yeteneği) ve cm başına düşük difüzyon katsayısı, nikel esaslı kaynak metalinde minimum karbon difuzyonunu ve ferritik ostenitik çelik kaynağında intermetalik fazın oluşmasını engellemektedir. Nikel esaslı dolgu metalinin ısıl genleşme katsayısı ferritik çelik tarafında ısıl gerilmelerin şiddetini azaltır (Sun, 1996; Anık, 1988; 1989a ve 1989b).

Benzer olmayan iki farklı (ostenitik çelik ile ferritik çelik) çeliğin birleştirilmesinde uygun bir geçişin olması gerekmektedir. Aksi durumda geçiş bölgesinde birleşme eksiklikleri ve kusurları ortaya çıkmaktadır. Farklı metallerin kaynağı sonucunda, bozulmanın beklenenden önce meydana gelmesi, farklı iki metalin birleştirilmesi sonucu sıcaklık dağılımının metaller üzerinde farklı ısıl genleşmeler oluşturduğunu ve bunun da ısıl gerilmelere neden olduğu bilinmektedir (Kotecki, 1999; Anık, 1989). Kaynak bölgesinde oluşan ısıl gerilmeler, tane sınırlarında karbür çökelmeleri ve karbon göçünü içeren metalurjik değişimlere de sebep olmaktadır (<http://www.subarcflux.com>, 2003; Eryürek, Bodur ve Dikicioğlu, 1996).

Ostenitik-ferritik çeliklerin kaynaklı birleştirilmesi sonucu ortaya çıkan en önemli unsurlardan biri olan geçiş bölgesinin mikro yapısı, çeliklerin karbon içeriğine, soğuma hızına, alaşım elementlerinin segregasyonuna bağlıdır (Metzger ve Lison, 1976; Çelik ve Alsaran 1999).

Bu tür birleştirmeler ilave telli yada telsiz gerçekleştirilebilir. Farklı metallerin birleşmesi sonucu ortaya çıkan mikro yapı homojen değildir. Ferritik kısımda yapı ferrit ve perlitten oluşurken, ostenitik kısımda ise ostenitik bir yapı olarak kalmaktadır (Çelik ve Alsaran 1999; Anık, 1989b; Missori ve Koerber, 1998).

4.1.1. Düşük Alaşımli Çelik ile Ostenitik Paslanmaz Çeliğin Kaynağı

Düşük alaşımli Cr-Mo'li çelik ile OPÇ arasındaki birleştirmeler, güç istasyonlarında, kimya, petrokimya ve nükleer endüstride hem teknik hem de ekonomik sebeplerden dolayı yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu tür çeliklerin kaynakla birleştirilmesi, sıklıkla uygulanmaktadır. Çünkü bunlar etkili hizmet sağlamanın yanı sıra güç biriktirme parçaları olarak da kullanılmaktadır. Örneğin yüksek basınçlı fabrika boruları için düşük alaşımli Cr-Mo'li çeliklerin kullanımı 600 °C sıcaklığa maruz kalan yerlerde yeterli dayanım ve korozyon direncine sahiptir. Buralarda OPÇ'in kullanımı ekonomik değildir. Ayrıca endüstride bu birleştirmeler için talep her geçen gün artmaktadır (Nelson vd., 1999; Nelson vd., 2000).

Bir güç istasyonunda bu tip birleştirmelerin sayısının on binin üzerinde olduğu bilinmektedir. Bundan dolayı da ferritik ostenitik farklı çelik birleştirmelerine çok gereksinim duyulduğu ortadadır. S-B birleştirmeler normalde klasik kaynak yöntemleriyle birleştirilmektedir. Örneğin, elle ark kaynağı (MMA), gazaltı ark kaynakları (MIG/MAG ve TIG)'dir. Bu yöntemlerin maliyetinin yüksek olması ve çok iyi işçilik gerektirmesinden dolayı kaynaklı birleştirme de hasarlara sebebiyet vermektedir. Son yıllardaki hızlı gelişmelerin sonucunda yüksek enerji yoğunluklu ışın (YEYI) teknolojisi ile LİK ve EİK'lı birleştirmeler yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu yöntemlerin kullanılması ile çok iyi mekanik ve metalurjik birleştirme sonuçları elde edilmektedir (Sun, 1996).

4.1.2. Farklı Çeliklerin Kaynağında Karbon Difüzyonu

Düşük alaşımli ferritik çelikte ostenitik paslanmaz çeliğin kaynağında karbon difüzyonu ferritik çelikten ostenitik çeliğe doğru olur. Bu durum düşük alaşımli çeliğin ergime bölgesine yakın yerlerde karbon azalmasına sebep olacağından sertlik azalmasına ve OPÇ kaynak metali tarafında da karbür çökelmelerine yol açarak korozyona sebep olurlar. Yüksek ısıl genleşme katsayısı, yüksek ısıl gerilmelere çoğunlukla çatlaklara yol açarlar (<http://www.subarcflux.com/highalloys.html>, 2003).

Bir çelikteki karbonun davranışı, alaşım elementlerinin yüzdesine ve diğer alaşım elementlerinin oranlarına bağlıdır. Farklı oranlarda alaşım elementi içeren iki çelik birleştirildiğinde, karbür oluşturan (örneğin Cr, Mo veya V) elementlerden en az oranda içeren malzemedan daha yüksek oranda alaşım elementi içeren malzemeye doğru göçme ve karbürler şeklinde çökelme eğilimindedir. Bu durum, bir ferritik çelikle bir ostenitik çelik arasındaki birleştirmede, yüksek sıcaklıklarda uzun süre tutulma halinde ortaya çıkar, bunun sonucunda en fazla alaşımlı malzeme içinde karbürlerden yana zengin bir bölge oluşur. Aynı zamanda en az alaşımlı malzeme içinde ise çok zayıf karbon oranlı bir bölge meydana gelir. Karbürlerden yana zengin sert bir bölge oluşmasının birleşmenin tutumu üzerinde olumsuz olduğu sanılmamakla birlikte, karbondan yana fakir bölge için aynı şey söylenemez. C'dan başka alaşımlı çeliğe en fazla geçen element N ve O'dur. Böylece çeliğin mekanik özellikleri zayıflar (Oğuz, 1987; 1989 ve 1990).

4.1.3. Farklı Çeliklerin Kaynaklı Birleştirilmesinin Mekanik Özellikleri

Farklı metallerin kaynağında, birleşme bölgesinin mekanik özelliğinin, birleştirilen metallerin mekanik özelliği en düşük olandan daha yüksek olması bu birleştirmelerin kalitesi ve ekonomikliği açısından büyük öneme sahiptir. Oda sıcaklığında bir ferritik çelikle bir ostenitik çelik arasındaki kaynağın mekanik karakteristikleri, çekmeye mukavemet alanında, en az mukavemetli, esas metalinki kadar veya bundan bir miktar daha yüksek olması istenir. Ayrıca, ani ferrit ostenit faz dönüşümüne rağmen, birleşmenin gevrek kırılma yada gerilmelerden kaynaklanan hasarlar oluşmaktadır. Bununla birlikte, yüksek sıcaklıklarda yada çok düşük sıcaklıklarda çalışma sırasında hasarların ortaya çıkması büyük problemdir. Ferrit ostenit geçiş bölgesinin bir özel karakteristiği de, yüksek sıcaklıklarda uzun süre tutulmayla ortaya çıkan zayıf sürünme mukavemetidir. Yüksek sıcaklıkta ferrit-ostenit geçişi, sıcaklık artınca ferrit tarafına, sıcaklık azalınca da ostenit tarafına doğru kayar. Çalışma sıcaklıklarında (örneğin 560°C), önemli bir faz değişiminin olma olasılığı az ise de geçiş bölgesi ve bunun ötesinde difüzyon hızları yüksek olabilir. Özellikle karbon için doğru olup bunun sonucunda farklı metaller arasındaki kaynağın uzun vadede sürünme mukavemet karakteristikleri zayıflayabilir (Anık, 1988; 1989a ve 1989b).

4.1.4. Farklı Çeliklerin Elektron Işın Kaynağı ile Birleştirilmesi

İki farklı metal veya alaşımın ergitme esaslı kaynağının yapılabilirliği iki temel faktör ile kontrol edilir. Birincisi her iki metalinde fiziksel olarak farklı ergime noktalarının olmasıdır. Dolayısıyla bu durum her iki metalin ısı iletim katsayısı ve ısı genleşmelerinin farklı olmasından dolayı kaynak işleminde problemler oluşturur. EİK’da da kaynak işlemi diğer klasik kaynak yöntemlerinde olduğu gibi bunda da iletim ve ışıma esasına dayanır. Kaynağın başlangıcında iyi sonuçlar alınmayabilir. Fakat ısı yoğunlaşması ve ışın odaklanması ile EİK’ı ile farklı metal çiftlerini birleştirmek mümkündür. Elektron ışını ile ergitme işleminin mekanizması ışın metale çarptığı zaman, yüzeydeki metali ergiterek metal atomlarını ortaya çıkarır. Bu metal atomları ışının üstesinden gelmek için enerjilerini harcayarak katılaşmaya çalışırlar ve bu olay ışının odak ve doğrultusu boyunca sürekli bir çevrim halinde gerçekleşir (Kearns, 1984; AWS V-3, 1971).

Ergitme esaslı kaynak yöntemlerinin özel nitelikleri ile karşılaştırıldığında EİK yukarıda sayılmış güçlükleri karşılama bakımından en iyi çözümdür. Çünkü vakum ortamında kaynak etme olanağı, farklı metallerin gazlara ve atmosfere duyarlıklarını ortadan kaldırmaktadır. EİK’nın yüksek güç yoğunluğu yüksek kaynak hızlarına imkan vermekte dar, derin nüfuziyetli kaynak dikişi ve çok dar ITAB bölgesi oluşturmaktadır. Bu özelliklerinin yanı sıra, birleştirilecek malzemelerin farklı niteliklere sahip özellikleri, çeşitli ışın ayarlarıyla, ısı girişleri büyük bir hassasiyetle belirlenir. Bu ayarlamalar arasında, elektron ışının değişik genlikli frekansı, yönü, şekli ve odaktan sapması sayılabilir (Schultz, 2002).

Farklı malzemelerde eş sürede ergime sıcaklıklarına ulaşamaması yada çelik ile bakırın kaynağında olduğu gibi malzemelerden birisinin daha iletken olması özelliği, ışın demetinin uygun tarafa kaydırılması ile ortadan kaldırılmaktadır. Ortaya çıkan intermetalik fazlar ise aşağıda belirtilen uygulamalarla çözümlenmektedir.

1. Elektron ışınları, düşük ergime sıcaklığına sahip metale yönlendirilerek bu malzeme sıvı faza dönüşürken, diğeri katı durumdadır. Birleştirme işlemi burada

sert lehimleme esasına göre olmaktadır. Takım çeliği ve sert metal örneğinde olduğu gibi, sert metalden kaynak bölgesine karbon difüzyonu önlenmesine rağmen dikiş bölgesindeki farklı ısıl genişmeden doğan çatlama tehlikesi bulunmaktadır.

2. Alın durumunda birleştirilecek iki malzeme arasına uygun bir malzemedan (0.1–0.5 mm kalınlık) folyo konularak, sünek bir dikiş kalitesine ulaşmak mümkündür. Örnek olarak, sert metal ile çeliğin birleştirilmesinde, Co veya Ni esaslı ara folyo ile yapılan kaynak işleminde, istenmeyen bölgesel bir sertleşme ve difüzyon olayından uzaklaşmaktadır (Gültekin, 1991).

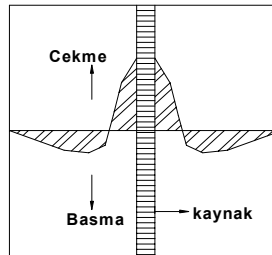
5. ARTIK GERİLMELER

Artık gerilmeler, bir konstrüksiyon da tüm harici yükler kaldırılrsa bile mevcut olabilecek gerilmelerdir. Bu artık gerilmeleri iç, ana, dahili, reaksiyon, kalıntı gerilmeleri veya gizli gerilmeler şeklinde birçok teknik terim ile adlandırmak mümkündür. Bir konstrüksiyon sıcaklık değişimlerinin etkisinde kaldığında ortaya çıkan gerilmelere genellikle artık gerilmeler denir (Masubuchi, 1981).

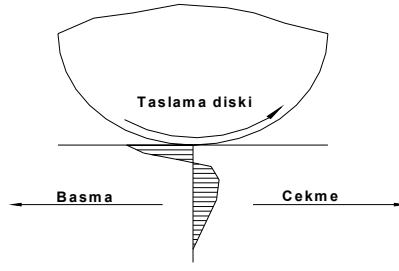
Artık gerilme; bir makine elemanı, iş parçası veya malzeme üzerine etki eden dış kuvvetlerin ve bu dış kuvvetleri oluşturan etkenlerin tamamen kaldırılması durumunda dahi bu elemanlarda mevcut olan gerilmelerdir (Salman vd., 1995).

Artık gerilmeler, metalik malzemelerin imalatı, talaşlı ve talaşsız şekillendirilmesi ve montajı aşamasında oluşurlar. Fakat artık gerilmeler özellikle makine elemanlarının yorulma mukavemeti ve sürekli mukavemet sınırına olumsuz etkileri vardır. Diğer yandan artık gerilmelerin gerilmeli korozyona sebep olabileceği bu durumda yorulma mukavemetini düşüreceği ve kırılma hasarlarına sebep olacağı bilinmektedir (Aran, 1989).

Gerilme giderme için yapılan ısıl işlemler artık gerilmeleri azaltırken sertleştirme işlemleri artık gerilmeye sebep olabilir. Kaynaklı birleştirme esnasında homojen olmayan ısı dağılımı sonucu ısıl genişleme ve tekrar soğuma esnasında ve yine talaşlı imalatta talaş kaldırma esnasında parça yüzeyinde oluşan artık gerilmeler Şekil 5.1 ve Şekil 5.2'de verilmiştir. Artık gerilmeler yapısal uyumsuzluk, plastik ve ısıl birim şekil değiştirmeler dahi elastik olmayan düzensiz bir dağılımdan kaynaklanmaktadır.



Şekil 5.1. Kaynakta artık gerilme profilinin oluşumu (Uçar vd., 1999)



Şekil 5.2. Talaş kaldırma sonucu artık gerilme oluşumu (Uçar vd., 1999)

5.1. Artık Gerilmeler ve Özellikleri

Makine parçalarının tasarım hesaplarında genellikle sadece dış kuvvetler ile çalışma ortamının etkisi dikkate alınır. Burada dikkate alınmayan bir nokta, parçanın üretimi esnasında ısı ve mekanik etkilerle ortaya çıkan ve önemli değerlere ulaşabilen artık gerilmelerin varlığıdır. Çoğu kez, miktarı bilinmeyen bu tür artık gerilmelerin beklenmeyen hasarlara neden olması uygulamada çok sık rastlanan bir durumdur. Artık gerilmeler sadece elastik gerilmeler olarak düşünülmektedir. Zira pekleşme göstermeyen, elasto-plastik bir malzemede artık gerilmelerin alabileceği en büyük değer malzemenin akma dayanımıdır. Akma sınırı değeri aşıldığı durumda eğer bir tesir yoksa, malzemede bölgesel plastik deformasyon meydana gelecek ve gerilme değeri yeniden akma sınır değerine düşecektir. Metalik malzemelerde artık gerilmelerin oluşumunun üç sebebi vardır (Varol, 1993; Lord vd., 2003). Bunlar;

- 1) Homojen olmayan plastik deformasyonlar,
- 2) Heterojen ısıtma ve soğutmalar,
- 3) Termo-Kimyasal işlemlerdir.

Artık gerilme, üretimin herhangi bir aşamasında parçanın değişik bölgelerindeki sıcaklık farkları, farklı şekil değiştirme oranları, uygun seçilmemiş işleme koşulları veya malzemede oluşan hacim değişiklikleri nedeniyle kaçınılmaz olarak veya bazen de istenerek oluşturulurlar (Aran, 1989).

Bir makine elemanında bulunan artık gerilme sistemi statik denge halinde bulunmak durumundadır. Makine elemanına herhangi bir dış tesirin etkisi olmaksızın elemanın herhangi bir kesitinde etkili olan kuvvetlerin bileşkesi ve toplam moment sıfır

olmaktadır. Artık gerilmenin etkisi genellikle olumsuzdur. Ancak artık gerilmelerin, etkiyen dış kuvvetlerin yarattığı gerilmelere ters yönde oluşturulmasıyla bunlardan olumlu yönde de yararlanılabilmektedir (Varol, 1993).

Plastik şekil değişiminin parça kesitinde eşit dağılmaması sonucunda artık gerilmeler ortaya çıkabilir. Kesitte eşit dağılım göstermeyen plastik deformasyon sonucu oluşan artık gerilmeler, bu gerilmeye neden olan plastik şekil değişiminin tersi yönündedir. Haddelenmiş çeliklerde yüzeyde uzamaya zorlanan tabaka, şekil değişiminin nüfuz etmediği iç kısımlar tarafından kısa tutulmak istendiğinden, haddeleme kuvveti kalktıktan sonra basma artık gerilmeleri etkisinde kalır. Parça içinde bir gerilme dengesi oluşması gerektiğinden, yüzeydeki bu basma gerilmeleri, iç kısımlardaki çekme gerilmeleri ile dengelenir (Dieter, 1961).

Artık gerilmelerin olumsuz etkisi artık gerilmeleri içeren parçalarda talaş kaldırma yöntemlerinin uygulanması veya ısıl işlemler sırasında şekil değişimlerinin ortaya çıkması ve parçanın çarpılmasıdır. Genellikle üretimin son aşamasında oluşan bu beklenmedik şekil değişimleri ekonomik kayıplara sebep olabilir (Varol, 1996).

5.2. Kaynaklı Birleştirmelerdeki Artık Gerilmeler

Kaynak bölgesi ve çevresinde ısıl çevrim sırasında oluşan etkileşme nedeni ile artık gerilmeler oluşur. Sıvı kaynak metali, ITAB ile ve ITAB ise ısınmamış ana metalle çevrelenmiştir. Isınan kısımlar genişleme ve soğuma sırasında büzülme göstermek ister. Isınan bölgeleri çevreleyen ısıdan etkilenmeyen soğuk bölgeler şekildeğişimlerine engel olur. Şekildeğişiminin engellenmesi gerilme oluşumuna yol açar. Gerilmeler de kalıcı şekil değişimine ve distorsiyona sebep olur. Kaynaklı yapıların kaynağı sırasında dört temel boyutsal değişim meydana gelir (Salman vd., 1995). Bunlar; burulma, açılma değişim, burkulma ve eğilme'dir.

Kaynaklı parçalarda artık gerilme miktarı malzemenin akma sınırı ile sınırlıdır. Akma sınırının üzerindeki gerilmeler ya parçayı plastik deformasyona uğratar veya

parçanın çatlamasına neden olur. Çatlaklar, kaynak bölgesinde kaynak dikişinin konumuna göre boyuna, enine ve yıldız şeklinde meydana gelmektedir (Can, 2002).

Kaynak işlemlerinin çoğunda malzeme bölgesel olarak ısıtıldığında malzeme içersindeki sıcaklık dağılımları eşit değildir ve kaynak işlemi devam ederken değişiklikler meydana gelir. ITAB'ın ve kaynak metalinin (ITAB+kaynak metal) sıcaklığı ana metalin sıcaklığından oldukça yüksektir. Ergimiş olan kısım katılaşıırken ve büzülürken kaynak bölgesi üzerinde çekme gerilmeleri oluşmaya başlar. Kaynak metalini ilk katılma esnasında sıcak ve buna bağlı olarak da dayanımı zayıftır ve küçük gerilmeler oluşabilir. Ortam sıcaklığına doğru soğurken kaynak metalinin çekmesi kaynak bölgesi üzerinde gittikçe yükselen bir gerilme gösterir ve neticede ana metal ve ITAB'ın akma sınırına ulaşır (Masubuchi, 1981)

Kaynak işleminden sonra ısı çekmeler, sertleşmeler ve faz dönüşümleri artık gerilmelerin oluşmasının ana sebebidir (Varol, 1993; ASM V-8, 2000).

Artık gerilmelerin, kaynaklı birleştirmelerde iki ana etkisi vardır; ya distorsiyona yol açarlar, yada kaynakda beklenmeyen hataların doğmasına sebep olurlar. Distorsiyon, ısıtılan kaynak bölgesinin üniform olmayan bir şekilde soğurken büzülmesinden meydana gelir. Bu büzülme kaynağın bir tarafında çekme meydana getirerek kaynak kesitinde değişken gerilme oluşumuna yol açar. Bu gerilmelere karşılık kaynak bölgesinde elastiki gerilmeler oluşur ve bu üniform olmayan gerilmeler makroskobik seviyede distorsiyona neden olur. Bu distorsiyon, alın birleştirmelerde boyuna ve enine çekme veya büzülmelerden dolayı olur. (Anık, 1981; Özden, 1985).

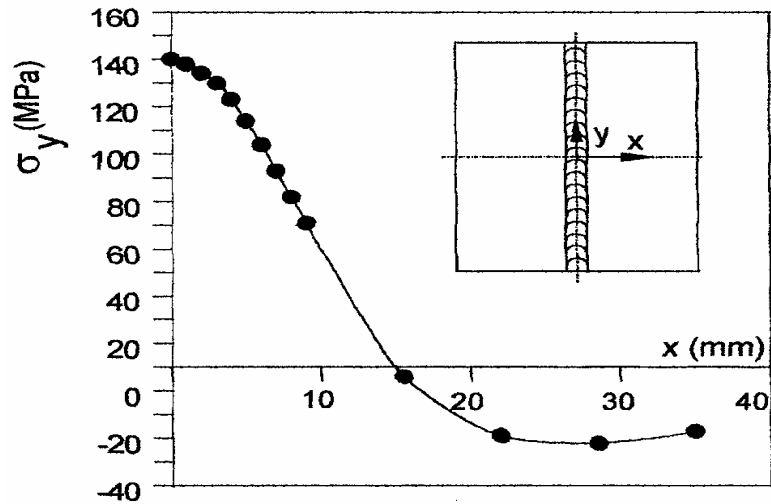
5.3. Kaynaklı Birleştirmelerdeki Artık Gerilmeleri Ölçme Yöntemleri

Artık Gerilmelerin ölçülmesinde kullanılan tekniklerin hemen hemen hepsi kaynaklı birleştirmelerde de kullanılmaktadır. Fakat bunların çoğunda tam ve doğru sonuç almak çok zordur. Çünkü kaynak bölgesinin çok dar ve farklı metalurjik özelliklere sahip olmasından dolayı gerilme ölçüm noktalarını tam belirlemek mümkün olamamaktadır. Metallerdeki artık gerilmelerin ölçülmesi için bir çok teknik

önerilmiş ve denenmiştir. Bu teknikler genel olarak tahribatsız, yarı tahribatlı ve tahribatlı olmak üzere üçe ayrılır. Artık gerilmeleri belirleme yöntemleri şunlardır;

1. Ultrasonik gerilme ve Röntgen (X-Ray) difraksiyon ölçme teknikleri,
2. Elektromanyetik gerilme ölçme teknikleri,
3. Gerilmeye hassas özellikleri kullanan (kimyasal dağlama) teknikleri,
4. Çatlama ve çentik teknikleri,
5. Hole-drilling (delik delme) teknikleri,
6. Talaş kaldırma teknikleri,
7. Ultra mikro sertlik ölçme ile artık gerilme ölçümü (Ruud, 1981).

Artık gerilmeleri etkileyen nedenler olarak ısı iletme kabiliyeti, ısıl uzama katsayısı, elastiklik modülü parçanın hacmi ve formudur. Şekil 5.3'de Titanyum alaşımının EIK'la birleştirilmesinde relaksiyon tekniği ile artık gerilmelerin ölçümü verilmiştir



Kaynak merkezinden uzaklık (mm)

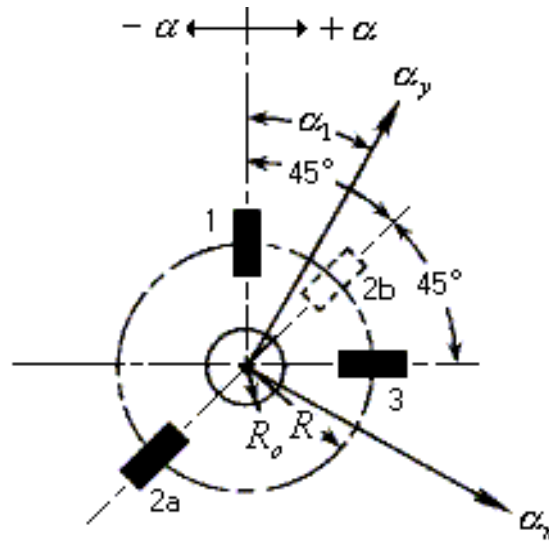
Şekil 5.3. Titanyum alaşımının EIK ile birleştirilmesinde relaksiyon tekniği kullanılarak artık gerilmelerin dağılımı (Ciompi ve Lanciotti, 1999).

5.4. Delik Delme (Hole-Drilling) Yöntemi ile Artık Gerilmelerin Belirlenmesi

Artık gerilmelerin belirlenmesinde kullanılan yöntemlerden en yaygın olanı “Delik Delme” yöntemidir. Bu yöntemde artık gerilmenin belirlenmesi basit olarak beş adımda gerçekleştirilmektedir;

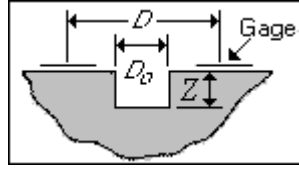
1. Artık gerilmelerin belirlenmesi istenen noktaya özel tasarlanmış üç elemanlı gerinme ölçer rozeti yerleştirilir. Şekil 5.4’de R merkezli gerinme ölçer rozetlerinin yerleştirilme durumu verilmiştir. Gerinme ölçer rozetleri artık gerilmesi belirlenecek noktaya radyal olarak yerleştirilir. Parça üzerinde delik delinmeden önceki ve sonraki gerilme-gerinme durumunun belirlenmesi gerekmektedir.

2. Her bir gerinme ölçer elemanı teller ile gerinme ölçme cihazına bağlanır ve halihazırdaki değerler sıfır olacak şekilde cihaz kalibre edilir. Topraklama direnci olarak 20000 megaohm’luk bir direnç önerilir. Gerilmelerin indikatörde kaydedilmesi için cihaz $\pm 2 \times 10^{-6}$ gerilme çözünürlüğünde olmalıdır. Ölçümler tekrarlanabilir olmalıdır. Her bir gerinme ölçerin bağlantı kablosu tellerle ve mümkün olduğunca kısa olarak indikatöre bağlanmalıdır. Kablolar en az üç telli olmalıdır. Gerinme ölçerlerin yapıştırılacakları yüzeylere üretici firmanın belirttiği yapıştırıcı ve şekli ile yapılmalıdır (Oettel, 2000).



Şekil 5.4. R merkezli gerinme ölçer rozetlerinin yerleştirilme durumu (ASTM E837, 1995; Measurement Group TN-505-5, 1993; <http://www.vishay.com> ,2003).

3. Özel bir delme aparatı ile (Örneğin model RS 200) gerinme ölçme rozetinin tam merkezinde ve dikey olacak şekilde kademeli olarak boydan boya veya kör delik olacak şekilde delinir. Delik çapı ile gerinme ölçerlerin artık gerilmesi ölçülecek parça üzerindeki yerleşim çapı arasında $0.3 < D_0/D < 0.5$ orantısının olması gereklidir (ASTM E837, 1995). Şekil 5.5’de delik genişliği, derinliği ve gerinme ölçerler rozetlerinin yerleştirilme mesafeleri verilmiştir.



Şekil 5.5. Delik genişliği, derinliği ve gerinme ölçer rozetlerin yerleşimi (ASTM E837, 1995).

Burada,

D = Gerinme ölçerin parça üzerindeki yerleşim çapı,

D_0 = Delik veya kör delik çapı,

Z = Kör delik derinliği,

4. Delme işleminin her kademesinde gerinme ölçme cihazındaki mikrodeformasyon değerleri okunur ve kaydedilir.

5. Her bir delik delme kademesinde elde edilen mikrodeformasyon değerleri ASTM E837’de verilen denklemler yardımıyla artık gerilmeler şeklinde hesaplanır.

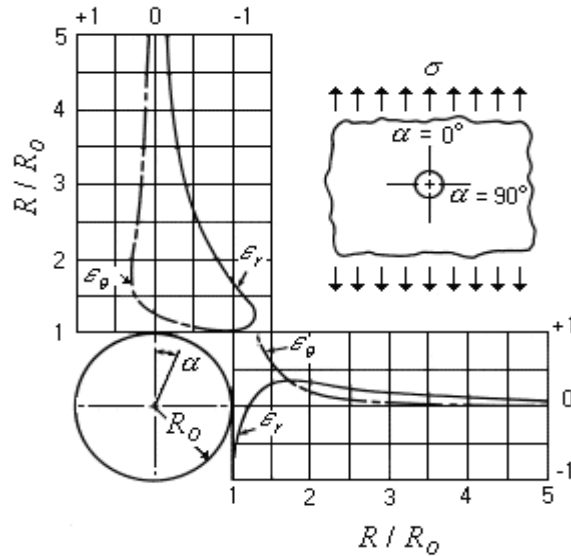
Bu adımlar detaylı bir şekilde ASTM tarafından ASTM E837 adıyla standart hale getirilmiştir. “Delik delme” yöntemi ASTM standartlarına bağlı kalınarak ve bu yöntem için geliştirilmiş cihazlar kullanılarak herhangi bir teknik eleman tarafından kolaylıkla uygulanabilme özelliğine sahiptir. Uygulandığı parçanın yapısal bütünlüğüne zarar vermediği veya zararı tamir edilebildiği için yöntem yarı tahribatlı artık gerilme belirleme yöntemi olarak da isimlendirilmektedir. “Delik Delme” yöntemi mevcut haliyle delik boyunca düzgün dağılımı artık gerilmelerin var olduğu durumlarda uygulanması gayesiyle geliştirilmiştir (Withers ve Bhadeshia, 2001).

5.4.1. “Delik Delme” Yönteminin Teorisi ve Kuralları

Artık gerilmelerin olduğu bir cisme delik delinmesi delik delinen noktadaki var olan artık gerilmelerin serbest bırakılmasına yani sıfırlanmasına yol açar. Bunun nedeni serbest yüzeye (bu yöntemde delik yüzeyi) dik eksenlerin o yüzeydeki normal ve kesme gerilmesi bileşenlerinin sıfır olduğu asal gerilme eksenleri olması zorunluluğudur. Bu gerilmelerin delik yüzeyinde sıfırlanması, hemen yakınındaki

gerilmeleri değiştirecektir. Bu da ölçüm numunesinin yüzeyindeki bölgesel gerinme değerlerinin değişmesine yol açacaktır. Bu kural ilk olarak (Mathar, 1934) tarafından geliştirilmiş olan “Delik Delme” yöntemini oluşturmaktadır. Uygulamalarda kör delik delinir. Deliğin derinliği yaklaşık olarak delik çapına eşittir ve ölçüm numunesinin kalınlığına kıyasla küçüktür. Kör delik geometrisinin karmaşıklığından dolayı ölçülen gerinme değerleri kullanılarak artık gerilmelerin direk hesabı için Elastisite Teorisinin sağladığı bir kapalı-form çözümü yoktur. Bu nedenle çözüm için deney sonucu elde edilen katsayılar kullanılır (MG. TN-505-5, 1993).

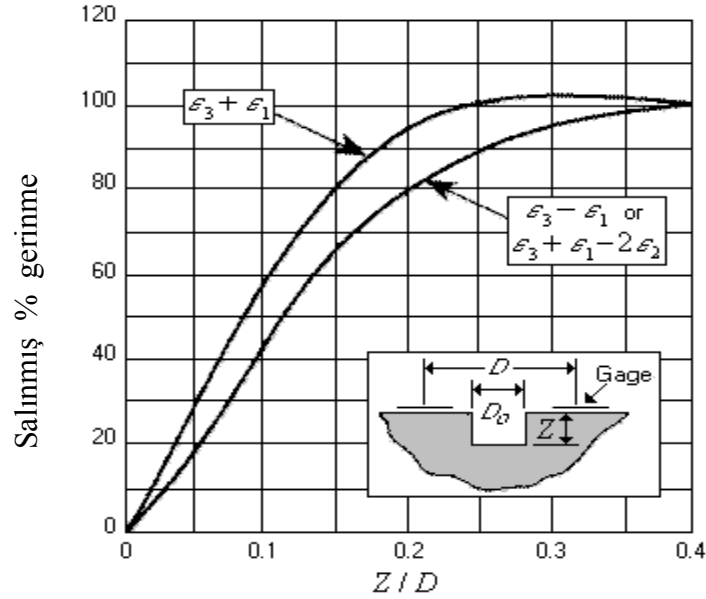
Kalınlığı az olmak şartı ile eğer numune kalınlığı boyunca artık gerilmeler düzgün dağılım ise ve deliklerin boydan boya olması durumunda ölçülen gerinme değerlerinden artık gerinme değerlerinin hesabı direk çözüm olduğundan bu katsayılara gerek yoktur. Bu nedenle “Delik Delme” teorisi öncelikle boydan boya delikler için geliştirilmekte; sonra bu teori kör deliklere uyarlanmaktadır. Bu gerinme parça üzerinde çok değişken olsa da delik merkezinden ölçülen mesafeye ters orantılı olarak azalır. Bu değişim gerilmelerin olduğu noktalar boyunca $\alpha=0^\circ$ ve $\alpha=90^\circ$ dir. Şekil 5.6’da delik merkezinden itibaren açısız ve radyal gerilmelerin parça üzerindeki dağılımı grafik olarak verilmiştir.



Şekil 5.6. Delik merkezinden itibaren açısız ve radyal gerilmelerin dağılımı (<http://www.vishay.com>, 2003).

Şekil 5.6.’da görüldüğü gibi delik merkezinden uzaklaştıkça gerilmeler azalmaktadır. Gerinme ölçer yerleştirilmesi esnasındaki radius r , delik ile gerinme ölçer rozetleri

arasındaki oran $0.3 < r < 0.45$ burada $r = R_0/R$ 'dir. $r=R_0/R$ ve gerinme ölçer merkezinin uzunlaması boyunca ortaya çıkan radius R 'dir. Şekil 5.7'de salınmış % gerinme durumu ile Z/D arasındaki ilişki verilmiştir. Bu şekle göre mikrodeformasyon miktarları hesaplanır ve artık gerilme grafikleri oluşturulur. Delik delme yönteminde üç elemanlı gerinme ölçer rozetleri kullanılarak artık gerilmeler belirlenebilmektedir.



Şekil 5.7. Salınmış % gerinme durumu ile Z/D arasındaki ilişki (ASTM E837, 1995).

Delme işlemi ve yöntemlerinde ilave gerilmeler oluşturulmamalıdır. Ölçülen gerilmeler deliğin delindiği alandaki bölgesel artık gerilmelere dönüştürülmelidir. Bu çevrim yada dönüştürme belirgin artık gerilme dağılımını basitçe sağlayacak şekilde yapılır. Bu teknikle ölçülen gerilmeler yüzeye paralel artık gerilmeler ölçüm açısı 20° 'dir. Açısal ve kesme artık gerilmelerde ölçülebilir (ASM V-8, 2000).

6. ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI

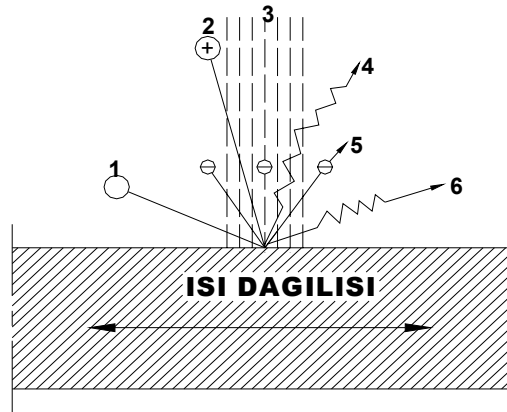
Elektron ışın kaynağı (EİK), yoğunlaştırılmış ve yönlendirilmiş elektron ışınının metallerin yüzeyine çarparak oluşturduğu ısı enerjisinin metallerin birleştirilmesinde kullanıldığı bir yöntemdir. Elektronların açığa çıkartılması, hızlandırılması ve bir noktada odaklanıp yoğunlaştırılması, elektron ışın tabancasıyla elde edilir (Robins, 1981). Elektronların toplam kinetik enerjisi iş parçasının küçük bir yerinde yoğunlaştırıldığı için, enerji yoğunlaşması 10^8 W/cm²'ye kadar ulaşabilir (Metsbower, 1983). Yüksek hızdaki elektronlar çok küçük bir alana (0.25-0.75 mm) yoğunlaştırılıp gönderilmesiyle elektronlar, sahip oldukları kinetik enerjileri, ısı enerjisine dönüşerek malzeme ile temas ettiği yerleri ertirir. Ergimiş metallerin birbiri ile teması birleşmeyi sağlar. Hava gibi gazlar elektron ışın demetinin formunu bozduğu için, kaynak işlemi genelde yüksek vakum altında yapılır (Technical Order 1992; AWS V-1, 1991; Kearns, 1984; AWS V-3, 1971).

EİK, ileri teknoloji kaynak yöntemi olup, ilk olarak 1950'lerin sonunda nükleer endüstrisiyle birlikte havacılık sanayinde kullanılmaya başlamıştır. Bu yöntemle gerçekleştirilen kaynaklı birleştirmelerde diğer yöntemlere göre daha yüksek kalite ve güvenilirlik sağlanmış ve üretim maliyetlerini azaltmış dolayısıyla tüm sanayi parçalarının birleştirilmesinde kullanılmaktadır (Kearns, 1984).

6.1. Elektron Işın Kaynağının Fiziksel Mekanizması

EİK'da kaynak işlemi için gerekli olan ısı elektron ışınından sağlanmaktadır. Elektron ışınının ve ısının oluşumu aşağıdaki fiziksel prensiplerle ortaya çıkmaktadır. Elektron ışını, bir ışın kaynağından yaklaşık aynı hızla aynı doğrultuda hareket eden elektronların akımıdır. Maddenin en küçük elementer taneciği olan elektron, yeterli bir enerji uygulanarak serbest halde yani metalin yüzeyinden kopmuş durumda kolaylıkla elde edilebilir. Serbest elektronlar elektriksel ve manyetik alanlar tarafından harekete geçirilirler. Elektronlar, bilinen elementer yüklü taneciklerin en düşük kütesine sahip olduklarından çok yüksek bir ivme kazanırlar. Dolayısıyla bunlara belli bir enerji verilince elektronların maddenin içine nüfus edebilecekleri

görülmüştür. Bir malzemenin içine dalmış bir elektronun bir çok dağılmaya uğrayıp çekirdek ve elektronlarla çarpışması sonucu enerjisini tedrici olarak kaybettiğini göstermiştir. Bu itibarla malzemeye giren elektronların hem hızında hem de hareket yönünde değişme olur. Enerjinin büyük bir bölümü serbest yolun sonunda şarj olur. Yani bir elektron enerjisini, durana kadar içinden geçtiği malzemede harcar. Böylece iş parçasının yüzeyi ısınma etkisiyle de kaynak sıcaklığına yükseltileceğinden klasik kaynak yöntemlerinin aksine, elektronların malzemeyi ısıtması, malzemenin kendi içinde olur. Nüfuz eden elektronlar enerjilerini tedricen kaybettiklerinden, ısının çoğu yüzeyden belli bir derinlikte kaybolur. Fiziksel olarak, bir metale bir elektron ışınının çarpmasını takip eden dış faktörler X- ışını yayılımı, radyasyonu ikincil elektronlar, atom ve iyonlar olarak bir miktar metalin buharlaşmasını içerip, Şekil 6.1’de olduğu gibi gösterilebilir.



Şekil 6.1. Elektronların metale çarpmaları ile oluşan fiziksel olaylar (Nikolaev ve Olshansky, 1977; Arata, 1986; Schiller vd., 1982) [1-Metal atomları, 2-İyonlar, 3- Elektron ışını, 4-X ışınları 5-Dağılmış ve termoiyonik elektronlar, 6-Isı radyasyonu].

6.2. Elektron Işın Kaynak Makineleri

EİK makineleri genel olarak EİK için uygulanan basınca göre üçe ayrılmaktadır.

- 1.Yüksek Vakumlu (10^{-6} - 10^{-3} Torr)
- 2.Orta Vakumlu (10^{-3} -25Torr)
- 3.Vakumsuz (Kaynak atmosferik basınçta) gerçekleşir.

Her 3 tip EİK sisteminde de elektron tabancası, kontrollü güç kaynağı, bir veya çoklu vakum pompası sistemi ve diğer ekipmanlar ile birlikte kullanılır (ASM V-6, 2000).

6.2.1. Yüksek ve Orta Vakumlu Elektron Işın Kaynak Makineleri

Bu kaynak makineleri kendi aralarında düşük voltajlı ve yüksek voltajlı EIK makineleri olarak sınıflandırılır. Düşük voltajlı tezgahlar 15000–30000 volt, yüksek voltajlı makineler ise 70000–150000 voltluk gerilimde çalışır. Yüksek voltajlı EIK makinelerinde daha iyi odaklama ve derin nüfuziyet elde edilir (Schiller vd., 1982).

Her iki düşük ve yüksek voltajlı EIK ekipmanlarında 100 kW'a kadarlık ışın gücü kullanımı uygundur. Düşük voltajlı ekipman için yüksek ve orta basınçlı operasyonlar daha uygunken vakumsuz kaynak için daha yüksek voltajlar kullanılır (130-175 kV minimum). Bununla beraber 3 tip EIK makinesinde de yüksek voltaj kullanılabilir. EIK'da kullanılan ışın akımı 0.5-1500 mA arasındadır. Yüksek vakumlu EIK makineleri birçok avantaja sahiptir. Bunlar;

1. Daha az ısı girdisiyle daha dar ve derin kaynak dikişleri elde edilir,
2. Boyut hassasiyetine sahip derin nüfuziyetli kaynaklar yapılabilir,
3. İnklizyon, porozite, yetersiz ergime ve nüfuziyet gibi kusurlar olmaz,
4. İmpuritelere yüksek sıcaklık ve düşük basınç altında giderilebilir (ASM V-11, 1998).
5. Vakum, gazları kaynak bölgesinden uzaklaştırır, böylece kaynak alanı atmosferin zararlı etkilerinden korunmuş olur ve metal oksitlerin çoğu 10^{-4} Torr ve daha düşük vakumda özellikle 1000°C de buharlaşırlar (Kurşungöz, 1996).

6.2.2. Vakumsuz Elektron Işın Kaynak Makineleri

Vakumsuz EIK makinaları, iş parçasının atmosfer basıncında kaynağın yapıldığı makinelerdir. EIK uygulamalarında elektron tabancasının bulunduğu bölge 10^{-4} Torr veya daha düşük basınçta tutulur. Aksi halde elektronların hızlanması için gerekli olan yüksek voltajın düşmesine engel olunamaz. EIK'da iş parçası vakum odasına yerleştirilmez. Yalnızca elektron ışın tabancası vakum ortamında çalıştırılır (Sanderson vd., 2000; Sanderson vd., 1981).

6.2.3. Elektron Işın Kaynak Makinesinin Elemanları ve Özellikleri

EİK makineleri, elektron tabancası ve vakumlu makinelerde vakum odasından oluşur. Elektron tabanca sistemi; elektrik kontrollü, vakum hücresi ise birkaç kademeli pompalama sisteminden meydana gelir. EİK makinesi katot, anot, kontrol elektrodu, odaklama bobini, ışın saptırma sistemi, ışın doğrultma sistemi ve vakum ünitelerinden oluşmaktadır. EİK makinesini oluşturan parçalarının şematik resmi Şekil 6.2 ve 6.3’de elektron ışın tabancasının kesit resmi verilmiştir (AWS V-4 1982; Powers, 1997; Kearns, 1984; AWS V-3, 1971; ASM V-6, 2000).

6.2.3.1. Katot

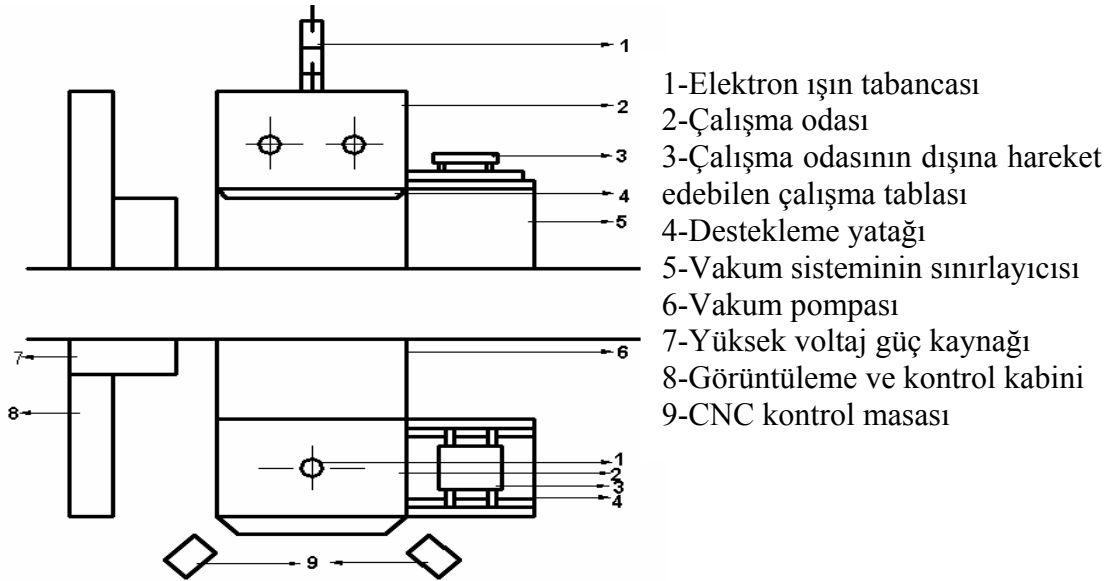
Katot, elektronların çıkış mambaıdır. Katot’un düşük enerjiyle yüksek derecede ışın yayabilmesi istenir. Elektron tabancasının aşınan tek parçası olarak, katotlar kolayca değiştirilebilirler (Schultz, 2002).

6.2.3.2. Anot

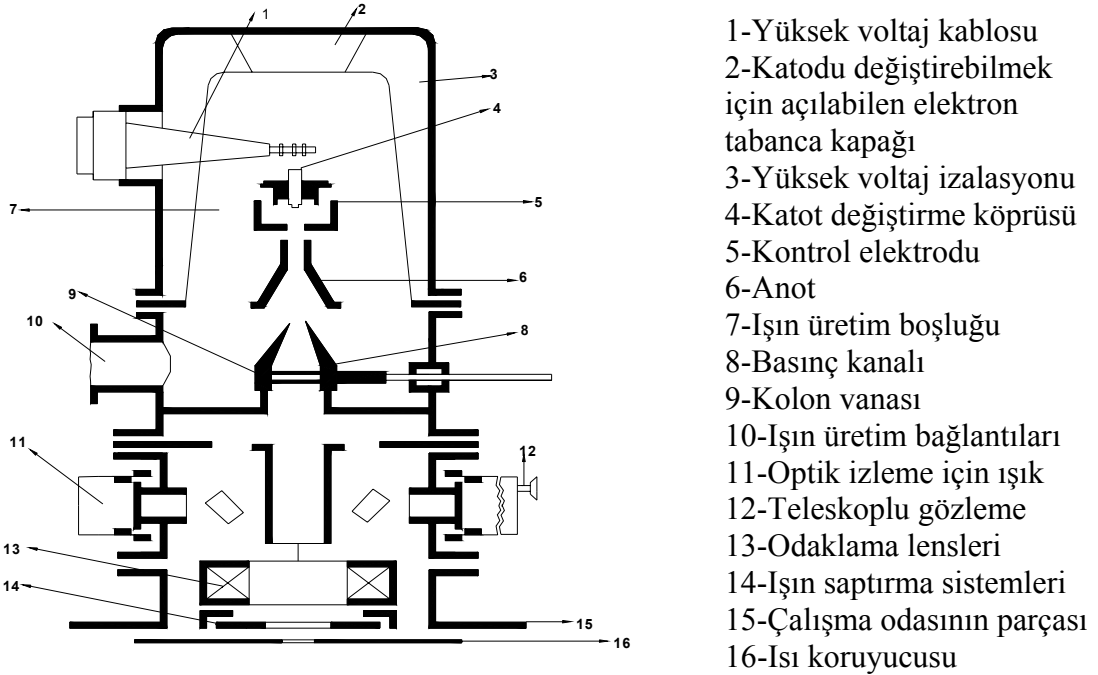
Katot’tan yayılan elektronların kaynak işleminde kullanılabilmesi için yüksek hız ve yoğun sütünsal bir şekle sahip olması gerekir. Anot, dairesel ve ortası elektronların içerisinden geçebileceği şekilde boş olarak yapılmıştır. Katot’tan çıkan (-) yüklü elektronlar Anot ve Katot arasındaki voltaj farkı sayesinde hız kazanarak anot içerisinde manyetik merceklere iletilir. Sonuç olarak Anot sahip olduğu konfigürasyon sayesinde elektronların hızını arttırarak sütünsal bir şekle dönüştürür.

6.2.3.3. Kontrol Elektrotu

Bir katot ve bir anotla, ışın üreticinin en basit şekli yapılabilir. EİK makinelerinin geliştirilmesi bu basit yöntemden gidilerek yapılmıştır. Fakat burada bir dezavantaj ışın akımının, sadece ivmelendirme voltajının değiştirilmesiyle ve katotun sıcaklığının değiştirilmesiyle kontrol edilebilmesidir. Bu bağımlılık ekonomik bir kaynak işlemi için uygun olmayan sonuçlar doğurur.

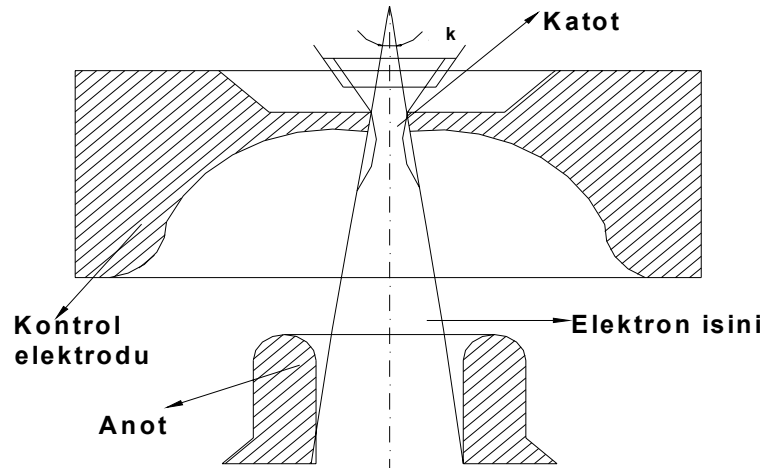


Şekil 6.2.EİK makinesini oluşturan parçaların yerleşim şekli (Schultz, 2002).



Şekil 6.3. Elektron ışın tabancasının kesit resmi (Schultz, 2002).

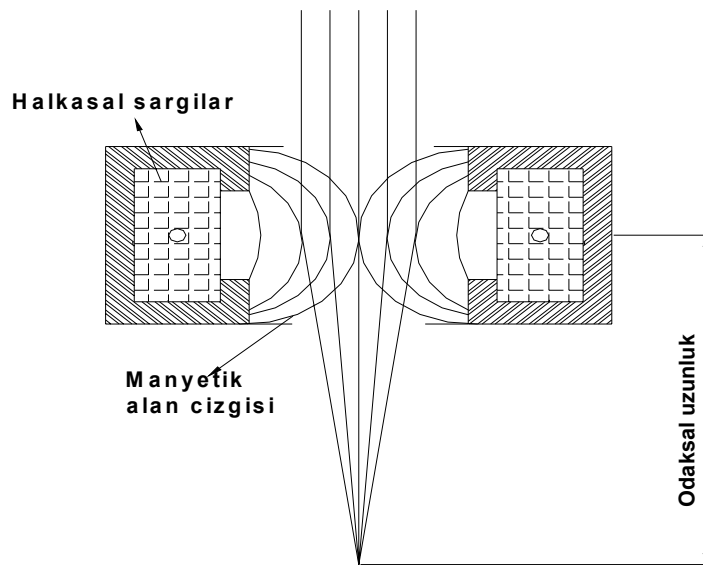
Bu sistemin oldukça kısa bir kullanım süresinden sonra, sadece bir anot, katot ve kontrol elektrodu içeren ve "Wehnelt silindiri" olarak bilinen "triode" sistemleri, EİK ve diğer elektron ışın imalat yöntemlerinde kullanılmıştır. Elektron ışınları, anotun içinden ve elektrik alansız bir bölgeye geçerken, ışının geometrik şekli odaklama lensine ulaşıncaya kadar değişmeyecektir. Şekil 6.4.de bir triode sistemindeki ışın geometrisi verilmiştir (Shultz, 2002).



Şekil 6.4. Bir triod sistemindeki ışın geometrisi (Schultz, 2002)

6.2.3.4. Odaklama Bobini

Elektronlar, anot'tan geçtikten sonra, son hızlarına ulaşmış olmalarına rağmen, ayrılan ışın kaynak metalleri için hala yeterli güç yoğunluğuna sahip değildir. Bunu elde etmek için elektron ışını odaklanmalıdır. Halka şeklinde bir bobin kullanımıyla ve manyetik alanların uygulanmasıyla, negatif bir şekilde yüklenmiş elektronların hareketinin yönünü etkilemek mümkündür. Halka, yüksek bir geçirgenliğe sahip demir muhafazayla korunan, üç tarafta da büyük miktarda sargı sayısı içeren bobinlerden oluşmuştur. Şekil 6.5'de odaklamanın nasıl yapıldığı gösterilmiştir.



Şekil 6.5. Elektron ışınının odaklanması (Schultz, 2002)

Bir doğru akım, halka şeklindeki bir bobinin sargısından geçer. Manyetik bir alan oluşturur ve bu manyetik alan demir muhafazadan içeriye doğru elektron ışının üzerine hareket eder. Aynı bir ışık ışını odaklamak da kullanılan kondansör mercekle gibi bir odaklama gerçekleşir. Elektronlar hızlarında herhangi bir değişiklik olmadan, spiral şeklinde hafifçe eğri bir yol belirleyerek ve bir odaklama noktasında birleşerek ayrılırlar. Işın gücü ve odaklama mesafesine bağlı olarak, 0,1-1 mm odak çapları tipik EİK çaplarıdır. Bu küçük odaklama çapıyla çeşitli kalınlıklarda metalleri kaynak yapmak için istenen yaklaşık 10^7 W/cm²'lik güç yoğunluğuna ulaşılır. Işın, hemen hemen işlenecek parçanın yüzeyi üzerine odaklanmalıdır. Bu, halkasal bobinin içinden akan akımı değiştirerek başarılır (Schultz, 2002).

6.2.3.5. Saptırma Sistemi

Bir çok durumda kaynak yapılırken, sabit elektron ışını altında, işlenecek parçaları (sağa-sola) hareket ettirilir. Diğer durumlarda elektron ışın tabancasının kendisi hareket eder ve sabit işlenecek parçanın üzerinden elektron ışını geçer. Ama sıklıkla elektron ışını kendi normal saptırılmamış ekseninden hareket ettirmek gerekir. Örneğin, T-kaynak birleştirmelerinde veya dinamik olarak etkili kaynak işlemlerinde, bunu başarmak için elektron tabancasının içine odaklama merceğinin altına bir saptırma sistemi yerleştirilir. Saptırma sistemi, manyetik bir alan uygulanmasıyla ışını saptırabilir. Böylece uygun bir doğru akım uygulayarak ışın, statik olarak ya X-Y doğrultusunda ya da istenen herhangi bir açı arasında hareket ettirilebilir. Alternatif akım kullanılarak aynı zamanda ışına osilasyon hareketi yaptırılabilir.

Akımın frekansını ve faz farkını kontrol ederek, bobin çiftlerinin ikisine de akım verilerek, ışının herhangi bir yörüngede osilasyonunu sağlamak mümkündür. Böylece, elektron ışını, eylemsizliği olmayan ve tamamen kontrol edilebilirken, osilasyon şeklinin ve frekansının bir sınırı yoktur. Bununla birlikte, eğer indüktansı düşük ise, saptırma sistemi sadece yüksek frekanslarda elektron ışınının üzerine distorsiyona sebep olmadan uygulanır (Schultz, 2002).

6.2.4. Elektron Işın Kaynak Makinelerinin Çalışması

Elektron ışını tabancası; katot (filament), yönlendirme bobini (kontrol elektrotu) ve anottan oluşur. Katot yüksek ergime sıcaklığına sahip malzemelerden (Tungsten veya Tantalyum) yapılır. Bu yüksek yayınlı malzemeler; tel, şerit veya levha şeklinde üretilir. Bu malzemelerin elektron yayabilmesi için 2500 °C'ye kadar ısıtılması gerekir. Katot'tan çıkan elektronlar anot ve katot arasındaki voltaj farkı sayesinde yüksek hıza ulaşırlar. Anot ve katot arasındaki voltaj azaltılıp çoğaltılarak elektronların hızı da ayarlanabilir. Hızlanan elektronlar anot içerisinden geçerler. Daha sonra elektronlar, elektron ışını düzeltme sisteminden geçerler. Burada manyetik mercekler vasıtasıyla elektron ışınının çapı düşürülür ve iş parçasının kaynak yapılacak yerine çok ince ve küçük çaplı bir ışın odaklanmış olur. Küçültülmüş ışın çapı ile enerji yoğunluğu artar ve iş parçası üzerine gönderilidir. Elektromanyetik saptırma bobinleri vasıtasıyla, elektron ışınlarına esneklik kazandırılır. Böylece ışın istenildiği şekilde yönlendirilir (Başaran, 1998).

Vakum sistemi altında tabancanın çalışması, tabanca sisteminin temiz kalmasına, katotun oksitlenmesinin önlenmesine ve farklı voltajlarda elektrotlar arasında kısa devre olmasına engel olur. Hem tabanca sisteminin hem de kaynak yapılan bölgenin vakum altında olması istenir. Kaynak bölgesinin vakum altında olmasıyla elektron ışınının dağılması engellenmiş olur. Aksi takdirde ortamda kalan hava molekülleri ile çarpışan elektronlar, ışının dağılmasına neden olur ve ışının yoğunluğu azalır.

6.3. Elektron Işın Kaynak Hazırlığı

1. Sağlığı ve çalışma şartlarını bozan maddeler kaynağı kötüleştirebilir. Dolayısıyla bu maddelerden kaçınılmalıdır.
2. Kaynak yapılacak olan parça her türlü kir, toz, yağdan arındırılır.
3. İş parçası üzerinde temizleme maddesi yada atığı kalmamalıdır.
4. Kaynak minimum aralıkta yapılmalıdır. Kaynak aralığı 0,07mm'yi geçmemelidir.
5. Işının iş parçasının kaynak yapılacak yerine odaklanmasında çok düşük güçte ışın kullanılmamalıdır.

6. Kaynak ile ilgili parametreler, makineye ait “Yeni Bir Parçanın Elektron Işın Kaynak Makinesine Hazırlanması” süreci ile belirlenmelidir. Bu sürece göre;

a- Malzemenin bileşimi belirlenir.

b- Malzemenin kalınlığı belirlenir.

c- Parçanın yüksek vakum mu yoksa orta vakum makinesinde mi kaynak edileceği belirlenir. Eğer bir orta vakum makinesinde çalışılacak ise çalışma odasındaki basıncın ne olacağı belirlenmelidir. Vakum ne kadar uygun seçilirse karşılaşılan problemlerde o kadar az olur.

d- Kaynak edilecek malzemeye uygun kaynak hızı seçilir ve yaklaşık olarak gerekli güç aşağıdaki formülle bulunur.

$$E = \frac{V \times I \times 60}{v} \frac{1}{S} \text{ veya } E = \frac{V \times I \times 60}{v} \quad (6.1)$$

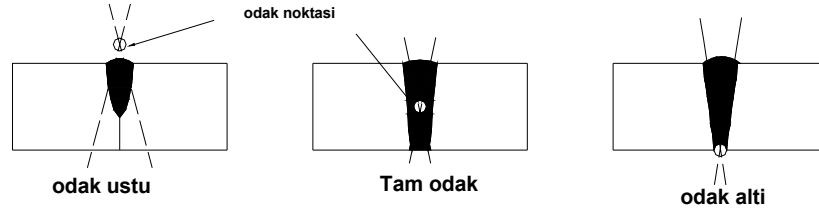
Burada E; enerji (joule), V; voltaj (kV), v; kaynak hızı (mm/dk), S; kaynak malzemesi kalınlığı (mm) ve I; akım (mA)'dır (ASM V-6, 2000).

e- Tabanca ile parça arasındaki uzaklık belirlenir. Parçanın şeklinden ileri gelen zorluk yoksa 150 mm'lik uzaklık iyidir. Bu değer artarsa problemler çıkar. Örneğin güç yoğunluğu azalır, ışın değişimi büyür, osilaskoptaki görüntü zayıflar ve kaynak parametrelerinin değişimine zor uyum sağlanır.

f- Örneğin 3 mm kalınlığındaki çeliğin kaynak hızı 6350 mm/dak civarındadır. 50 mm kalınlığındaki çelikte ise 255-510 mm/dk olacaktır. Yüksek hızlarda ortaya çıkan problem, ergimiş metalin boşluğu uygun şekilde dolduramamasıdır. Çok hızlı seçilen kaynakta oluşabilen diğer hatalar; çatlama, porozite, kök porozite, yüzey boncuklanması, alt kesilme ve arkadan emmedir. Malzeme kalınlığı azaldıkça daha hızlı kaynak yapılabilir. Kaynak hızı parça kalınlığına bağlı olarak değişir.

Odak ayarı yapılır bunun için tabanca ile parça arasına bir bakır blok yerleştirilir. Gönderilen elektron ışın demeti tek bir noktada en küçük şekilde odaklanıncaya kadar ayar yapılır. Bu ayar gerçek odak ayarı olmakla birlikte iyi bir başlangıç ayarıdır. 6 mm'den ince malzemelerde odak, parçanın üst yüzeyine ayarlanır. Kaynak biran geniş olur, fakat üst ve alt yüzeydeki dikiş daha düzgünleşir. Daha kalın malzemelerde optimum kaynak için odak parçanın yüzeyinin altına odaklanır. Örneğin çelikler de 60 mm'lik difüzyon elde etmek için odak yüzeyden yaklaşık 50

mm'nin altında olmalıdır. Zirkonyum, Tantal ve Titanyum gibi refrakter metallerin kaynağında odak malzemenin arka tarafında olmalı ve hız yüksek seçilmelidir. Şekil 6.6'da çeşitli odak ayar yerleri verilmiştir.



Şekil 6.6. Elektron ışın kaynağında odak noktasının değişimine göre kaynak dikiş profillerinin değişimi (Kearns, 1984; AWS V-3, 1971).

g- Sonuçta bakır üzerinde yapılan kaba odak ayarından sonra istenen neticeyi almak için birkaç deneme dikişi yapılarak kontrol edilmelidir.

h- Vakum seviyesinin kaynak dikişi üzerindeki etkisi büyüktür. Vakum ne kadar yüksekse kaynak o kadar geniş olur. Bu yüzden, yüksek vakum değerinde olunca, belli bir nüfuziyet için gücü de artırmak gerekir. Yüksek vakumlarda hava moleküllerine çarpan serbest elektron yüzdesi de artar. Çalışmaya başlamak mümkün olmaz. 50 mikron Hg (5×10^{-2} Torr) üzerindeki vakumlarda metal buharları oksitlenmeye sebep olarak problem teşkil eder. Yukarıda anlatılan hususlar dikkate alınarak; Belli bir ayarı sabit tutmak için kaynak akımı artıkaçça odak akımını da artırmak gerekir. Fakat bu yüksek vakumda geçerlidir. Düşük vakumda ise bunun tam tersidir. Işın akımı artınca, odak akımı düşürülmelidir. Bunun sebebi plazma etkisidir. Herhangi bir durumda akımda değişiklik yapınca, sabit bir odak noktasını korumak için odak akımını da değiştirmek gerekir.

i- Normal bir tabanca mesafesinde kaynak yapan sert vakumlu bir makinede gerilim 40 kW'dır. Eğer dar bir kaynak dikişi isteniyorsa gerilim arttırılmalıdır. Daha yumuşak elektron ışın demetleri için örneğin, ince levhaların kaynağında düşük gerilim gerekir. Yumuşak vakumlu makinelerde tabanca ile parça arasındaki mesafesi en az 250 mm olmalıdır. Tabanca mesafesinin uzunluğundan ve vakum odasının basıncının yüksek olmasından dolayı iyi bir ışın demeti için gerilim yüksek tutulmalıdır. Çünkü tabanca bölümü iş odasından izole edildiğinden gazların tabancaya girmesi güçtür.

j- Elektron ışın demetine salınım yaptırarak normal boşluk şekli değiştirilebilir. Frekans (F) ve genlikleri (Y) değiştirerek ve bunların çeşitli kombinasyonları ile sonsuz seçim yapılabilir, sayılan bu tedbir ve hazırlıkları yaparak kaliteli birleştirmeler yapmak mümkündür.

6.4. Elektron Işın Kaynak İşleminin Yapılışı

EİK ile birleştirilecek parçalar genel olarak I alın profili şeklinde hazırlanır ve ilave metal kullanılmadan yapılır ışının birleşme yerlerini etkilemeden geçmemesi ve birleşme aralığının ergimiş metal hacmiyle doldurulabilmesi için iki parça arasındaki aralığın 1/100 mm'den daha fazla olmaması gerekir. Bu dar tolerans, ağızların taşlama veya freze ile özenli bir şekilde hazırlanmasını gerektirir. Hassas parçalar için bu durum kesinlikle göz önünde tutulmalıdır. Diğer kaynak yöntemlerinde bu kadar dar tolerans istenmez. Elektronlar, kaynak alevinin kızgın gaz taneciklerine ve iyonlarına karşılık, bir madde karakteri göstermediklerinden, radyasyon veya indüksiyonla tavlama olduğu gibi elektron ışınları ile ısı üretiminde hiçbir maddesel ortam iş parçası ile temas halinde değildir. Bunun için kaynak yerinde kimyasal olarak saflığı bozacak hiçbir işlem meydana gelmez. Kaynak işlemi parça üzerinde üç aşamada gerçekleşir.

1. Işının malzemeye temas ettiği ilk yerde ergime oluşur.
2. Parçanın hareket ettirilmesiyle, yeni bir bölgede ergime oluşurken önceki ergimiş kısım bu bölüme akmaya çalışır.
3. Ergimiş metalin devamlı akışıyla dolan yerler kaynağı oluşturur.

EİK'da kaynak dikişinin oluşumu ve özellikleri üzerine odaklama noktası ve elektron ışın demetinin şekli ve durumu dikişin özelliklerini doğrudan etkiler, özellikle elektron ışın demetine salınım verildiğinde dikişte şu durumlar ortaya çıkar. Işının malzemeye temas ettiği ilk yerde ergime oluşur. Parçanın hareket ettirilmesiyle, yeni bir bölgede ergime oluşurken önceki ergimiş kısım bu bölüme akmaya çalışır. Ergimiş metalin devamlı akışıyla dolan yerler kaynağı oluşturur. EİK da kaynak dikişinin oluşumu ve özellikleri üzerine odaklama noktası ve elektron ışın demetinin

şekli ve durumu dikişin özelliklerini doğrudan etkiler, özellikle elektron ışın demetine salınım verildiğinde dikişte şu durumlar ortaya çıkar. Sinüzoidal, kare, dalga veya eliptik salınım küçük gözenekler oluşmasına sebep olur. 500-3000 Hertz frekansta bu gözenekler 0,062 mikron uzunluğundadır. Daha dar ve daha paralel kenarlı kaynak dikişi elde etmek için sinüzoidal veya kare dalga şeklinde salınım yapmak gerekir. Sinüzoidal dalga, kare dalga veya eliptik salınım kaynak hızının artmasını sağlar. Örneğin eliptik salınım kullanarak 3 mm kalınlığındaki çelikte kaynak hızı %10 daha da artırılabilir. Çapraz salınım, perçin şeklinde bir dikiş verir. Salınım ayrıca dikiş yüksekliğini kontrol etmeye imkan sağlar. Dairesel veya çapraz salınım ile aralıklı bağlantılarda kabul edilebilir, kaynak yapılabilir. Işının salınımının faydaları yanında zararları da vardır. Örneğin genlik büyük olursa alttan kesme gibi istenilmeyen durumlar olabilir. EİK'da ışının çok küçük kesitlere yoğunlaştırılması ile çok yüksek kaynak enerjisine ulaşılmaktadır. Bundan dolayı da her türlü birleştirme ve kaynak işlemi yapılabilir (Sciaky, 1983; Sciaky, 1975).

6.5. Elektron Işının Kaynak Dikiş Nüfuziyetine Etkisi

Odaklanmış ışının elektronları son derece yüksek bir hızda parçanın yüzeyine çarpar. Işın transferi sırasında elektronların kinetik enerjilerini kaynaklanacak parçaya nasıl verdiği oldukça komplike (karmaşıktır)'dir. Metalik malzemelerin ısınması kristal kafesteki atomların kinetik enerjilerinde bir artışla sonuçlanır. Çok düşük kütlelerinden dolayı, elektronlar gerçekte enerjilerini çarpma işleminde kristal atomlarının oldukça ağır olan çekirdeklerine transfer ederler. Enerji transferindeki bu ilk adımdan sonra, iletim elektronları çarpışma enerjisi kazanarak kafese doğru geçip devam ederler, tekrar çarpışırlar, ama bu sefer kafes atomlarının enerjisinde istenilen artışla sonuçlanır. Bunun görünen sonucu da metalin sıcaklığındaki artıştır. Işına yeterli güç yoğunluğu verilerek bilinen bütün metallerin kaynama noktasının çok üzerine çıkılır. Sıvı ve gaz fazlarda, kafes yapısı olmamasına rağmen sağlanan enerji de benzer bir yolla çarpışma işlemleriyle transfer edilir (Cihan, 1998).

Işındaki elektronların hepsi kinetik enerjilerini malzemenin sıcaklığındaki artışa dönüştürmezler. Aynı zamanda birincil elektronlar olarak bilinen elektronların küçük

bir oranı ya elastik olarak direk bir şekilde işlenecek parçanın yüzeyinden yansılar veya yüzeye nüfuz ettikten sonra, yayınır ve sonra kısmi bir kinetik enerji kaybıyla geriye yansılar. Ayrıca çarpışmalarda elektronlar metal kafes tarafından kabul edilmez ve ikincil elektronlar olarak malzeme yüzeyinden ayrılırlar. Kaynaklanacak parçanın yüzeyinden ayrılan birincil ve ikincil elektronların miktarı, enerji spektrumu ve yönel dağılımı büyük bir oranda işlenecek parçanın şekline (dikiş geometrisi, boşluk genişliği, kenar hizası kaçıklığı, v.b.) kaynak damlasına ve buharlaşma kapıleritisine bağlıdır. Öyle ki bunlar, kaynak dikişinin fiziki durumunu algılama sistemleri ve ışın odaklama yardımcıları için fiziksel ölçülebilir bir parametre olarak kullanılabilir (Schultz, 2002).

6.5.1. Derin Nüfuziyet Kaynak Etkisi

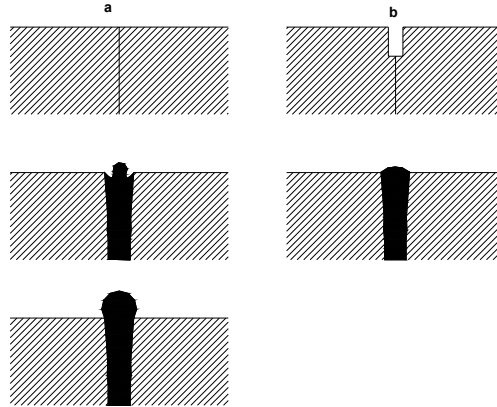
Gazaltı ark ve elektrik ark kaynağı gibi klasik kaynak yöntemleri ısı enerjilerini metale, metalin dışından transfer ederken; tam tersine "soğuk" elektron ışını, enerjisini gerçekte sadece malzemenin içindeyken ısıya dönüştürür. Bununla birlikte eğer kaynak işlemi düşük kaynak akımı ile tatbik edilirse veya elektron ışınının güç yoğunluğu odaklama olmadan bir gaz alevi veya elektrik arkınıninkine düşürülürse, 1 ila 2 mm genişliğinde oldukça kullanışlı bir bölge olarak biçimlenecektir . Böylece gerçek derin kaynak etkisi kullanımını yapmadan malzemeyi ergitmek için elektron ışın kullanımı mümkündür. Diğer bir deyişle eğer sadece az nüfuziyetli kaynak istenirse, yalnızca ısı transferinin normal iletim metodu kullanımıyla, bağlantılar oluşturmak mümkündür. 10^5 W/cm²'nin üzerindeki güç yoğunluğuna sahip elektronlar çok dar bir bölgede kinetik enerjilerini oldukça hızlı bir şekilde ısıya çevirirler ve önemli bir miktarda ısı iletimi olmaksızın malzemenin bitişik bölgeleri elektron ışınının çarpma noktasını ertirir. Ergimiş malzeme bundan sonra daha da ısınır ve buharlaşır. Yaklaşık 2700 K ve daha yüksek sıcaklıklarda, buhar genişler, yukarıya hareket eder ve reaksiyon kuvvetlerinin ergiyiğe baskı yapmasının sonucu olarak aşağıdan ve yan yollardan serbest kalır (Schultz, 2002).

Bu olay bir çöküntü oluşturur ve bu çöküntü aynı şekilde ısıtılan kullanılmamış malzeme üzerinde çarpışma için elektronlara izin verir. Çöküntü formu gittikçe

büyür ve ergimiş malzemenin bir zarfı tarafından kuşatılmış buhar içeren bir kaynak aralığı formuna dönüşür (<http://www.electronbeamwelding.com>, 2003).

Bu yolla diğer bütün kaynak işlemlerinde olduğu gibi en az iki parçanın yüzeyleri ergitilebilir, ergimiş malzeme kaynak banyosuna doğru akar, ışın ve işlenecek parça arasındaki bağıl hareket kaynak banyosunu (ergiyik havuzu) kaynak bağlantısı şeklinde katılaştırır. Derin nüfuziyet kaynak etkisi; elektronların kapladığı bölgenin çok ötesinde, buharlaşmış ve ergimiş malzemeye bir "kaynak aralığı formu" vererek elektron ışınının malzemeye nüfuz edebildiği fiziksel işlemidir. Bu kaynak aralığı formunu sürekli olarak açık tutmak ve kaynağın oluşması için gerekli enerji transferine izin vermek için, çeşitli kuvvetler birbirleriyle etkileşir (Schultz, 2002).

Kaynak profilini iyileştirmek için ve yüksek hızda kaynakta stabil olmayan eriyik zarfından dolayı kaynak başı boyunca oluşan şişkinlikleri ve alt kesilmeleri önlemek için, derinliği gerçek kaynak hızına bağlı bir kaynak hazırlığı olarak 1 mm genişliğinde bir oyuk işlenmesi yardımcı olacaktır. Şekil 6.7'de uygun dikiş formunun oluşumu için gerekli olan geometrik ayar gösterilmiştir. Bu yalnızca özel bir önlem olarak göz önüne alınmalıdır (Schultz, 2002).



Şekil 6.7. Uygun dikiş formunun oluşumu için gerekli olan geometrik ayar a-yanlış b-doğru (Schultz, 2002).

6.6. Elektron Işın Kaynak Parametreleri ve Kaynak İşleminin Kontrolü

Elektron ışın kaynak dikişinin özelliklerini belirleyen temel parametreler şunlardır;

1. Elektron tabancasına uygulanan voltaj,
2. Akım,
3. Kaynak hızı,
4. Işının odaklanması,
5. Parçasının durdurma tablasına olan uzaklığı gibi değişkenlerdir (Kuşhan, 1996).

Bu parametrelerin yanı sıra ikinci derecede etkili parametrelerde vardır. Bunların kaynak uygulamaları üzerine etkileri ayrı ayrı aşağıda açıklanmıştır.

6.6.1. İvmelendirme Voltajı

Kaynak malzemeleri için kullanılan yük taşıyan yüksek enerjili bir ışın üretmek için, ivmelendirme voltajı en basit gereksinimlerin arasındadır. Yüksek bir ivmelendirme voltajındaki bir elektron ışını ile, düşük bir ivmelendirme voltajındaki bir elektron ışını durumuna nazaran voltaj arttırıldığında odaklama çapı daha az artar. Kaynak malzemeleri veya bunların alaşım bileşenleri yüksek bir buharlaşma basıncına sahip ise, yüksek voltaj arkı dışarılarda oluşabilir. Bunlar vakumun izolasyon etkisi veya elektron ışın tabancasındaki elektrik alan kesildiğinde oluşan elektriksel boşalmalardır (ASM V-6, 2000).

6.6.2. Işın Akımı

Işın akımı, ivmelendirme voltajı ile birlikte ışın gücünü ve kaynak dikiş profilinin oluşumunu belirler. EİK'da ışın akımı arttıkça ergime banyosunun genişliği de artar, eğer bu oran ivmelendirme voltajına göre iyi ayarlanmazsa derin nüfuziyetli kaynak dikişi elde etmek mümkün olmaz. Işın akımı EİK'nın nüfuziyet derinliğinin-dikiş genişliğine oranını doğrudan etkileyen en önemli kaynak parametresidir.

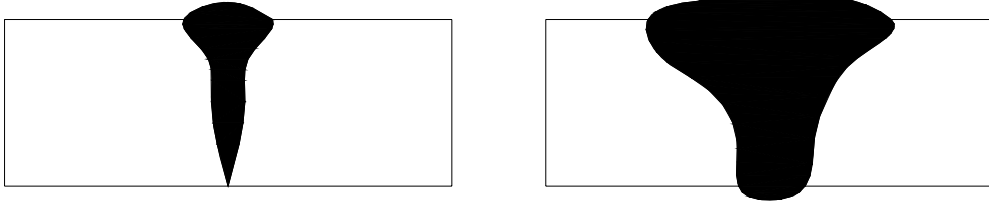
6.6.3. Elektron Işınının Odaklanması

Elektron ışını, elektron tabancasından ayrılarak sapar ve tipik olarak yüksek güç yoğunluğu sağlamak için elektromanyetik bir mercek tarafından hizalanır ve odaklanır. En basit durumda kaynaktan önce, elektron ışını aynı yükseklikte ve gerçek işlenecek parça olarak sabit duran bir malzeme parçası üzerine ayarlanmalıdır. Mercek akımını değiştirerek ve optik bir sistemin içinden çarpışma noktasını gözleyerek, en düşük ışın çapı ayarlanmalı ve kaynağa başlanmalıdır (Schultz, 2002).

Elektron ışınının farklı yere odaklanması yalnızca, oluşan kaynak dikişlerinin şekli açısından değil, aynı zamanda birleşme bölgesinin derinliği açısından da büyük öneme sahiptir. EIK'da odaklama ve çalışma mesafelerini arttırmakla, maksimum birleşme derinliği azalırken, odaklama çapı artar. Işının güç yoğunluğundaki bu azalış ikinci bir odaklama merceği kullanımıyla karşılanabilir. Bu, mercek ya tabancanın içine yerleştirilebilir yada çalışma kamarasına monte edilebilir. Bu açıklık açısının artırılmasına ve odaklama çapının tekrar düşmesine izin verir. Daha kalın işlenecek parçaların kaynağında ışın karakteristiklerinin kontrolü metodunun belirli pratik önemi vardır (Schiller vd., 1982).

6.6.4. Kaynak Hızı

Kaynaklanacak parçanın hareketi ile elektron ışını görecelidir yada tam tersi şekildedir. Kaynak aralığı, ergiyen metal zarfının içinden malzemeye doğru hareket eder ve kaynak dikişi oluşur. Bu hareketin sonucu olarak, ışın gücü malzemenin gövdesine transfer edilir öyle ki her kaynak operasyonu için ısı girişinin tipik bir geometrisi oluşur. Şekil 6.8'de farklı kaynak hızlarının dikiş geometrisi üzerine etkisi verilmiştir. Diğer birleştirme yöntemleriyle karşılaştırıldığında EIK'da ısıtılan kaynak bölgesinin alanı çok küçüktür. Araştırmalar göstermiştir ki, sabit bir ışın gücünde ısı girişi beklenildiği gibi malzemeye ve hem kaynak dikişi genişliğine hem de birleşme derinliğinde bağlıdır. Kaynak hızının artmasıyla malzemedeki ısı geçişi de azalır (Schultz, 2002).



Şekil 6.8. Farklı kaynak hızlarının dikiş geometrisi üzerine etkisi (Schultz, 2002).

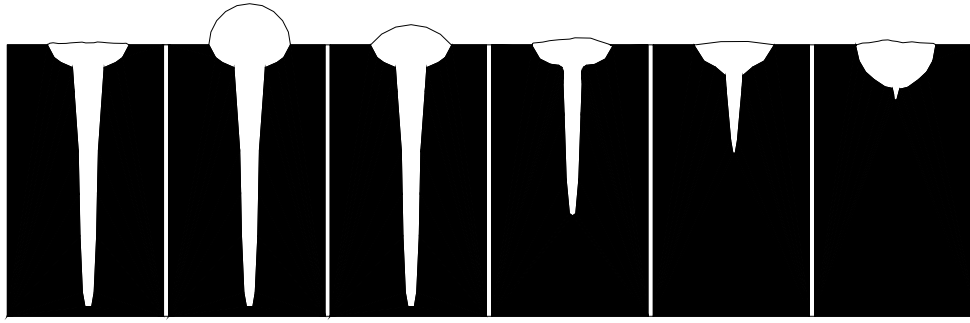
Şimdiye kadar bahsedilen bütün kaynak parametreleri kaynak işlemini oldukça kuvvetli ve karakteristik şekilde etkiler. Odaklama pozisyonu ile birlikte ışın gücü temel olarak, kaynak aralığında ve ergiyen zarf da hareket eden kuvvetleri etkiler. Katılaşmayı ve soğumayı içeren dinamik işlemler, kaynak hızı tarafından etkilenirler. Işın gücüyle birlikte kaynak hızı, birleşme bölgesinin derinliği veya dikiş kalınlığını belirler (Cihan, 1998; Jones vd., 2000).

6.6.5. Işın Sapması

Elektron ışınları, elektrik ve manyetik alanlardan etkilenir. EİK'da kullanılan ışının osilasyonu (şekli, şiddeti ve sıklığı) kaynak dikişinin oluşumunu ve nufuziyetini etkiler. Parçanın manyetiklik durumu ışının osilasyonunu etkileyerek kaynaklı birleşmede problem çıkarabilir. Elektron ışını manyetik metal içerisinde kalıntı manyetizmayı etkilemeyebilir. Fakat elektron tabancasıyla parça yüzeyi arasında uyumsuzluk oluşturarak ergitme işlemini gerçekleştirmeyebilir (David, 1981).

6.6.6. Çalışma Basıncı

Bir elektron ışınını üretmek ve hızlandırmak için vakumlu bir ortam şarttır. Başka nedenlerden dolayı yeterli bir basınç istense de, elektron tabancasından işlenecek parçaya kadar olan yol vakumsuz düşünülemez. Elektron ışınının civarında artık gazlar, herhangi bir kimyasal reaksiyon başlatmamalı, örneğin kaynak noktasında oksidasyon ve işlenecek parça bölgelerinin ısınması gibi ve elektron ışınındaki güç yoğunluğunu etkilememeli, diğer bir deyişle herhangi bir saçılma etkisine sebep olmamalıdır. Şekil 6.9'da ergime bölgesinin geometrisinin vakum seviyesiyle nasıl etkilendiği görülmektedir (Maleka, 1971).



1.	0.1	1	50	100	200	300
2.	10^{-4}	10^{-3}	5×10^{-2}	10^{-1}	2×10^{-1}	3×10^{-1}
3.	1.3×10^{-7}	1.3×10^{-6}	1.3×10^{-5}	1.3×10^{-4}	2.6×10^{-3}	3.9×10^{-4}

Şekil 6.9. Vakum hücresindeki basıncın nüfuziyet ve kaynak şekline etkisi [1.Mikron Hg 2.Torr 3.Bar] (ASM V-6, 2000).

6.7. Elektron Işın Kaynak Metalürjisi

EİK ile yapılan kaynakların metalürjisini etkileyen özellikler şunlardır;

- a- Aşırı hızlı ısınma ve soğuma çevrimi,
- b- Metal ergime bölgesinde kısmen buhar haline (fazına) geçme,
- c- Ergimiş dikiş banyosunda gaz absorpsiyonu veya etkisi yoktur.

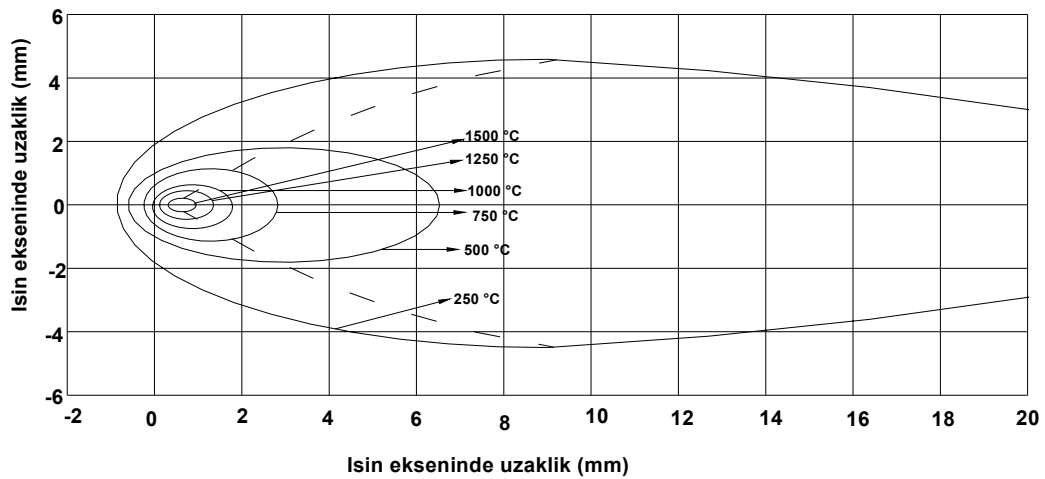
EİK'da dikişinin her iki tarafındaki ani sıcaklık düşümü, ısının tesiri altındaki bölgeyi dar olarak sınırlar. Dolayısıyla ek bir ısıl işleme gerek duyulmaz. Kaynağın tek bir pasoda bitirilmesine bağlı olarak hızlı soğuma ile klasik kaynak yöntemlerinde ortaya çıkan ve istenilmeyen pek çok metalürjik olay olumlu yönde etkilenir. Hızlı soğumadan dolayı tane irileşmesi oranı azdır. Çatlak oluşumu klasik kaynak yöntemlerinde olduğu gibi 350 Vickerslik kritik sınırın üzerindedir. Meydana gelen martenzitin ince yapılı ve azlığı nedeniyle olumsuz bir etkinin olmayacağı açıktır. Işının odaklandığı yerde çok yüksek sıcaklığa çıkıldığından vakum şartları altında yüksek bir buharlaşma söz konusudur. Bunun için kolay buharlaşan malzemelerin kaynağında bu dikkate alınmalıdır. Gaz içeren metallerin EİK ile birleştirilmesinde çeşitli güçlükler vardır. Ergimiş metal yüksek gaz ergitme kabiliyetine sahiptir.

Çoğu EİK uygulamalarında ilave metal kullanmadığı için özellikle demir olmayan metallerde, bağlantının sürekliliği üzerinde zararlı etkisi olan empüritelerin kaynak

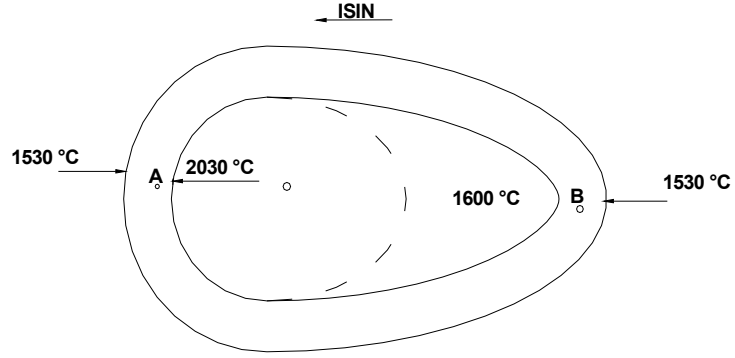
banyosunda toplanma eğilimi azalır. Hızlı ve belli bir bölgeyi ısıtan elektron ışını, malzemeyi neredeyse ısıl olarak etkilemeden kaynağı birleştirerek terk eder. Böylece bu malzeme birleşme bölgesindeki ısıyı düşük sıcaklığın bir sonucu olarak, herhangi bir kendinden kaynak veya ark kaynağı prosesinden çok daha kısa bir zamanda iletebilir. Birleşen parçaları içeren kaynak banyosu ince taneli bir şekilde katılaştır. Aşırı hızlı katılma, dar kaynak dikiş aralığı ve ergiyiğin gaz gidermesi üzerinde çok yararlı bir şekilde etkili olabilir. Özellikle malzemenin tüm kalınlığına nüfuz etmeyen kaynak dikişlerinde, kaynak aralığının alt kısmında stabil olmayan prosesler oluşur.

6.7.1. Isı Tesiri Altındaki Bölge (ITAB)

Kaynak sırasında, kaynak metalinin ergime sınırına yakın bölgeleri en yüksek sıcaklık ve sıcaklık gradyanına birleşme bölgesindekilerden oldukça farklı bir ısınma ve soğuma çevrimine maruz kalır. Bu bölgedeki maksimum sıcaklık, birleşme bölgesinden uzaklaştıkça düşer Şekil 6.10'da ışının odak noktasının malzeme üzerindeki dağılımı, şekil 6.11'de de kaynak banyosundaki dağılımı ve ışının sıcaklık bölgesinin dağılımı zamanla verilmiştir (Maleka , 1971).



Şekil 6.10. Işının odak noktasının malzeme üzerindeki dağılımı (Maleka , 1971).



Şekil 6.11 Kaynak banyosundaki ısı ve ışının sıcaklıkla dağılımı (Oğuz, 1990).

6.8. Elektron Işın Kaynağında Karşılaşılan Hatalar

Elektron ışın kaynağında oluşan kaynak hataları,

1. Kaynak yüzeyinde ve üzerinde oluşan hatalar ve
2. Kaynak dikişi iç bölgesinde oluşan hatalar olmak üzere ikiye ayrılır.

Yüzeyde oluşan hatalar; çatlaklar, birleşme uyumsuzluğu, dikiş dolgu eksikliği, yanma olukları, boşluklardır. Yüzey altı (iç) hatalar ise poroziteler, boşluklar, yırtılmalar, çatlaklar, birleşme kaçıklıklarıdır (ASM V-17, 1997).

EİK'da oluşan hızlı ısınma ve soğuma süresince artık gerilme ve çarpılmalar oluşur. Eğer malzeme sadece elastik şekil değiştirmiş ise buna da artık gerilme denir. Kaynak malzemesi ortam sıcaklığına kadar soğuduktan sonra, eğer malzemede geometrik şekil değişikliği olursa buna çarpılma (distorsiyon) denir. Çarpılmanın nedeni artık gerilmelerdir. Kaynaktaki artık gerilmeler parçaların kaynak bölgesinde etkilidir. Artık gerilmeler malzemede, sıcak çatlaklar, soğuk çatlaklar, büzülme, çekme çatlakları, yorulmalara sebep olabilir. EİK'da boylamasına ve enine artık gerilmeler meydana gelir. EİK ile genellikle alın birleştirmeler yapıldığı için çekme artık gerilmeleri oluşur, bunları şu şekilde sıralayabiliriz;

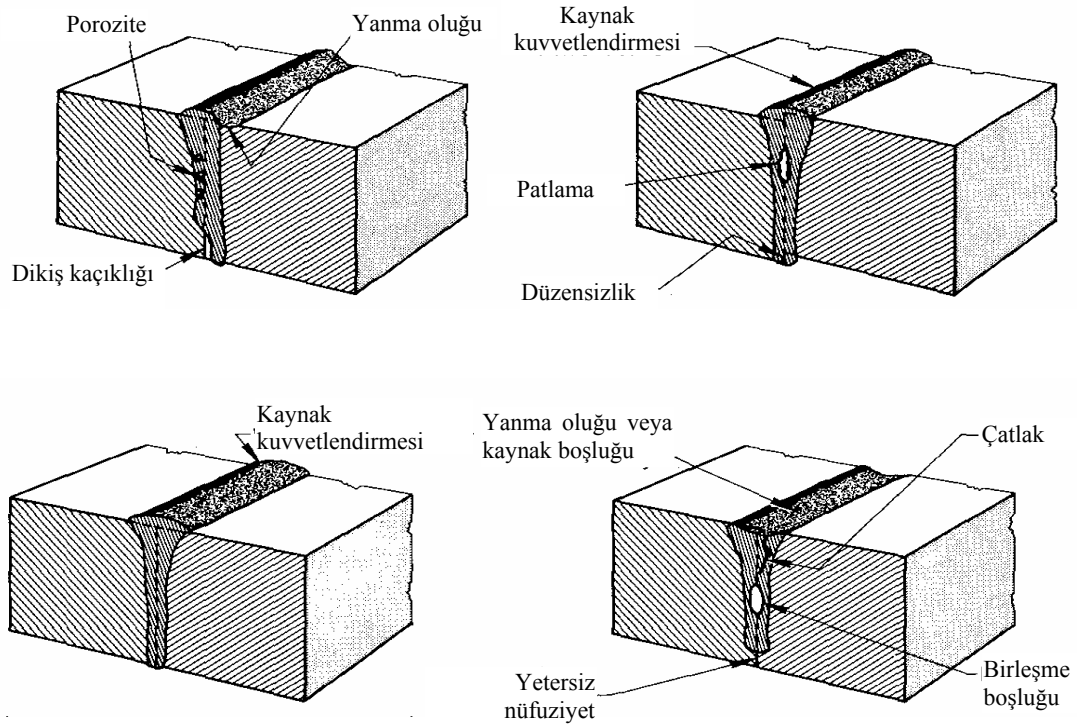
1. Enime büzülme, kaynak doğrultusuna dik yönde boyutsal azalmadır. Bu durum vakum odasının sıcaklığı yaklaşık oda sıcaklığı olduğu için yaklaşık 1 mm enine çekme ortaya çıkmıştır.
2. Boyuna büzülme, kaynak uzunluğuna paralel yöndeki boyutsal azalmadır. Boyuna çekme miktarı, EİK'da ölçülemeyecek kadar küçük olmuştur. Yaklaşık bir değer

vermek gerekirse boyuna çekme, enine çekmeye göre daha azdır ve kaynak uzunluğunun 1/1000 i kadardır.

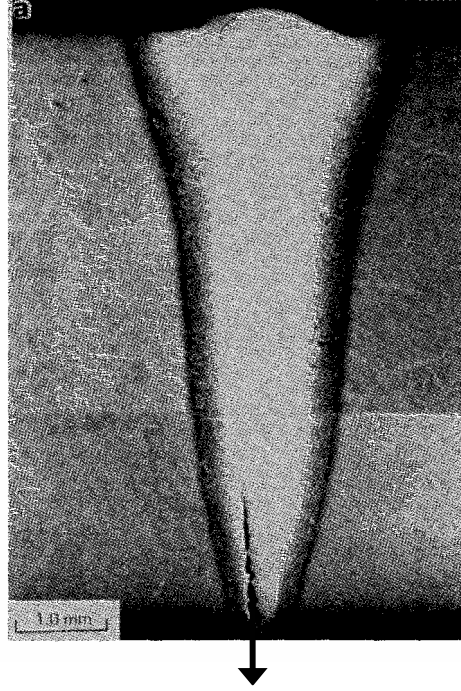
3. Açısal çarpılma, üniform olmayan ısıl büzölmeler sonucu ortaya çıkan açısal değişimdir. Bu ısıl daralma düzenli olmayan ısıtmadan dolayı kalınlık boyunca oluşur. Açısal değişim ise birleşmenin şekline, boyutlarına, parça kalınlığına ve kaynak metoduna bağlıdır (AWS V-1, 1991). Tablo 6.1’de kaynak yöntemlerinde ısı girişiyle enine büzölme oranları, Şekil 6.12’de EİK da ortaya çıkan kaynak hataları ve Şekil 6.13’de de iki farklı metalin EİK ile birleştirilmesinde ortaya çıkan kök çatlağı verilmiştir (ASM V-17, 1997).

Tablo 6.1. Farklı kaynak yöntemlerinde ısı girişiyle enine büzölme (çekme) oranları (AWS V-1, 1991).

Kaynak yöntemi	Parça kalınlığı [mm]	Isı girişi [kJ/mm]	Enine büzölme[mm]
EİK	12	0,2-0,5	0,067-0,07
E.ARK KAY.	12	3-3,2	0,8-0,9
MIG/MAG	12	5,6-6	0,75-0,8
TIG	12	1,2-1,3	0,38-0,42



Şekil 6.12 EİK’da ortaya çıkan kaynak hataları (ASM V-17, 1997).



Kök çatlağı

Şekil 6.13. İki farklı metalin EİK ile birleştirilmesinde ortaya çıkan kök çatlağı (ASM V-17, 1997).

6.9. Elektron Işın Kaynak Yönteminin Avantajları

1. Elektrik enerjisini doğrudan ışın şeklinde bir çıkış enerjisine dönüştürdüğü için son derece etkilidir
2. Yüksek bir derinlik/genişlik (25/1) oranına sahiptir. Bu da kalın bağlantıların tek pasoda kaynak edilmesine olanak sağlar
3. Isı memba olarak elektron ışınının gaz alevi ve elektrik arkına karşılık, kaynak yerinde 10.000 kat daha yüksek bir ısı konsantrasyonu elde edilir (Anık, 1983)
4. Verilen bir nüfuziyet derinliği için, birim uzunluk başına ısı girdisi ark kaynağından çok daha düşüktür. Dolayısıyla dar kaynak bölgesi, düşük distorsiyon ve daha az zararlı temel etki demektir
- 5- Elektrik akımını ve voltajını ayarlayarak elektron akımını hassas olarak kontrol etmek mümkündür. Kontrol edilen ışına verilen yön ve büyüklükle, kaynaktan sonra oluşması istenen kaynak taşması ve şekli istenen boyutları kesin olarak kontrol edilebilir (Technical Orders, 1992).

6. Kaynak genelde vakum altında yapıldığından kaynak metali oksijen, azot, hidrojen gibi zararlı elementlerden çok az etkilenir
7. Mikrometre mertebesinden 100 mm'nin üzerine bir kalınlığa kadar rahatlıkla birleştirme yapılabilir. Diğer hiçbir yöntemle bu gerçekleştirilmez
8. Isıyı bir noktada toplayarak yüksek ergitme oranına sahip olması nedeniyle kaynağın hızlandırılması mümkündür. Bu da birleşme zamanını düşürür ve verimliliği artırır (Kearns, 1984; AWS V-3, 1971)
8. Farklı metallerin kaynağında, doldurma metali kullanmadan yüzeylerden biri üzerine bombardıman yapılarak birleştirme sağlayabilir
9. Parçalar operasyonun türüne göre, orta veya yüksek vakum ortamındayken, dış etkilere etkilenmeden birleştirilebilir
10. Isıya hassas bölgelere yakın kaynak yapılmayı kolaylaştırır
11. Refrakter, reaktif ve farklı metallerin kaynak yapılmasını kolaylaştırır
12. Yüksek vakum altında 60 cm mesafeden kaynak yapılabilir
13. El magnetik olarak saptırılarak değişik biçimlerde kaynak yapılabilir. Kaynağın kalitesi ve nüfuziyetinin artırılması magnetik ayarlama ile sağlanabilir
14. Bir noktaya odaklanmış elektron ışını kaynatılacak parçalar arası mesafenin genişliğine göre ayarlanabilen odak derinliğine sahip olması
15. Tüm penetrasyonla yaklaşık paralel kenarlı tek pasolu kaynaklar ve yaklaşık simetrik çıkıntılı oluşumlar üretilebilir
16. Yüksek ısı iletkenliğe ve yüksek ısıl genişlemeye sahip malzemeler kaynatılabilir (ASM V-6, 2000).
17. İÇyapı ve yüzey için ısıl işlem görmüş bütün çeliklerde kaynak bölgesinin dışında özellikleri bozulmaz
18. Genelde ilave malzeme kullanımına gereksinim yoktur
19. Bütün kalınlıklarda, hatta bindirme olarak yapılan birleştirmelerde kaynak ağzı açmaya gerek yoktur
20. Bitirme işlemi görmüş parçaların kaynağı yapılabilir
21. Kaynak dikişinin mikro yapısı homojendir. Birleştirilen malzemelerin bileşimlerinin aynıdır. Kaynak banyosu vakum kamarasıyla korunduğu için
22. Verilen enerji ve sistemin verimini saptamak ve kontrol etmek kolaydır
23. El becerisinden kaynaklanan hatalar bu yöntemde söz konusu değildir

24. Elektron ışınındaki ışın osilasyonu titreşimi olanağı, zor işlenen malzemelerin birleştirilmesine olanak vermektedir (Dobeneck, 1997)
25. EİK’da tüm parametreler doğrudan elektriksel büyüklüklerdir. Bu durum kalite güvencesi yönünden önem taşır
26. EİK’nın verim derecesi yüksektir. Yaklaşık % 65 dir
27. EİK yöntem ve teknik olarak otomatize edilmiştir. İşletmeler için en uygundur
28. Genelde dolgu (ilave) teline ihtiyaç yoktur. Eğer ilave tel kullanılırsa birleşme tasarımına göre diğer kaynak yöntemlerinden çok daha az miktarda tel kullanılır
29. Isı kaynağı ile iş parçası arasında fiziksel temas olmadığından direnç kaynaklarında ve benzer yöntemlerde olduğu gibi mekanik distorsiyon olmaz (Romans ve Simons, 1968)
30. İşletme maliyetleri ve sadece katot aşındığından yedek parça ihtiyacı düşüktür (Schulze, 1998)

6.10. Elektron Işın Kaynak Yönteminin Dezavantajları

1. Ekipman maliyeti diğer kaynak sistemlerine oranla yüksektir. Fakat yüksek enerji yoğunluklu lazer kaynak tiplerine oranda daha az masraflıdır
2. Kaynatılacak malzemelerin yüzey hazırlıklarının maliyetleri yüksektir. Çünkü aralık çok az, çok hassas ve ayarlaması zordur
3. Vakum hücresi kapasitesi sınırlı olduğu için iş parçasının boyutları sınırlanır (Metabower vd., 1983)
4. Yüksek Derinlik/Genişlik oranlı kaynakların hazırlanmasında parça birleşme kenarlarının ve birleştirme açısının uygun olması gerekir. Ayrıca elektron ışının boyutlarının küçük olması birleştirme boşluğunu da küçültür
5. Hızlı soğuma oranı, özellikle düşük Ferritli paslanmaz çeliklerde yüksek bir gerilme oluşturarak kırılmaya sebep olabilir
6. Yüksek ve orta vakum kaynağında, çalışma odasının boyutları montaj işlemi yapılabilecek şekilde yeteri kadar büyük olmalıdır. Odanın boşaltılması için gerekli zaman üretim maliyetlerini etkiler
7. Derinliğin genişliğe oranının yüksek olduğu kısmi nüfuziyetli kaynaklar porozite ve kök boşluğuna karşı hassastırlar

8. Elektron ışının magnetik alan aracılığıyla saptırılması sebebiyle kaynak makinesinin tasarımında bombardıman demeti yoluna yakın kısımlarda magnetik olmayan malzemeler kullanılmalıdır
9. Vakumsuz ortamda yapılan elektron ışın kaynağında tabanca ile iş parçası arasındaki mesafe, kaynak bağlantısına bitişik alanlarda ürün tasarımını sınırlar
10. Elektron ışın kaynağının bütün modellerinde kaynak sırasında oluşan X ışınlarından çalışanların korunabilmesi için radyasyona karşı koruma yapılmalıdır. Vakumsuz ortamda gerçekleştirilen kaynak esnasında oluşan zararlı gazların dağıtılabilmesi için uygun havalandırma gereklidir (AWS, 1981).
11. Vakum oluşturmak zaman almaktadır
12. Teknik kapasitesi yüksek operatör gerektirmektedir
13. Dökme demir gibi gözenekli veya içerisinde gaz kalmış malzemelerin kaynağı zordur
14. Işınlardan odaklandığı yerde yüksek sıcaklığın etkisiyle metal buharlaşma sıcaklığına çıkar, bu durum ana metalin kimyasal bileşiminden farklı kaynak dikişi elde edilir

6.11. Elektron Işın Kaynağının Endüstriyel Uygulama Alanları

EİK'nın uygulandığı alanlar 1950'li yılların sonlarında sadece reaktör, uzay araçları yapımı, elektronik endüstrisinin mikro kaynak işlemlerinde kullanılmaktaydı. Günümüzde kaynaklı birleştirmenin uygulandığı tüm sahalarda kullanılmaktadır.

Yöntem seri yapım hatlarında uygulamaya elverişli olabildiği gibi, ışın güç yoğunluğunun değiştirilmesi ve yaygın hale getirilmesi ile enerjinin daha geniş yüzeyde, ısıl işlemlerde de kullanılması da mümkün olabilmektedir. Bir noktada enerjinin yoğunlaştırılması özelliğinden yararlanarak, malzemenin süblimasyonunu oluşturmak da olanak dahilinde bulunmaktadır. Bu özelliklerden yararlanılarak yöntem ile tüm birleştirme pozisyonlarında ön görülen yarım mercek biçimli dikiş kesiti sağlanmakta ince saçların kaynağı mikro elemanların birleştirilmesi kalın parçalarda ince kesitli derin nüfuziyetli dikişler elde edilmesi, tek işlemde alt alta birkaç birleştirmenin gerçekleştirilmesi gibi farklı uygulamalar yapılabilmektedir.

Bu tür uygulamalarda kaynak yerinde bölgesel vakum oluşturulmakta, işlem dikey ve yatay pozisyonlarda gerçekleştirilmektedir. Kaynak yerinde vakum için gerekli olan sızdırmazlık, hareketli bir contalama sistemi ile sağlanmaktadır. Bu esasa göre çalışan sistemler, yardımcı donatımların ilavesi ile boruların dikişli olarak imali veya alın birleştirilmelerinde kullanılmaktadır. Otomobil transmisyon mekanizmaları, tıbbi mühendislik, metal işleme endüstrilerinde ve hassas parça imalatı ile bilimsel araştırmalarda yaygın kullanılmaktadır.

Bu yöntemle dar tolerans sınırları elde edildiği için seri delik delme işlemlerinde uygulanmaktadır. Yine elektron ışınından yararlanılarak, ergitme ile kesme işlemleri de yapılabilmektedir. Özellikle mekanik ve diğer termik yöntemlerle iyi sonuçlar alınamayan malzemeler için bu uygulamaya başvurulmaktadır. Yüksek güvenliği ile alüminyum kirişlerin birleştirilmesi (kaynaklanması) sağlanmaktadır. Sürekli tip kaynak makineleri, şerit veya çubuk şeklindeki parçaların sürekli olarak kaynaklanması için dizayn edilmişlerdir. Yöntem kaynak işleminin yanında ısıl işlem amacıyla da kullanım alanı bulmuştur.

7. DENEYSSEL ÇALIŞMALAR

7.1. Deneyselerde Kullanılan Malzemeler

Bu çalışmada, iki farklı malzeme kullanıldı. Bunların biri AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik, diğeri düşük alaşımlı AISI 4140 ıslah çeliğidir. Deney numunelerinin kimyasal analizleri Metkon marka, hafif ve ağır element analizi yapabilen spektral analiz cihazı kullanılarak yapıldı. Analiz sonuçlarına göre AISI 316'nın ve AISI 4140'ın kimyasal kompozisyonu Tablo 7.1'de verildi. İkinci malzeme AISI 4140 düşük alaşımlı asil çelik üretimi olup ark ocağı yöntemiyle üretilmiştir. Bu çelikler piyasaya yumuşatılmış ve talaşlı işleme uygun hale getirilerek arz edilmektedirler.

Tablo 7.1. Hazırlanan deney numunelerinin spektral analiz sonuçları (% Ağırlık)

Element Malzeme	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Nb	Fe
AISI 316 (% ağırlık)	0,044	0,436	1,376	17,21	10,43	1,638	0,041	0,01	0,02	Kalan
AISI 4140 (% ağırlık)	0,394	0,27	0,78	0,901	0,034	0,188	0,017	0,01	—	Kalan

Deney numunelerinin hazırlanması ve özelliklerinin belirlenmesi amacıyla elektron ışın kaynak işleminden önce ve sonra yapılan mekanik deneyler çekme, yorulma, çentikli ve çentiksiz darbe deney numuneleri kopya torna tezgahında yarı otomatik olarak hazırlandı. Orjinal malzemelerden ve kaynak bölgesinden çıkarılan mekanik deney (çekme, çentiksiz ve V çentikli darbe, yorulma ve mikrosertlik) numuneleri (ANSI/AWS B4.-98, 1997; ANSI / AWS D 16.2., 1994; ANSI / AWS F2.1-78, 1978; ASTM E837, 1995; AWS Research for Engineering, 2001; DIN Handbook 8., 1990; TS 138 EN 10002-1, 1996; TS 1487, 1974; TS 269, 1974; TS 287 EN 895, 1996; TS EN 1043-2, 1997; TS pr EN 875, 1996) standartlarına göre hazırlandı. Artık gerilme belirleme deneyleri ASTM E 837'ye göre uyarlanarak delik delme yöntemiyle yapıldı. Bütün mekanik deneyler belirtilen standartlara uygun olarak hazırlandı ve yapıldı.

7.2. Deneylerde Kullanılan Elektron Işın Kaynak Makinesi

Deneylerde HKK Eskişehir 1.Hava İkmal Bakım Merkez Komutanlığında bulunan Amerikan Sciaky markalı EIK makinesi kullanıldı. EIK makinesinin ve tabancasının özellikleri Tablo 7.2 ve Tablo 7.3’de, resimleri de Şekil 7.1 ve Şekil 7.2’de verildi.



Şekil 7.1. Deneylerde kullanılan EIK makinesinin resmi

Tablo 7.2. Deneylerde kullanılan EIK makinesinin özellikleri

Kaynak makinesinin vakum durumu	Yüksek vakumlu
Vakum odasının hacmi	2 m ³
Vakum odasının boyutları	80 x 80 x 70 cm
Kaynak makinesinin eksenleri	X,Y,Z
İvmelendirme voltajı	150 kV
Işın akımı	7 mA
Kaynak hızı	1,5 m/dk
Kaynak (çalışma) mesafesi	150 mm
Odak durumu	1 atmosfer, küçük akım
Odak mesafesi	600 mm
Vakum (atmosfer) basıncı	1x10 ⁻⁴ Torr
Kaynak pozisyonu	Yatay oluk
Kaynak birleştirme türü	I Alın (Küt)
Kaynak paso sayısı	1

Tablo 7.3. Elektron ışın tabancasının özellikleri (Başaran, 1998).

Tip	E-S 9460 gr.1
Çalışma voltajı	0 - 60 kV
Katot	250 mA , B- H844
Anot	60 kV , B - M5740



Şekil 7.2. Elektron ışın kaynak tabancasının resmi

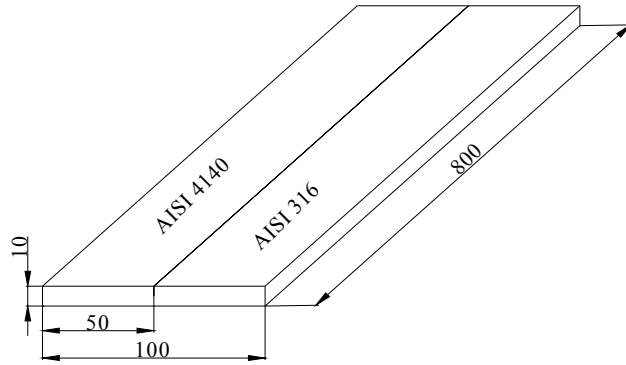
7.3. Elektron Işın Kaynak İşlemi

Deneylerde AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik ve AISI 4140 ıslah çeliğinden oluşan malzeme çiftleri üç grup haline getirildi (AISI 316-AISI 4140) ve farklı EİK parametrelerinde kaynak işlemi uygulandı. Tablo 7.4'de deneylerde bu üç grup malzeme çiftine uygulanan EİK parametreleri verildi

Tablo 7.4. Deneylerde kullanılan malzeme çiftleri (grupları) ve kaynak parametreleri.

Malzeme Grubu (AISI 4140-AISI 316) (Grup No)	Gerilim (kV)	Amper (mA)	Vakum (Torr)	Kaynak Hızı (mm/dak)	Elektron ışın tabancası ile iş parçası arasındaki mesafe (mm)
1.Grup	50	6	10^{-4}	508	150
2.Grup	50	5,5	10^{-4}	381	150
3.Grup	50	7	10^{-4}	444	150

Kaynakta kullanılan metal numuneler 10x50x800 mm boyutlarda freze tezgahında işlendi. Her iki çelik malzemenin de sadece birleşme (alın) yüzeyleri taşlanarak düzgün hale getirildi. Birleşme yüzeylerinin boşluksuz tam teması sağlandı. 20 cm aralıklarla Tungsten inert gaz (TIG) kaynağı ile puntalandı ve asetonla birleşme yüzeyleri temizlendikten sonra EİK işlemine hazır hale getirildi. Kaynaklanabilirlik açısından farklı kaynak parametrelerinde deneme kaynaklar yapılarak en uygun kaynak parametreleri belirlenmeye çalışıldı. Hazırlanan kaynak metalinin boyutları Şekil 7.3’de verildi.



Şekil 7.3 Hazırlanan kaynak metalinin boyutları

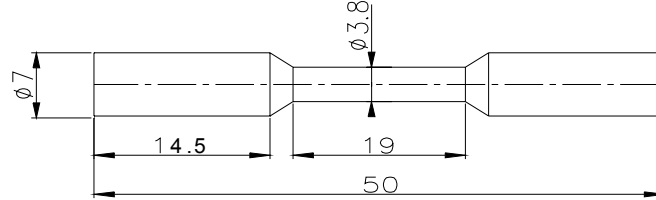
7.4. Mekanik Deneyler

Deneylerde kullanılan iki farklı malzemenin EİK’den önceki özelliklerinin belirlenmesi ve EİK işleminden sonra yapılan deneyler olarak ikiye ayrıldı. Uygulanan mekanik deneyler ve işlem basamakları ayrı ayrı anlatıldı.

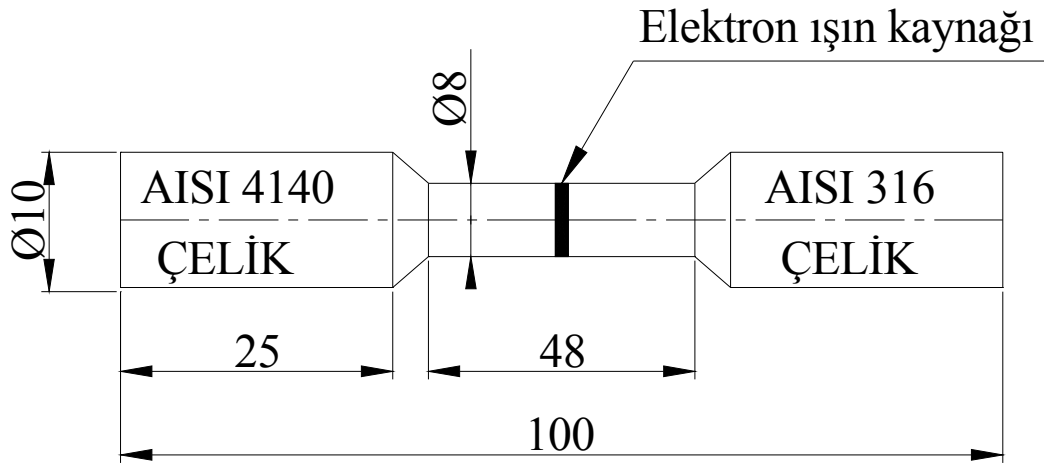
7.4.1. Çekme Deneyi

Kaynakla birleştirilen numunelerin çekme deneyleri, 60 ton kapasiteli değişken çekme ve basma hızlarına sahip Alman (MFL) sisteme sahip çekme-basma yapabilen deney makinesinde yapıldı. Orijinal numunelerin boyutları 10x50 mm lama ölçülerine sahip olduğu için, çekme deneyleri 2 ton kapasiteli değişken çekme ve basma hızlarına sahip Instron marka çekme-basma yapabilen deney makinesinde yapıldı. Her bir grup için çekme deneyinde 3’er adet numunenin denemesi yapılarak ortalaması alındı. Çekme deney numuneleri standartlarda belirtilen yuvarlak

numuneler şeklinde hazırlanarak oda sıcaklığında ve sabit 20 MPa/s çekme hızında yapıldı. Kaynaklı birleştirilme öncesi orijinal malzemelerden alınan çekme numunelerinin boyutları Şekil 7.4 ve kaynakla birleştirilmiş çekme numunelerinin boyutları da Şekil 7.5’de verildi.



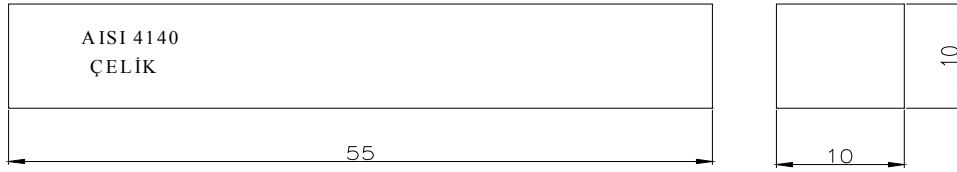
Şekil 7.4.Kaynaklı birleştirme öncesi malzemenin çekme numunesinin boyutları



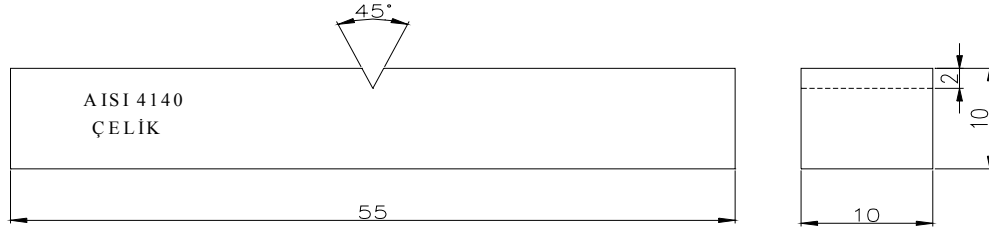
Şekil 7.5. Kaynakla birleştirilmiş malzemeden alınan çekme numunesinin boyutları

7.4.2. Darbe (Tokluk) Deneyi

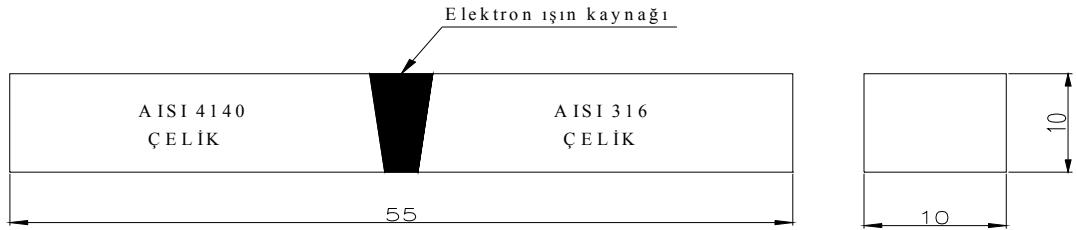
Darbe deneyleri, kaynaklı ve orijinal numune gruplarına V çentikli ve çentiksiz olarak yapıldı. Darbe deneyleri 300 joule’lük kapasiteye sahip tek noktadan vurmali Instron marka Charpy makinesinde yapıldı. Her grup için darbe deneyinde 3’er adet numunenin denemesi yapılarak ortalaması alındı. Standart boyutlardaki 10x10x55 mm numunelere darbe deneyleri oda sıcaklığında yapıldı. V çentikler, freze tezgahında EİK dikiş merkezinde olacak şekil 45⁰’lik ve 2 mm derinlikte açıldı. Numunelerin EİK’den önceki ve sonraki boyutları Şekil 7.6-7.9’da verildi.



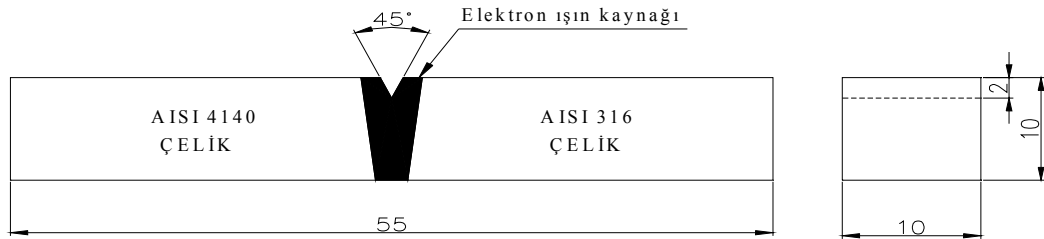
Şekil 7.6. Çentiksiz AISI 4140 çeliğinin darbe numunesinin boyutları



Şekil 7.7. Çentikli orijinal darbe numunesinin boyutları



Şekil 7.8 Çentiksiz EIK'lı darbe numunelerinin boyutları

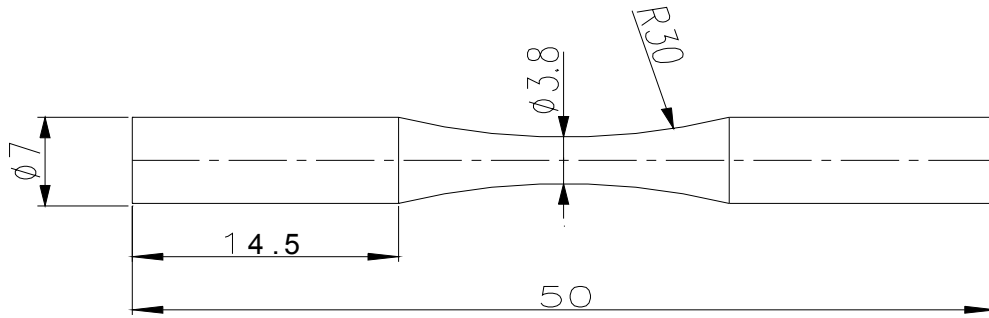


Şekil 7.9. Çentikli EIK'lı darbe numunelerinin boyutları

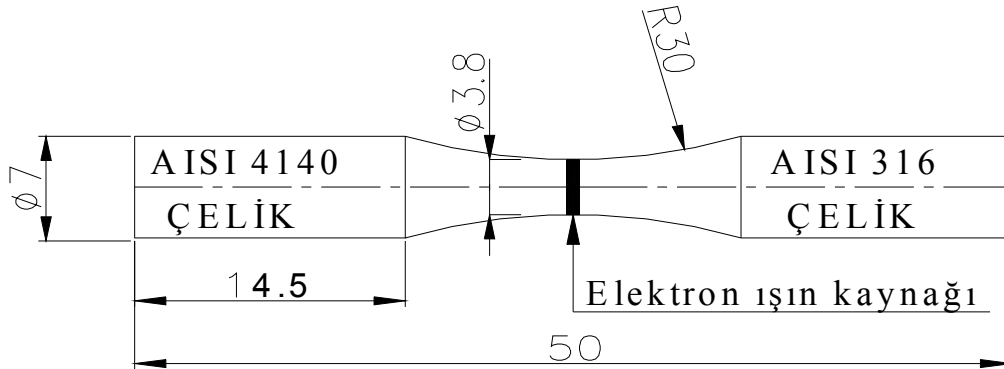
7.4.3. Yorulma Deneyi

Yorulma deneyleri standartlarda belirtilen özelliklere göre EIK işleminden önce orijinal numunelere ve kaynak işleminden sonra olmak üzere ayrı ayrı yapıldı. Yorulma deneyleri 2800 dev/dk dönme kapasitesine sahip, 995x650x220 mm boyutlarındaki masa tipi dönel eğmeli ön gerilmesiz ($R = -1$) özelliğe sahip yorulma

makinesinde yapıldı. Yorulma deneylerinde her grup için 9 adet numune kullanıldı. Kaynaklı ve kaynaklı olmayan numunelerin yorulma özelliklerinin belirlenmesi için Wöhler (S-N) eğrileri çizildi. Yorulma deneylerinde, numunelerin çekme dayanımlarından elde edilen değerlerin 1/3 oranından itibaren yorulma yükleri (MPa) seçildi. Yorulma dayanım sınırı için 5×10^6 değeri elde edildikten sonra yorulma hasarı numunede oluşmamışsa deneye son verildi. Yorulma deney numunelerinin EİK işleminden önceki ve sonraki boyutları Şekil 7.10 ve Şekil 7.11’de verildi.



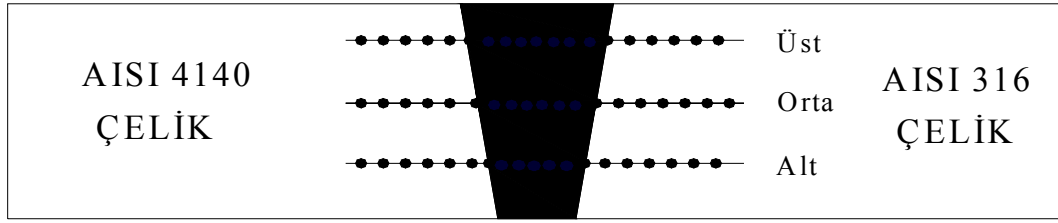
Şekil 7.10 Kaynaklı birleştirme öncesi yorulma numunesinin boyutları



Şekil 7.11 Kaynakla birleştirme sonrası yorulma numunesinin boyutları

7.4.4. Mikrosertlik Deneyi

Mikrosertlik deneyleri standartlarda belirtilen özelliklere göre 1-1000 g yük altında mikrovickers sertlik ölçümü yapabilen Alman Leitz Wetzlar marka sertlik ölçme cihazında yapıldı. Mikrosertlik için her grup deney numunesinin kaynak bölgesinin enine kesitinden kaynak bölgesinin üst, orta ve alt kısımlarından olmak üzere 100 g yük altında ölçümler alındı. Mikrosertlik deneyleri oda sıcaklığında 20 saniye yük uygulanarak yapıldı. Her bölge için en az üç ölçüm alındı. Mikrosertlik ölçümlerinin yapıldığı bölgeler şematik olarak Şekil 7.12’de verildi.



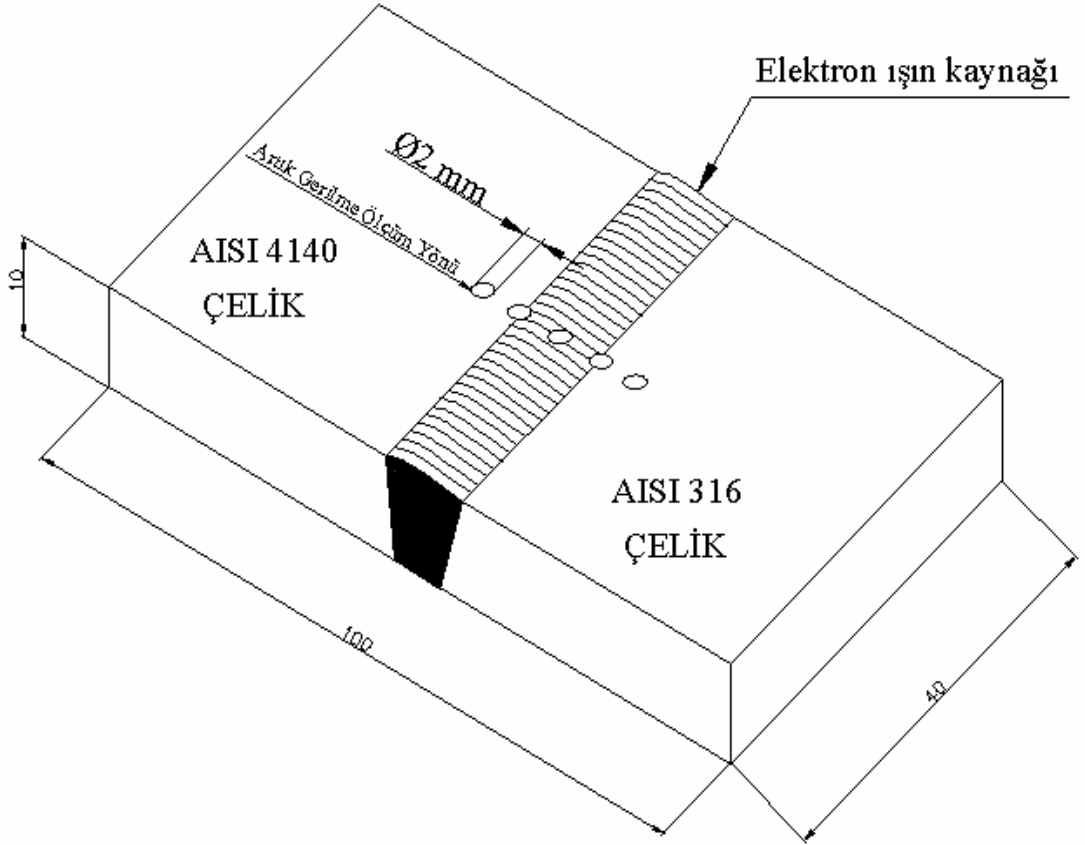
Şekil 7.12. Mikrosertlik ölçüm numunesinin sertlik izleri (Şematik)

7.4.5. Artık Gerilme Deneyleri

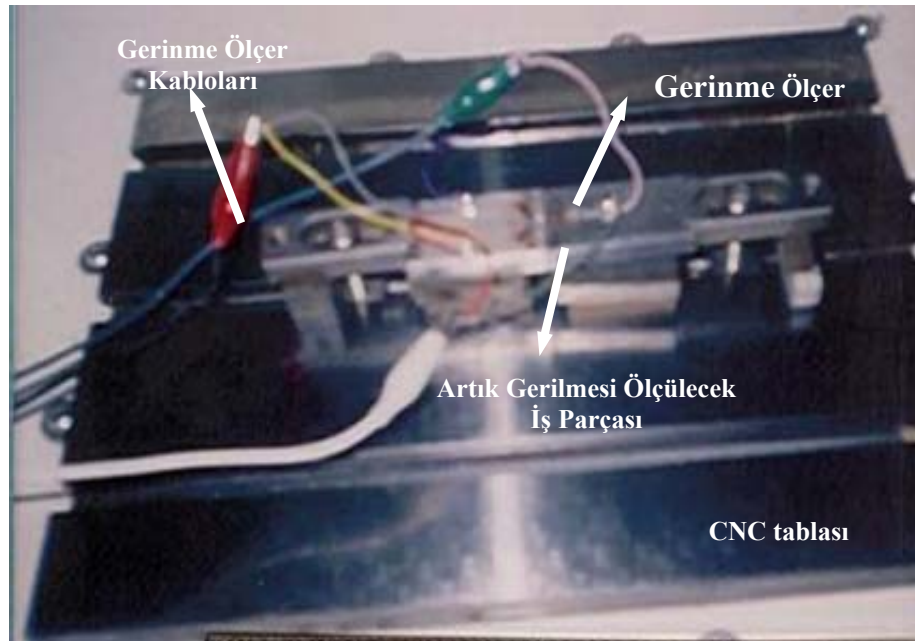
Artık gerilme ölçme deneyleri standartlarda belirtilen özelliklere göre delik delme yöntemi uyarlanarak yapıldı. Artık gerilme ölçme işlemi Uni ajans marka CNC tezgahı ile gerilme ölçer indikatörü ile artık gerilme ölçme amaçlı Japan TML markalı FLA 3-11 tipi gerilme ölçerler kullanıldı. Artık gerilme ölçümleri kaynak bölgesinin uzunlaması boyunca yüzey ve yüzey altındaki artık gerilmeleri ölçmek amacıyla 2 mm çapında freze çakısı ile 2000 dev/dk dönme hızında 0,2 mm'lik delme ile mikrodeformasyon olarak ölçüm sonuçları elde edilerek yapıldı. Her bir noktadaki artık gerilme ölçümü için numune yüzeyinden 2 mm derinliğe kadar 10 ölçüm sonucu alınarak yapıldı. Artık gerilme ölçme işlemi oda sıcaklığında yapıldı. Artık gerilmenin yapıldığı numunenin Şekli 7.13'de verildi. Deneylerde kullanılan gerilme ölçerin özellikleri Tablo 7.5'de verildi. Artık gerilmesi belirlenecek olan parçanın CNC tablasındaki konumu ile delik delme yönteminin uyarlamasının yapıldığı CNC tezgahı, gerilme ölçer okuyucusu (indikatörü) ve gerilme ölçerlerin fotoğrafları Şekil 7.14 ve Şekil 7.15'de verildi.

Tablo 7.5. Deneylerde kullanılan gerilme ölçerin özellikleri

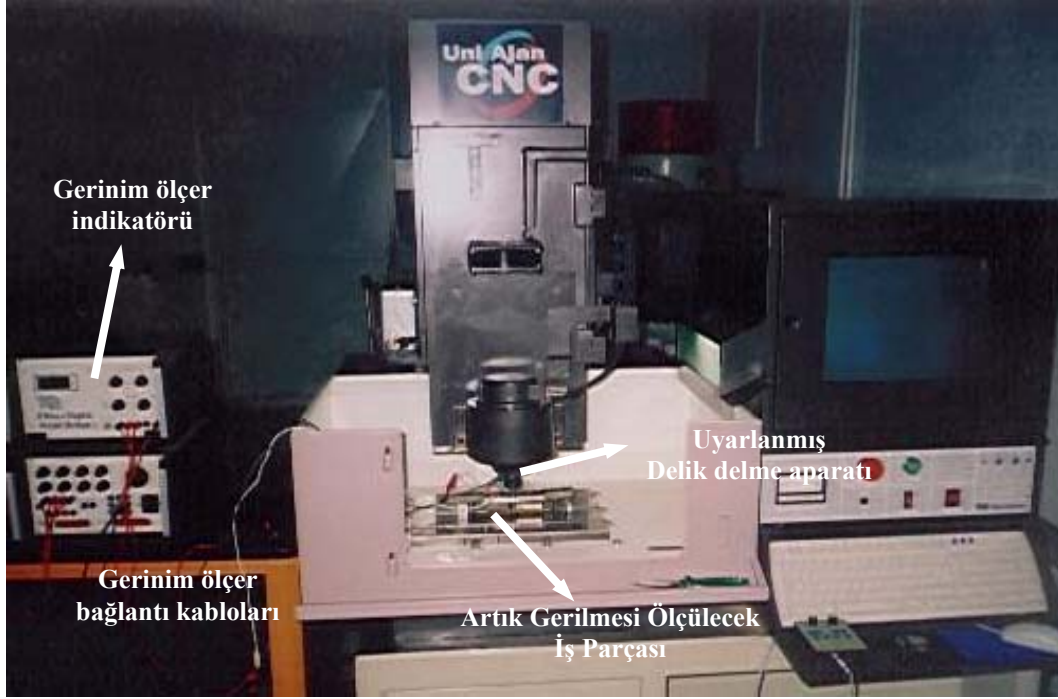
Tipi	FLA- 3-11
Gerilme Ölçer Uzunluğu	3 mm
Gerilme Ölçer Direnci	120 Ω
Gerilme Ölçer Faktörü	2,14
Gerilme Ölçer Genişliği	1,7 mm



Şekil 7.13. Artık gerilme ölçüm deneyinin yapıldığı numunenin boyutları



Şekil 7.14. Artık gerilmesi ölçülecek olan parçanın CNC tablasındaki konumu



Şekil 7.15. Delik delme yönteminin uyarlamasının yapıldığı CNC tezgahı, gerinme ölçer okuyucusu ve gerinme ölçerlerin toplu görünüşü

7.5. Metalografik İncelemeler

Her grup deney numunesinin kaynak bölgesinden çıkarılan numunelerden her bir işlem için 80 ile 1200 numaralı SiC zımpara ile su altında zımparalandıktan sonra 3 mikronluk elmas pasta ile parlatıldı. Parlatılan numunelerin kaynak bölgesi iki farklı çelik malzemeden oluştuğu için kaynak bölgesinin mikro yapısını ortaya çıkarmak için iki farklı dağlayıcı kullanıldı. Kaynak bölgesinin önce AISI 316 tarafını 1 birim HNO_3 (nitrik asit), 2 birim HCl (hidroklorik asit) ve 3 birim $\text{C}_3\text{H}_8\text{O}_3$ (gliserin) karışımından oluşan dağlayıcıya daldırarak 1.5 dakika bekletilerek yapıldı. Sonra numuneler alkolle temizlenerek kaynak bölgesinin diğer tarafı olan AISI 4140 çeliğini ise % 3 HNO_3 çözeltide 1 dakika bekleterek dağlandı. Böylece numunelerin kaynak bölgeleri metalografik incelemeye hazır hale getirildi. Hazırlanan numuneler Nikkon marka optik mikroskopta incelendi ve mikroyapı fotoğrafları çekildi. Kaynak bölgesinin mikro yapısının analizi için Jeol 6400 SEM / EPMA (EDS) marka taramalı elektron mikroskobu ile de mikro yapı fotoğrafları çekildi ve kaynak bölgesi boyunca EDS analizleri alındı. Kaynak bölgesindeki fazları belirlemek için Rigaku X-Ray difraktometre (30kV, 30mA CuK_α X ışını tüpü) kullanıldı.

8. DENEY SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

8.1. Elektron Işın Kaynak İşleminin Sonuçları

Elektron ışın kaynağı (EİK) ile birleştirilecek deney numunelerinin et kalınlığı 10 mm olduğundan odak ayarı kaynak parçasının enine kesitinin ortasına gelecek şekilde simetri eksenine odak olarak ayarlandı. Çünkü EİK’da istenilen dikiş geometrisi odak seçimine bağlıdır (Yılbaş vd, 1998). EİK işlemi 3 grup malzeme çiftine ayrı ayrı farklı akım şiddetlerinde ve farklı kaynak hızlarında uygulandı.

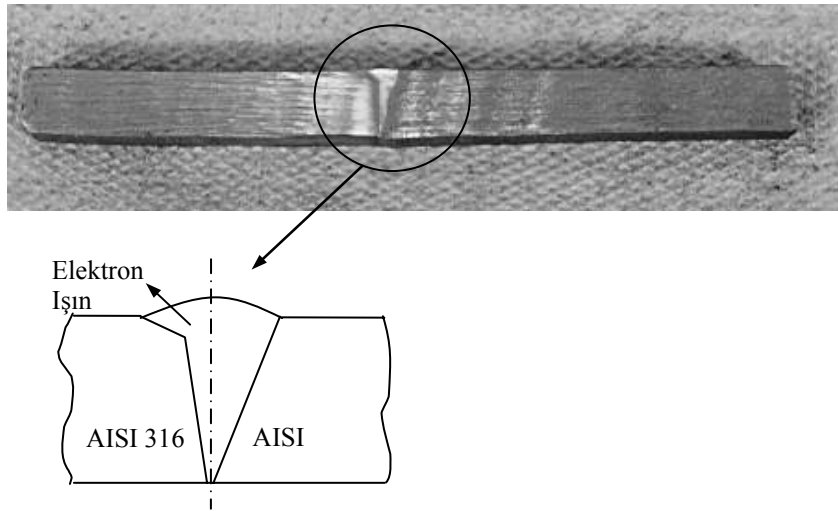
Kaynak enerji girişi, $E = \frac{V \times I \times 60}{v}$ formülü ile 1.grup için; 0.354 kJ/mm, 2.grup için 0.433 kJ/mm ve 3.grup için 0.472 kJ/mm olarak bulundu. 1.grup numunenin kaynak dikişinin üstten görünüşü ile aynı numunenin enine kesitindeki dikiş profilinin fotoğrafı Şekil 8.1 ve Şekil 8.2’de verildi.



Şekil 8.1. 1.grup numunenin kaynak dikişinin üstten makroskobik görünüşü

1.grup deney numunesinde tam nüfuziyetli hatasız birleşme gerçekleştirildi. Birleşme yüzeyinin üst kısmında elde edilen dikiş genişliği 3 mm, parça yüzeyinden yüksekliği 1 mm ve 10 mm’de de tam nüfuziyetli EİK dikişleri elde edildi. 2.grup deney numunesinde de, kaynak başlangıç ve bitiş noktalarında yanma oluşu ve aşırı boncuklanmanın olduğu belirlendi. 3.grup deney numunesinde ise diğer grup numunelere nazaran daha yüksek enerji girişinden ve yüksek akım şiddetinden

(7mA) dolayı tüm birleşme boyunca yanma oluğunun meydana geldiği, dikişte kök sarkması ve boncuklanmanın aşırı olduğu belirlendi. Birleşme üst yüzeyinde dikiş boyunca çukurlanma gözlemlendi ve hatalı birleşme olarak tanımlandı. Dikiş profili incelendiğinde kaynak dikiş yüzeyinde yanma oluğunun olduğu belirlendi. Kaynak dikiş kökünde ise aşırı boncuklanmaların olduğu belirlendi. Kaynak hızı yüksek (444 mm/dk) seçildiğinden, ergimiş metalin kaynak banyosunu uygun şekilde dolduramadığı ve dikiş profilinin birleşme ekseninden kaçık olduğu belirlendi. Kaynak dikişinin altında boncuklanma, alt kesilme, arkadan emme ve dikiş kökünde birleşme kaçıklığı belirlendi. Burada elde edilen sonuçlara göre EİK'da odak akımı artırıldıkça ivmelendirme voltajının artırılması gerektiği kanısına varıldı (Schultz, 2002). Her üç grup deneyde elde edilen dikişler incelendiğinde en iyi kaynak parametresi olarak 1.grup numuneye uygulanan EİK parametreleri seçilebilir.



Şekil 8.2. 1.grup numunenin kaynak dikişinin enine kesitinde dikiş profili

Dikiş kesitinin yapısına bakıldığında AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik tarafında ergime oranının düşük olduğu (Şekil 8.2) görüldü. Metallerin ısı kapasitesi arttıkça ergime oranı düşer başka bir ifadeyle bir metalin ısı kapasitesi yüksek, ısı iletimi düşük ise ergime oranı düşer (Eroğlu, 1997). Bunun sebebi ostenitik paslanmaz çeliğin ısı iletiminin, AISI 4140 ıslah çeliğe göre düşük ve ısıl genişlemesinin de büyük olmasından dolayı da ergime oranı da düşük olduğu belirlendi. Kaynak dikiş profilinin oluşumunda AISI 4140 çeliği daha fazla ergidiğinden dikişin mikro yapısı ve mekanik özelliklerine daha fazla etkidiği belirlendi.

8.2. Çekme Deney Sonuçları

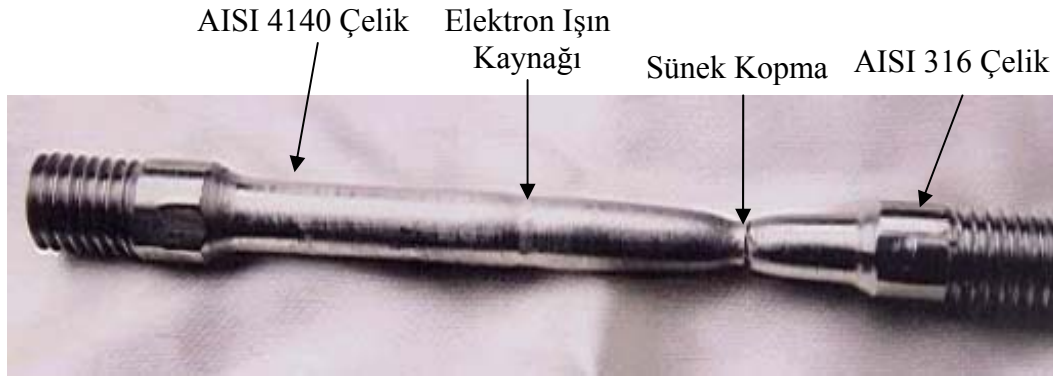
Her üç grup kaynaklı deney numunelerine ve orijinal kaynaklı deney numunelerine ait çekme deney sonuçları Tablo 8.1’de verildi. Çekme numunelerinin % uzama miktarları $5x_{d_0}$ üzerinden hesaplandı. Kaynak bölgesinin çekme dayanımı, akma dayanımı kopma büzülmesi ve kopma uzaması belirlendi.

Tablo 8.1. Kaynaklı ve orijinal deney numunelerine ait çekme deney sonuçları

Numune	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (MPa)	Yüzde uzama % A ($5x_{d_0}$)	Kesit daralması % Z
AISI 4140	635	440	19	37
AISI 316	570	390	51	67
1.Grup	595	415	40	48
2.Grup	575	395	33	44
3.Grup	580	400	43	54

Çekme sonuçlarından görüldüğü gibi farklı malzeme çifti birleştirmelerinde çekme deney sonuçları orijinal AISI 316 paslanmaz çelik çekme deney sonuçlarından farklı olduğu belirlendi. Her üç grup çekme deney numunelerinde de kopmalar AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik tarafında oluştu. Kaynak bölgesinin mukavemet özelliklerinin ana malzemeleri oluşturan numunelerin arasında bir değer elde edildi. Çekme deneyi esnasında ilk önce AISI 4140 çeliğine göre çekme ve akma dayanımı düşük olan AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik (390 MPa) tarafında boyun vermeye başlamış ve kopma AISI 316 ana metal tarafından sünek olarak kopmuştur. Her üç grup deney numunesinde de kopmalar, kaynak dikişinde veya ITAB’da gerçekleşmemiş, kopma üç grup numunede de AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik ana metalinde meydana gelmiştir. Farklı metallerin kaynaklı birleştirilmelerinde bağlantının çekme ve akma dayanımı birleştirilen farklı metallerin akma dayanımı en düşük olanından fazla ise birleştirme başarılı olarak kabul edilmektedir (Kaçar, 2003). Her üç grup numunede de çekme ve akma dayanımı AISI 316 orijinal numuneden daha yüksek değerler (Tablo 8.1) elde edildi. Ayrıca kaynak işlemi EIK ile yapıldığından kaynak bölgesi 650-750 °C’ler arası sıcaklığa bir dakikadan çok

daha az bir süre maruz kaldığından karbür çökelme ve sigma fazı oluşumu tehlikesi (Tülbentçi ve Kaluç, 2001; Anık, 1991) olmadığı EDS sonuçları ile belirlendi. Yapıda sigma fazının bulunması çeliğin uzama, büzülme ve çentik darbe dayanımını düşürdüğünden varlığı arzu edilmemektedir. Çekme deneyi sonucunda kopmanın kaynak bölgesinden olmaması EDS (Ekler 1-8) ve X-ray (Şekil 8.39) analiz sonuçları ile Schaeffler diyagramı ve üçlü faz diyagramı yöntemi ile belirlendi. Ayrıca kaynak işlemi vakum altında yapıldığından havanın zararlı etkilerinden kaynak bölgesi korunduğundan sigma fazının oluşmadığı belirlendi. EDS sonuçları da bunu doğrulamaktadır. Şekil 8.3’de TS 138 ve EN10002/DIN 50125 standartlarına göre hazırlanan 1.grup çekme deney numunesinin kopma yeri ve uzama bölgesinin fotoğrafı verildi. Çekme kırığı çanak şeklinde olduğu numune kopma yüzeylerinden belirlendi ve sünek kırılma olarak tespit edildi.



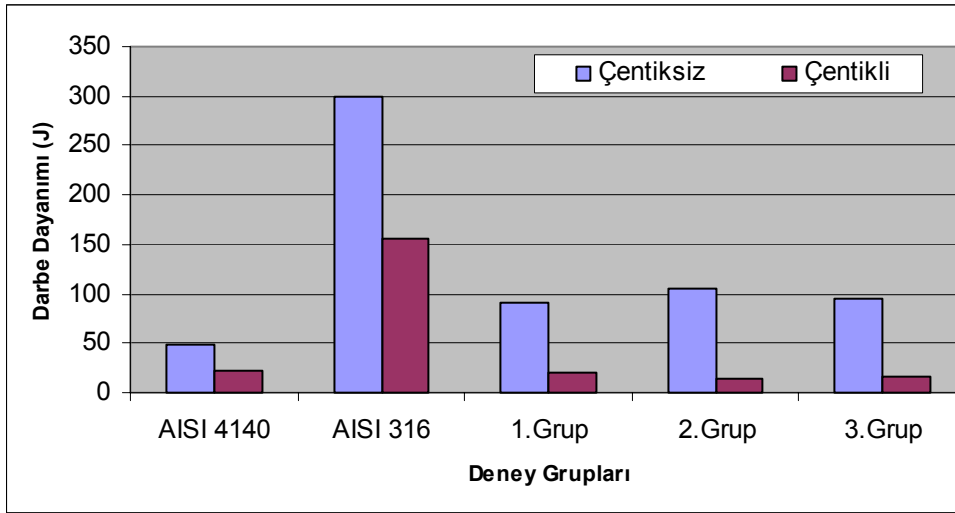
Şekil 8.3. 1.grup çekme deney numunesinin kopma kesit yerinin resmi

8.3. Darbe Deney Sonuçları

EİK’lı ve kaynaklı numunelerin Charpy yöntemiyle oda sıcaklığında V çentikli ve çentiksiz olarak yapılan darbe deney sonuçları Tablo 8.2 ve Şekil 8.4’de verildi.

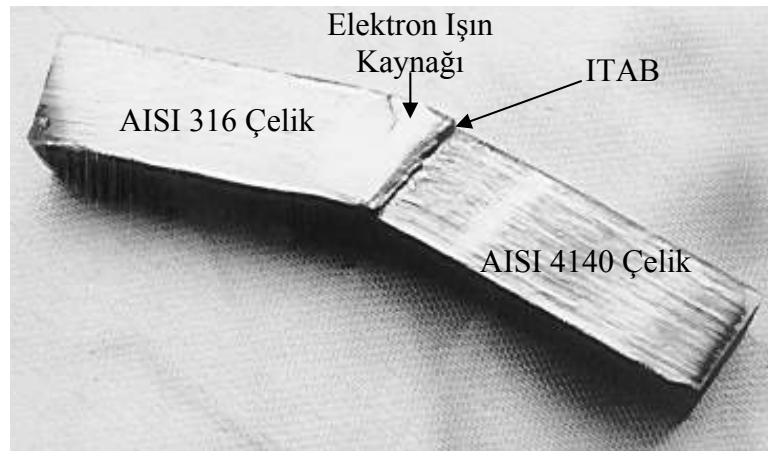
Tablo 8.2. Kaynaklı ve orijinal numunelerin V çentikli ve çentiksiz darbe sonuçları

Numune Gurubu	Çentiksiz Darbe Dayanımı (Joule)	V Çentikli Darbe Dayanımı (Joule)
AISI 4140	48	23
AISI 316	300 Joule’de kırılmadı	156
1.Grup	92	20
2.Grup	105	15
3.Grup	95	17



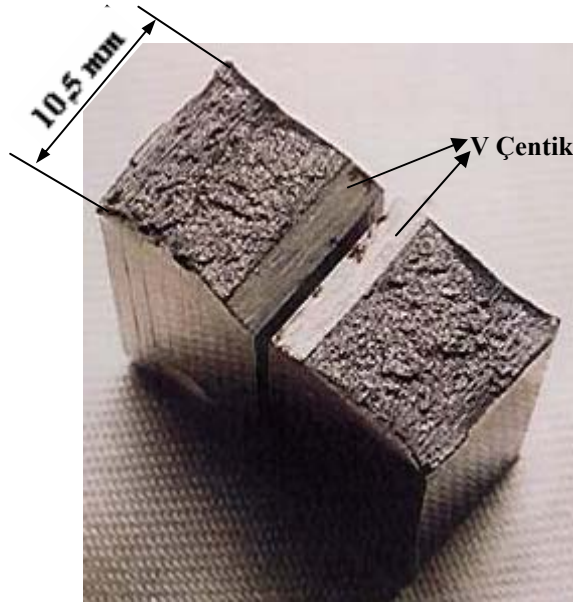
Şekil 8.4. Kaynaklı ve orijinal numunelerin V çentikli ve çentiksiz darbe deney sonuçları

Her üç grup çentiksiz darbe deney numuneleri kaynak bölgesinin AISI 4140 çeliği tarafındaki ITAB'da kırıldı. Kaynaklı bağlantılarda ITAB'da oluşan iri taneli bölgenin tokluğu diğer bölgelere oranla düşük olduğu bilinmektedir. Bu bölgede tane irileşmesinin olması nedeni ile tokluğun düşük olduğu belirlendi (ASM, V,8, 2000). Farklı metallerin kaynağında faz dönüşümü gösteren AISI 4140 çeliği tarafında tokluk ölçümleri, EİK yönteminden dolayı çok dar ITAB olduğundan ve dikiş nüfuziyeti de kök dikişe doğru daraldığından V çentikli Charpy tokluk deneyleri ITAB'da ayrıca yapılamadı fakat çentiksiz tokluk deneyleri yapılmış ve bahsedildiği gibi kırılmalar AISI 4140'ın ITAB'ında gerçekleştiği Şekil 8.5'de kaynaklı çentiksiz darbe numunesinin makroskobik görünüşü verildi.

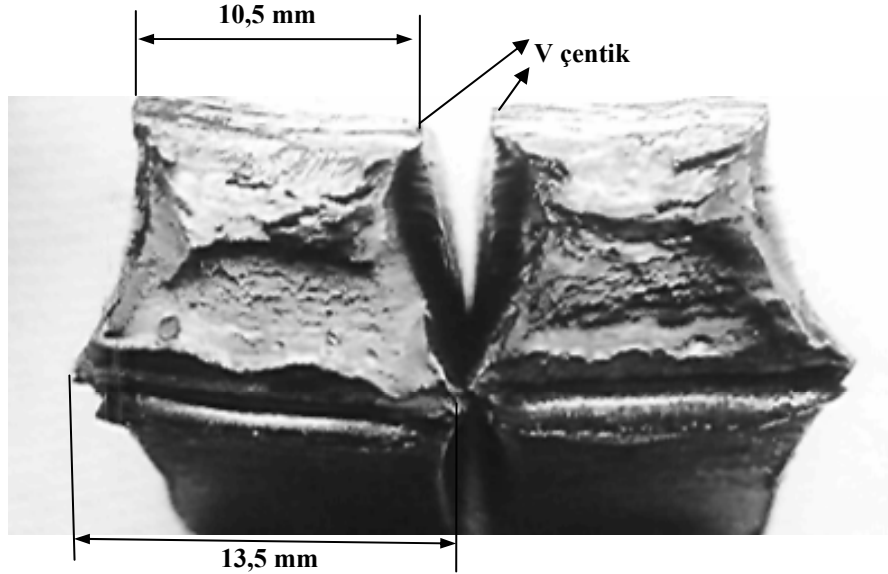


Şekil 8.5. Kaynaklı çentiksiz darbe numunesinin makroskobik görünüşü

Çentiksiz darbe deneyleri ITAB'ın tane irileşen ve kısmen dönüşüm gösteren bölgelerinin kritik bölgeler olduğu belirlendi. Çünkü kırılmalık bu bölgeler içerisinde olmuştur. ITAB'ın kırılmalığı malzemenin içerdiği toplam alaşım elementlerine ve kaynağın soğuma hızına bağlandı, ayrıca bu bölgede oluşan tane irileşmesi kırılmalığın esas sebebi olarak belirlendi. Şekil 8.6'da orijinal AISI 4140 numunesinin V çentikli darbe kırık yüzeyi ve Şekil 8.7'de de orijinal AISI 316 numunesinin V çentikli darbe kırık yüzeyi verildi.

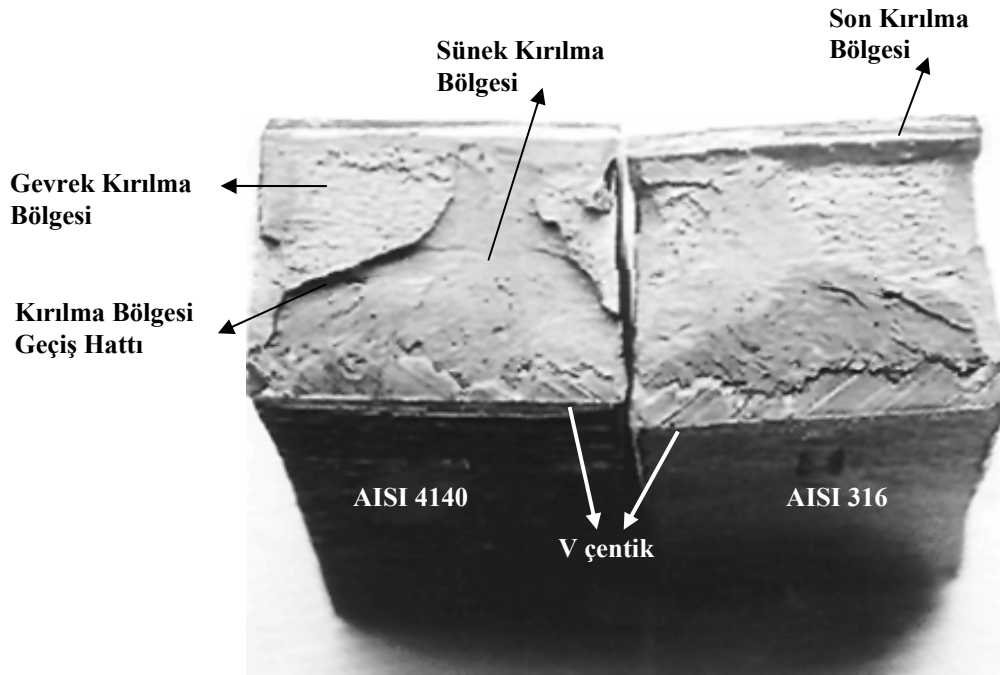


Şekil 8.6. Orijinal AISI 4140 numunesinin V çentikli darbe kırık yüzeyinin makroskobik görünüşü



Şekil 8.7. Orijinal AISI 316 numunesinin V çentikli darbe kırık yüzeyinin makroskobik görünüşü

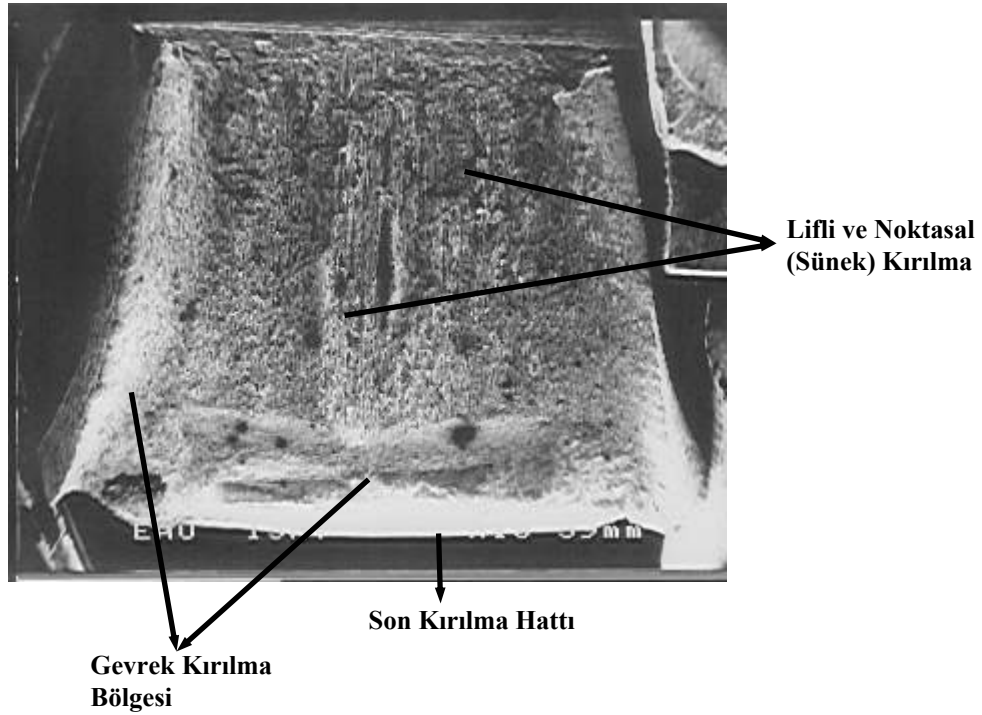
Numunelerin V çentikli darbe kırık yüzeyleri incelendiğinde AISI 4140'ın gevrek kırılma şeklinde olup, kırılma tipinin cleavage (ASM V-11, 1998) şeklinde tanelerarası kırılma olduğu tokluk enerjisinin çentiksiz numunede 48 J ve V çentikli numunede 23 J olduğu belirlendi. Son kırılma yüzeyinde yaklaşık 0.5 mm yanıl uzama belirlendi. Numunelerin kırık yüzeylerinin sünek ve gevrek kırılma oranını, kırık yüzey alanının toplamına bölümünün 100 ile çarpımından (Kayalı vd., 1997) belirlendi. Buna göre orijinal AISI 4140'ın % 90 gevrek kırıldığı belirlendi. Çentiksiz numunede de tamamen kırılma gözlemlendi. AISI 316'nında sünek kırılma olup, kırılma tipinin de lifli ve noktasal olup taneiçi şeklinde (ASM V-11, 1998) olduğu belirlendi. Kırık yüzeyinin yanıl uzaması yaklaşık 3.5 mm ilk kırık yüzeyde de 0.5 mm yanıl uzama oluşmuş ve % 80 oranında sünek kırıldı. Şekil 8.8'de 1.grup numunenin V çentikli darbe kırık yüzeyinin makroskobik görünüşü verildi. Kaynaklı darbe numune gruplarının ise her üçünde de yaklaşık % 30 oranında sünek ve % 70 oranında gevrek kırıldığı (Şekil 8.8) belirlendi.



Şekil 8.8. 1.grup numunenin V çentikli darbe kırık yüzeyinin makroskobik görünüşü

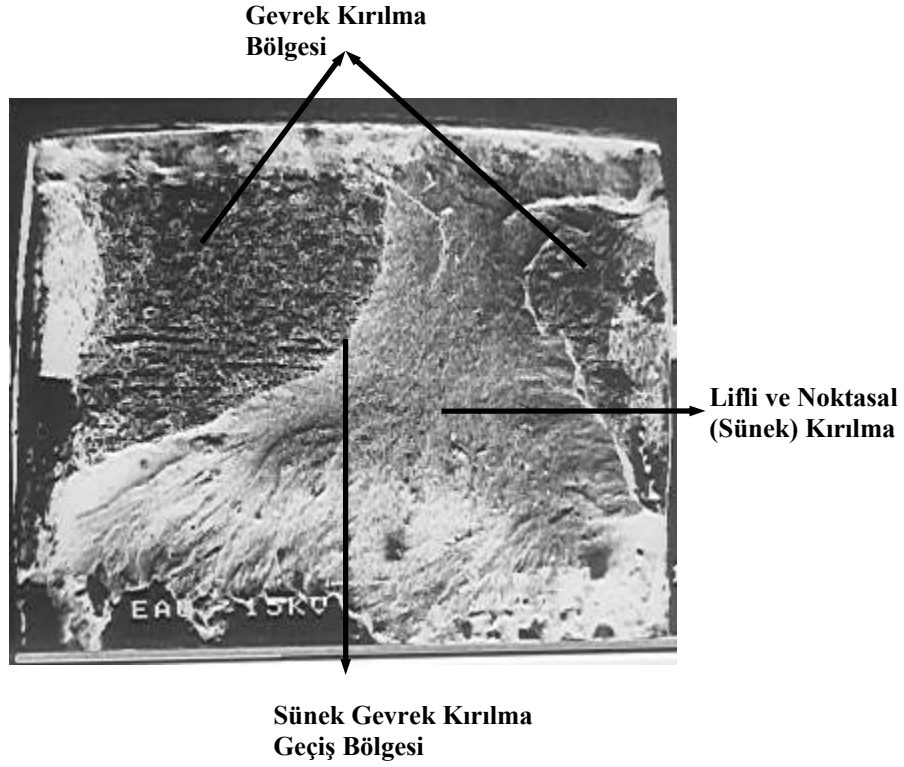
Şekil 8.8'den de görüldüğü gibi kaynak dikişinin merkezinden V çentik açılarak yapılan darbe deneyinde gevrek sünek karışımı şeklinde kırılma gözlenmiştir. Burada EİK yönteminde çok hızlı ergime ve katılaşmadan dolayı kaynak bölgesinin en sert kısmını kaynak dikişinin kendisi oluşturmaktadır. Mikrosertlik sonuçları da bunu

doğruladı. Darbe enerjilerine bakıldığında V çentikli kaynaklı numune için 17 Joule çentiksiz numune için 97 Joule dolaylarında olduğu belirlendi. Bu sonuçlara göre her üç grup kaynaklı numune içinde çentiksiz darbe enerjileri AISI 4140'dan yüksek AISI 316'dan düşük çıktığından bu kaynaklı bağlantılar darbeli ortamlarda da çalışabilecek kadar güvenilir sonuçlar tespit edildi. Bu sonuçlar hem orijinal numuneler için hem de kaynaklı numuneler için olsun SEM mikro yapı fotoğrafları Şekil 8.9, Şekil 8.10 ve Şekil 8.11'de verildi ve buna göre belirlendi.

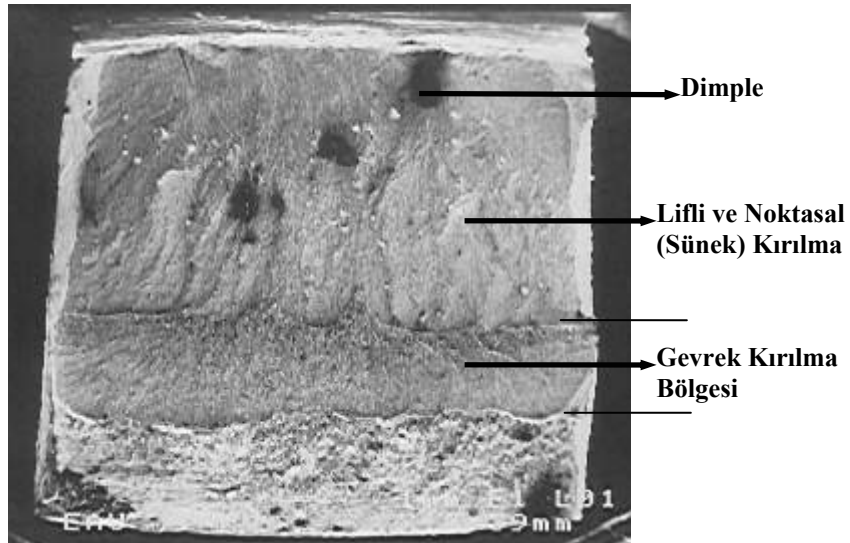


Şekil 8.9. AISI 316 numunenin Vçentikli darbe kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı

SEM fotoğraflarına bakıldığında Şekil 8.9, 8.10 ve 8.11 arasında özellikle sünek, gevrek ve bunların karışımı türü kırılmalar daha belirgin bir şekilde görüldü. Bununla birlikte inklüzyonların, porozitelerin yoğunlaştığı bölgelerde dimple şeklinde sünek kırılmalar belirlendi. Her üç grup kaynaklı çentiksiz darbe deney sonuçları 92, 95 ve 105 Joule olarak birbirlerine çok yakın değerler elde edildiğinden EİK'da kaynak enerji girişinin birbirlerinden çok farklı olmadığından, tokluk enerjisi açısından da çok farklı etkiye sahip olmadığı belirlendi. Fakat V çentikli numunelerin darbe enerjilerine bakıldığında ise belirgin bir sapmanın olmadığı (1.grup numune için 20 J, 2.grup numune için 15 J ve 3.grup numune içinde 17 J olduğu) tespit edildi.



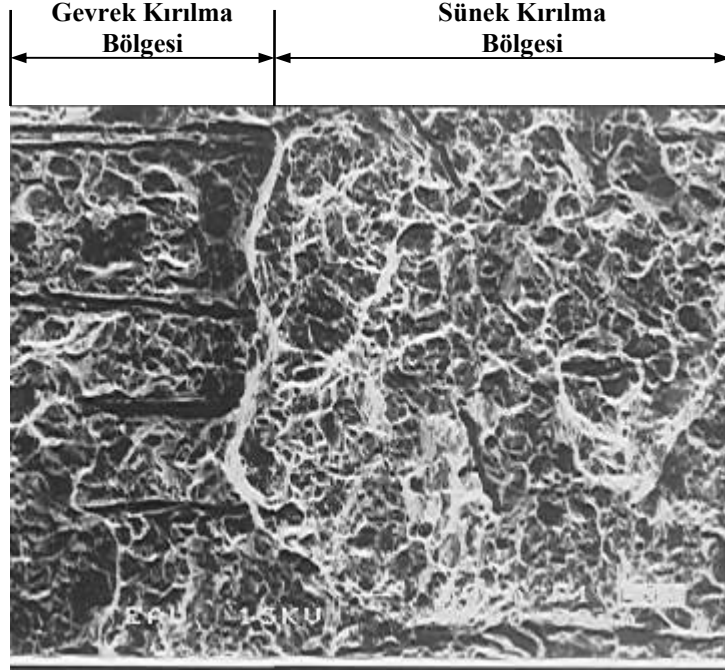
Şekil 8.10. 1.grup numunenin V çentikli darbe kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı



Şekil 8.11. 3.grup numunenin V çentikli darbe kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı

Ana malzemelere göre V çentikli kaynaklı numunelerin darbe dayanımlarının düşük çıkmasının sebebinin EIK dikiş profilinin üstten alta doğru daralarak azaldığı, birleşme uyumsuzluğunun meydana geldiği, çentiklerin her üç grup için de aynı hassasiyette açılmış olmasına rağmen çentik derinliğinin dibindeki mikro çizik ve çatlakların sebep olmasının yanı sıra EIK dikiş köklerinde homojen birleşmenin

olmadığı belirlendi. Bununla birlikte kaynak dikişinde farklı metallere kaynaklanan dengesiz ergime ve katılaşmanın homojen olmaması kaynak dikişinde sertliğin ITAB ve ana yapıya göre yüksek çıkmasına sebep olmuştur. Şekil 8.12’de 3.grup numunenin V çentikli darbe deney numunesinin son kırık yüzeyinin gevrek-sünek geçiş bölgesini gösteren SEM fotoğrafı verildi.



Şekil 8.12. 3.grup numunenin V çentikli darbe deneyinin son kırık yüzeyinin gevrek-sünek geçiş bölgesinin SEM fotoğrafı

Çentikli darbe deneylerinde çentikler kaynak bölgesinin dikiş kısmının tam ortasından açıldığından hasarlarda dikiş merkezinden itibaren koptuğu belirlendi. Kırığın makro ve mikro yapı resimlerinden de bu durum görülmüştür. Özellikle dikiş bölgesi çok sert olduğundan çentikli darbe deney numuneleri gevrek sünek karışımı kırılma gösterdi. Çok yüksek ısınma ve soğuma hızı martenzit oluşumunu artırarak dikişi aşırı gevrekleştirdiği belirlendi. 1.grup numunenin V çentikli darbe dayanımı, diğer grup numunelere göre daha iyi mekanik ve metalurjik özelliklere sahip kaynak bölgesi elde edildiğinden dolayı en yüksek çıktı. Bu sonuçları, çekme deney sonuçlarıyla birlikte değerlendirildiğinde gerilme birim şekil değiştirme eğrilerinin altındaki alana (deformasyon işi) göre çekme ve akma dayanımı değerleri ile uyum içerisinde olduğu (Tablo 8.1) görüldü. Farklı metallere kaynak bölgesinin AISI 4140’ın ITAB’ı tarafında ve AISI 316’nın geçiş bölgesinde $Cr_{23}C_7$, Cr_7C_3 , Cr_3C gibi

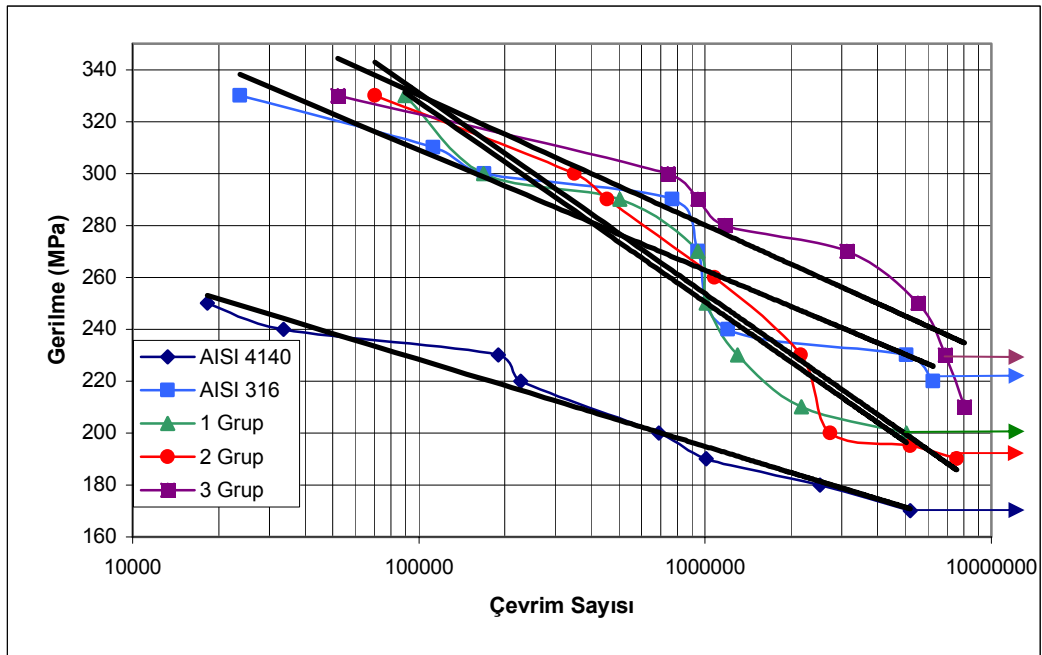
intermetalik fazlar X ışınları difraktometresi ile belirlendi ve Şekil 8.39'da verildi. Burada oluşan bu fazlar kaynak bölgesinin sünekliğini ve darbe direncini azaltmıştır. Kaynak metalinin alaşım elementi konsantrasyon farkından dolayı alaşım elementleri yüksek olan metalden düşük olan metale doğru alaşım elementleri ve karbon difüzyonundan dolayı bu intermetalik fazların oluştuğu belirlendi.

8.4. Yorulma Denej Sonuçları

Yorulma deneylerine ait sonuçlar, Tablo 8.3'de verildi. Bu sonuçlara ait grafikler ise Şekil 8.13'de toplu halde verildi. Yorulma deneylerinde elde edilen yorulma dayanım sınırı değeri ise Tablo 8.4'de verildi.

Tablo 8.3. Yorulma deney sonuçları

AISI 4140		AISI 316		1. Grup		2. Grup		3. Grup	
Gerilme (MPa)	evrim Sayısı	Gerilme (MPa)	evrim Sayısı	Gerilme (MPa)	evrim Sayısı	Gerilme (MPa)	evrim Sayısı	Gerilme (MPa)	evrim Sayısı
250	18.260	330	23.680	330	89.600	330	70.200	330	52.000
240	33.600	310	112.000	300	168.000	300	350.000	300	740.400
230	189.600	300	169.200	290	504.000	290	453.600	290	943.000
220	226.500	290	769.440	270	943.000	260	1.080.000	280	1.169.400
210	510.100	280	845.200	260	980.000	250	1.400.1500	270	2.500.000
200	690.000	270	943.600	250	1.008.000	230	2.160.000	260	3.120.000
190	1.008.000	240	1.201.800	230	1.296.400	200	2.740.000	250	5.544.000
180	2.513.600	230	5.040.000	210	2.168.000	195	5.208.000	230	6.888.000
170	5.194.000	220	6.275.200	200	5.040.000	190	7.568.000	210	8.056.000



Şekil 8.13. Orijinal kaynaklı ve kaynaklı numunelerin toplu yorulma grafikleri

Tablo 8.4. Kaynaksız ve kaynaklı numunelerin yorulma dayanım sınır değerleri

Numune Grubu	Yorulma Dayanım Sınırı (MPa)
AISI 4140	170
AISI 316	230
1.Grup	200
2.Grup	195
3.Grup	250

Yorulma deney numunelerinin yorulma oranı değerleri

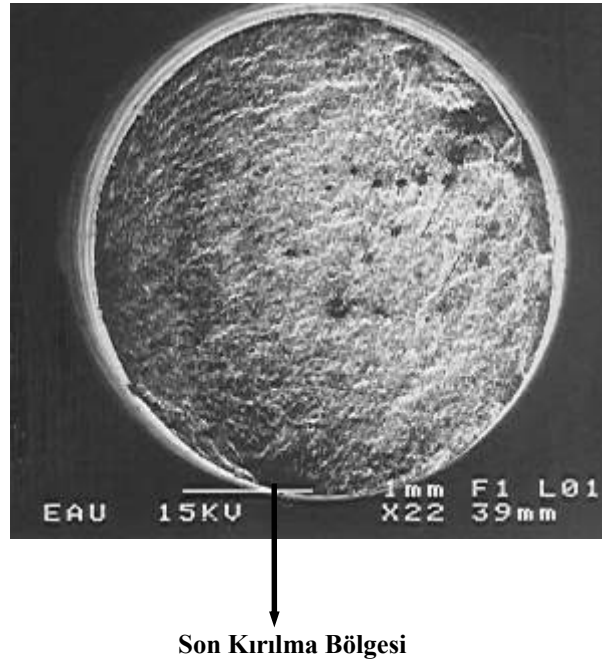
$$\text{Yorulma oranı} = \frac{\text{Yorulma dayanımı}}{\text{Çekme dayanımı}} \quad (8.2)$$

ifadesinden (Çalık, 1997; Güleç ve Aran, 1983) hesaplandı.

Bu hesaplamalara göre, AISI 316 numune 0.396, AISI 4140 numune 0.267, 1.grup numune 0.350, 2.grup numune 0.371 ve 3.grup numunede 0.462 yorulma oranına sahip olduğu belirlendi. AISI 316 numunenin AISI 4140 numuneye göre yorulma davranışının yüksek olması daha homojen mikroyapı ve daha yüksek sünekliğe ve tokluğa sahip olmasındandır. Bununla beraber AISI 316'nın diğer kaynaklı numune gruplarından daha yüksek olması, kaynak dikişindeki sertliğin AISI 4140'ın kaynak dikişinin sertliğinden daha yüksek olmasındandır. 3.grup numunenin ise 1 ve 2.grup numunelere göre yorulma davranışının yüksek olması, kaynak dikişinin yüksek enerji girişi ile homojen karışım ve ergime göstermesinin yanı sıra kaynak bölgesinin sertliğinin de daha yüksek olmasından kaynaklandığı belirlendi. Ayrıca dikiş genişliği 3.grup numunenin daha fazla olmasından kaynaklandığı belirlendi. Bütün yorulma numuneleri kaynak bölgesinin hatasız yerinden çıkartılmıştır.

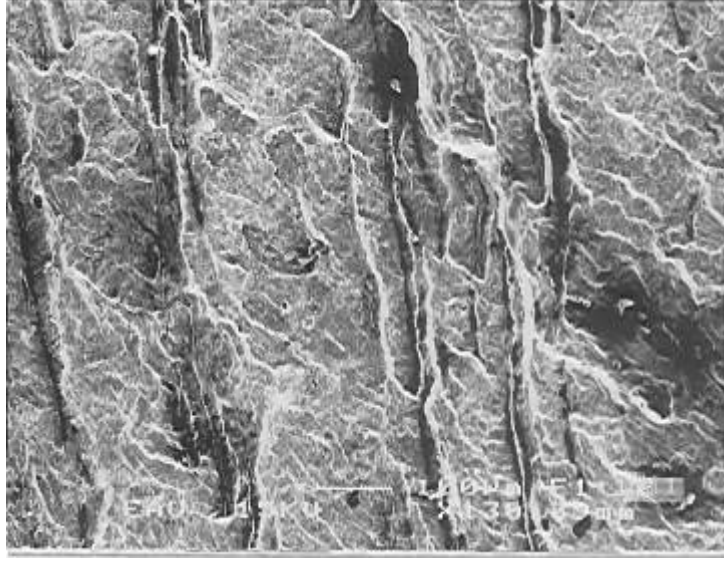
Yorulma hasarları, çekme ve basma gerilmesi ile tekrarlı ve değişken çevrimli gerilmenin aynı zamanda tesiri ile meydana gelmektedir. Bu nedenle bu faktörlerden birinin olmaması halinde yorulma hasarları oluşmayacaktır. Basma gerilmesi ile tekrarlı ve değişken gerilme, yorulma çatlaklarının başlamasına, çekme gerilmesi ise oluşan bu çatlakın ilerlemesine sebep olmaktadır (ASM V-19, 1997).

Bundan dolayı da, yorulma mekanizmasına tesir eden temel faktörlerden biri plastik deformasyona karşı malzemenin direncinin artırılması, beraberinde yorulma mukavemetinin de artmasına sebep olmaktadır. Kaynak bölgesinin mukavemeti arttıkça, kaynak bölgesinin yorulmaya karşı direnci de artacaktır. Yorulma direnci artık gerilme oluşumu, kaynak hataları, mikro çatlaklar, birleşme uyumsuzluğu ve çentikler ile azalır. Yorulma kırık yüzeyleri ile ilgili olarak AISI 4140 yorulma numunesinin kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı Şekil 8.14’de verildi.



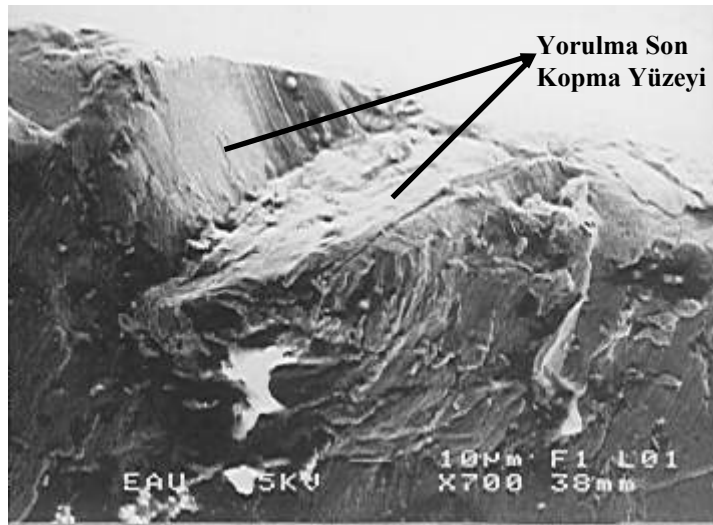
Şekil 8.14. AISI 4140 yorulma numunesinin kırık yüzeyinin SEM fotoğrafı

Şekil 8.14’de yorulma kırık yüzeyinin şekline bakıldığında yorulma halkalarının oluşumu ile son kırık bölgesine doğru bu halkaların yoğunlaştığı görülmektedir. Şekil 8.15’de 1.grup yorulma numunesi kırık yüzeyindeki çatlak ilerleme bantlarının oluşumu verildi. Bunun belirgin bir şekilde olmasının sebebi olarak yorulma kırıklarının AISI 4140’ın ITAB’da meydana gelmesi sebebi ile tane irileşmesi ve kolonsal katılmanın sebep olduğu belirlendi. Yorulma kırık yüzeyleri SEM (Şekil 8.14) fotoğrafında görüldüğü gibi hasarlar çok noktadan başlayıp son kopma bölgesinde parçalanarak oluştu. Yüzey süreksizlikleri, kaynak dikişinin mikroyapısal özelliklerinden dolayı tekrarlı ve dönel eğmeli yüklemelerde, bölgesel mikroskobik gerilmeler kaynaklı bağlantının akma gerilmesine ulaşarak bölgesel plastik deformasyonlar meydana getirerek yorulma çatlaklarını başlatıp hasarlara yol açtı.



Şekil 8.15. 1.grup yorulma numunesinin kırık yüzeyinin ilerleme bantlarının SEM fotoğrafı

Bölgesel deformasyonlar yükleme neticesindeki çekme gerilmesine yaklaşık 45° lik açıdaki kayma gerilmesiyle (Şekil 8.16) oluştuğu belirlendi. Şekil 8.16'de 2.grup yorulma numunesinin son kırık yüzeyinde gevrek kopmanın SEM fotoğrafı verildi.



Şekil 8.16. 2.grup yorulma numunesinin son kırık yüzeyinde gevrek kopmanın SEM fotoğrafı

Özellikle kaynaklı numune gruplarının hepsinde yorulma kırıkları kaynak bölgesinin en dar kesiti, EİK dikişinin kendisi olmasına rağmen hasarlar kaynak bölgesinin AISI 4140 tarafındaki ITAB'da kırıldı. Bunun sebebi bu bölge faz dönüşümüne uğrayıp iri taneli gevrek yapı oluşumundan kaynaklandığı belirlendi.

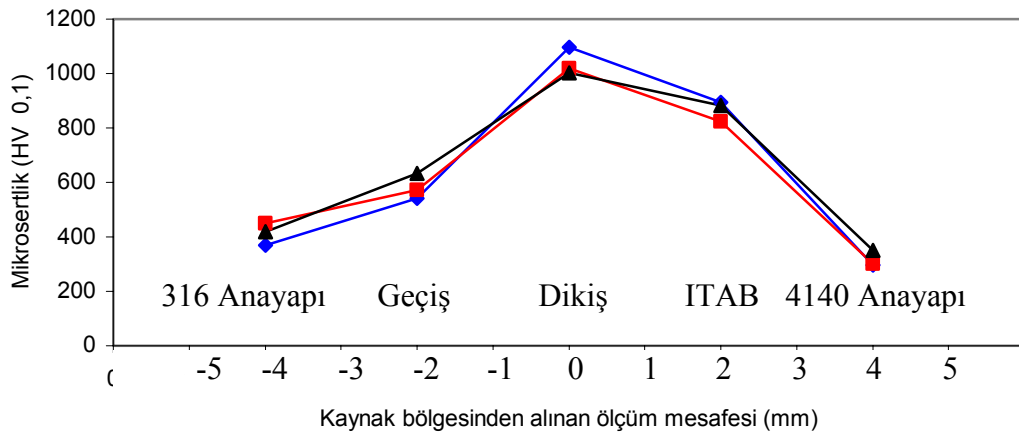
8.5. Mikrosertlik Deney Sonuçları

Deney numunelerinin mikrosertlik sonuçları her bölge için ortalama değerleri Tablo 8.5 ve grafikleri Şekil 8.17, Şekil 8.18, Şekil 8.19 ve Şekil 8.20’de verildi.

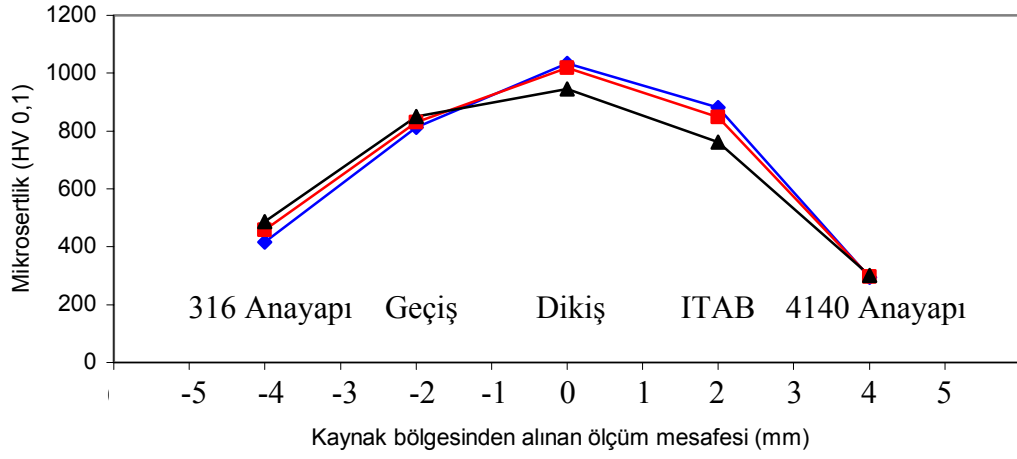
Tablo 8.5. Mikrosertlik deney sonuçları (HV_{0.1})

Numune No	AISI 316	Geçiş	Dikiş	ITAB	AISI 4140
1.Grup	460	790	1050	870	300
2.Grup	470	890	950	800	300
3.Grup	450	750	970	840	320

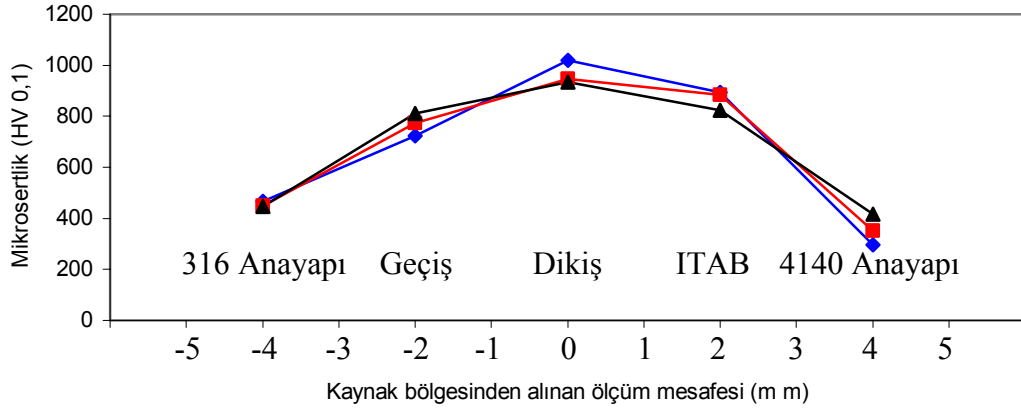
Her üç grup numunenin kaynak dikiş sertliği hemen hemen homojen çıkmıştır. Kaynak bölgesinin AISI 316 tarafındaki geçiş bölgesinde 2.grup numunenin sertliğinin yüksek çıkması, intermetalik fazların o bölgede yığılmasına bağlandı. Kaynak bölgesinin her üç grup numunede de AISI 4140’ın ana yapısına göre ITAB’ın sertliğinin yüksek çıkması, faz dönüşümü ve martenzit oluşumunun fazlalığına bağlanabilir. Literatürde belirtildiği gibi (ASM V-6, 2000) EIK’da soğuma hızı çok yüksek olduğundan sertlik özellikle dikişte çok yüksek olduğu belirlendi. Özellikle hem AISI 4140 ana metalin matrisi oluşturan ferrit+perlitik mikroyapı nedeniyle mikrosertliğinin 300 HV civarında olduğu, hemde AISI 316’nın da matrisi oluşturan ostenitik mikroyapı nedeniyle mikrosertliğinin 450 HV civarında olduğu mikrosertlik sonuçlarından (Tablo 8.5) görüldü.



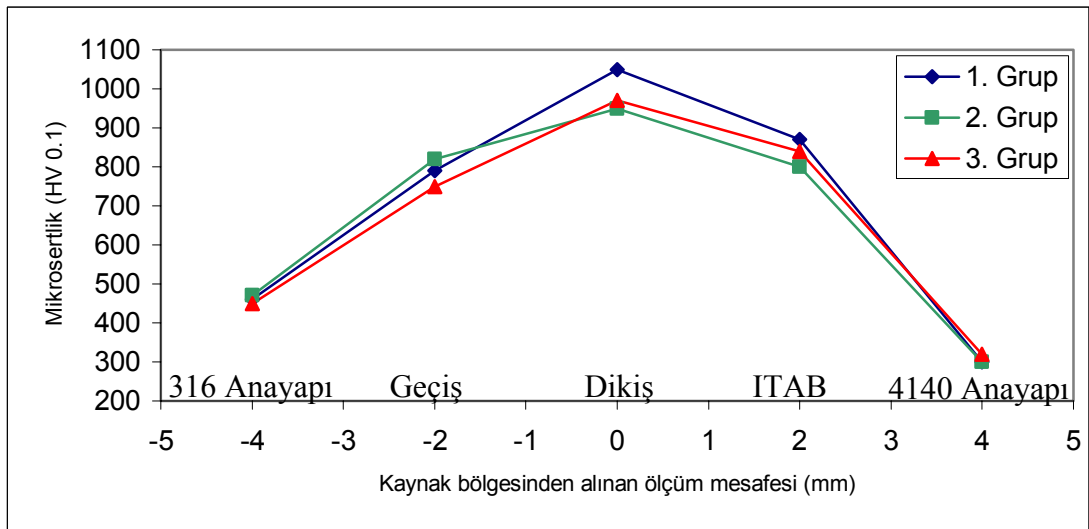
Şekil 8.17. 1.grup kaynaklı numunenin kaynak bölgesindeki mikrosertlik sonuçları



Şekil 8.18. 2.grup kaynaklı numunenin kaynak bölgesindeki mikrosertlik sonuçları



Şekil 8.19. 3.grup kaynaklı numunenin kaynak bölgesindeki mikrosertlik sonuçları



Şekil 8.20. Kaynak bölgesindeki toplu mikrosertlik sonuçları

Mikrosertlik taramaları kaynak bölgesinin enine kesitinin üst, orta ve alt bölgelerinden yapıldığı halde elde edilen mikrosertlik değerleri arasındaki fark dikişte 1050 ila 950 HV arasında, ITAB'da 870 ila 800 HV arasında ve Geçiş bölgesinde ise 750 ila 890 HV arasında olduğu (Şekil 8.20) tespit edildi. Bu durum yapıdaki alaşım elementi konsantrasyonu farkından ve karbon difüzyonu ile intermetalik fazlardan kaynaklandığı belirlendi.

8.6. Artık Gerilme Deney Sonuçları

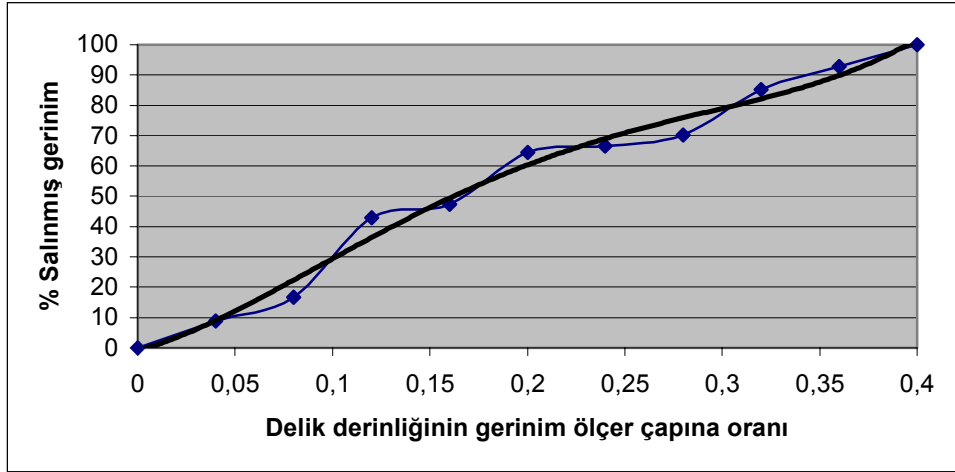
Artık gerilme deneyine ait sonuçlar Tablo 8.6 ve Şekil 8.21, Şekil 8.22, Şekil 8.23, Şekil 8.24, Şekil 8.25 ve Şekil 8.26'da verildi.

Tablo 8.6. Artık gerilme deneyi toplu sonuçları

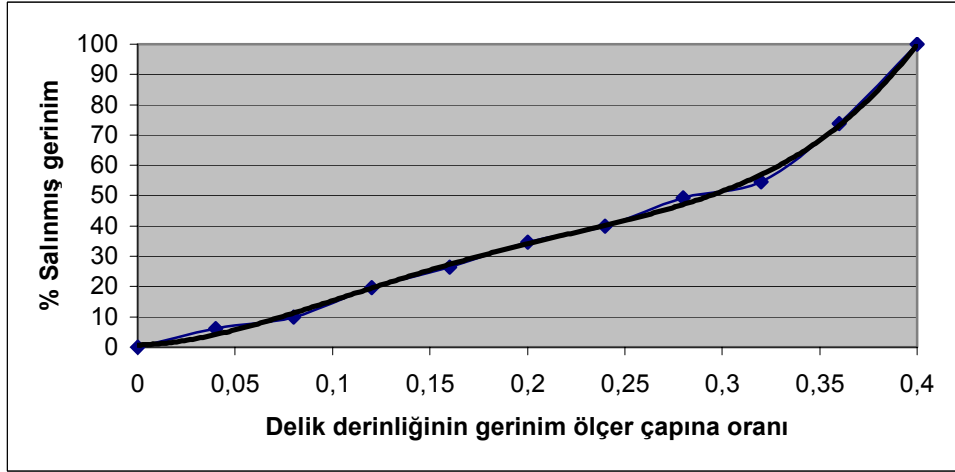
Z/D	AISI 4140 (%)	AISI 4140 (µε)	AISI 4140-ITAB (%)	AISI 4140-ITAB (µε)	Dikiş (%)	Dikiş (µε)	Geçiş-316 (%)	Geçiş -316 (µε)	AISI 316 (%)	AISI 316 (µε)
0,04	8,8	41	6,2	20	8,0	10	3,7	16	21,5	50
0,08	16,8	78	9,8	32	9,6	12	9,8	42	33,9	79
0,12	43,0	200	19,7	64	11,2	14	18,9	81	47,2	110
0,16	47,3	220	26,5	86	22,4	28	23,4	100	48,9	114
0,20	64,5	300	34,8	113	31,2	39	25,7	110	62,2	145
0,24	66,7	310	40,0	130	48,0	60	46,7	200	73,0	170
0,28	70,1	326	49,2	160	56,8	71	52,3	224	81,5	190
0,32	85,2	396	54,5	177	69,6	87	79,4	340	89,3	208
0,36	92,9	432	73,8	240	83,2	104	83,6	358	97,9	228
0,40	100	465	100	325	100	125	100	428	100	233

%ε (% Gerilme salınımı) = Her bir derinlikteki mikrodeformasyon değerinin Z/D = 0.4'deki mikrodeformasyon değerine oranı

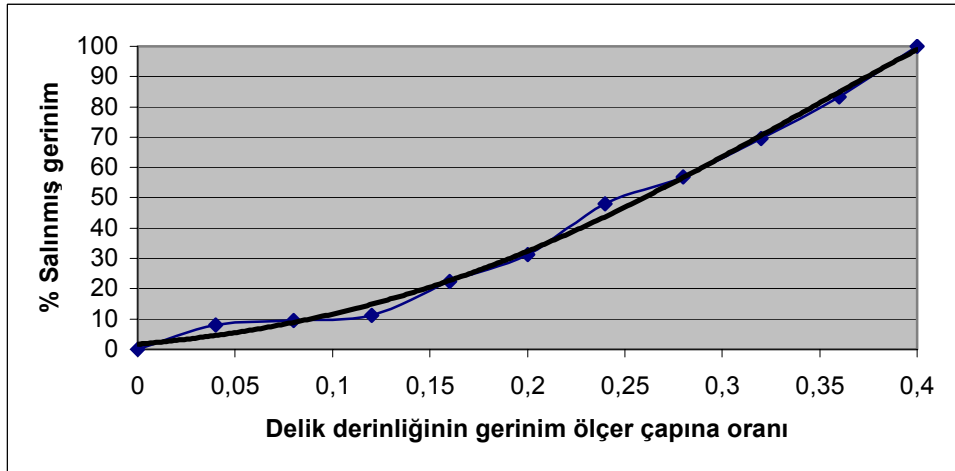
µε=Belirlenen bölgedeki mikrodeformasyon miktarı



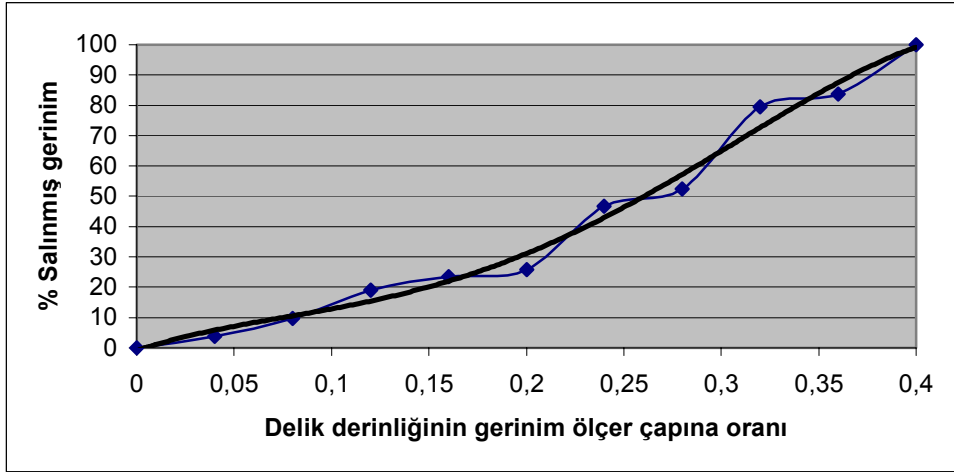
Şekil 8.21. AISI 4140 Anayapının % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği



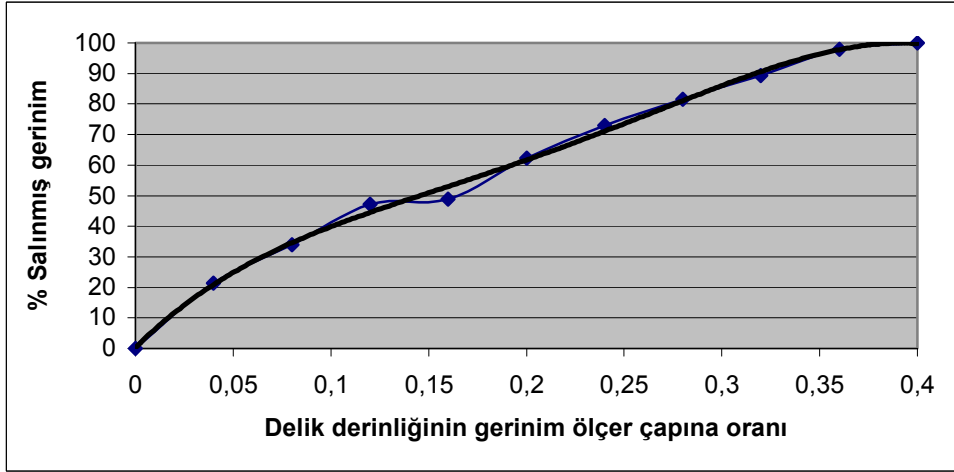
Şekil 8.22. AISI 4140'ın ITAB'nın % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği



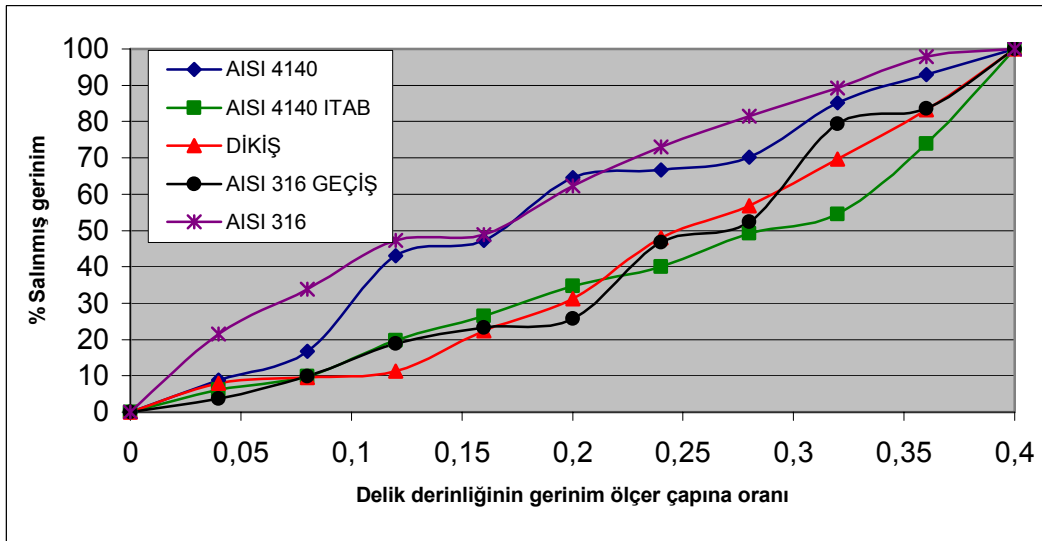
Şekil 8.23. Kaynak dikiş merkezinin % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği



Şekil 8.24. AISI 316'nın Geçiş bölgesinin % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği



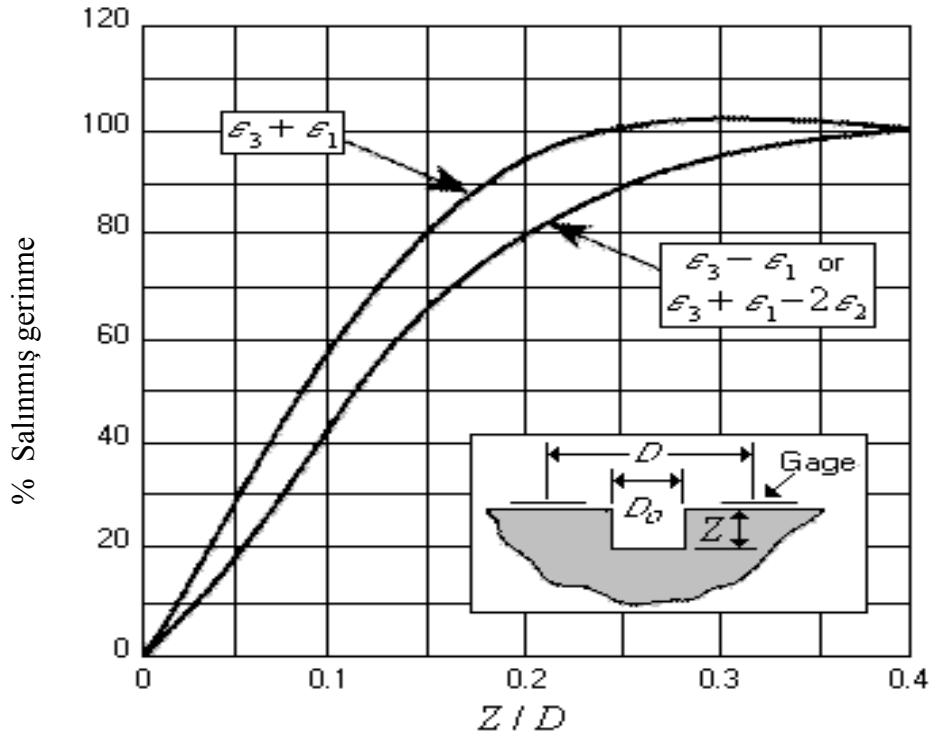
Şekil 8.25. AISI 316 Ana yapının % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği



Şekil 8.26. Deney gruplarının toplu % salınmış gerinim ($\epsilon_1 + \epsilon_2 + \epsilon_3$)-Z/D grafiği

Kaynak bölgesindeki artık gerilmelerin belirlenmesi amacıyla, üçlü gerinme ölçer rozeti kullanılmasına rağmen her bir gerinme ölçerdeki gerinme değerleri olan ϵ_1 , ϵ_2 ve ϵ_3 ayrı ayrı ölçülemedi. Bu tür ölçümlerde $Z/D = 0.4$ değerinde % salınmış gerinme limit değerine yaklaşması gerekmektedir. Şekil 8.27'de verilen standart (ASTM E837, 1995) % salınmış gerinme ile Z/D oranı arasında eğriye göre ölçülen değerlerin doğruluğu hakkında karar verilebilir. Ancak ölçümler sonucunda çizilen grafikler şekil 8.27'de verilen grafik eğriye uygun bir eğri göstermedi ve sürekli bir artış gösterdi. Dolayısıyla ölçülen değerlerin aşağıdaki etkenlerden dolayı doğru elde edilemediği kanısına (Şekil 8.26) varıldı.

1. Delik delme işleminin istenilen merkez noktada yapılamadı ve uyarlanan sistem mikroskop uyumlu olmadığından delme işlemi esnasında yeterli hassasiyet sağlanamadı. Örneğin doğru delik delme şekli ile karşılaştırıldığında 0.025 mm'lik bir kaçıklık artık gerilmelerin hesaplanmasında % 3'lük bir hataya sebep olmaktadır (MG TN-503-3, 1993).



Şekil 8.27. Salınmış % gerinme ile Z/D arasındaki ilişki (ASTM E837, 1995).

2. Delme işlemi esnasında delme takımının delik yan yüzeyine basınç uygulaması,
3. Delme işleminin titreşimli ve vuruntulu olması,

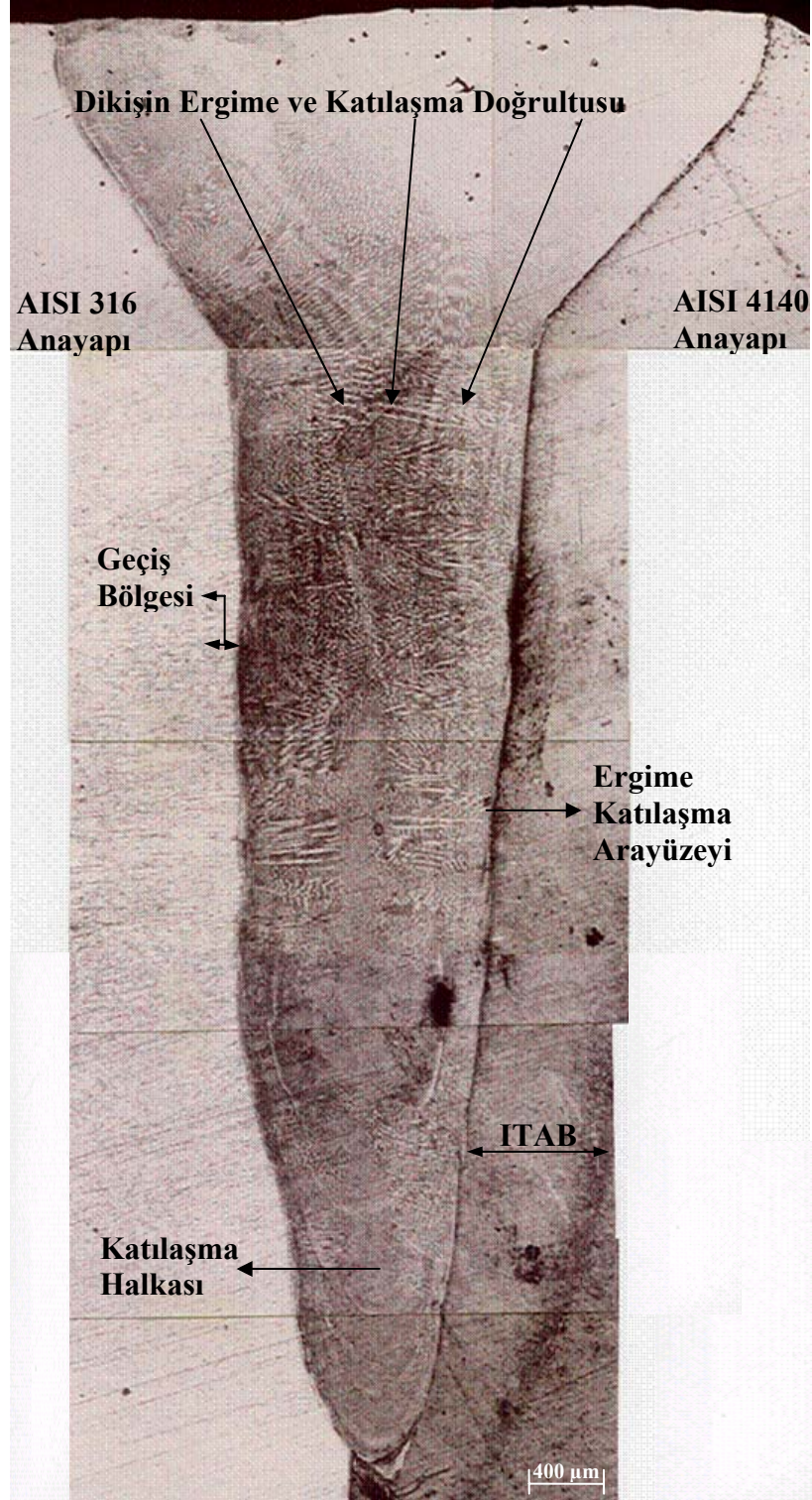
4. Hazır üçlü gerinme ölçer rozeti yerine üç ayrı gerinme ölçer rozeti kullanılması dolayısı ile aralarındaki açının tam hassasiyette ayarlanamamasıdır.

Ölçülen gerinme değerlerinden gerilme değerlerine geçiş yapılabilmesi için her bir gerinme değerinin ayrı ayrı ölçülmesi gerekmektedir. Deneylerde üç gerinme de (ε_1 , ε_2 ve ε_3) toplamı ölçüldüğünden bu değerler kullanılarak artık gerilme değerlerini hesaplamak mümkün olamadı. Bu sebeplerden dolayı da Gerilme-Gerinme bağıntısını veren formüllerden artık gerilmeye dönüşüm yapılamadı. Kaynak işlemi bittikten sonra iş parçası düz bir plaka üzerine bırakılarak açısız distorsiyonu belirlendi. Buna göre kaynak parçasında yaklaşık % 1 oranında açısız distorsiyon tespit edildi. Bunun sebebi kaynak parçası aşırı büyük olması, tutturma plakaları ile desteklenmemesi ve bakır altlık kullanılmadığından kaynaklandığı belirlendi. Literatür ışığında en yüksek artık gerilme kaynak bölgesinin dikişinde olduğu bilinmektedir. Bunun sebebi olarak ergime ve katılaşma esnasında malzemenin kendini çekme (büzülme) isteğinden ve aşırı hızlı soğumadan dolayı oluşmaktadır. Daha sonra en fazla artık gerilme AISI 4140'ın ITAB'ında daha sonrada AISI 316'nın geçiş ve ana yapısında, en sonrada AISI 4140'ın ana yapısında olduğu tahmin edildi.

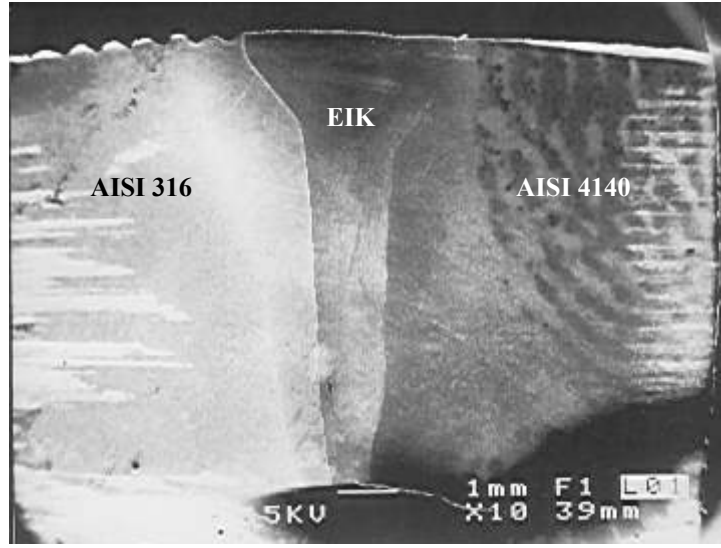
8.7. Metalografik İnceleme Sonuçları

Farklı metallerin EİK ile birleştirilmesinde (AISI 4140 ile AISI 316) kaynak bölgesinin mikroyapıları ve SEM'i incelenerek aşağıdaki sonuçlara ulaşıldı. Bu amaçla yapılan çalışmalar farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen numunelerin kaynak bölgesinin mikroyapısını belirlemek için optik ve SEM fotoğrafları çekildi. Üç grup numune içinde kaynak bölgesinin mikro yapı fotoğrafları makro ve mikro düzeyde ayrı ayrı çekildi. Şekil 8.28'de 1.grup numunenin tüm dikiş profilinin mikroyapısı ve Şekil 8.29'de de 1.grup numunenin tüm dikiş profilinin SEM fotoğrafı verildi. Optik mikroyapı fotoğrafında (Şekil 8.28) görüldüğü gibi her üç grup numunenin de dikiş profilleri incelendiğinde birbirlerine çok benzemekle birlikte özellikle 3.grup kaynaklı numunede yanma oluşunun mikroyapı resmi Şekil 8.30 ile SEM fotoğrafı da Şekil 8.31'de verildi. 2.grup numunede özellikle dikiş

kökünde birleşme uyumsuzluğu olduğu görüldü. Kaynaklanabilirlik ve dikiş profilinin uygunluğu açısından en iyi sonuç 1.grup numunede olduğu (Şekil 8.28 ve Şekil 8.29) belirlendi.

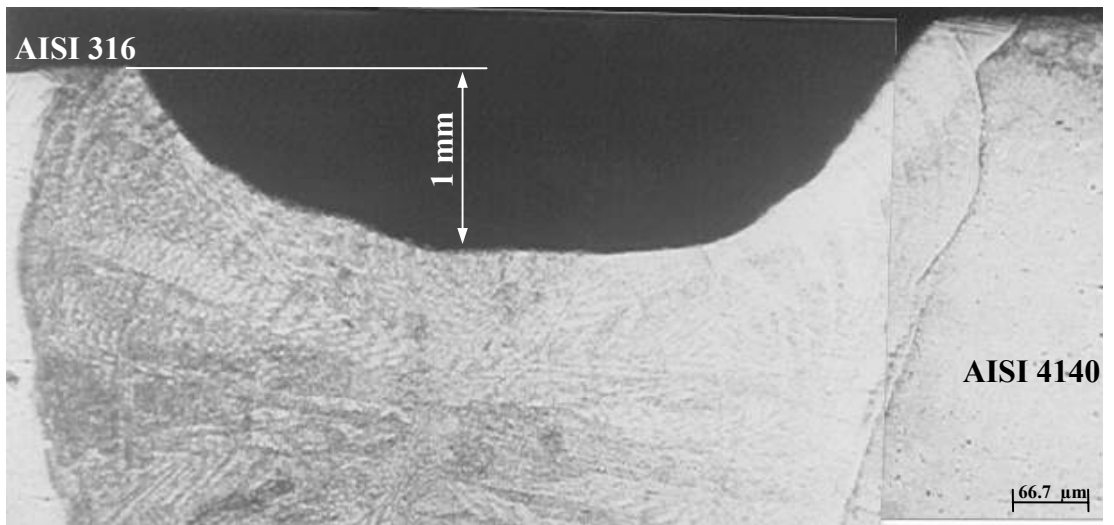


Şekil 8.28. 1.grup numunenin tüm dikiş profilinin mikroyapısı

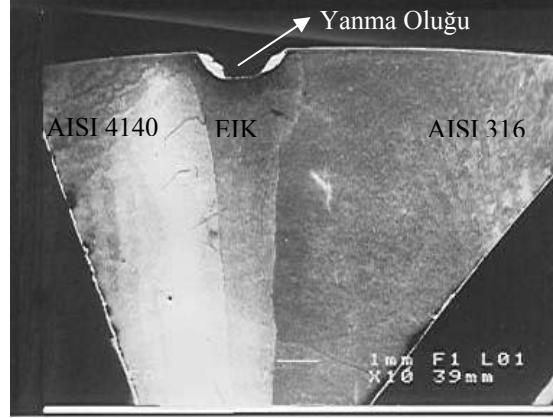


Şekil 8.29. 1.grup numunenin tüm dikiş profilinin SEM fotoğrafı

EIK dikişinin katılaşma eğilimine bakıldığında kaynak dikişi parça yüzeyinden köke doğru daralarak, birincil ve ikincil katılaşma halkaları oluşturarak meydana geldiği belirlendi. Dikişin katılaşma mikroyapısı withmanstatten ferritten ostenite doğru olduğu Creş/Nieş oranının 1.57 olduğundan belirlendi ve katılaşma tarzının başlangıcına withmanstatten katılaşma olarak isimlendirildi. Dikişin faz yapısı ve katılaşma tarzı ferritten-ostenit fazına doğru olduğundan (Tsukamoto vd, 1993) dikiş hemen hemen tamamen ostenit faz yapısındadır.

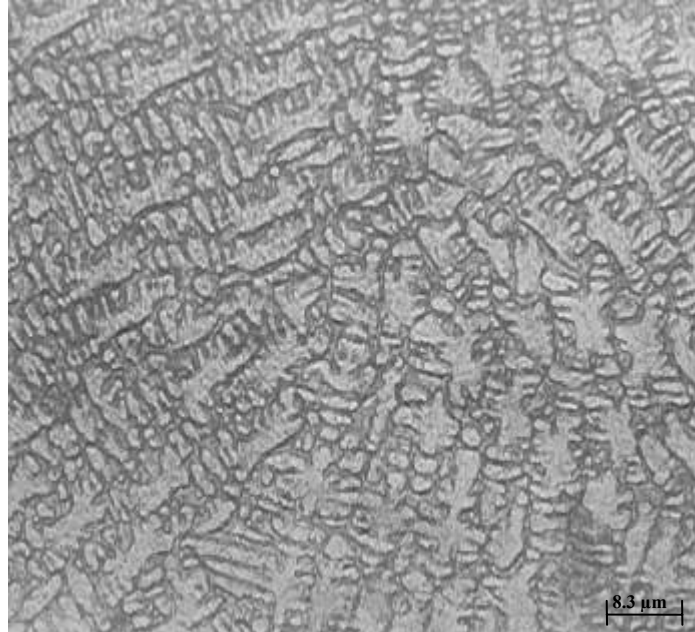


Şekil 8.30. 3.grup numunenin ilk birleşme yüzeyi yanma oluşunun mikroyapı resmi



Şekil 8.31. 3.grup numunenin tüm dikiş profilinin SEM fotoğrafı

Şekil 8.32’de 1.grup kaynak kaynak dikişinin orta bölgesindeki dentritik katılaşmanın mikroyapısı verildi. Şekil 8.33’de de 1.grup kaynaklı numunenin üst birleşme bölgesindeki withmanstatten, dentritik ve kolonsal katılaşmanın farklı büyütmelelerdeki mikroyapısı (a,b ve c) verildi.



Şekil 8.32. 1.grup dikişinin orta bölgesindeki dentritik katılaşmanın mikroyapısı

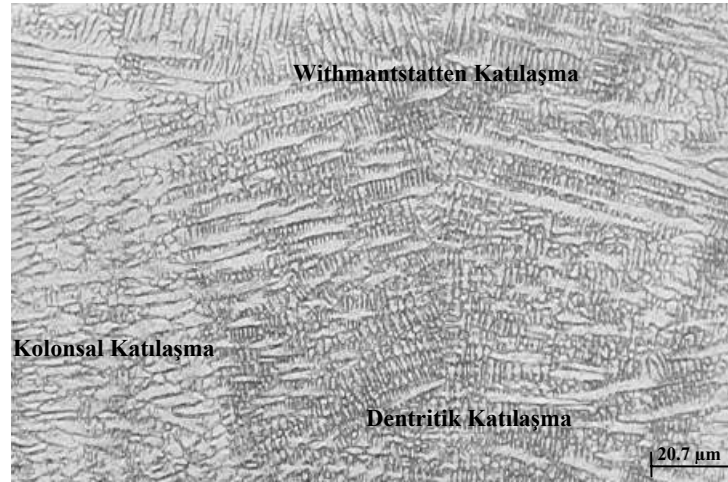
Kaynak dikiş merkezlerinin dentritik yapıda olduğu, ergime sınırına doğru ise kolonsal yönde katılaştığı görüldü. Bunun sebebi sıvı kaynak banyosunun içerisindeki alaşım elementleri kaynak banyosunun aşırı soğumasına sebep olmasının yanı sıra yönlendirilmiş ısı akışı ve buna bağlı olarak da tane büyümesine sebep oldu.



a



b

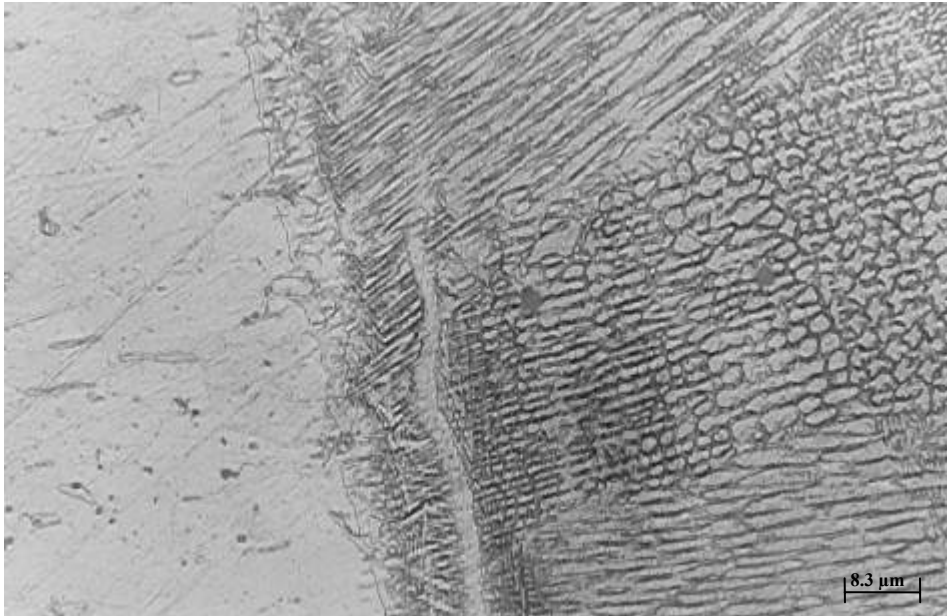


c

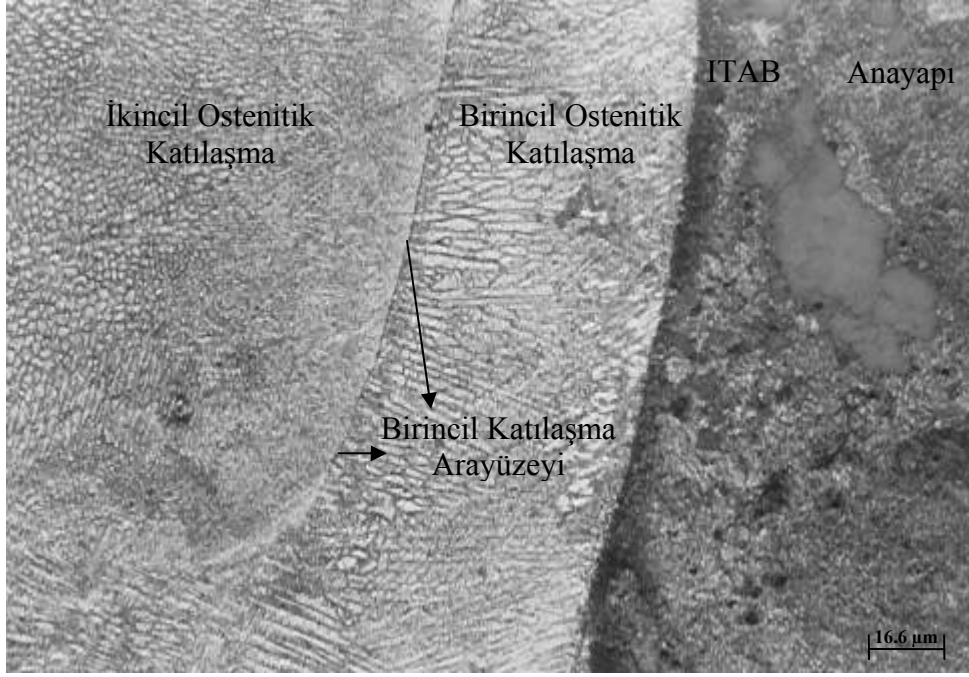
Şekil 8.33. 1.grup kaynaklı numunenin üst birleşme bölgesindeki withmanstatten, dentritik ve kolonsal katılaşmanın farklı büyütmelelerdeki mikroyapısı (a,b ve c)

1.grup kaynaklı numunenin üst birleşme bölgesindeki Withmanstatten, dentritik ve kolonsal katılaşmanın üst katılaşma noktasından köke doğru sıralı bir şekilde oluştuğu bununda kaynak dikişinin soğuma hızı ve alaşım elementi konsantrasyon farkından olduğu bilinmektedir. EİK kaynak dikiş merkezi, kaynak dikişinin homojen ergime ve soğumanın olmasından dolayı dentritik katılaşma gösterdi.

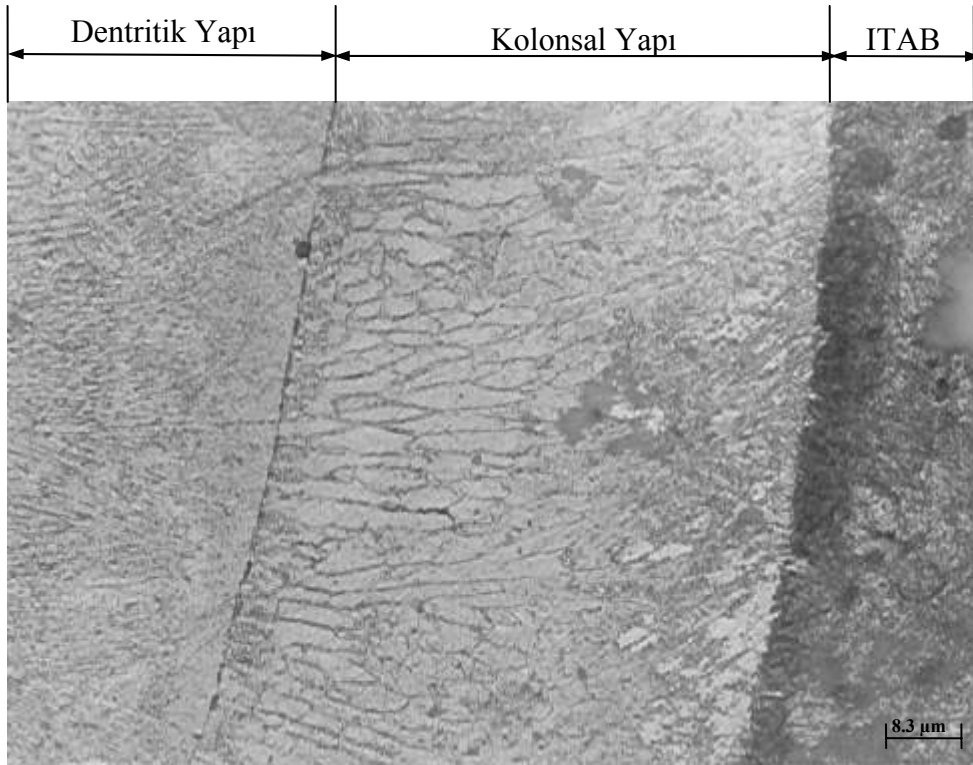
Üç grup kaynaklı numunelerinde kaynak dikişinin oluşumunda ergimenin AISI 4140 çeliği tarafında daha fazla oluştuğu, dolayısıyla kaynak dikiş profilinin AISI 4140 çelik tarafına doğru genişlediği görüldü. Bunun sebebi AISI 4140'a göre AISI 316'nın ısıl genleşme katsayısı çok yüksek olduğundan ergime oranı düşüktür. Aynı zamanda ısı iletimi de düşük olduğundan ergime oranı düşüktür. AISI 4140 ıslah çelik tarafı faz dönüşümü gösterdiğinden belirgin bir şekilde ITAB ortaya çıktı. AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik tarafı ise faz dönüşümü göstermediğinden sadece ergime katılaşma aralığında çok dar bir geçiş bölgesi ile birlikte tane irileşmesinin olduğu belirlendi. Özellikle 2.grup numunede birincil ve ikincil ostenitik katılaşma sergiledi. Şekil 8.34'de 1.grup kaynaklı numunenin AISI 316+Geçiş+Dikişin mikroyapısı, Şekil 8.35'de 1.grup kaynaklı numunenin kök birleşme bölgesindeki dentritik ve kolonsal katılaşma ile birincil ve ikincil katılaşma mikroyapısı (a,b) verildi.



Şekil 8.34. 1.grup kaynaklı numunenin AISI 316+Geçiş+Dikişin mikroyapısı



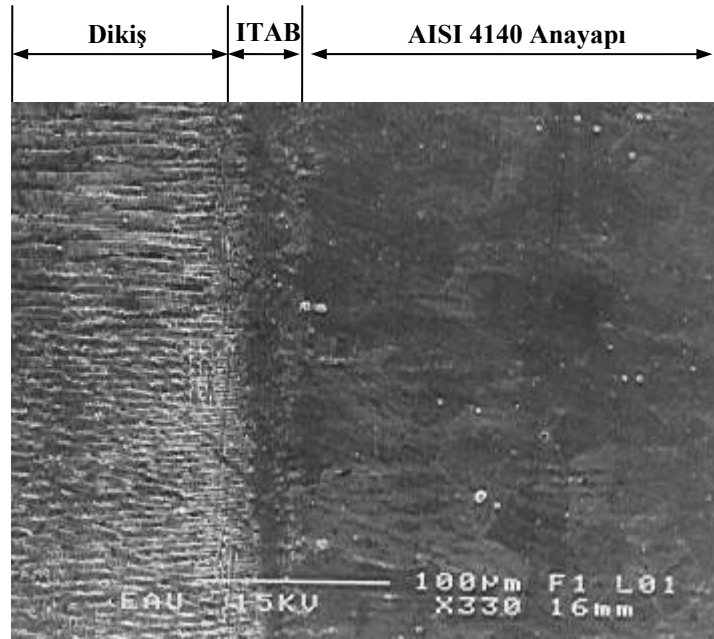
a



b

Şekil 8.35. 1.grup kaynaklı numunenin kök birleşme bölgesindeki Dentritik ve kolonsal katılaşma ile birincil ve ikincil katılaşma mikroyapısı (a,b)

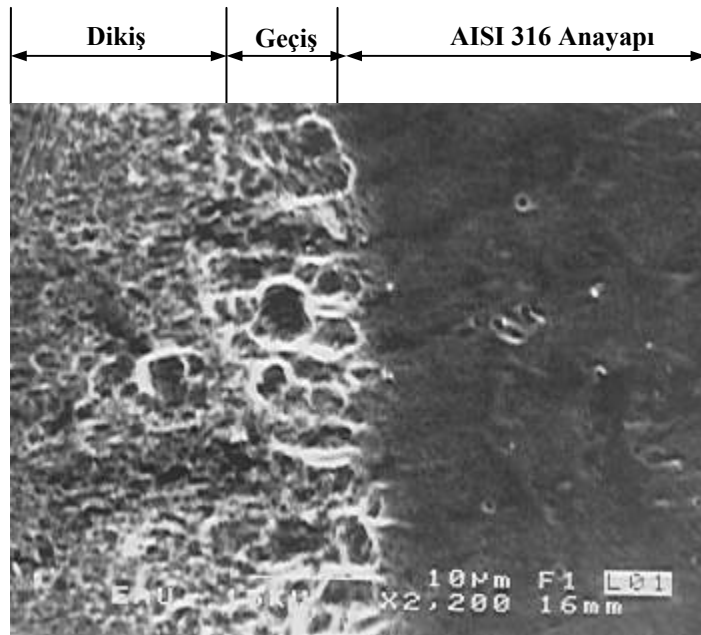
Şekil 8.35 a ve b’de kaynak dikişinin AISI 4140 tarafına doğru ikincil katılaşmanın dentritik, birincil katılaşmanın da kolonsal yapıda keskin bir hat şeklinde oluşmasının bir sebebi de kaynak enerji girişinin çok düşük (1.grup için 0.354 kJ/mm) olması ile numunenin ilk ergime noktasıyla son katılaşma noktası arasındaki farktan başka bir ifade ile kaynak işleminin başlangıcı ile tamamlanması arasındaki farktan kaynaklandığı düşünüldü. Kaynak dikişi ostenitik matriks mikroyapıda olup içerisinde az oranda fermiküler (skeletal) ferrit oluşumu AISI 316 tarafında gözlenmiş iken AISI 4140 tarafında ise ferritik-perlitik matriks içerisinde dentritik ostenit taneleri gözlemlendi. Bu mikroyapı değişimlerine kaynakla birleştirilen farklı metallerin kimyasal kompozisyonlarının farklılığı, ergime ve karışımın yanı sıra soğumanın farklı olması, ana malzemelerin ısı iletim ve ısı genleşme katsayılarının farklı olmasının neden olduğu tespit edildi. Şekil 8.36’de 1.grup numunenin Dikiş+ITAB+AISI 4140’ın SEM fotoğrafı, Şekil 8.37’de 1.grup numunenin Dikiş+Geçiş+AISI 316’nın SEM fotoğrafı ve Şekil 8.38’de da 2.grup numunenin AISI 4140+ITAB+Dikişin SEM fotoğrafı verildi.



Şekil 8.36. 1.grup numunenin Dikiş+ITAB+AISI 4140’ın SEM fotoğrafı

Kaynak dikişinde farklı (Withmanstatten ferrit, dentritik ve kolonsal) katılaşmanın olması alaşım elementlerinin konsantrasyon farkından kaynaklandı. Kaynak dikişindeki alaşım elementleri miktarının artması aşırı alt soğumaya sebep oldu

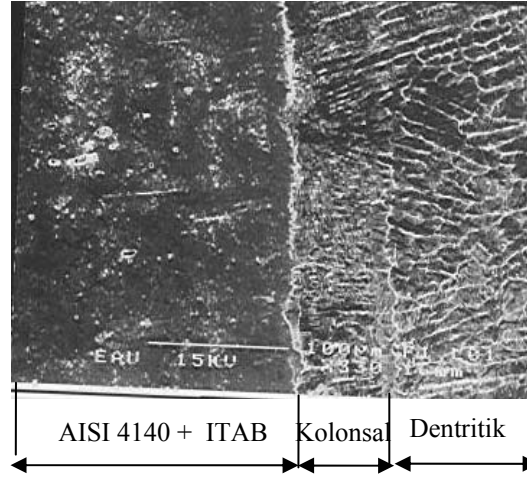
(Kotecki ve Rajon, 1997). Normalde ana yapıda bulunan alaşım elementleri kaynak işlemi dışındaki ısıl işlem şartlarında malzemenin aşırı soğuma hızını düşürürler. Kaynak dikişinin katılaşması esnasında aşırı soğuma üç türlü oluşmaktadır (Avner, 1974; Nelson vd., 2000). Yapısal, kinetik ve ısıl aşırı soğumadır. Bu sebeplerden dolayı da dikişin AISI 316 tarafı kinetik ve ısıl aşırı soğuma gösterdiğinden kolonsal katılaşma sergilemektedir. Kaynak dikişinin AISI 4140 tarafı ise yapısal aşırı soğuma gösterdiğinden dentritik katılaşma sergilemiştir. Dikişin AISI 4140 anayapı tarafında da ITAB oluşmuş ve ITAB'da faz yapısı da beynit martenzit şeklindedir. Burada tane irileşmesi belirgin bir şekilde olduğu (Şekil 8.38) belirlendi.



Şekil 8.37. 1.grup numunenin Dikiş+Geçiş+AISI 316'nın SEM fotoğrafı

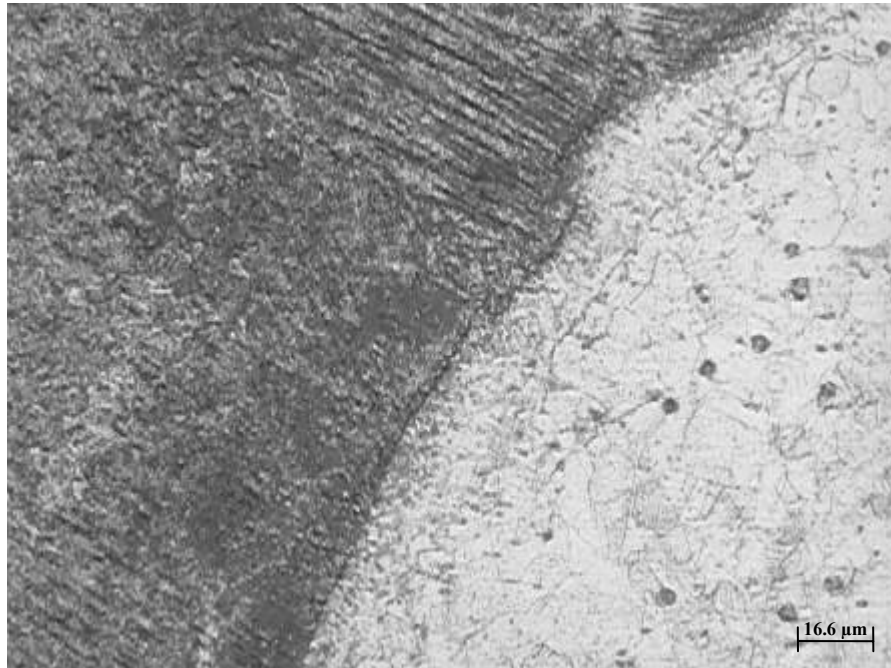
Kaynaklı numunelerin AISI 316+Geçiş+Dikiş bölgesinin mikroyapısı ve SEM fotoğrafı incelendiğinde (Şekil 8.34 ve Şekil 8.37) kaynak dikişinin enerji girişine ve soğuma hızına bağlı olarak dentritik ve kolonsal mikroyapının ergime katılaşma (geçiş) bölgesine doğru yönlendiği (Yılbaş vd., 1998) görüldü. AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik olduğundan kaynak esnasında faz dönüşümü göstermemekte sadece çok dar bir geçiş bölgesi oluşmakta bu noktadan alınan EDS sonuçlarına göre yaklaşık % 3 gibi çok az (Ekler 8-1) sigma fazı oluştuğu belirlendi. Bu sert ve gevrek faz mekanik özellikleri azaltmayacak kadar azdı. EİK'nın mekanik özelliklerini belirleyen en önemli parametreler kaynak dikişinin mikroyapısı ve katılaşma tarzıdır

(Tsukamoto, 1993). Bu bölgeden alınan X-ray analizlerinden de Cr_7C_3 ve $Cr_{23}C_6$ gibi karbürlerin oluştuğu da belirlendi. EDS analiz (Ekler) sonuçları da bunu doğruladı.



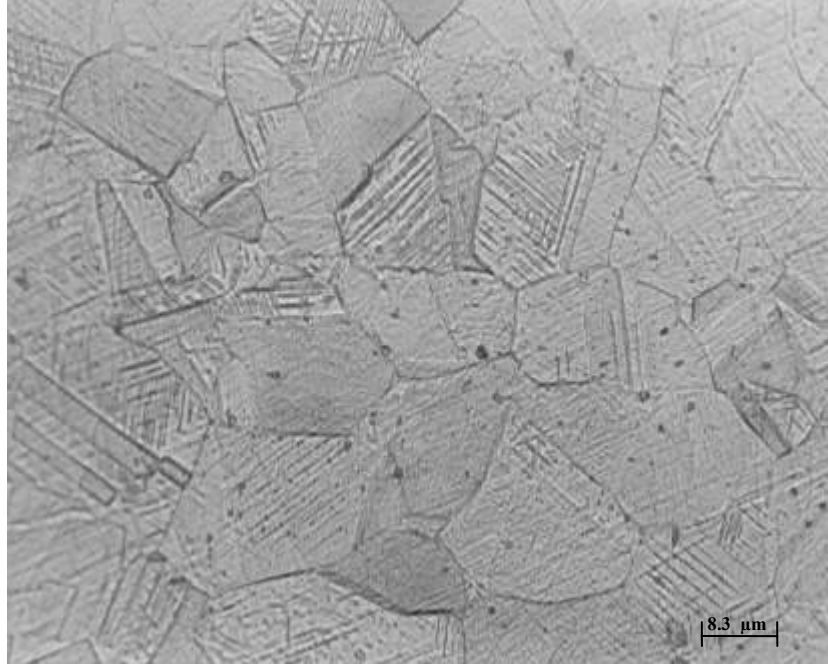
Şekil 8.38. 2.grup numunenin AISI 4140+ITAB +Dikişin SEM fotoğrafı

Şekil 8.39'da 2.grup kaynaklı numunenin Dikiş+Geçiş+AISI 316'nın mikroyapısı verildi. 2.grup numunenin Dikiş ve Dikiş+Geçiş +AISI 316 bölgesinin mikroyapısı incelendiğinde (Şekil 8.39) kaynak dikişinin enerji girişine ve soğuma hızına bağlı olarak 1.grup numunelerde olduğu gibi dentritik ve kolonsal mikroyapının ergime katılma (geçiş) bölgesine doğru yönlendiği görüldü. Elde edilen mikroyapı sonuçları, 1.grup kaynaklı numunelere göre belirgin bir fark görülmedi.



Şekil 8.39. 2.grup kaynaklı numunenin Dikiş+Geçiş+AISI 316'nın mikroyapısı

Kaynak dikişinin ostenitik mikroyapısının içerisinde bir miktar delta ferrit (% 5-10) bulunması kaynaklı bağlantının mekanik özelliklerini iyileştirmektedir (Nelson vd., 2000). Şekil 8.45’de DeLong ve Şekil 8.46’de de WRC-92 diyagramları verildi. Buna göre dikişte % 5 oranında delta ferrit olduğu belirlendi. Şekil 8.40 Orjinal AISI 316 numunenin mikroyapısı verildi.



Şekil 8.40. Orjinal AISI 316 numunenin mikroyapısı

Şekil 8.40 Orjinal AISI 316 numunenin ana yapısının mikroyapısı incelendiğinde AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik kalitesinde olduğu tane dağılımı ve yapısından belirlenmiştir (Callister, 2002). Mikroyapı ve SEM fotoğraflarında görüldüğü gibi EİK’da kaynak enerji girişi kaynaklanabilirlik ve kaynak dikiş profilini doğrudan etkiledi. Kaynak parametrelerinden en önemlileri kaynak gerilimi (kV), kaynak akımı (mA) ve kaynak hızı (mm/dk)’dır. Burada yapılan çalışmada iki farklı malzemenin kaynaklanabilirliği ile kaynak bölgesinin incelenmesi çalışmanın esas amacı olduğundan üç grup içinde farklı kaynak gerilimi (kV), kaynak akımı (mA) ve kaynak hızlarında (mm/dk) EİK işlemi yapıldığından kaynaklanabilirliği ile kaynak bölgesinin özellikleri açısından kaynak enerji girişine göre her bir grup için kaynak enerji girişi sırasıyla 1.grup için; 0,354 kJ/mm, 2.grup için 0,433 kJ/mm ve 3.grup için 0,472 kJ/mm olarak hesaplandı. En iyi sonuç 1 ve 2.grup kaynak parametrelerinde elde edildi. 3.grup kaynak parametrelerinde kaynak dikişinin

birleşme yüzeylerinde yanma oluşunun yanı sıra dikişte aşırı boncuklanma ile sarkmalar oluştu. Bunun nedeni olarak EIK'da akım şiddetindeki artışın kaynak dikiş genişliğini ve nüfuziyetini arttırdığını (Wei vd., 2000) bu artışın kaynaktaki yanma ve dikiş sarkmalarına neden olduğu belirlendi. Kaynak bölgesinin ITAB'ının oluşumu üzerine kaynak edilen parçanın boyutları, bileşimi ve kaynak bölgesine verilen enerji direkt etkili olduğu (Eroğlu, 1997) belirlendi.

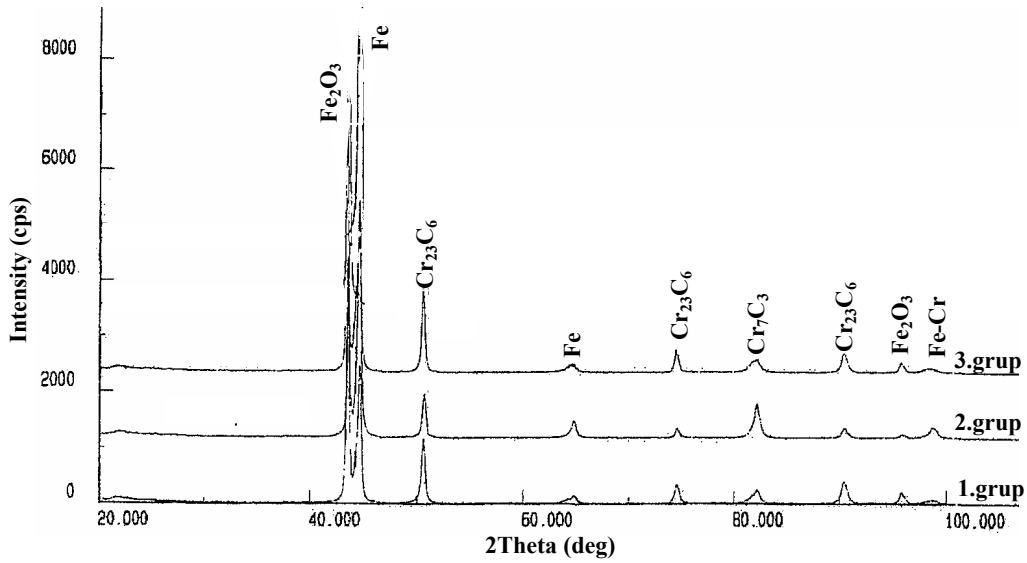
Düşük alaşımlı çeliklerle paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde malzemelerin farklı fiziksel, kimyasal ve metalurjik özelliklerinin kaynak edilebilirliğe ve kullanım sırasında doğabilecek problemlere neden olduğu bilinmektedir (Barnhouse ve Lippold, 1998). Ostenitik paslanmaz çeliklerle ferritik çeliklerin kaynağında ergime sınırı boyunca çatlaklara rastlanmıştır. Genellikle bu çatlaklar çalışma sırasında hidrojen gevrekleşmesine maruz kalmakta ve/veya kaynak dikişine hidrojen girmektedir (Rowe, 1999). Bu problemlerden bir tanesi de ostenitik paslanmaz çeliklerle ferritik çeliklerin kaynağında durumu zorlaştıran bileşimden kaynaklanan ergime sınırlarında meydana gelen mikroyapı değişimidir. Uygulamada bu geçiş tane sınırlarından kaynak metaline doğru çok kısa mesafelerde (1 mm'den az) oluşur ve tane sınırları boyunca bölgesel martenzitik şeritlerin oluşumu ile sonuçlanır. Çatlama ve hasarlar genellikle tane sınırlarına yakın martenzitik geçiş bölgesinde oluşur (Rowe,1999; Nelson vd., 2000). Bu çalışmada hem mekanik hem de metalografik çalışmalar göstermiştir ki EIK ile yukarıda sayılan problemler önlenmiştir.

8.8. Farklı Metallerin Kaynağında Oluşabilecek Yapının Tahmin Edilmesi

Farklı metallerin kaynaklı birleştirme sonucu oluşabilecek yapının tahmin edilmesinde en yaygın kullanılan diyagramlar Schaeffler, Delong ve WRC 92 (Welding Research Council)'dir (ASM V-6, 2000; AWS, V-4, 1982; Kotecki ve Rajon, 1997; Kotecki ve Siewert, 1992).

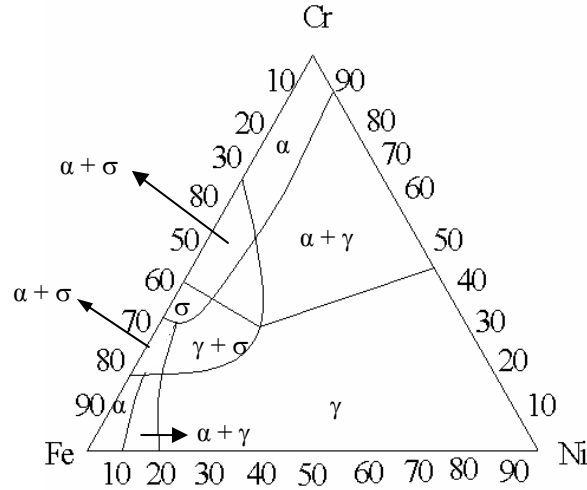
Kaynak bölgesindeki fazların ne olduğunu anlamak için (Yılmaz, 1999)'ın takip ettiği yoldan yararlanıldı. Kaynak bölgesindeki fazların yapısını belirlemek için birinci adımda kaynak bölgesinde EDS ile analiz taraması yapıldı. Buna göre kaynak

bölgesindeki elementlerin dağılımı (Ekler,1-8) yaklaşık % 80-95 Fe ve % 5-10 Cr'dan oluştuğu belirlendi. AISI 316'nın geçiş bölgesinde % 50-60 Fe, % 25-30 Cr ve % 10-15 Nikelden oluştuğu bulundu. AISI 316'nın anayapısından alınan EDS sonuçları ise kimyasal bileşim (Tablo 7.1) sonuçlarına benzer çıktı. AISI 4140'ın ITAB ve anayapısı ise kimyasal bileşim (Tablo 7.1) sonuçlarına benzer çıktı. Bu sonuçlara göre kaynak dikiş merkezinde homojen karışım oluşurken esas metallere doğru ise o metallerin kimyasal bileşimlerine yakınlığı tespit edildi. İkinci adımda kaynak bölgesindeki karbürleri ve fazları belirlemek için X-ışınları yöntemiyle fazlar ve bu fazlara ilişkin pikler elde edildi. Bunlara ait grafik Şekil 8.41'de verildi.

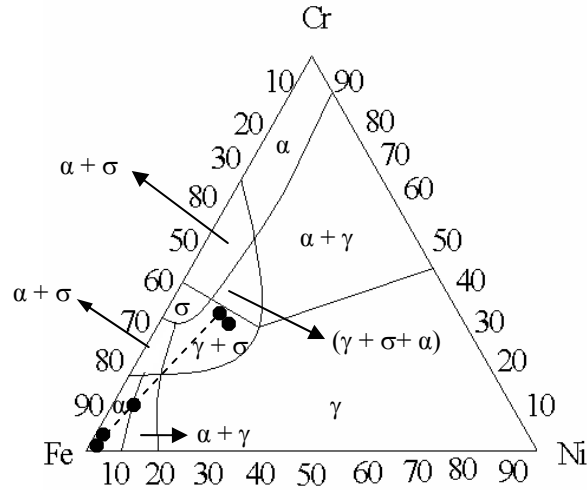


Şekil 8.41. X-Ray ile faz listeleri ve piklerinin toplu grafiği

EİK bölgesinde aşırı karbür çökelmelerinin oluşmadığı, baskın olarak Fe_2O_3 , $Cr_{23}C_6$ ve Cr_7C_3 gibi karbürlerin oluştuğu belirlendi. Üçüncü adımda, kaynak bölgesinde meydana gelen fazları belirlemek için Şekil 8.42'de verilen (ASM V-3, 1999) üçlü faz diyagramı kullanıldı. 1.grup numunenin kaynak bölgesinden belirli mesafelerle alınan EDS analizleri (Ekler, 1-8) ve Şekil 8.42'deki üçlü faz diyagramları kullanılarak kaynak bölgesinde oluşan fazlar belirlendi. Bu maksatla üçlü faz diyagramı üzerinde, EDS analizleri ile bulunan Fe, Ni, Cr, Mo, Mn elementlerinin % oranları noktalarla belirtildi. Bu noktalar koyu renkli çizgilerle üçlü denge diyagramı üzerinde belirtilerek, çizgilerin kestikleri faz bölgelerinden kaynak bölgelerinde oluşan fazlar tespit edildi. Şekil 8.43'de verilen Fe-Ni-Cr üçlü denge diyagramına aktarıldı ve belirlendi.



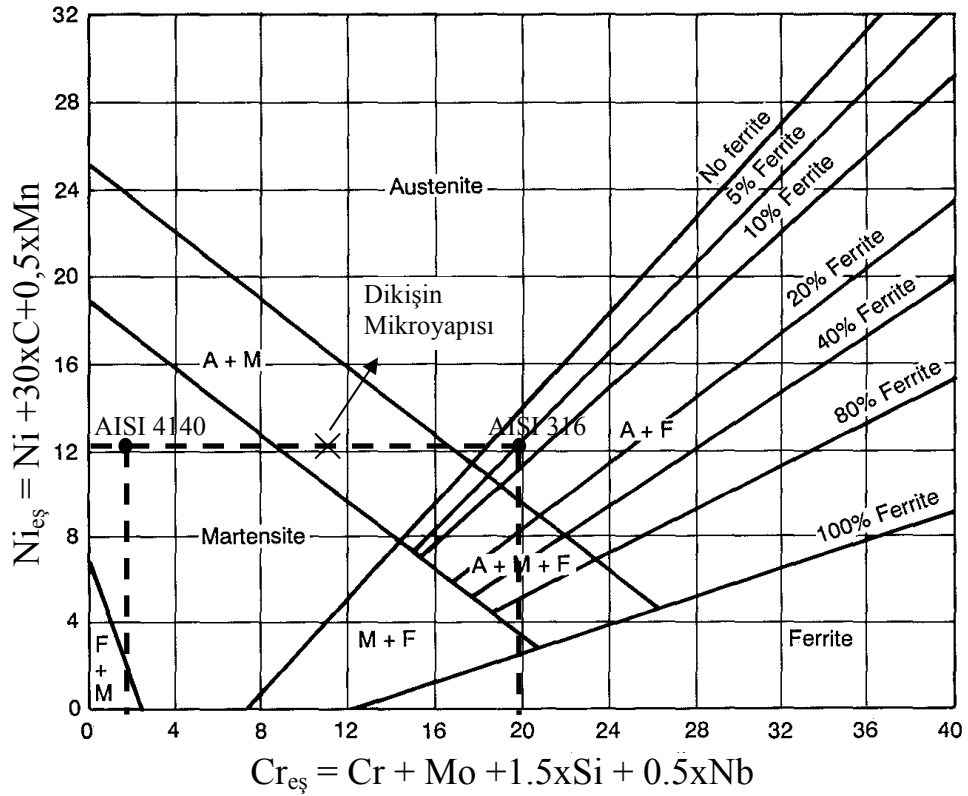
Şekil 8.42. Fe-Cr-Ni üçlü denge diyagramı (ASM V-3, 1999)



Şekil 8.43. Fe-Cr-Ni üçlü denge diyagramına göre kaynak bölgesindeki fazlar (ASM V-3, 1999)

Dördüncü adımda EIK bölgesinde meydana gelen fazları belirlemek amacıyla Schaeffler diyagramından yararlanıldı. Bu maksatla hem AISI 4140 ıslah çeliğinin hem de AISI 316 ostenitik paslanmaz çeliğin nikel ve krom eş değerlilikleri hesaplandı; bulunan değerler schaeffler diyagramında işaretlendi ve her iki malzemeyi de temsil eden noktalar birleştirildi. Elde edilen iki nokta arasındaki çizginin geçtiği noktalardaki yapılar tespit edildi. Hem yapılan bu hesaplama ile hem de mikro yapı fotoğraflarından ve diğer her üç adımda da belirlendiği gibi dikişin ostenitten oluştuğu belirlendi. Dikiş boyunca yapılan mikroyapı fotoğrafları da bu sonucu doğruladı. Schaeffler diyagramında yapılan bu uygulama ise Şekil 8.44'de verildi. Buna göre sırasıyla AISI 4140'ın Nikel eşdeğerliliği $Nieş=12,3$, krom

eşdeğerliliği $Cr_{eş}=1,5$ ve AISI 316'nın $Ni_{eş}=12,4$ ve $Cr_{eş}=19,5$ olarak bulundu. Hesaplamalar ile elde edilen değerler Schaeffler diyagramına aktarıldı. Diyagram üzerinde hem AISI 4140 hem de AISI 316 çeliklerinin Cr ve Ni eşdeğerlilikleri işaretlendi. EİK'nda ilave metal kullanılmadığından dolayı, kaynak dikişinin % 55 AISI 4140 ve % 45 AISI 316'dan oluştuğu belirlendi.

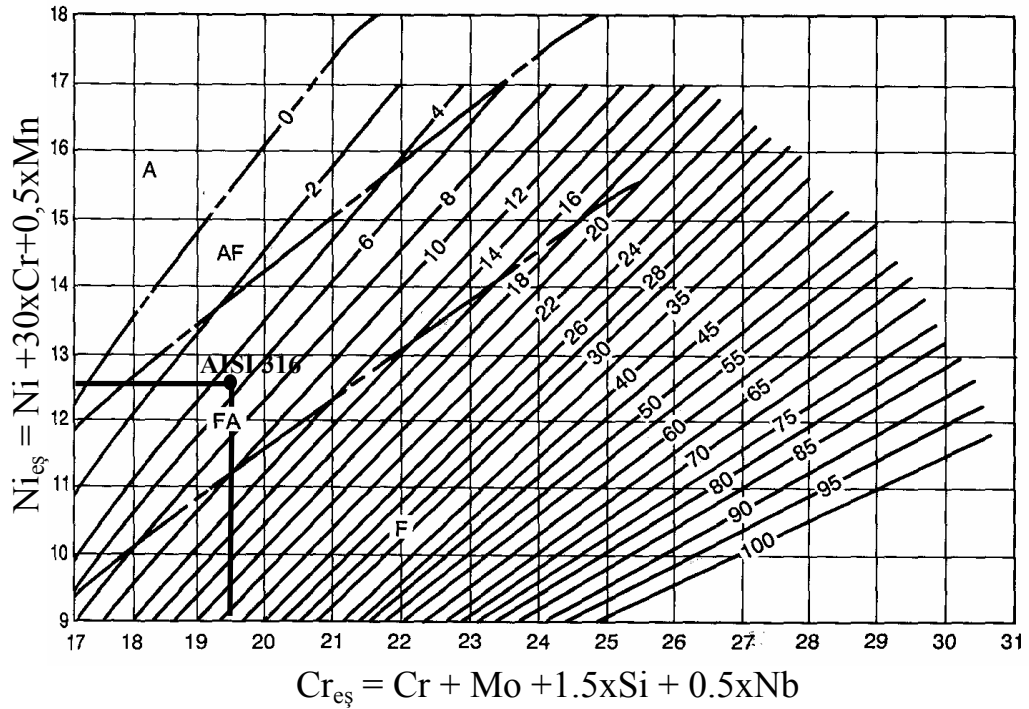


Şekil 8.44. Schaeffler diyagramı (AWS V-4, 1982)

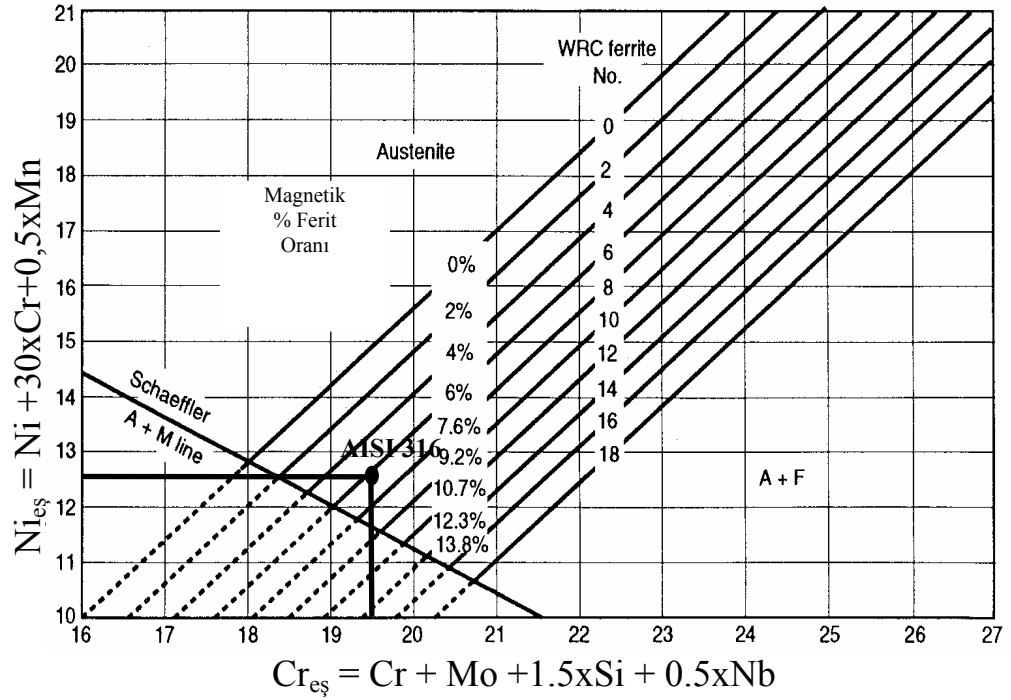
$Cr_{eş} / Ni_{eş} = 1.57$ olduğundan kaynak dikişinde çok az ferrit (δ ferrit) kalını da tamamen ostenitik katlaşma gösterdi (Kotecki ve Siewert, 1992). Kaynak dikişinde δ ferrit oluşumunun nedeni alaşım elementlerinin segregasyonundan kaynaklandığı belirlendi. Bunun neticesinde de dikişte % 2-3 oranında σ fazı (Ekler 1-8) meydana geldi. Kaynak sonrası kaynak bölgesinde sıcak ve soğuk çatlakların oluşmadığı belirlendi. Schaeffler diyagramından hesaplanan δ ferrit oranında yaklaşık % 6 oranında bulunduğundan kaynak bölgesinin çekme ve akma dayanımını yükseltti (ASM V, 6, 1995). Kaynak dikişi ostenitik faz yapılı olduğundan darbe direnci de ana malzemelerin en düşüğünden (AISI 4140)'dan daha yüksek olduğu belirlendi. EİK'dan dolayı kaynak dikişinin birleşme kenarlarında ergime çok hızlı oldu. Ana

malzemelerin ısı iletkenliğine bağlı olarak kaynak dikişinin AISI 4140 tarafında kolonsal, AISI 316 tarafında ise dentritik taneler şeklinde katılaştığı optik ve SEM fotoğraflarından rahatlıkla görüldü.

Kaynak banyosundaki ilk sıvı fazların katılaşması, birincil katılaşmalar şeklinde olduğu belirlendi. Burada iki farklı metal arasında karbon difüzyonu sebebi ile mikro yapı withmanstatten ferrit şeklinde oluştuğu belirlendi (ASM V-6, 1995). Daha sonra ostenit taneleri oluştu. EİK'da kaynak dikişinin yüksek sıcaklığa maruz kalması neticesinde δ ferrit üst sınırı ikincil fazlardan dolayı gevrekleşmeye sebep olur (Vasudevan ve Muruganath, 2001). Kaynaklı bağlantıyı oluşturan malzemelerin kimyasal bileşimleri esas alınarak krom ve nikel eşdeğerlilikleri formüllerinden yararlanılarak yapılan hesaplamalar sonucu bulunan değerlerin belirtilen diyagram üzerindeki yerlerinin tespiti, kaynaklı birleştirmelerin mikroyapısının ferrit, ostenit ve martenzitten oluştuğu belirlendi. Beşinci adım, kaynakla birleştirilen numunelerde, kaynak dikişinin katılaşma tarzını ve ferrit numarasını belirlemek amacıyla Delong ve WRC-1992 diyagramlarından yararlanıldı. Şekil 8.45'da Delong diyagramı ve Şekil 8.46'da da WRC-1992 diyagramları verildi (AWS V-4, 1982).



Şekil 8.45. Delong diyagramı (AWS V-4, 1982).



Şekil 8.46. WRC 1992 diyagramı (AWS V-4, 1982).

Schaeffler diyagramında olduğu her iki ana malzemenin (AISI 4140 ve AISI 316) Cr ve Ni eşdeğerlilikleri hesaplanarak Delong ve WRC-92 diyagramına aktarıldı. Bu maksatla, ferrit numarası diyagramının nikel eşdeğerini gösteren ekseninden sağa doğru yatay, krom eşdeğerini gösteren ekseninden yukarıya doğru dikey çizgiler çizerek bulundu. Yatay ve dikey doğruların kesiştiği noktadan geçen çapraz çizgiler ferrit numarasını ve % ferrit oranını verdi. Kesişim noktalarından da görüldüğü gibi ferrit numarası 5-6 dikişin, katılma tarzı ferritik yapıdan ostenitik yapıya doğrudur. Bu iki diyagrama göre de ferrit numarası da 5-6 olduğu ve yüzde şeklinde ise yaklaşık % 6 ferrit oranına sahip olduğu belirlendi. Böylece kaynak bölgesinde oluşan mikroyapılar belirlendi.

9. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

1. AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik ile AISI 4140 ıslah çeliği birbirlerine EIK yöntemi ile başarılı bir şekilde birleştirildi.
2. Kaynaklanabilirlik ile kaynak bölgesinin mekanik ve metalurjik özellikleri açısından en uygun elektron ışın kaynak parametresinin (50 kV, 6 mA, 508 mm/dk ve 0.354 kJ/mm enerji girişinde) olduğu belirlendi.
3. EIK’da en önemli kaynak parametresinin kaynak akım şiddeti olduğu belirlendi. Kaynak akım şiddetinin 7 mA’e doğru yükseldikçe kaynak dikiş genişliği ve nüfuziyetinin arttığı tespit edildi. Kaynak dikiş profili şeklinin akım şiddetinin bir fonksiyonu olduğu belirlendi. Kaynak dikişinde; kaynak akım şiddeti yükseldikçe yanma oluşu, nüfuziyet taşmaları, alttan sarkma, boncuklanma, birleşme uyumsuzluğu gibi hataların oluştuğu belirlendi.
4. EIK ile özellikle faz dönüşümü gösteren AISI 4140 ıslah çeliği tarafında oluşan ITAB’ın çok dar bir aralıkta oluştuğu belirlendi. Bunun sebebi olarak EIK’da çok hızlı kaynak yapılmasının yanı sıra hızlı ergime ve katılaşmanın olmasından ve diğer kaynak yöntemlerine göre çok düşük enerji girişinden kaynaklandı. Kaynak dikişinin AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik tarafı ise faz dönüşümü göstermediğinden çok dar bir ergime-katılaşma aralığında ve geçiş bölgesinde tane irileşmesinin oluştuğu belirlendi.
5. EIK ile birleştirilen çelik malzeme çiftlerinin çekme, yorulma ve çentiksiz darbe dayanımlarının ana malzemelerin dayanım değerleri arasında olduğu belirlendi.
6. Kaynaklı çekme deneylerinde, bütün numune gruplarında hasarlar ve kopmalar AISI 316 ostenitik paslanmaz çelik tarafındaki ana malzemede meydana geldi. Kaynaklı numunelerin çekme ve akma dayanımlarının ise AISI 316 ila AISI 4140’ın değerleri arasında olduğu belirlendi.
7. Yorulma ve çentiksiz darbe deneylerinde hasarlar ve kırılmalar kaynak dikişinin AISI 4140 tarafındaki ITAB’da meydana geldiği belirlendi. V çentikli darbe deneylerinde ise hasarların kaynak dikişinde meydana geldiği tespit edildi.
8. Kaynak bölgesinin en yüksek mikrosertliği dikişte meydana gelmiştir. Dikişin enine kesitinden alınan mikrosertlik taramalarında, dikişin mikrosertliğinin üstten

alta doğru değişmediği belirlendi. Diğer kaynak yöntemlerinde ITAB’da gevreklik ve sertlik artışı gözlenirken bu bölgede bunların oluşmadığı belirlendi.

9. Artık gerilmelerin belirlenmesi amacıyla “Delik Delme” yöntemine uyarlanan (CNC tezgahı, gerinme ölçer indikatörü ve gerinme ölçerlerden oluşan düzenekten) cihaz kalibre edilemedi ve kesin sonuç alınamadı. Elde edilen verilere göre EİK’da çekme artık gerilmeleri oluştuğu tespit edildi.
10. Kaynak bölgesinde, Fe, Cr, Ni gibi elementlerin kendi aralarında oluşturdukları bir çok faz (α Fe, $\alpha+\gamma$, δ ferrit, $\alpha+\sigma$, $\gamma+\sigma$, σ , $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , FeCr) tespit edildi.

Yapılan bu çalışmaya ek olarak bundan sonra aşağıda belirtilen hususlarda incelenebilir.

- a. Farklı metallerin kaynağında öntav ve kaynak sonrası temperleme ısıl işlemlerinin kaynaklanabilirlik ve kaynak bölgesinin mekanik ve metalurjik özellikler üzerine etkisi incelenebilir.
- b. EİK’da farklı odaklama ayarlarının kaynaklanabilirliğe ve kaynak dikiş profiline etkisi araştırılabilir.
- c. Kaynaklanabilirlik ve kaynak bölgesinin özellikleri üzerine ivmelendirme voltajının (kaynak geriliminin) ve kaynak enerji girişinin etkisi incelenebilir.
- d. Kaynak bölgesi üzerine farklı ısıl işlem yöntemlerini uygulamanın, artık gerilmeye etkisi incelenebilir.
- e. Kaynaklı ve kaynaklı bu farklı metallerin yorulma davranışları ısıl işlem uygulamak suretiyle karşılaştırılabilir.
- f. EİK’da bu farklı metallerin birleştirilmesi için ilave metal (folyo) kullanmanın kaynaklanabilirliğe ve kaynak bölgesine etkisi incelenebilir.
- g. Demir esaslı metal ile demir dışı farklı metallerin EİK ile kaynaklanabilirliği, kaynak bölgesinin mekanik ve metalurjik özellikleri incelenebilir.

10. KAYNAKLAR

- Ahmad, M., Akhter, J.L., Shaikh, M.A., Akhtar, M., Lqbal, M., Chaudhry, M.A., 2002. Hardness and Microstructural Studies of Electron Beam Welded Joints of Zircaloy4 and Stainless Steel, Journal of Nuclear Materials,301, 118-121p.
- Akın, C., 1998. Elektron Bombardıman ve TIG Kaynak Yöntemleriyle Fe-Ni Esaslı Hastelloy X Süperalaşımına Varestreint Testinin Uygulanması. Y.L. Tezi, OGÜ, FBE, Eskişehir, 67 s.
- Anayurt, M., 1995. Paslanmaz ve Yüksek Sıcaklığa Dayanıklı Çelik Dökümler, KÜGEM-KOSGEB Yayını, Ankara, 182 s.
- Anık, S., 1981. Kaynak Tekniği, Çeliklerin Kaynak Kabiliyeti, Cilt, 3 İTÜ, Basımevi, İstanbul, 258 s.
- Anık, S., 1988. Farklı Metallerin Kaynağı, Böhler Kaynak Dünyası Dergisi, 1988/1, İstanbul, 4-9 s.
- Anık, S., 1989a. Sıvı Faz Oluşmadan Farklı Malzemelerin Kaynağı, Böhler Kaynak Dünyası Dergisi, 1989/3, İstanbul, 3-5 s.
- Anık, S., 1989b. Siyah (Ferit) Beyaz (Ostenit) Kaynağı, Böhler Kaynak Dünyası Dergisi, 1989/4, İstanbul, 3-7 s.
- Anık, S., 1991. Kaynak Tekniği El Kitabı Yöntemler ve Donanımlar. Gedik Holding Yayını, İstanbul, 222 s.
- Anık, S., Anık, S.E.,Vural, M.,1993. 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı. Cilt I, Birsen Yayınevi, İstanbul, 336 s.
- ANSI / AWS B4. 0-98, 1997. Standart Methods for Mechanical Testing of Welds, Miami, 95 p.
- ANSI / AWS D 16.2., 1994. Standart for Componenets of Robotic and Automatic Welding Installations, ANSI / NEMA EW 8, Washington, 10 p.
- ANSI / AWS F2.1-78, 1978. An American National Standart, Recommended Safe Practice for Electron Beam Welding and Cutting, AWS, Printed USA, 7 p.
- Arata, Y., 1986. Plasma, Electron and Laser Beam Technology, Development and Use in Materials Processing, Printed in USA, 630 p.
- Asil Çelik, 2000. Teknik Yayınlar, Baskı Numune Matbaacılık ve Cilt Sanayi, Ltd. Şti., İstanbul, 419 s.

- ASM Metals Handbook, 1997. Volume 1, Properties and Selection, Iron, Steel and High Performance Alloys, Tenth Edition, Fifth Printing, Materials Park, Ohio, USA, 1063 p.
- ASM Metals Handbook, 1997. Volume 16, Machining, Fifth Edition, Third Printing, Materials Park, Ohio, USA, 944 p.
- ASM Metals Handbook, 1997. Volume 17, Nondestructive Evaluation and Quality Control, Fifth Edition, Sixth Printing, Materials Park, Ohio, USA, 795 p.
- ASM Metals Handbook, 1997. Volume 19, Fatigue and Fracture, Tenth Edition, Second Printing, Materials Park, Ohio, USA, 1057 p.
- ASM Metals Handbook, 1998. Volume 11, Failure Analysis and Prevention, Fifth Edition, Sixth Printing, Materials Park, Ohio, USA, 843 p.
- ASM Metals Handbook, 1998. Volume 14, Forming and Forging, Fifth Edition, Sixth Printing, Materials Park, Ohio, USA, 978 p.
- ASM Metals Handbook, 1999. Volume 3, Alloys Phase Diagrams, Tenth Edition, Third Printing, Materials Park, Ohio, USA, 512 p.
- ASM Metals Handbook, 2000. Volume 6, Welding, Brazing and Soldering, Tenth Edition, Fifth Printing, Materials Park, Ohio, USA, 1299 p.
- ASM Metals Handbook, 2000. Volume 8, Mechanical Testing and Evaluation, Tenth Edition, First Printing, Materials Park, Ohio, USA, 1000 p.
- ASM Metals Handbook, 2000. Volume 9, Metallography and Microstructure, Fifth Edition, Ninth Printing, Materials Park, Ohio, USA, 775 p.
- ASM Metals Handbook, 2001. Volume 20, Materials Selection and Design, Fifth Edition, Second Printing, Materials Park, Ohio, USA, 900 p.
- ASTM E837, 1995. Standard Test Method for Determining Residual Stresses by The Hole-Drilling Strain-Gage Method, USA, 648-654 p.
- Avery, R.E., 1991. Pay Attention to Dissimilar Metal Welds Guidelines for Welding Dissimilar Metals, Chemical Engineering Process, AICE, USA, 6 p.
- Avner, S. H., 1974. Introduction to Physical Metallurgy, Second Edition, McGRAW-HILL, International Edition, New York, 696 p.
- AWS Research for Engineering, 2001. Test Methods for Evaluating Welded Joints, Printed USA, 57 p.
- AWS, Welding Handbook, 1991. Welding Technology, 8 Edition, Volume 1, Chapter 12, Miami, 758 p.

- AWS., 1971. Welding Handbook, Sixth Edition, Volume 3, Welding, Cutting and Related Processes, Miami, USA, 90-123 p.
- AWS., 1982. Welding Handbook, Seventh Edition, Volume 4, Metals and Their Weldability, Welding Technology, Miami, USA, 527-528 p.
- Aydoğdu, K., Genel, K., 2002. Kaynaklı Bağlantıların Yorulma Dayanımını Etkileyen Faktörler, SAÜ, F.B.E. Dergisi, Cilt, 6, Sayı, 1, 84-89 s.
- Barnhouse, E.J., Lippold, J.C., 1998. Microstructure/Property Relationship in Dissimilar Welds Between Duplex Stainless Steels and Carbon Steels, Welding Journal, March Issue.
- Başaran, A., 1998. Elektron Işını ve TIG Kaynağı Yöntemleriyle Birleştirilmiş Inconel 718 Malzemenin Mekanik Özelliklerinin Karşılaştırılması, OGÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi (Yayınlanmamış), Eskişehir, 93 s.
- Callister, W.D., 2002. Materials Science and Engineering an Introduction, John Wiley & Sons, Inc., Sixth Edition, USA, 820 p.
- Can, A. Ç., 2003. Malzeme Bilgisi (Ders Notları), PAÜ Matbaası, Denizli, 240 s.
- Cihan, E., 1998. Elektron Işın Kaynağı ve Otomotiv Endüstrisindeki Uygulamaları, İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, Y.L. Tezi (Yayınlanmamış), İstanbul, 138 s.
- Çalık, A., 1997. Dolgu Kaynağı Yapılmış Millerin Yorulma Ömrünün Deneysel Olarak Araştırılması, FÜ, FBE, Y.Lisans Tezi (Yayınlanmamış), Elazığ, 57s.
- Çam, G., Koçak, M., 2000. Laser and Electron Beam Welding of Structural Steels, 8.Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 216-231 s.
- Çelik, A., Alsarın, A., 1999. Mechanical and Structural Properties of Similar and Dissimilar Steels Joints, Materials Characterization, 43, 311-318 p.
- David, S.A., 1981. Trends in Welding Research The United States Conference Proceeding, ASM, USA, 652 p.
- DIN 50120, 1975. Tensile Test on Welded Joints, Part 1, Fusion Welded Butt Joints.
- DIN 50120, 1978. Tensile Test on Welded Joints, Part 2, Pressure Welded Butt Joints.
- DIN 50122, 1984. Impact Test on Welded Joints, Specimen Position, Notch Position.
- DIN 50163, 1982. Hardness Test on Welds, Part 1, Transverse Section of Joints Welds.

- DIN Handbook 8., 1990. Welding 1 Standard Dealing with Filler Metals, Manufacture, Quality and Testing, 442 p.
- Dieter, J.A., 1961. Mechanical Metallurgy, Mc GRAW-HILL Co., USA, 431 p.
- Dobeneck, D.F.V., 1997. Hızlı Elektron Işınli Kaynak Tesisleri, Makine Magazin Dergisi, Sayı 19, İstanbul, 32-36 s.
- Doong, J.L., Chi, J.M., Hwang, J.R., 1990. Effect of Electron Beam Welding on Fatigue Crack Growth in AISI 4130 Steel, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., Volume 13, No 3, 253-261 p.
- Elmer, J.W., Terril, P., Brasher, D., Butler, D., 2002. Joining Depleted Uranium to High-Strength Aluminum Using an Explosively Clad Niobium Interlayer, Welding Journal, August 2002, 167-173 p.
- Erdoğan, M., 1995. Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri, Cilt 1, Nobel Yayın Dağıtım, 3. Baskı, Ankara, 364 s.
- Erdoğan, M., 2000. Mühendislik Alaşımının Yapı ve Özellikleri, Demir Alaşımaları, Cilt 1, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara, 338 s.
- Eroğlu, M., 1997. Düşük Karbonlu Bir Çelikte Kaynak Enerji Girişi ve Başlangıç Tane Boyutunun Kaynak Bölgesinin İç Yapı ve Mekanik Özelliklere Olan Etkisi, FÜ, F.B.E., Doktora Tezi (Yayınlanmamış), Elazığ, 110 s.
- Eryürek, B., Bodur, O., Dikicioğlu, A., 1996. Kaynak Teknolojisinin Esasları, Birsen Yayınevi, İstanbul, 251 s.
- Güleç, Ş., Aran, A., 1987. Malzeme Bilgisi, Cilt, 2, TÜBİTAK Yayını, MBEAE Matbaası, 174 s.
- Güleç, Ş., Aran, A., 1993. Malzeme Bilgisi, Cilt 1, İTÜ, Mak. Fak. Ofset Mat., 190 s.
- Güleç, Ş., Aran, A., 1983. Çelik ve Dökme Demirlerin Yorulma Dayanımı, TÜBİTAK Yayını, MBEAE Matbaası, Gebze, 210 s.
- Gültekin, N., 1991. Kaynak Tekniği. Ergin Ofset, İstanbul, 184 s.
- <http://www.assda.asn.au/316.html>, 2003.
- <http://www.electronbeamwelding.com>., 2003.
- <http://www.kuleuven.ac.be/bwk/materials/education/master/wg02/10600.html>, 2003.
- <http://www.subarcflux.com>., 2003.
- <http://www.subarcflux.com/highalloys.html>, 2003.

<http://www.vishay.com.>, 2003.

Huang, C.C., Pan, Y.C., Chuang, T.H., 1997. Effect of Post-Weld Heat Treatments on The Residual Stress and Mechanical Properties of Electron Beam Welded SAE 4130 Steel Plates, *Jou. of Mat. Eng. and Perf.*, Volume 6, 61-68 p.

Jones, L., Alfile, J.P., Aubert, Ph., Punshon, C., Danner, W., Kujanpaa, V., Maisonnier, D., Sere, M., Schreck, G., Wykes, M., 2000. Advanced Cutting, Welding and Inspection Methods for Vacuum Vessel Assembly and Maintenance, *Fusion Engineering and Design*, 51-52, 985-991 p.

Kaçar, R., Gündüz, S., Acarer, M., Demir, B., 2003. 304 Paslanmaz Çelik ve Mikroalaşımli Çeliklerin Ark Kaynağı ile Birleştirilmesinde Mikroyapı-Mekanik Özellik İlişkisinin İncelenmesi, 6th International Fracture Conferance, 10-12 September Selçuk University, Konya, 157-167 p.

Kahraman, N., Gülenç, B., Akça, H., 2002. Ark Kaynak Yöntemi ile Birleştirilmiş Ostenitik Paslanmaz Çelik ile Düşük Karbonlu Çeliğin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, *GÜ, MMF. Fak. Der. Cilt, 17, No, 2, 75-85 s.*

Kayalı, E. S., Eruslu, N., Ürgen, M., Taptık, Y., Çimenoglu, H., 1997. Hasar Analizi, *Metalurji Mühendisleri Odası Yayını, İstanbul, Bölüm, 9, 212 s.*

Kearns, W., H., 1984. *Welding Handbook. Resistance and Solid State Welding and Other Joining Processes*, Ohio, 170-213 p.

Koleva, E., Mladenov, G., Vutova, K., 1999. Calculation of Weld Parameters and Thermal Efficiency in Electron Beam Welding, *Vacuum*, 53, 67-70 p.

Korinko, P. S., Malene, S. H., 2001. Consideration for Weldability of Types 304L and 316L Stainless Steels, *WSRC-MS-00544*.

Kotecki, D.J., Rajon, V.B., 1997. Submerged Arc Fillet Welds Between Mild Steel and Stainless Steel, *Welding Research Supplement*, 57-66 p.

Kotecki, D.J., Siewert, T.A., 1992. WRC-92 Constitution Diagram for S.S. Weld Metals, A Modification of The WRC-1988 Diagram, *Welding Research Supplement*, 171-177 p.

Krauss, G., 1997. *Steel; Heat Treatment and Processing Principles*, Materials Park, Ohio, 548 p.

Kurşungöz, H., 1996. Yüksek Nikel Alaşımli Malzemelerin Vakum Ortamında Sert Lehimlenmesinde İşlem Parametrelerinin Özelliklere Etkisinin İncelenmesi, *OGÜ, F.B.E. Doktora Tezi (Yayınlanmamış)*, Eskişehir, 124 s.

- Kuşhan, M. C., 1996. Elektron Bombardıman Kaynaklı Fe-Ni Esaslı Süperalaşım Inconel 718'in Isı Tesiri Altındaki Bölgesinde Mikro Çatlakların İncelenmesi, OGU Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi(Yayınlanmamış), Eskişehir, 89 s.
- Laha, K., Chandravathi, K.S., Bhanu, K.S.R., Manan, S.L., Sastry, D.H., 2001. An Assessment of Creep Deformation and Fracture Behavior of 2.25Cr-1Mo Similar and Dissimilar Weld Joints, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume, 32, 115-124 p.
- Lord, J.D., Grant, P.V., Fry, A.T., Kandil, F.A., 2003. A UK Residual Stress Intercomparison Exercise- Development of Measurement Good Practice for The XRD and Hole-Drilling Techniques, NLP Materials Centre, National Physical Laboratory, Teddington, Middlesex, TWII OLW, UK., 6 p.
- Madenov, G., Sabchevski, S., 2001. Potential Distribution and Space Charge Neutalization in Technological Intense Electron Beams an Overview, Pergamon, Vacuum, Volume 62, 113-122 p.
- Masubuchi, K., 1981. Residual Stresses and Distortion, AWS Welding Handbook, Seventh Edition, Volume 1, Miami, 222-248 p.
- Measurement Group, Tech Note TN-503-3, 1999. Measurement of Residual Stresses by The Hole-drilling Strain Gage Method. USA, 25 p.
- Melaka, A. H., 1971. Electron Beam Welding Principles and Practice Published for The Welding Institute by Mc GRAW-HILL, London, 331 p.
- Metabower, E. A., Bakish, R. Casey, H., Flynn, J., Knaus, H. S., Povers, E. D., 1983. Metals Handbooks. Ninth Edition V.6, Welding, Brazing, Soldering Electron Beam Welding, Metals Park, Ohio, 609-646 p.
- Metzger, G., Lison, R., 1976. Electron Beam Welding of Dissimilar Metals, Welding Research Supplement, 35, 230-240 p.
- Missori, S., Koerber, C., 1998. Producer Development for Improved Quality Single and Dual Laser Beam Welding of Dissimilar Metals, Welding Journal, Volume 77, Issue, 6, 232-238 p.
- Mladenov, G., Vutuva, K., Wojcicki, S., 1998. Experimental Investigation of The Weld Depth and Thermal Efficiency During Electron Beam Welding, Vacuum, Volume 51, Number 2, 231-133 p.
- Mladenov, G.M., Petrov, P.I., 1999. Physical and Thermal Processes During Electron Beam Welding, Mat. and Manu. Processes, Volume 14, Issue, 3, 331-345 p.
- Nelson, T.W., Lippold, J.C., Mills, M.J., 1999. Nature and Evolution of The Fusion Boundary in Ferritik-Austenitic Dissimilar Weld Metals, Part, 1, Nucleation and Growth, Welding Journal, 78 (10), 329-337 p.

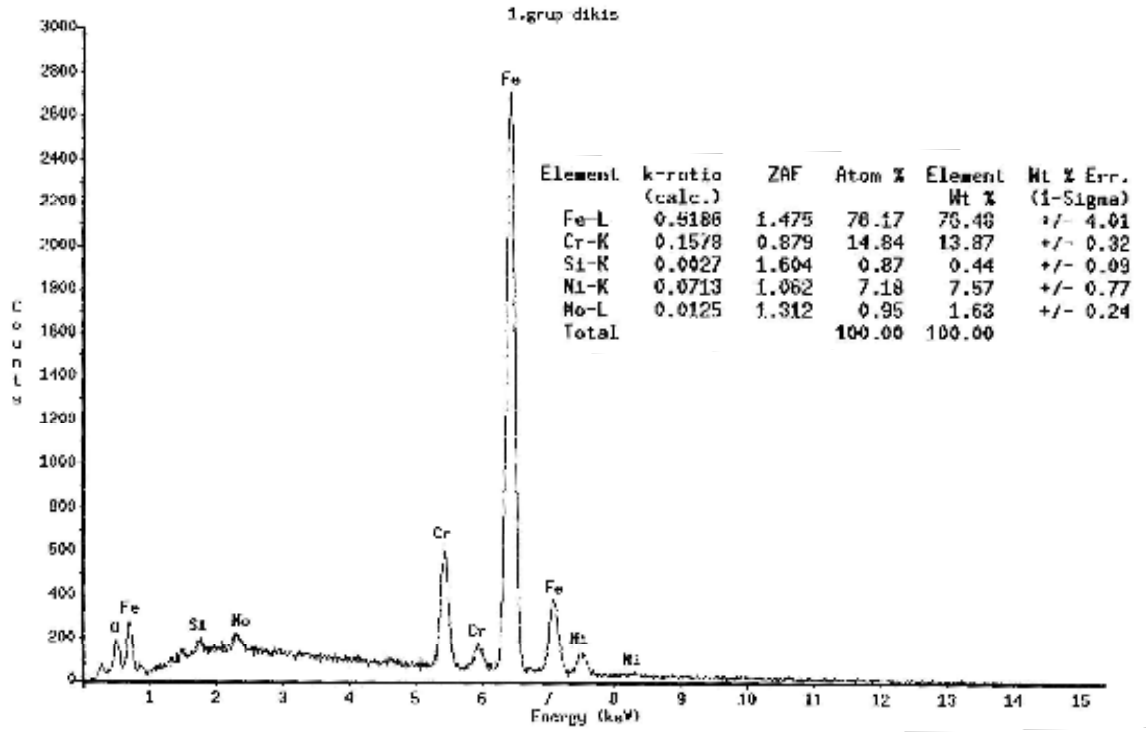
- Nelson, T.W., Lippold, J.C., Mills, M.J., 2000. Nature and Evolution of The Fusion Boundary in Ferritik-Austenitic Dissimilar Weld Metals, Part, 2, On cooling transformations, , Welding Journal, 79 (10), 267-277 p.
- NİDI, 2002. A Designers' Handbook Series No:9002, Welding of Stainless Steels and Other Joining Methods, AISI, USA.
- Nikolaev, G., Olshansky, N., 1977. Advanced Welding Processes, First Published, MIR Publisher, Moscow, 89-130 p.
- Odabaş, C., 2002. Paslanmaz Çelikler, Askaynak A.Ş. Yayını, İstanbul, 77 s.
- Oğuz, B., 1987. Karbonlu ve Alaşımli Çeliklerin Kaynağı, Metalurji-Uygulama, Oerlikon Kaynak A.Ş., İstanbul, 488 s.
- Oğuz, B., 1989. Ark Kaynağı, Oerlikon Kaynak A.Ş., İstanbul, 562 s.
- Oğuz, B., 1990. Demirdışı Metaller Kaynağı. Oerlikon Yayınları, Erdini Basım ve Yayınevi, İstanbul, 864 s.
- Omar, A.A., 1998. Effect of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds, Welding Research Supplement, February, 86-93 p.
- Özden, N., 1985. Kaynağın Isıl İşlemi, Petkim Aliağa Yayını, İstanbul, 166 s.
- Powers, D., 1997. Nonvacuum Electron Beam Welding Enhances Automotive Manufacturing, Welding Journal, 76 (11), 59-62 p.
- Powers, D., Schubert, G., 2000. Electron Beam Welding: A Useful Tool for The Automotive Industry, Welding Journal, 79 (2), 35-38 p.
- Robins, W., 1981. Operators Manual Sciaky Electron Beam Welder. Tecnicl Order No.34, V4-137-1, 372 p.
- Romans, D., Simons, E.N., 1968. Welding Processes and Technology Part, 3, Unusual Welding Processes, Chapter 19, London Sir Isaac Pitman and Sons Ltd., 155-161 p.
- Rossi, B. E., 1941. Welding and Its Application, Mc GRAW-HILL, Newyork, 343 p.
- Rowe, M.D., Nelsont, T.W., Lippold, J.C., 1999. Hydrogen-Induced Cracking along The Fusion Boundary of Dissimilar Metal Welds, Welding Research Supplement, February Issue, 31-37 p.
- Sanderson, A., Punshon, C.S., Russell, J.D., 2000. Advanced Welding Processes for Fusion Reactor Fabrication, Fusion Engineering and Design, 49-50, 77-87 p.

- Sanderson, A., Weld, M., Taylor, A.N., 1981. Electron Beam Weldability of Three Aluminium Alloys, Source Book on Electron Beam And Laser Welding, ASM, USA.
- Sanderson, S.J., 1983. Mechanical Properties and Metallurgy of 9 % Cr 1 % Mo Steel, Ferritik Steel for High Temperature Applications, Ed. A.K. Khare, ASM, Metals Park Ohio, 85-99 p.
- Savaşkan, T., 1999. Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, Derya Kitapevi, Beta Basım A.Ş., Trabzon, 248 s.
- Schey, J.A., 2000. Introduction to Manufacturing Processes, Third Edition, Mc GRAW-HILL, Higher Education, Singapore, 962 p.
- Schiller, S., Heising, U., Pancer, S., 1982. Electron Beam Technology, A Wiley-Interscience Publication, John Willey & Sons Inc. Canada, 507 p.
- Schultz, H., 2002. Electron Beam Welding, DVS Verlag, Abington Woodhead Publishing, Ltd. in Association with The Welding Institute, Cambridge, England, 232 p.
- Schulze, K.R., 1998. Vakumlu Kabinsiz Elektron Işınli Kaynak, Makine Magazin Dergisi, Sayı 19, İstanbul, 40-44 s.
- Schwartz, M.M., 1981. Source Book on Electron Beam and Laser Welding, ASM, Metals Park Ohio, USA.
- Sciaky Co., 1975. Turbine Engine Fabrication Repair and Overhaul Using Electron Beam Welding Techniques, Sciaky Bross, Inc. Chicago, USA, Bulletin No,363-R, 39 p.
- Sciaky Co., 1983. Electron Beam Welding Equipment, Process Parameters, Limitation and Controls, Sciaky Bross. Inc., Bulletin No, 6/83, Chicago, USA, 17 p.
- Sun, Z., 1996. Feasibility of Producing Ferrite/Austenitic Dissimilar Metal Joining by High Energy Density Laser Beam Welding Process, Int. J. Pres. Ves. & Piping, 68, 153-160 p.
- Sun, Z., Karppi, R., 1996. The Application of Electron Beam Welding for The Joining of Dissimilar Metals; An overview, Journal of Materials Processing Technology, 59, 257-267 p.
- Şen, U., Bindal, C., Yılmaz, F., 1995. Çeşitli Yenileme İşlemlerine Uğratılan SAE 4140 Tank Palet Çeliklerinin Özellikleri, 6. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 70-75 s.

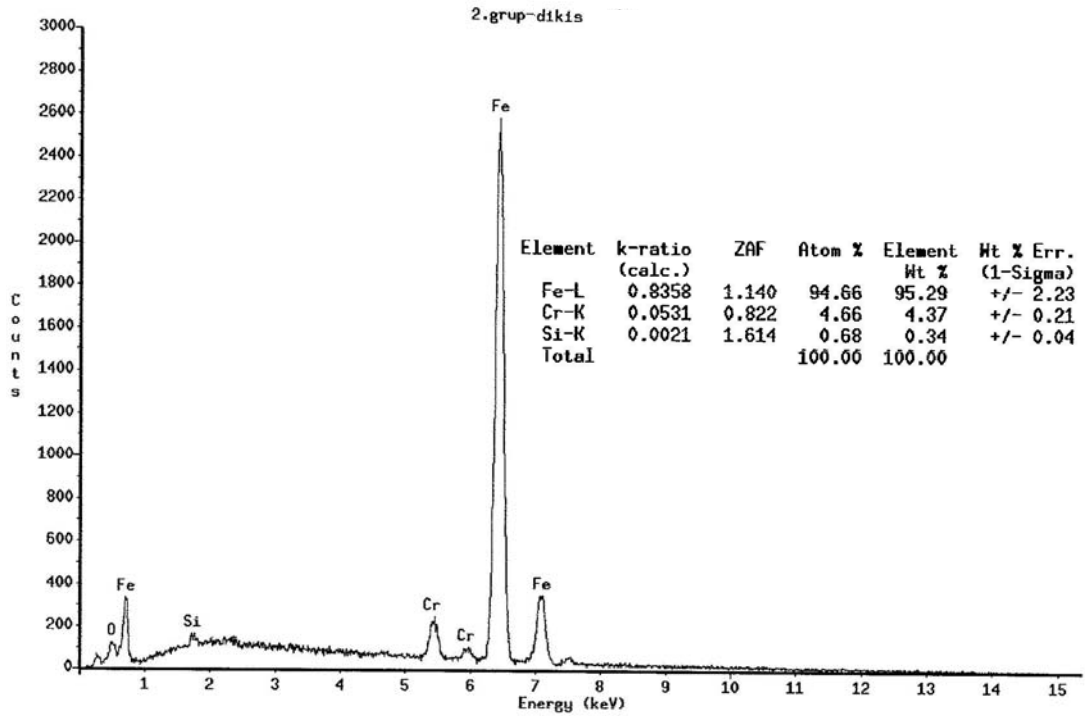
- Tayanç, M., Toktaş, A., 2002. SAE 4140 Çeliğinin İslahında Menevişleme Sıcaklığının İç Yapı ve Süneklik Üzerine Etkisinin İncelenmesi, Kalıp Dünyası, Yıl, 3, Sayı, 15, 60-66 s.
- Technical Orders, 1992. United State Air Force Technical Manual for Overhaul Air Craft Engines. T.O.2j-j79-83-1, SWP 01502.
- Tekin, A., 1981. Çeliklerin Metalurjik Dizayını, Doyuran Matbaası, İstanbul, 290 s.
- Tekin, E., 1992. Mühendisler İçin Çelik Seçimi, MMO Yayın No, 119, 285 s.
- TS 138 EN 10002-1, 1996. Metalik Malzemeler- Çekme Deneyi Bölüm 1, Ortam Sıcaklığında Deney Metodu.
- TS 1487, 1974. Metallerin Yorulma Deneyi Genel Prensipleri.
- TS 269, 1974. Vurma Deneyi- (Charpy ve İzod) Metalik Malzemelerde.
- TS 287 EN 895, 1996. Metalik Malzemeler-Kaynaklar Üzerinde Tahribatlı Deneyler, Enine Çekme Deneyi.
- TS EN 1043-2, 1997. Metalik Malzeme Kaynakları Üzerinde Tahribatlı Deneyler, Sertlik Deneyi- Kısım 2, Kaynaklı Birleştirmelerde Mikrosertlik Deneyi.
- TS prEN 875, 1996. Metalik Malzemelerde Kaynaklar Üzerinde Tahribatlı Deneyler, Vurma Deneyleri- Deney Numunesi Yeri, Çentik Yönü ve Muayene.
- Tsukamota, S., Harada, H., Bhadeshia, H.K.D.H., 1993. Metastable Phase Solidification in Electron Beam Welding of Dissimilar Stainless Steels, Materials Science and Engineering A, 178, 189-194 p.
- Tülbentçi, K., Kaluç, E., 2001. Gaz Ergitme Kaynağı ve Oksijen ile Kesme, MMO Yayın No, 252, Ankara, 195 s.
- Varol, R., 1999. Soğuk Haddelenmiş Alüminyum Levhalarda Artık Gerilmelerin Ölçülmesi, MMO Denizli Bilim Günleri Bildiriler Kitabı, 420-425 s.
- Vasudevan, M., Muruganath, M., Bhaduri, A. K., 2001. Application of Bayesian Neural Network for Modeling and Prediction of Ferrite Number in Austenitic Stainless Steels Welds, Cambridge University, UK, England.
- Wang, Z., Xu, B., Ye, C., 1993. Study of The Martensite Structure at The Weld Interface and The Fracture Toughness of Dissimilar Metals joints, Welding Research Supplement, 397-402 p.
- Wei, P. S., Lii, T. W., 1990. Electron Beam Deflection When Welding Dissimilar Metals. Journal of Heat Transfer, V., 122, No, 3, 714-720 p.

- Wei, P.S., Chung, F.K., 1997. Three-Dimensional Electron Beam Deflection and Missed Joint in Welding Dissimilar Metals, *Journal of Heat Transfer*, Volume, 119, Issue 4, 832-839 p.
- Wei, P.S., Kuo, Y.K., Ku, J.S., 2000. Fusion Zone Shapes in Electron Beam Welding Dissimilar Metals, *Journal of Heat Transfer*, Vol., 122, Issue, 3, 626-631 p.
- Yasuda, K., Nagai, H., Mori, E., 1984. Wire Feeders Boast Electron Beam Welding's Potential, *Welding and Metal Fabrication*, Volume, 52, Issue, 3, 101-103 p.
- Yılbaş, B.S., Sami, M., Nickel, J., Coban, A., Said, S.A.M., 1998. Introduction into The Electron Beam Welding of Austenitic 321-Type Stainless Steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 82, 13-20 p.
- Yılmaz, O., 1999. Östenitik Paslanmaz Çelik ve Bakır Çiftinin Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilmesinde Kaynak Parametrelerinin Birleşmeye Etkisi, FÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi (Yayınlanmamış), Elazığ, 109 s.
- Zhang, H., Zhang, Y., Li, L., Ma, X., 2002. Influence of Weld Mis-Matching on Fatigue Crack Growth Behaviors of Electron Beam Welded Joints, *Materials Science and Engineering A*, 334, 141-146 p.
- Zysk, K.T., 1998. The Effect of Electron Beam Rotation Upon Electron Beam Welded Copper-304 Stainless Steels Couples, The University of Tennessee, PhD Theses (Unpublished) 157 p.

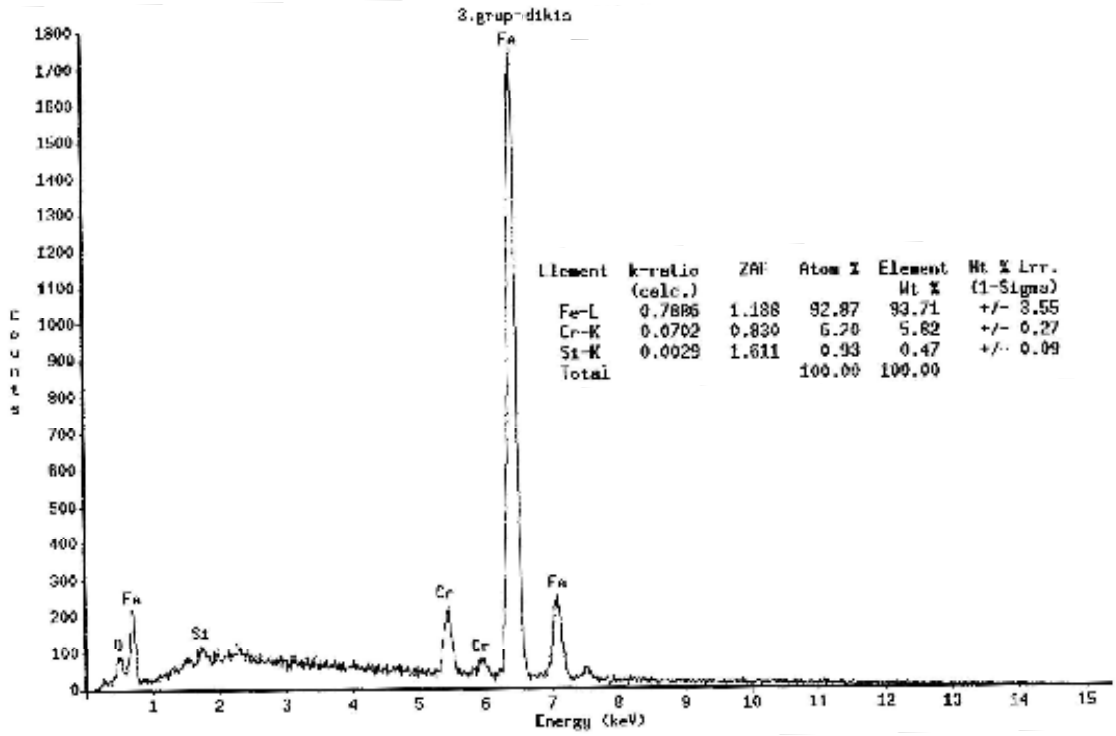
EKLER



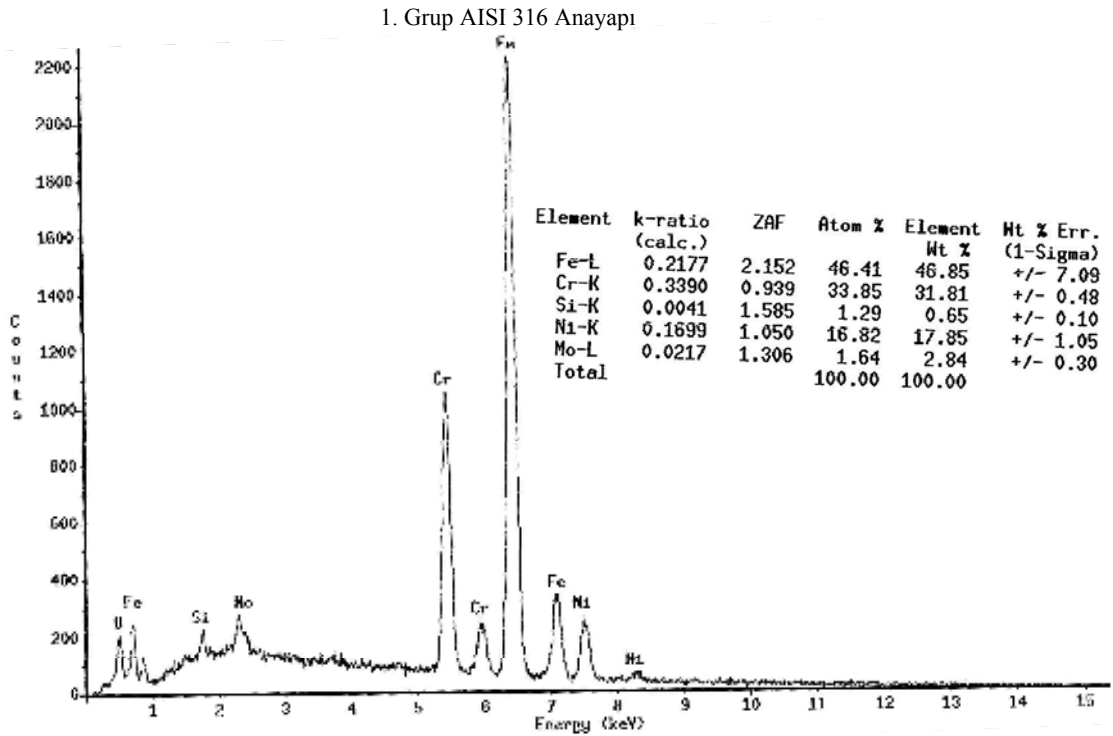
Ek.1. 1.grup numunenin kaynak dikis merkezinden alınan EDS grafiği



Ek.2. 2.grup numunenin kaynak dikis merkezinden alınan EDS grafiği

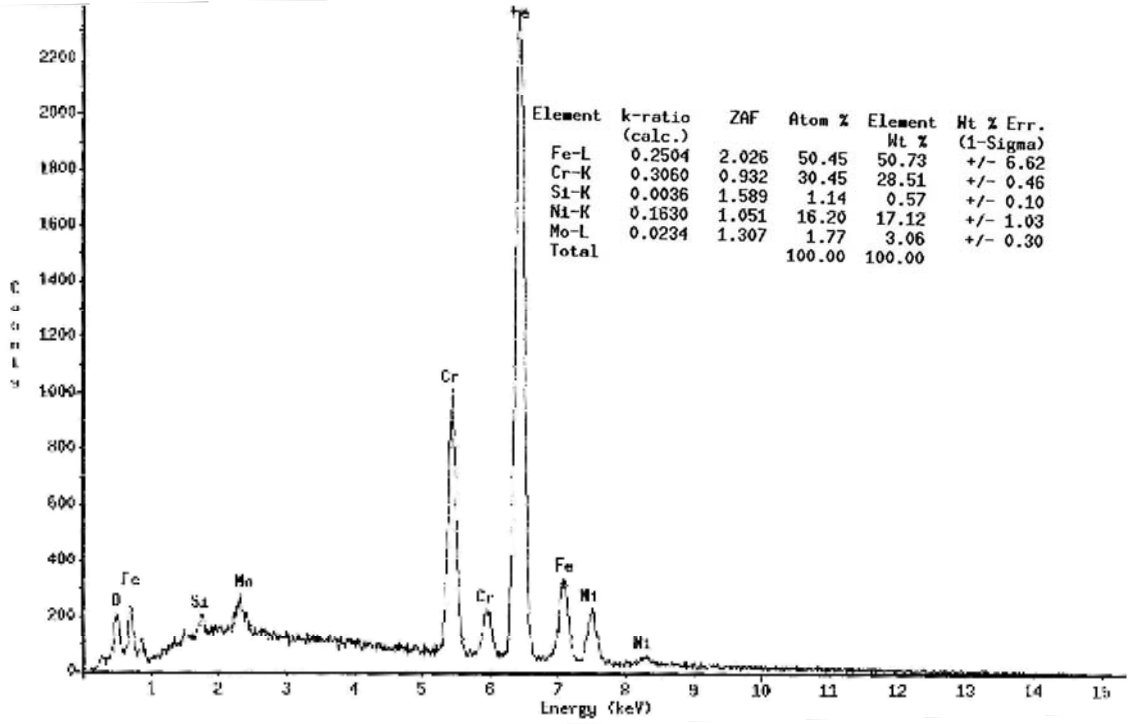


Ek.3. 3. grup numunenin kaynak dikiş merkezinden alınan EDS grafiği

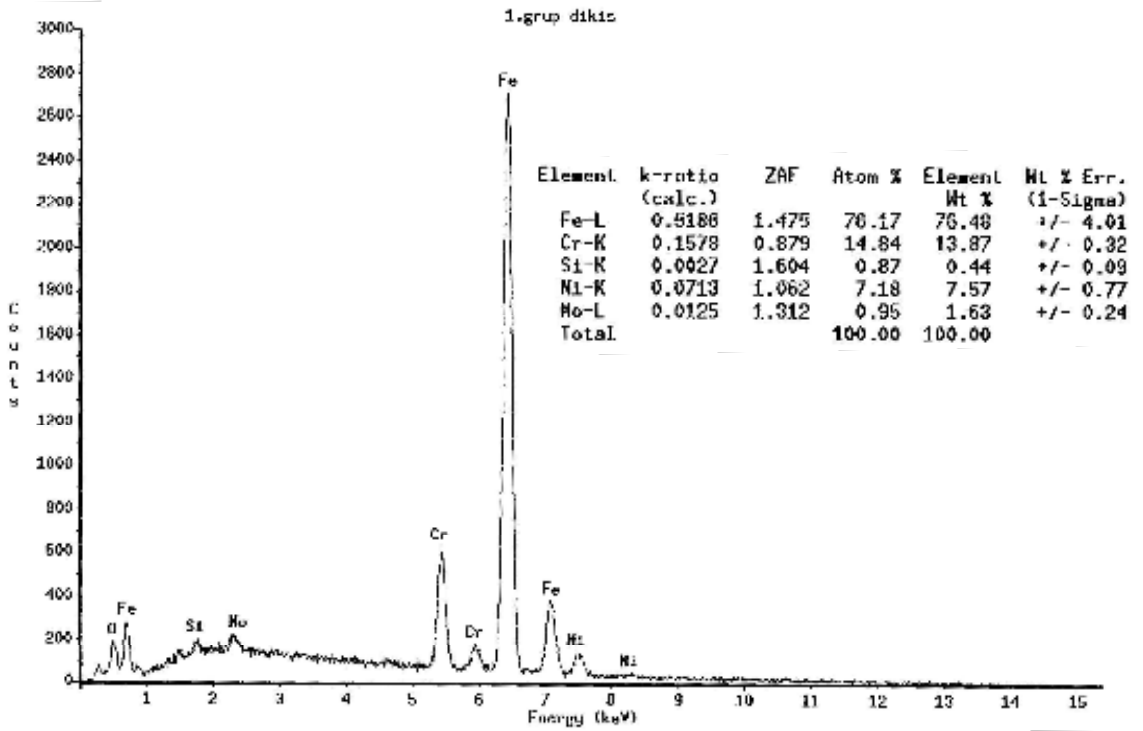


Ek.4. 1. grup numunenin AISI 316'nın ana yapısından alınan EDS grafiği

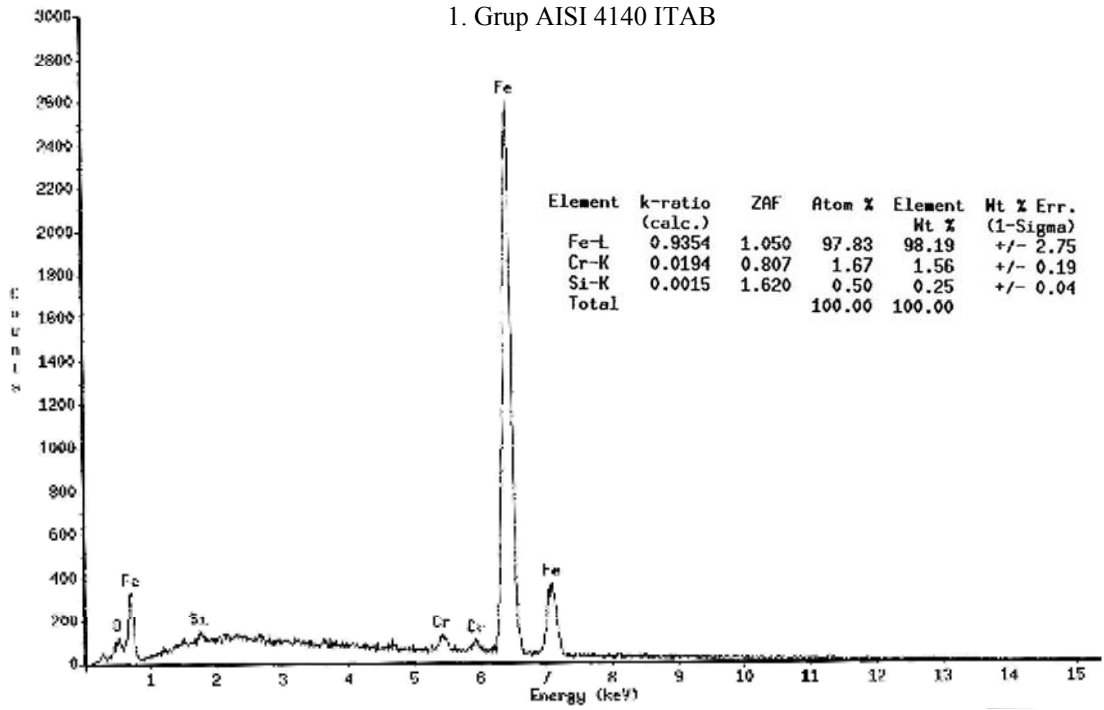
1. Grup AISI 316'nın Geçiş Bölgesi



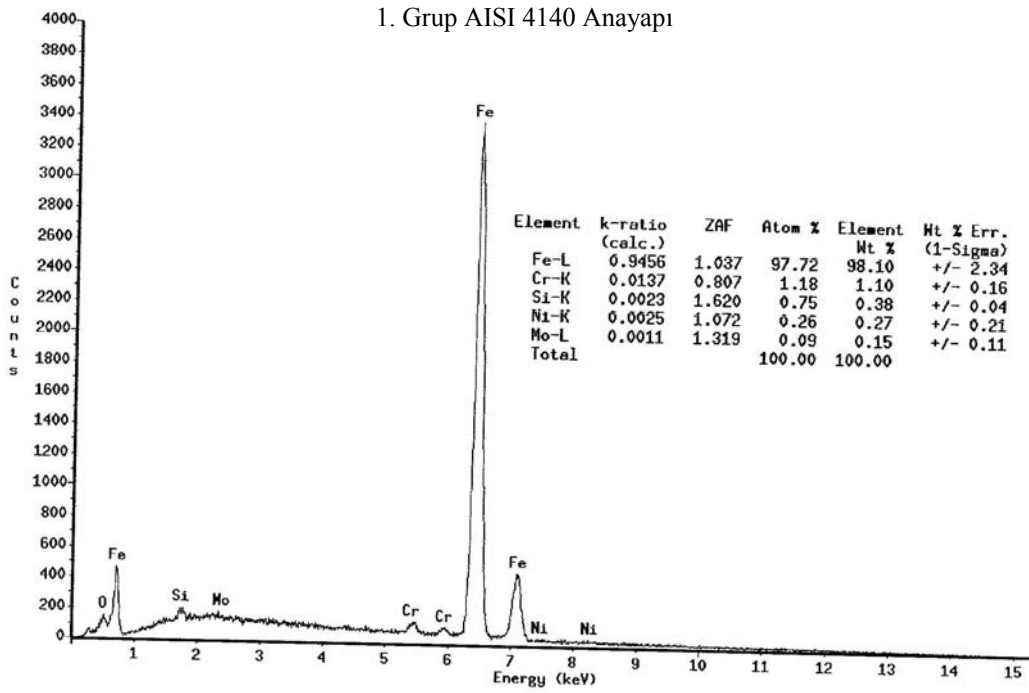
Ek.5. 1.grup numunenin AISI 316'nın Geçiş bölgesinden alınan EDS grafiği



Ek.6. 1.grup numunenin kaynak dikisi merkezinden alınan EDS grafiği



Ek.7. 1.grup numunenin AISI 4140'ın ITAB'ından alınan EDS grafiği



Ek.8. 1.grup numunenin AISI 4140'ın ana yapısından alınan EDS grafiği

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Adnan ÇALIK
Doğum Yeri : Osmaniye
Doğum Yılı : 01.04.1974
Medeni Hali : Evli ve 3 Çocuklu

Eğitim ve Akademik Durumu:

Lise : 1987-1990 Isparta Teknik ve Endüstri Meslek Lisesi
Lisans : 1990-1994 Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitim Bölümü
Yüksek Lisans : 1994-1997 Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı
: 1998-1999 Süleyman Demirel Üniversitesi Makine Mühendisliği Anabilim Dalında 1 Yıl Lisans Tamamlama (Bilimsel Hazırlık)
Yabancı Dil : İngilizce (ÜDS 65)

İş Denevimi:

1994 – 1997 : Osmaniye ve Elazığ'da Teknik Öğretmenlik
1997 – : Süleyman Demirel Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Makine Eğitimi Bölümünde halen “Araştırma Görevlisi” olarak görev yapmaktadır.