

T.C.  
FIRAT ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AISI 430/AISI 1040 ÇELİK ÇİFTİNİN ANAHTAR DELİĞİ PLAZMA KAYNAK  
YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ, MİKROYAPI VE MEKANİK  
ÖZELLİKLERİN ARAŞTIRILMASI**

Tanju TEKER

**DOKTORA TEZİ  
METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI**

Elazığ, 2010

**FIRAT ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AISI 430/AISI 1040 ÇELİK ÇİFTİNİN ANAHTAR DELİĞİ PLAZMA KAYNAK  
YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ, MİKROYAPI VE MEKANİK  
ÖZELLİKLERİN ARAŞTIRILMASI**

**DOKTORA TEZİ**

**Tanju TEKER**

**Anabilim Dalı: Metalurji Eğitimi**

**Programı: Kaynak**

**EKİM-2010**

**FIRAT ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AISI 430/AISI 1040 ÇELİK ÇİFTİNİN ANAHTAR DELİĞİ PLAZMA KAYNAK  
YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ, MİKROYAPI VE MEKANİK  
ÖZELLİKLERİN ARAŞTIRILMASI**

**DOKTORA TEZİ**

**Tanju TEKER**

**(Enstitü No: 1500)**

**Anabilim Dalı: Metalurji Eğitimi**

**Programı: Kaynak**

**Tez Danışmanı: Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 03 Eylül 2010**

**EKİM-2010**

**FIRAT ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AISI 430/AISI 1040 ÇELİK ÇİFTİNİN ANAHTAR DELİĞİ PLAZMA KAYNAK  
YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ, MİKROYAPI VE MEKANİK  
ÖZELLİKLERİN ARAŞTIRILMASI**

**DOKTORA TEZİ**

**Tanju TEKER**

**(Enstitü No: 1500)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 03 EYLÜL 2010**

**Tezin Savunulduğu Tarih: 04 EKİM 2010**

**Tez Danışmanı: Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR (F.Ü)  
Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM (D.P.Ü)  
Prof. Dr. Halis ÇELİK (F.Ü)  
Prof. Dr. Nuri ORHAN (F.Ü)  
Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK (F.Ü)**

**EKİM-2010**

T.C.  
FIRAT ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**AISI 430/AISI 1040 ÇELİK ÇİFTİNİN ANAHTAR DELİĞİ PLAZMA KAYNAK  
YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLMESİ, MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİN  
ARAŞTIRILMASI.**

Tanju TEKER

DOKTORA TEZİ  
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

Bu seminer, 04/10./2010 tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği/~~oy çokluğu~~ ile başarılı/~~başarısız~~ olarak değerlendirilmiştir.

Danışman: Doç. Dr. Niyazi ÖZDEMİR

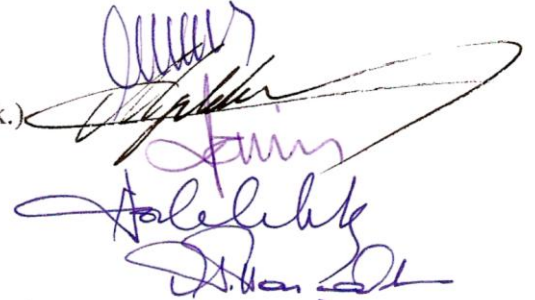
Üye: Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM (D.P.Ü. Müh.Fak.)

Üye: Prof. Dr. Nuri ORHAN

Üye: Prof. Dr. Halis ÇELİK

Üye: Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu' nun ...../...../..... tarih ve .....sayılı kararıyla onaylanmıştır.



## İÇİNDEKİLER

### Sayfa No

ÖNSÖZ	
İÇİNDEKİLER	I-III
ÖZET	IV-V
SUMMARY	VI-VII
ŞEKİLLER LİSTESİ	VIII-XI
TABLOLAR LİSTESİ	XII-XIII
1.GİRİŞ	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER VE ÜRETİMİ	4
2.1. Paslanmaz Çelikler	4
2.1.1. Paslanmaz Çelik Üretim Teknolojisi	6
2.1.2. Paslanmaz Çeliklerin Simgelenmesi	10
2.1.3. Paslanmaz Çeliklerin Temel Türleri ve Özellikleri	12
2.1.3.1. Martenzitik Paslanmaz Çelikler	16
2.1.3.2. Ostenitik Paslanmaz Çelikler	20
2.1.3.2.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiler	24
2.1.3.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler	25
2.1.3.2.2.1. MX Çökeltileri	25
2.1.3.2.2.2. M <sub>2</sub> X Çökeltileri	26
2.1.3.2.2.3. M <sub>3</sub> C Karbürü	26
2.1.3.2.2.4. M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> Karbürü	27
2.1.3.2.2.5. M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Karbürü	27
2.1.3.2.2.6. M <sub>6</sub> C Karbürü	28
2.1.3.2.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar	29
2.1.3.2.3.1. Sigma (σ) Fazı	29
2.1.3.2.3.2. Laves Fazı	32
2.1.3.2.3.3. Z-Fazı	33
2.1.3.2.3.4. Kapa (χ) Fazı	34
2.1.3.2.3.5. Chi (G) fazı	34
2.1.3.3. Duplex Paslanmaz Çelikler	34
2.1.3.4. Çökeltme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler	37
2.1.3.5. Ferritik Paslanmaz Çelikler	39
2.1.3.5.1. Fiziksel ve Mekaniksel Özellikleri	43
2.1.3.5.2. Mikroyapı Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisi	45
2.1.3.5.3. Martenzitin Etkisi	45
2.1.3.5.4. Kırılma Olgusu	46
2.1.3.5.4.1. 475 °C Kırılma Olgusu	47
2.1.3.5.4.2. M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> karbürü	48
2.1.3.5.4.3. Yüksek Sıcaklık Kırılma Olgusu	49
2.1.3.5.4.3.1. Bileşimin Etkileri	49
2.1.3.5.4.3.2. Tane Büyümesinin etkileri	50
2.1.3.5.5. Kaynak katılaşma Çatlağı	52

2.1.4. Paslanmaz Çeliklerin Isıl İşlemleri.....	53
2.1.4.1. Tavlama.....	53
2.1.4.2. Sertleştirme.....	54
2.1.4.3. Gerilme Giderme.....	54
2.1.5. Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği.....	56
2.1.5.1. Martenzitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği.....	57
2.1.5.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği.....	58
2.1.5.3. Duplex Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği.....	61
2.1.5.4. Çökeltme Sertleşmeli Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği.....	62
2.1.5.5. Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği.....	63
2.1.5.5.1. Dolgu Metali Seçimi.....	66
2.1.6. Paslanmaz Çeliklere Uygulanan Kaynak Yöntemleri.....	67
2.1.6.1. Elektrik Ark Kaynağı.....	67
2.1.6.2. Gaz Tungsten Ark Kaynağı (TIG).....	68
2.1.6.3. Gaz Metal Ark Kaynağı (MIG).....	70
2.1.6.4. Lazer Işın Kaynağı.....	71
2.1.6.5. Tozaltı Kaynağı.....	71
2.1.6.6. Elektron Işını ile Kaynak.....	73
<b>2.2. PLAZMA ARK KAYNAĞI.....</b>	<b>75</b>
2.2.1. Plazma Arkının Tarihsel Gelişimi.....	75
2.2.2. Plazma Tekniğinde Başlıca Ayar Parametreleri.....	78
2.2.2.1. Elektrod.....	80
2.2.2.2. Gaz Nozulu.....	81
2.2.2.3. Plazma ve Koruyucu Gazlar.....	81
2.2.2.4. Plazma Ark Kaynak Torçları.....	83
2.2.2.5. Plazma Ark Kaynağında Kullanılan Teller.....	84
2.2.2.6. Plazma Ark Kaynağında Birleştirme Türleri ve Kaynak Ağız Tasarımı.....	85
2.2.2.7. Plazma Ark Kaynak Makinası.....	85
2.2.2.8. Plazma Arkının Oluşturulması.....	88
2.2.2.8.1. Elektrod (-) Kutupta.....	89
2.2.2.8.2. Elektrod (+) kutupta.....	89
2.2.2.8.3. Plazma Arkı ile TIG Arkı Arasındaki Fark.....	90
2.2.3. Plazma Yöntemlerinin Sınıflandırılması.....	90
2.2.3.1. Plazma Arkı ile Kesme.....	91
2.2.3.2. Plazma ile Püskürtmenin Esası.....	93
2.2.3.3. Plazma Arkı ile Kaynağın Uygulama Teknikleri.....	95
2.2.3.3.1. Mikroplazma Kaynağı.....	97
2.2.3.3.1.1. Prensibi.....	97
2.2.3.3.1.2. Özellikleri.....	98
2.2.3.3.1.3. Kullanım Alanları.....	98
2.2.3.3.2. Makro Plazma Ergitme Tekniği (melt-in mode).....	99
2.2.3.3.3. Anahtar Deliği Tekniği (key-hole mode).....	99

2.2.3.3.3.1. Prensibi.....	99
2.2.3.3.3.2. Özellikleri.....	100
2.2.3.3.3.3. Kullanım Alanları.....	101
2.2.3.3.4. Plazma Dolgu Kaynağı.....	102
2.2.3.3.4.1. Prensibi.....	102
2.2.3.3.4.2. Özellikleri.....	102
2.2.3.3.4.3. Kullanım Alanları.....	103
2.2.3.3.5. Plazma MIG Kaynağının Esası.....	103
2.2.4. Plazma Ark Kaynağının Avantajları.....	104
2.2.5. Plazma Ark Kaynağının Dezavantajları.....	104
<b>2.3. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ VE ÖNEMİ .....</b>	<b>106</b>
<b>3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....</b>	<b>111</b>
3.1. ÇALIŞMANIN AMACI .....	111
3.2. Malzemeler .....	112
3.2.1. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması .....	112
3.2.3. Deneyler İçin Belirlenen Kaynak Parametreleri .....	113
3.3. Kaynağın Uygulanması .....	114
3.4. Kaynak Sonrası Yapılan Muayeneler .....	116
3.4.1. Metalografik İncelemeler .....	116
3.4.3. Mikrosertlik Analizi .....	117
3.4.2. Mekanik Testler .....	117
3.4.2.1. Çekme Testi .....	117
3.4.2.2. Çentik Darbe Testi .....	118
<b>4. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA .....</b>	<b>120</b>
4.1. Kaynaklı Bağlantıların Makroyapı Değerlendirmesi .....	120
4.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Değerlendirmesi .....	135
4.3. Kaynaklı Bağlantıların Arayüzeyinden Alınan Mikroyapı, EDS ve XRD Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi .....	141
4.4. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi .....	182
4.5. Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Test Sonuçları .....	191
4.5.1. Çekme Deneyi Sonuçları .....	191
4.5.2. Kaynaklı Bağlantıların Çekme Deneyi Sonrası Kırılma Yüzeyi Analizleri .....	206
4.5.3. Çentik Darbe Deneyi Sonuçları .....	208
4.5.4. Kaynaklı Bağlantıların Çentik Darbe Testi Sonrası Kırılma Yüzeyi Analizleri .....	212
<b>5. GENEL SONUÇLAR .....</b>	<b>214</b>
<b>KAYNAKLAR .....</b>	<b>218</b>



## ÖZET

Geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilme problemine sahip olan ve özellikle kimya sanayi, havacılık, uzay ve savunma sanayisi gibi imalat alanlarında geniş bir kullanıma sahip paslanmaz çeliklerin, yeni ve ileri bir kaynak tekniği olan plazma transfer ark kaynak (PTAW) yöntemiyle birleştirilebilme şartlarının araştırılması endüstriyel açıdan büyük önem taşımaktadır.

Plazma ark kaynağı; tungsten bir elektrod ve iş parçası arasında oluşturulan bir ark vasıtasıyla transfer edilmiş ısıyla metallerin birleştirildiği bir koruyucu gaz ark kaynak yöntemi olarak tanımlanır. Ark, yüksek hızda bir ark sütunu oluşturmak için bakır alaşımlı bir nozul tarafından daraltılır. Yöntem, ilave bir dolgu metali kullanmaksızın yapılır. Genellikle PTAW yöntemi, farklı kalınlığa sahip paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılır. Yöntem; aynı zamanda tantalyum ve zirkonyum gibi özel amaçlı malzemelerde ve alüminyum alaşımları, titanyum alaşımları, alaşımlı ve karbonlu çeliklerde, bakır ve nikel alaşımlarında kullanılır. PTAW yöntemi, üç akım modunda kullanılır. Bunlar; mikroplazma, ergitme, anahtar deliği plazma kaynak yöntemidir.

Bu çalışmada, AISI 430 ferritik paslanmaz çelik ve AISI 1040 çelik çifti farklı üretim parametreleri (akım şiddeti, plazma gaz akış debisi, kaynak hızı ve nozul çapı) kullanılarak, anahtar deliği plazma ark kaynak yöntemi ile kaynak ağzı açmadan ve ilave tel kullanmadan birleştirilmiştir. Ayrıca, üretim parametrelerinin kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişim ve mekanik özellikler üzerine olan etkileri araştırılmıştır.

Çalışmada kaynak sonrası numunelerin mekanik özellikleri ve mikroyapıları; çekme testi, optik mikroskopi ve SEM ile incelenmiş, kaynak bölgesinde Vickers sertlik skalası ile sertlik dağılımı belirlenmiştir. Kaynak bölgesinde özellik gösteren yapılar EDAX ve XRD ile analiz edilmiştir. Ayrıca, çekme ve çentik darbe testi uygulanan numunelerin kırık yüzeyleri SEM ile incelenerek kırılma tipi belirlenmiştir.

Çalışma sonucunda işlem parametrelerinin, birleşme kalitesi ve kaynaklanma derinliği üzerinde önemli rol oynadığı belirlenmiştir. Farklı kimyasal kompozisyona sahip AISI 430 ve AISI 1040 çelik çiftinin PTAW yöntemi ile birleştirilmesinde, uygun akım şiddeti, plazma gaz debisi ve kaynak ilerleme hızı kombinasyonlarında kaynak kalitesini artırmak mümkün olabilmektedir.

Çalışmanın birinci bölümünde konuya giriş yapılmış, ikinci bölümünde paslanmaz çelik ve türleri, paslanmaz çeliklerde kullanılan kaynak yöntemlerinden bahsedilmiş, plazma ark kaynağı

hakkında geniş bilgiye yer verilmiştir. Aynı zamanda bu bölümde, güncel literatürlerden örnekler verilerek yapılan çalışmaların amaçlarından bahsedilmiştir. Üçüncü bölümde deneysel çalışmanın yöntemi ve deneylere hazırlık aşamaları ele alınmıştır. Dördüncü bölümde deneysel çalışmalar detaylı olarak incelenirken, deney sonuçları irdelenmiş, beşinci ve son bölümde de çalışma sonunda elde edilen genel sonuçlar verilmiştir.

**Anahtar kelimeler:** Anahtar Deliği Plazma Ark Kaynağı, AISI 430 Ferritik Paslanmaz Çelik, AISI 1040 çeliği.

## **SUMMARY**

### **Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of AISI 1040/AISI 430 Steel Couple Welded by Keyhole Plasma Welding Technique**

Stainless steels which are difficult to join by conventional fusion welding techniques and increasingly employed in many important manufacturing areas, such as aircraft, space and defense industries have great importance especially in the frame of industrial investigations of joining conditions with plasma transfer arc (PTAW) welding process which is a new and modern welding technique.

Plasma transfer arc welding (PTAW) can be defined as a gas-shielded arc welding process where the joining of metals is achieved via the heat transferred by an arc that is created between a tungsten electrode and a workpiece. The arc is constricted by a copper alloy nozzle orifice to form a highly collimated arc column. The plasma is formed through the ionization of a portion of the plasma (orifice) gas. The process can be operated with or without a filler wire addition. The PTAW process is commonly used to weld stainless steels in different thicknesses. The process can also be used with carbon and alloy steels, aluminum alloys, titanium alloys, copper and nickel alloys, and more specialized materials, such as zirconium and tantalum. The PTAW process uses three current modes. These are microplasma, medium current plasma (melt-in mode), and keyhole plasma.

In this study, AISI 430 ferritic stainless steel and AISI 1040 steel couple were welded by keyhole plasma arc welding without a filler wire addition and pretreatment of welding using different process parameters (welding current, plasma gas flow, traverse speed and nozzle diameter). Additionally, effects of process parameters on the microstructure and mechanical properties have been investigated.

After the plasma arc welding, microstructures and mechanical properties of the specimens were examined with tensile test, notch charpy test, optical microscopy and SEM respectively. Hardness distributions were determined by Vickers hardness scale across the welding interface. The special structures occurred in the weld region were analysed with EDAX and X-RD. In addition, fracture types in the notch and tensile test of specimens were determined from the fractographic examinations by using SEM.

It was shown that the welding parameters played an important role on the welding quality. AISI 430 and AISI 1040 steel couple having different chemical composition were welded by plasma transfer arc welding process. It is possible to increase the weld quality of keyhole plasma arc welded joints by using appropriate parameters of welding such as current, flow rate of plasma gas and traverse speed.

In the first chapter of this study, subject importance are introduced. In the second chapter, the stainless steels and its properties, the welding methods used for stainless steels and the plasma arc welding processes were presented extensively. In this chapter, also the place of this study in the literature was discussed. In the third chapter, the method of experimental study and the phases of the occurred experiments were presented. In the fourth chapter, the experimental results were given and discussed in details. In the fifth and final chapter, the general results were given.

**Key Words:** Keyhole Plasma Arc Welding, AISI 430 Ferritic Stainless Steel, AISI 1040 Steel.

## ŞEKİLLER LİSTESİ

### Sayfa No

Şekil 2.1. Paslanmaz çeliklerin kullanım alanları.....	6
Şekil 2.2. Çelikhaneden bir görünüm .....	7
Şekil 2.3. Paslanmaz çelik üretim aşamalarından bazı görüntüler .....	9
Şekil 2.4. Çeliklerin genel üretim şeması .....	9
Şekil 2.5. Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması .....	12
Şekil 2.6. Paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüleri .....	13
Şekil 2.7. Paslanmaz çeliklerin Schaffler diyagramı.....	14
Şekil 2.8. Martenzitik çeliğin mikroyapısı.....	20
Şekil 2.9. Ostenitik çeliğin mikroyapısı.....	24
Şekil 2.10. Dupleks çeliğin mikroyapısı.....	37
Şekil 2.11. Ferritik çeliğin mikroyapısı.....	43
Şekil 2.12. %17 Cr faz diyagramı.....	43
Şekil 2.13. Paslanmaz çeliklerin WRC-92 diyagramı.....	60
Şekil 2.14. Benardos kaynak yöntemi.....	67
Şekil 2.15. Kaynak yöntemi .....	68
Şekil 2.16. TIG kaynak yönteminin şematik gösterimi.....	70
Şekil 2.17. Tozaltı kaynağının prensibi.....	72
Şekil 2.18. Elektrodun uç kısmının nozula göre ayarlanması.....	78
Şekil 2.19. Malzeme kalınlığına bağlı olarak akım şiddetinin belirlenmesi.....	79
Şekil 2.20. Elektrod bağlantısının şematik görünümü.....	80
Şekil 2.21. Plazma ark kaynak nozulu .....	81
Şekil 2.22. Plazma ark kaynak torcu .....	84
Şekil 2.23. Kaynak donanımının kısımları.....	87
Şekil 2.24. Plazma arkı oluşturma yöntemleri .....	89
Şekil 2.25. Plazma ark kaynağı .....	96
Şekil 2.26. Plazma ark kaynak yönteminin şematik görünümü.....	100
Şekil 2.27. Anahtar deliği plazma ark kaynağının oluşumu.....	101
Şekil 3.1. Anahtar deliği plazma kaynağının şematik görünümü.....	113
Şekil 3.2. Kaynaklı bağlantıların gerçekleştirilmesinde kullanılan deney seti düzeneği şematik resmi.....	115
Şekil 3.3. Deneylerde kullanılan plazma kaynak ünitesinin resmi .....	115
Şekil 3.4. Kaynak arakesiti üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm noktaları.....	117
Şekil 3.5. (a) Çekme testi için hazırlanan numune ve ölçüleri.....	118

(b) Plakadan numunenin çıkarılış düzeni.....	118
<b>Şekil 3.6.</b> Çentik darbe test numunesi.....	119
<b>Şekil 4.1.</b> Anahtar deliği plazma kaynağının kaynak arayüzeyinde meydana gelen anahtar deliği profili ve boyutlarını gösterir şematik resim.....	120
<b>Şekil 4.2.a)</b> S1, S2 ve S3 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	122
b) S1, S2 ve S3 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü .....	122
<b>Şekil 4.3.a)</b> S4, S5 ve S6 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	123
b) S4, S5 ve S6 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	123
<b>Şekil 4.4.a)</b> S7, S8 ve S9 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	124
b) S7, S8 ve S9 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	124
<b>Şekil 4.5.a)</b> S11, S12 ve S13 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	126
b) S11, S12 ve S13 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	126
<b>Şekil 4.6.a)</b> S14, S15 ve S16 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	127
b) S14, S15 ve S16 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	127
<b>Şekil 4.7.a)</b> S17, S18 ve S19 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	128
b) S17, S18 ve S19 Nolu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	128
<b>Şekil 4.8.a)</b> S21, S22 ve S23 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	129
b) S21, S22 ve S23 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	129
<b>Şekil 4.9.a)</b> S24, S25 ve S26 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	131
b) S24, S25 ve S26 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	131
<b>Şekil 4.10.a)</b> S27, S28 ve S29 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	132
b) S27, S28 ve S29 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	132
<b>Şekil 4.11.a)</b> S10, S20 ve S30 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü.....	134
b) S10, S20 ve S30 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü.....	134
<b>Şekil 4.12.</b> Deney numunesi standart AISI 1040' ın mikroyapı fotoğrafı.....	135
<b>Şekil 4.13.</b> Deney numunesi standart AISI 430' un mikroyapı fotoğrafı.....	136
<b>Şekil 4.14.</b> ITAB-A' nın mikroyapı fotoğrafı (OM).....	137
<b>Şekil 4.15.</b> S1 No' lu kaynaklı bağlantının mikroyapı fotoğrafı (OM).....	138
<b>Şekil 4.16.</b> ITAB-B' nin mikroyapı fotoğrafı (OM).....	139
<b>Şekil 4.17.</b> İri taneli bölgede tane boyutunu hesaplamak için kullanılacak doğrular gelişigüzel seçilmiştir.....	140
<b>Şekil 4.18.</b> Kaynaklı bağlantıların mikroyapı değerlendirmesinin gösterimi.....	141
<b>Şekil 4.19.</b> Kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan EDS analiz noktalarını gösterir şematik resim.....	141
<b>Şekil 4.20.</b> S1 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	144
<b>Şekil 4.21.</b> S2 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	144
<b>Şekil 4.22.</b> S3 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	145
<b>Şekil 4.23.</b> S1 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	146
<b>Şekil 4.24.</b> S4 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	147
<b>Şekil 4.25.</b> S5 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	148
<b>Şekil 4.26.</b> S6 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	148
<b>Şekil 4.27.</b> S4 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	149
<b>Şekil 4.28.</b> S7 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	151
<b>Şekil 4.29.</b> S8 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	152
<b>Şekil 4.30.</b> S9 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	152
<b>Şekil 4.31.</b> S7 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	153
<b>Şekil 4.32.</b> S8 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	154
<b>Şekil 4.33.</b> S11 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	156

Şekil 4.34.	S12 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	156
Şekil 4.35.	S13 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	157
Şekil 4.36.	S11 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	158
Şekil 4.37.	S12 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	158
Şekil 4.38.	S14 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	160
Şekil 4.39.	S15 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	160
Şekil 4.40.	S16 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	161
Şekil 4.41.	S14 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	162
Şekil 4.42.	S17 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	164
Şekil 4.43.	S18 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	164
Şekil 4.44.	S19 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	165
Şekil 4.45.	S17 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	166
Şekil 4.46.	S21 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	168
Şekil 4.47.	S22 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	168
Şekil 4.48.	S23 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	169
Şekil 4.49.	S21 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	170
Şekil 4.50.	S24 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	171
Şekil 4.51.	S25 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	172
Şekil 4.52.	S26 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	172
Şekil 4.53.	S24 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	173
Şekil 4.54.	S27 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	175
Şekil 4.55.	S28 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	175
Şekil 4.56.	S29 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	176
Şekil 4.57.	S27 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	177
Şekil 4.58.	S10 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	178
Şekil 4.59.	S20 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	179
Şekil 4.60.	S30 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı.....	179
Şekil 4.61.	S20 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	180
Şekil 4.62.	S30 Numunesinin X-Işını analiz grafiği.....	181
Şekil 4.63.	S1-S9 No' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik grafikleri.....	184
Şekil 4.64.	S11-S19 No' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik grafikleri.....	186
Şekil 4.65.	S21-S29 No' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik grafikleri.....	188
Şekil 4.66.	S10, S20 ve S30 No' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik grafikleri.....	189
Şekil 4.67.a)	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	193
b)	S1, S2 ve S3 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	193
Şekil 4.68.a)	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	195
b)	S4, S5 ve S6 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	195
Şekil 4.69.a)	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	196
b)	S7, S8 ve S9 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	196
Şekil 4.70.a)	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	198
b)	S11, S12 ve S13 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	198
Şekil 4.71.a)	Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	199

b) S14, S15 ve S16 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	199
<b>Şekil 4.72.a)</b> Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	200
b) S17, S18 ve S19 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	200
<b>Şekil 4.73.a)</b> Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	202
b) S21, S22 ve S23 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	202
<b>Şekil 4.74.a)</b> Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	203
b) S24, S25 ve 26 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	203
<b>Şekil 4.75.a)</b> Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	204
b) S27, S28 ve S29 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	204
<b>Şekil 4.76.a)</b> Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler.....	205
b) S10, S20 ve S30 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri.....	205
<b>Şekil 4.77.</b> 130, 135 ve 140 A ile birleştirilen S1, S11 ve S21 no' lu kaynaklı bağlantılara Ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.....	207
<b>Şekil 4.78.</b> S1-S9 Kaynaklı numunelere ait çentik darbe dayanım grafiği.....	209
<b>Şekil 4.79.</b> S11-19 Kaynaklı numunelere ait çentik darbe dayanım grafiği.....	210
<b>Şekil 4.80.</b> S21-S29 Kaynaklı numunelere ait çentik darbe dayanım grafiği.....	211
<b>Şekil 4.81.</b> S10, S20 ve S30 Kaynaklı numunelere ait çentik darbe dayanım grafiği.....	212
<b>Şekil 4.82.</b> 130, 135 ve 140 A ile birleştirilen S7, S17 ve S24 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çentik darbe testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.....	213



## TABLolar LİSTESİ

### Sayfa No

<b>Tablo 2.1.</b> Paslanmaz çelik standartları.....	11
<b>Tablo 2.2.</b> Standart tip martenzitik paslanmaz çelikler.....	16
<b>Tablo 2.3.</b> Martenzitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığı mekanik özellikleri .....	17
<b>Tablo 2.4.</b> Süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri.....	18
<b>Tablo 2.5.</b> Dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri.....	36
<b>Tablo 2.6.</b> I. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler.....	41
<b>Tablo 2.7.</b> II. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler.....	41
<b>Tablo 2.8.</b> III. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler.....	42
<b>Tablo 2.9.</b> Yüksek sıcaklık kırılgenliği üzerine bileşim ve mikroyapının etkisi.....	51
<b>Tablo 2.10.</b> Plazma ile birleştirme kaynağında başlıca kaynak parametreleri.....	79
<b>Tablo 2.11.</b> Plazma ark kaynağında gaz akış debileri.....	82
<b>Tablo 2.12.</b> Plazma yöntemlerinin sınıflandırılması.....	91
<b>Tablo 2.13.</b> Plazma püskürtme yöntemi için malzemeler.....	95
<b>Tablo 3.1.</b> Deneylerde kullanılan malzemelerin nominal kimyasal bileşimi.....	112
<b>Tablo 3.2.</b> Deneylerde kullanılan malzemelerin mekanik özellikleri.....	112
<b>Tablo 3.3.</b> Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin fiziksel özellikleri.....	112
<b>Tablo 3.4.</b> Kaynaklı bağlantıların gerçekleştirilmesinde kullanılan üretim parametreleri.....	114
<b>Tablo 4.1.</b> S1-S9 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametreleri.....	125
<b>Tablo 4.2.</b> S11-S19 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametreleri.....	128
<b>Tablo 4.3.</b> S21-S29 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametreleri.....	133
<b>Tablo 4.4.</b> S10, S20, S30 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametreleri.....	134
<b>Tablo 4.5.</b> S1, S2 ve S3 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	145
<b>Tablo 4.6.</b> S1 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	146
<b>Tablo 4.7.</b> S4, S5 ve S6 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	149
<b>Tablo 4.8.</b> S4 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	149
<b>Tablo 4.9.</b> S7, S8 ve S9 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	153
<b>Tablo 4.10.</b> S7 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	153
<b>Tablo 4.11.</b> S8 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	154
<b>Tablo 4.12.</b> S11, S12 ve S13 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	157
<b>Tablo 4.13.</b> S11 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	158
<b>Tablo 4.14.</b> S12 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	159
<b>Tablo 4.15.</b> S14, S15 ve S16 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	161
<b>Tablo 4.16.</b> S14 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	162
<b>Tablo 4.17.</b> S17, S18 ve S19 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	165
<b>Tablo 4.18.</b> S17 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	166

<b>Tablo 4.19.</b> S21, S22 ve S23 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	169
<b>Tablo 4.20.</b> S21 Numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	170
<b>Tablo 4.21.</b> S24, S25 ve S26 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	173
<b>Tablo 4.22.</b> S24 Numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	173
<b>Tablo 4.23.</b> S27, S28 ve S29 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	176
<b>Tablo 4.24.</b> S27 Numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	177
<b>Tablo 4.25.</b> S10, S20 ve S30 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları.....	180
<b>Tablo 4.26.</b> S20 Numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	180
<b>Tablo 4.27.</b> S30 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar.....	181
<b>Tablo 4.28.</b> Değişken parametrelere göre kaynak merkezinden elde edilen sertlik değerleri.....	190
<b>Tablo 4.29.</b> Değişken parametrelere göre çekme test sonuçları.....	206

## 1. GİRİŞ

20. yüzyılın başlarında varlığı görülebilen, ancak; el ile tutulamayan gaz biçimindeki malzemelere eski yunanca bir kelime olan plazma adı verilmiştir. Plazmanın anlamı “var olan” veya “oluşturulan” dır. 1928 yılında da Amerikalı fizikçi Langmuir, bir ark boşalmasının göz alıcı parlaklıktaki gaz sütununu plazma olarak nitelemiştir. Kaynak tekniğinde ise serbest yanan arka karşılık sınırlanmış ark, fiziksel olarak doğru olmasa bile plazma arki olarak nitelendirilir, aslında plazma; bir ark içinden geçen yüksek sıcaklığa ve elektrik iletkenliğine sahip gaz sütununun fiziksel tanımlamasıdır (Kaluç ve Taban, 2004).

Her madde gaz fazında bulunduğunda türüne, özelliğine ve doğasına bağlı olarak değişen bir sıcaklığa kadar ısıtılınca, moleküllerindeki hareketlenme nedeni ile atomlar dış kabuk elektronlarını kaybederek pozitif yüklü iyonlar haline dönüşürler. Sıcaklık yükseldikçe, iyonlaşma derecesi yani iyonlaşmış atomların toplam sayıya yüzde oranı artar, sıcaklık birkaç on bin derece gibi maddeye bağlı olarak değişen bir eşik değerden sonra ortamda yalnız pozitif yüklü iyonlar ve negatif yüklü serbest elektronlardan oluşmuş bir karışım bulunur. Elektriksel açıdan nötr ve yüklü parçacıklardan oluşması nedeni ile iletken olan bu karışıma plazma adı verilir. Evrende güneş, yıldızlar, kozmik ışınlar, yıldırım ve elektrik boşalmalarında görülen bu hal, özellikleri bakımından maddenin katı, sıvı ve gaz olarak bilinen üç halinin dışında kaldığından, maddenin sıcaklık ölçeğinde dördüncü hali olarak tanımlanır (Kaluç, 1993).

Anahtar deliği plazma ark kaynak yöntemi; havacılık, uzay, nükleer, elektronik ve gemi yapım endüstrileri gibi birçok üretim endüstrisinde kullanılmakta olan bir kaynak yöntemidir. NASA, bu yöntemi uzay mekiği ve uzay istasyonu bileşenlerinin kaynağında kullanarak yöntemin ticari uygulamalarının artışıyla önemli bir rol oynamıştır (Kaluç ve Taban, 2004).

Günümüzde, plazma ark kaynağı ile karbonlu ve az alaşımlı çelikler, paslanmaz çelikler, alüminyum ve alüminyum alaşımları, bakır ve bakır alaşımları, nikel ve nikel alaşımları ve bazı tür reaktif metallerin kaynağı her pozisyonda başarı ile kaynak yapılabilmektedir. Anahtar deliği plazma kaynağı, plazmanın yüksek enerji yoğunluğundan faydalanılarak gerçekleştirilen bir kaynak yöntemi olması nedeniyle, kaynak için kaynak

yerine verilen enerji dar bir bölgeye verilmektedir. Bu sayede, kaynak için gerekli enerji küçük tutulabilmektedir ve neticede kaynak işlemi esnasında iş parçasına yapılan olumsuz etki azalmakta, dolayısıyla kaynak dikişi kalitesi artmaktadır. Plazma kaynağında plazmaya istenilen şeklin verilebilmesi ile bu kaynak yöntemine ergitme kaynağından basınç kaynağı alanlarına kadar geniş bir tatbikat sahası yaratmıştır. Hatta tüm avantajları göz önüne alınırsa, birçok alanda alternatifsizdir.

Özellikle, gelişmiş ülkelerde ülkemize nazaran çok kullanılan plazma ark kaynağı ekonomikliği, hızlı olması ve kaliteli dikişlerin oluşturulması, yeni geliştirilen paslanmaz çeliklere ve alüminyum alaşımlarına uygulanabilmesi gibi bir seri üstünlüğe sahiptir. Yöntemin ülkemiz endüstrisinde yaygınlaşması, bu tür malzemeleri kaynak ederek üretim yapan kuruluşların üretim kalitesini artırarak iş yapım süresini azaltacaktır, dolayısıyla da ülke ekonomisine katkı sağlayacağı kesindir. Ayrıca, bu endüstriyel kuruluşlarda çalışan mühendis ve teknik elemanların, yöntemin teknolojisi ve kullanılması konularındaki bilgi düzeyi artacaktır. Üniversitelerimizde de bu konularda araştırmalar yapılabilecek ve ülkemizin endüstriyel gelişimine katkı sağlanacaktır.

Çağımız endüstrisinin vazgeçilmez malzemeleri arasına giren paslanmaz çeliklerin, her geçen gün kullanım alanlarının artmasının temel nedeni, kimyasal etkili ortamlarda mekanik özelliklerini kaybetmeden gösterdikleri yüksek korozyon direçleridir. Paslanmaz çelikler, korozyon faktörlerine karşı dirençli olmaları ve çevresel etkiler altında uzun süre parlaklıklarını korumaları gibi üstün özellikleri nedeni ile geniş kullanım alanı bulmaktadır. Bunun yanı sıra bu çelikler, dayanımlarının yüksekliği ve başta aşınma olmak üzere bazı faktörlere karşı gösterdikleri mukavemet bakımından da tercih sebebi olurlar. Bugün için paslanmaz çeliklerin uzay endüstrisinden başlayıp, tıp alanına kadar uzanan geniş bir kullanım alanı vardır. Alaşım elemanlarından nikel, çeliğin korozyon mukavemetini artırırken, ısı geçirgenliğini azaltır. Bunun yanı sıra darbe dayanıklılığını yükseltirken, haddelenebilirliği ve kaynak yapmayı kolaylaştırır. Molibden, yüksek sıcaklıklarda yük altındaki deformasyonlara karşı mukavemeti artırır ve yine kaynak yapılmasını kolaylaştırıcı etki gösterir (Yıldırım vd., 2001).

Paslanmaz çelikler bazı sınırlamalar hariç, alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerde kullanılan ergitme ve basınç kaynak yöntemleri ile kaynak yapılabilir. Paslanmaz ve ısıya dayanıklı çeliklerin kaynak işlemi kaynak yapılacak ana metalden beklenen özelliklere, örneğin; korozyon ve ısı dayanımına göre değişiklik gösterebilir. Kullanılacak kaynak

malzemesi, ana metalle aynı kompozisyonda veya bazı uygulamalar için daha yüksek alaşımli olmalıdır.

Bu çalışmada, AISI 430 / AISI 1040 çelik çifti farklı kaynak ilerleme hızı, akım şiddeti, gaz akış debileri ve nozul çapı kullanılarak kaynak ağzı açmadan ve ilave kaynak metali kullanmadan alın altına anahtar deliği plazma ark kaynak tekniği ile birleştirilmiş, mikroyapı ve mekanik özellikler araştırılmıştır.

## 2. PASLANMAZ ÇELİKLER ve ÜRETİMİ

### 2.1. Paslanmaz Çelikler

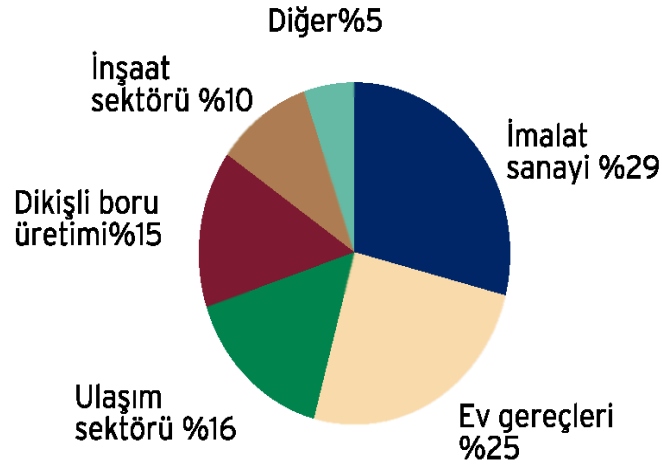
Paslanmaz çelik esas olarak, paslanmayan çeliklerin genel adıdır. Paslanmaz çeliklere paslanmazlık özelliği veren ana alaşım elemanı kromdur. Bileşimlerinde en az % 11 krom içeren çeliklere paslanmaz çelikler denir. Paslanmaz çelikler, esas olarak Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni ikili veya üçlü bileşik sistemlerine sahiptirler. Fakat, mikroyapı ve özelliklerini etkileyebilen birçok alaşım elementleri de içerebilirler. Bu çeliklere yüksek korozyon dayanımı sağlayan unsur, yüzeyde meydana gelen kararlı kromoksit tabakasıdır. Paslanmaz çeliklerin korozyon dayanımı ve mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla kromun yanı sıra, nikel ve molibden de alaşım elemanı olarak katılır.

Çeliğe yapılan krom ilavesi, hava veya diğer bir oksitleyici ortama maruz kalan çelik yüzeyi üzerinde; birincil krom oksitten ince, sıkı ve sünek bir tabakanın oluşmasına neden olur. Bu tabaka, çelikte pasifliği sağlar ve çeliğin aktif olarak korozyona uğramayacağı anlamına gelir. Oluşan oksit katına pasif tabaka denir ve bu tabaka, çeliğin korozyona karşı direnç göstermesinden sorumludur. Bu çok ince tabakanın kalınlığı 1-10 µ mertebesinde dir. Fakat; pasif filmin oluşması, alaşımların her ortamda korozyona karşı dirençli olabilmeleri için yeterli değildir. Paslanmaz çelikleri ortama daha dirençli kılmamanın yollarından birisi krom, nikel gibi ana alaşım elementlerinin oranını arttırmak, karbon içeriğini azaltmaktır (Ürger ve Çakır, 1990).

Paslanmaz çelik ailesi çok sayıda farklı alaşımdan oluşur. Onların her biri daha yüksek korozyon direnci, ileri mekanik özellikler, daha yüksek mukavemet, sertlik ve pürüzlülük, kaynak sıcaklığının etkisi altında metalurjik kararlılık ve işlenebilirlik gerektiren özel uygulamalar gibi özel ihtiyaçları karşılamak üzere geliştirilmiştir. Bütün bu çelikler, en az % 11 Cr içerdiği için yüzeyde kendiliğinden oluşan pasif tabaka tarafından tamamen korunurlar. Çeliklerde paslanmaz terimi, katkıların pasın oluşumunu önleme kabiliyetlerinden kaynaklanmaktadır. Bu karakter, kromca zengin oksit yüzey filminin bir sonucudur ve bu film, oksijenin mevcut olduğu ortamlarda oluşmaktadır. Bazı paslanmaz çelikler % 30' dan daha fazla Cr veya % 50' den daha az demir içerir. Paslanmaz çeliklerin keşif tarihi 20. yüzyılın başına dayanmaktadır. Fransa, Almanya, İngiltere ve daha çok

USA' dan metalurjistlerin düşük karbon ve krom içeren demir alaşımları üzerinde yaptıkları çalışmaların sonucu üretilmişlerdir. 1904 ve 1909 yılları arasında Fransız metalurjistler Leon B. Guillet ve Albert M. Portevin % 13 Cr içeren martenzitik ve % 0.12-1.0 C içeren % 17 Cr' lu ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı ve özellikleri üzerinde seri çalışmalar yapmışlardır. 1909' da Guillet ve metalurjist W. Giessen demir-krom-nikel ostenitik çelikler üzerinde çalışmalar yapmıştır. Daha ileri çalışmalar, ilerleyen yıllarda paslanmaz çeliklerin endüstriyel uygulamalarda kullanımından doğan ihtiyaçlar ile tamamlanmıştır. Bazı arayışlar 1940' larda çökelmeyle sertleştirilen paslanmaz çeliklerin gelişimine yol açmıştır ve ikinci Dünya savaşı sırasında nikelin kısıtlı olmasından dolayı, yüksek manganlı ostenitik paslanmaz çelikler keşfedilmiştir.

Paslanmaz çeliğin çok değişik kalite ve özelliklerde temin edilebiliyor olması, bunların kullanımında sürekli olarak yaygınlaştırmaktadır. Günümüzde artık ziynet eşyalarından, büyük sanayi tesislerine kadar uzanan geniş bir yelpazede kullanılmaktadır. Günlük hayatımızda kullandığımız pek çok ürün bugün paslanmaz çelikten yapılmaktadır. Paslanmaz çelik, hemen her gün kullandığımız bir mutfak aleti olarak karşımıza çıktığı gibi gezinti yaptığımız bir meydanda beğenimizi kazanan bir sanat eseri şeklinde de kendini gösterebilir. Büyük bir kimya tesisinin hemen her yerinde görülen bu malzeme, güzel bir gökdelenin duvarlarını kaplayan dekoratif bir malzeme olarak da kullanılabilir. Keyif duyulan bir alışveriş merkezinde pek çok detayda dikkat çeken paslanmaz çelik, gerçekte hiçbir zaman görmediğimiz yerlerde bizim konforumuzu ve güvenliğimizi sağlayan endüstriyel ürünlerde de yaygın olarak kullanılabilir. Paslanmaz çeliğin nerelerde hangi oranda kullanıldığı, ülkelerin ekonomisi hakkında doğrudan bilgi veren bir gösterge niteliğini de taşımaktadır. Kullanım oranının bireysel tüketim ürünlerinde fazla olması, genellikle zayıf ekonomilere sahip ülkelerde görülür. Enerji, makina imalat ve ulaştırma sektörlerinde kullanımın artması ekonomik yapının kuvvetli olduğunu gösterir. Aşağıdaki Şekil 2.1' deki grafik 2002 yılında dünya paslanmaz çelik tüketiminin oransal dağılımı hakkında bir fikir vermektedir (Aran, 2003).



Şekil 2.1. Paslanmaz çeliklerin kullanım alanları (Aran, 2003).

### 2.1.1. Paslanmaz Çeliklerin Üretim Teknolojisi

Paslanmaz çelik üretimi büyük yatırım ve uzmanlık gerektiren bir teknolojidir. Bu çeliklerin ergitme ve arıtma işlemleri genellikle “Elektrik ark ocağı / Argon-oksijen-karbon giderme” yöntemleriyle yapılır (EAF/AOD: Electric Arc Furnace / Argon-Oxygen Decarburization). 1970’ li yıllarda geliştirilen ve dünyada paslanmaz çelik üretiminin % 80’ inin gerçekleştirildiği yöntem sayesinde, üretim maliyetlerinin düşürülmesi ve kalitenin yükseltilmesi mümkün olmuştur.

Üretim şemasına göre ergitme işleminin yapılacağı elektrik ark ocağı, paslanmaz ve çelik hurdası ile ferrokrom, nikel ve molibden gibi alaşım katkıları ile yüklendikten sonra ergitilirler. Bu üretimde en önemli birinci adım, AOD ünitesinde yapılan işlemdir. Burada paslanmaz çelik, adım adım istenen kimyasal bileşime ulaştırılır. Önce, oksijen ve argon gazları eriyiğe yan memelerden ve üstten üflenir. Bu safhada alaşımın bileşimindeki karbon yakılarak, gerekiyorsa % 0.02’ ye kadar düşürülebilir. Üretimde ikinci adım ise kromun oksitlenmesinden dolayı curufa geçmesi sebebiyle alaşıma, kromun katılması büyük oranda karbürüzyon işleminden sonra yapılır. Üçüncü aşamada ise alaşımdaki kükürt oranı düşürülür. Bileşim ve sıcaklık istenilen seviyeye ulaştığında, ergiyik döküm potasına aktarılır. Bu sırada alaşıma bazı elementler ilave edilir. Eriyiğin homojenleştirilmesi argon gazı üflenerek sağlanır. Şekil 2.2’ de çelikhaneden bir görünüm verilmiştir (Aran, 2003).





**Şekil 2.2.** Çelikhaneden bir görünüm (Aran, 2003).

Üretim şemasına göre hazırlanan alaşım, bir pota aracılığıyla katılaşmanın başladığı su soğutmalı bir bakır kalıp içerisine dökülür. Katılaşan yassı kütük (slab), bükme ve düzeltme merdanelerinin bulunduğu kısma aktarılır. Bu işlem sonunda, malzeme alev ile istenen boya kesilir.

Döküm sırasında, yassı kütük (slab) yüzeylerinde çeşitli kusurlar oluşabilir. Soğutulan yassı kütüklerin yüzey kusurları, değişik ebatlardaki taşlama tezgahlarında taşlanarak giderilir.

İlk işlem yassı kütüklerin konveyörlü fırında ve koruyucu atmosferde 1250 °C sıcaklığa ısıtılmasıdır. Kaba haddeleme ile malzeme kalınlığı yaklaşık 25 mm' ye indirilir. Bu işlem sonrası, malzemenin sıcaklığı 1100 °C civarındadır. Uzunluğu artan yassı ürün, bobin halinde sarılır ve ileri-geri haddeleme 950 °C sıcaklıkta bulunan özel fırınlar içine yerleştirildikten sonra, dördü ve altı merdane grupları yardımıyla haddelenerek kalınlık inceliktikten sonra rulo sarıcılara tekrar sarılırlar (Aran, 2003). Kaba haddeleme sonucunda uzunluğu artan yassı ürün, bobin halinde sarılır ve ileri-geri haddeleme işlemleri ile malzeme kademeli olarak inceltir. Rulo sarıcılar 950 °C sıcaklıkta bulunan özel fırınlar içine yerleştirilmişlerdir. Dördü ve altı merdane grupları yardımıyla yapılan bu haddelemede, kalınlık hassas olarak kontrol edilir. Malzemenin istenilen kalınlığa ulaştığı son pasodan sonra, sıcak sac bir soğutucu içinden geçirilerek rulo sarıcıya beslenir. Paslanmaz çeliklerin sıcak haddeleme sonrasında pazarlandıkları enderdir, dolayısıyla

sıcak haddelenmiş bu yarı mamul genellikle yüzeyin düz ve pürüzsüz çıkması için, soğuk haddeleme ünitesine aktarılır.

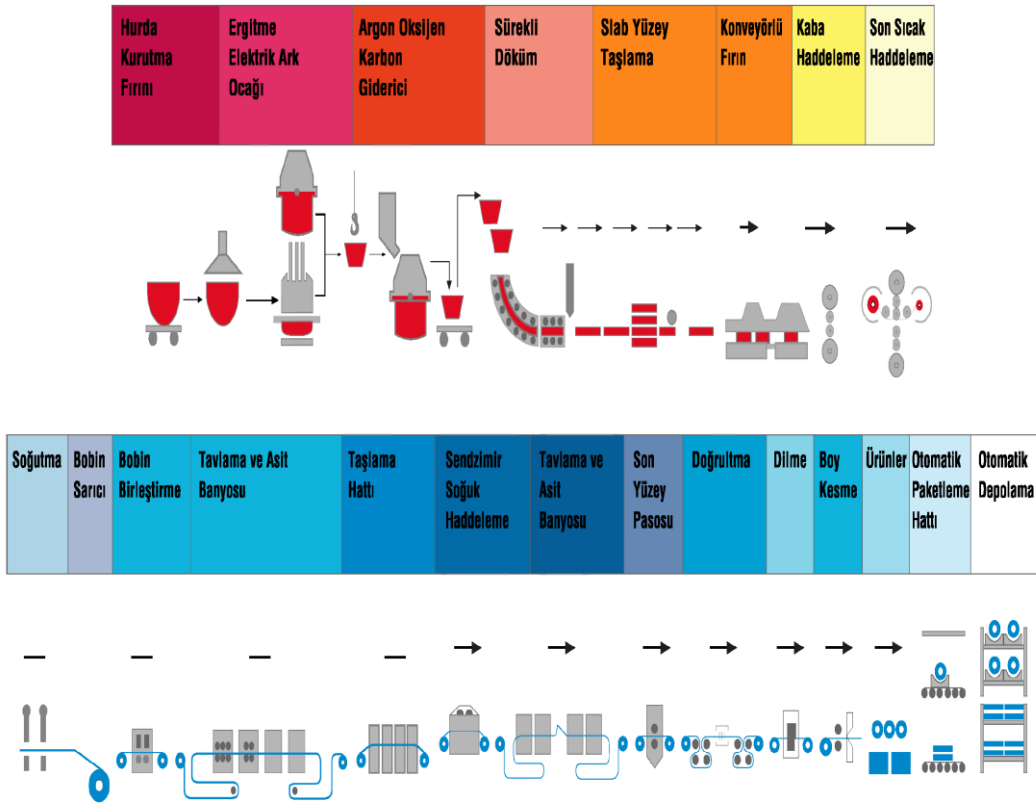
Sıcak haddeleme sonrasında, küçük rulolarda sarılı olan malzemelerin uçları kaynakla birleştirildikten ve şerit kenarları tesviye edildikten sonra ısıl işlem ile çeliğin yumuşatılması ve mikroyapının homojenleştirilmesi, asit banyosu ile yüzeylerin temizlenmesi işlemleri gerçekleştirilir. Asit banyosunda malzeme yüzeyinin temizlenmesi ve istenen yüzey özelliklerinin kazandırılması işlemi, soğuk haddeleme öncesinde olduğu gibi sıcak haddelenmiş olarak, satışa sunulacak malzeme üzerinde de uygulanır.

Bu süreçte çelik sac, hadde tezgahında birbiri ardına uygulanan pasolar ile % 80' e kadar inceltir. Parçayı daha fazla inceltmek gerekiyorsa bir ara tav yapılması, yüzeyin tekrar asit banyosunda temizlenmesi ve ancak, daha sonra yeniden haddelemeye devam edilmesi gerekir. Soğuk haddeleme tamamlandığında, sıcak haddelemede olduğu gibi yeniden tavlama ve asit banyosu işlemleri gerekir. Çeliklere paslanmazlık özelliği veren ana alaşım elemanı kromdur. Dünya da ferrokrom üretimi yılda 4.4 milyon ton civarındadır. Üretilen ferrokromun % 70' i paslanmaz çelik üretiminde kullanılmaktadır (Aran, 2003). Soğuk haddelenme tamamlandığında, sıcak haddelemede olduğu gibi yeniden tavlama ve asit banyosu işlemleri gerekir. Asit banyosunu takiben, ikili merdane düzenine sahip bir tezgahta çok küçük bir paso ile son haddeleme işlemi yapılır. Burada amaç, şeridin yassılığını ve yüzey özelliklerini istenen seviyeye getirmektir. Bazı türlerde özellikle 0.5-2.0 mm gibi saclarda, özel tezgahlarda gerdirmeli kalınlık ayarı (tension leveling) yapılarak kalite daha da iyileştirilir. Satışa sunulan paslanmaz çelik, rulo halinde veya servis merkezlerinden özel tezgahlarda dar boyut toleranslarında, istenen boy ve genişlikte kesilmiş / dilinmiş olarak temin edilebilir. Servis merkezleri aynı zamanda, talep edilen yüzey kalitesini de saklamak üzere özel tezgahlarla donatılmışlardır. Üretim şemasından da görüldüğü gibi bu çeliklerin ergitme ve arıtma işlemleri genellikle "Elektrik ark ocağı / Argon-oksijen dekarbürizasyon" yöntemiyle yapılır. Şekil 2.3' de paslanmaz çelik üretim aşamalarından bazı görüntüler görülmektedir.



Şekil 2.3. Paslanmaz çelik üretim aşamalarından bazı görüntüler (Aran, 2003).

Paslanmaz çelik üretim teknolojisi Şekil 2.4' de verilmektedir. Bu çeliklerin üretimi, yatırım ve uzmanlık gerektirir.



Şekil 2.4. Çeliklerin genel üretim şeması (Aran, 2003).

### 2.1.2. Paslanmaz Çeliklerin Simgelenmesi

Günümüzde 170' den fazla türü bulunan paslanmaz çelikler, değişik amaçlar için endüstride oldukça yaygın uygulama alanı bulmuşlardır. Çeliklerin sınıflandırılması için kullanılan yaygın bir sistem Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü'nün (AISI) karbon ve alaşımlı çelik standardının nümerik gösterimidir. Bu AISI gösterim sistemi olarak bilinir ve kökeni otomotiv mühendisleri odasına (SAE) dayandığı için SAE sistemi olarak da bilinir. Bu nümerik sistem içerisinde çeliklerin gruplandırılması, Tablo 2.1' de gösterilmiştir. Bu sistem genişletilmiştir ve bazı durumlarda belirli alaşımlı çeliklerin gösterimi için beş basamağın da kullanıldığı olur. Son iki basamak, karbon oranının yaklaşık ortalama değerini belirtmek için kullanılır. Örneğin; 0.21 değeri, % 0.18-0.23 aralığını belirtir. Bazı durumlarda, sistem bu kuraldan sapmalar gösterir ve bazı karbon aralıkları manganez, sülfür, fosfor, krom ve diğer elementlerin oranlarını da kapsar. İki harf genellikle rakamlara örnek olarak kullanılır. "C" harfi, temel açık ocaklı karbon çeliğini belirtir ve "E" harfi, elektrik fırınlı karbon ve alaşımlı çeliklerini belirtir. "H" harfi bazen sertleştirme limitlerinde imalatı yapılan çelikleri belirtmek için bir son ek olarak kullanılır. İlk iki basamak; manganez, nikel, krom, krom-molibden gibi temel alaşım metallerini belirtir. Yani bu sistem, bir çeliğin temel bileşenlerini ve çeliğin yaklaşık karbon oranını göstermektedir. Aynı zamanda çeliğin üretiminde kullanılan imalat metodunu da belirtmektedir. Ostenitik paslanmaz çelikler AISI 300, mangan içerenleri ise AISI 200; ferritik ve martenzitik paslanmaz çelikler ise AISI 400 serisi olarak tanımlanırlar. Bugün paslanmaz çeliğin nerelerde hangi oranda kullanıldığı, o ülkelerin ekonomisi hakkında doğrudan bilgi veren bir gösterge niteliğini de taşımaktadır. Tablo 2.1' de paslanmaz çeliklerin standartları verilmiştir.

**Tablo 2.1.** Paslanmaz çeliklerin standartları (URL-1, www.acametal.com, 2009).

**Paslanmaz Çeliklerin Standartları**

	Uluslararası		Finland.	İsveç	Ülke Standartları			
	ASTM	EN	Pol.	Avesta	DIN	BS	NF	SS
<b>Ostenitik</b>	201	1.4372	--	17-5Mn	--	--	Z12CMN 17-07Az	--
	301	1.4310	710	17-7	1.4310	301S21	Z11CN 18-08	2331
	304L	1.4307	710	18-8L	--	304S11	Z3CN 18-10	2352
	304	1.4301	725	18-8	1.4301	304S31	Z7CN 18-09	2333
	304LN	1.4311	721	18-8LN	1.4311	304S61	Z3CN 18-10 Az	2371
	321	1.4541	731	18-10Ti	1.4541	321S31	Z6CNT 18-10	2337
	S30430	1.4567	--	18-8Cu	1.4567	--	Z3CNU 18-09 FF	--
	304L	1.4306	720	19-11L	1.4306	304S11	Z3CN 18-10	2352
	305	1.4303	--	18-12	1.4303	305S19	Z1CN 18-12	--
	316L	1.4404	750	17-11-2L	1.4404	316S11	Z3CND 17-11-02	2348
	316	1.4401	755	17-11-2	1.4401	316S31	Z3CND 17-11-02	2347
	316LN	1.4406	751	17-11-2LN	1.4406	316S61	Z3CND 17-11 Az	--
	316Ti	1.4571	761	17-11-2Ti	1.4571	316S31	Z3CNDT 17-12	2350
	316L	1.4432	752	17-12-2.5L	--	316S13	Z3CND 17-12-03	2353
	318	1.4436	757	17-12-2.5	1.4436	316S33	Z7CND 18-12-03	2343
	316L	1.4435	752	17-12-2.5L	1.4435	316S13	Z3CND 18-14-03	2353
	317L	1.4438	770	18-14-3L	1.4435	317S12	Z3CND 19-15-04	--
	317LN	1.4434	--	17-11-3NL	--	--	Z3CND 19-14 Az	2373
	S31726	1.4439	772	17-14-4LN	1.4439	--	Z3CND18-14-05Az	--
	N08904	1.4539	774	904L	1.4539	904S13	Z2NCDU 25-20	2562
S31254	1.4517	--	254 SMO	--	--	--	2378	
S32654	1.4652	--	654 SMO	--	--	--	--	
<b>Ostenitik Isıya Dayanımlı</b>	304H	1.4948	--	18-8	1.4948	304S51	Z6CN 18-09	2333
	321H	1.4878	--	18-10Ti	1.4878	321S51	Z6CNT 18-10	2337
	S30415	1.4818	--	153 MA	--	--	--	2372
	309S	1.4833	744	23-13	1.4833	309S16	Z15CN 24-13	--
	--	1.4828	--	20-12Si	1.4828	--	Z17CNS 20-12	--
	S30815	1.4835	--	253 MA	--	--	--	2368
	310S	1.4845	--	25-20	1.4845	310S16	Z8CN 25-20	2361
<b>Ferritik</b>	409	1.4512	853	409HyForm	1.4512	409S19	Z3 CT 12	--
	S32304	1.4003	--	3/12HyFab	1.4003	--	--	--
	410S	1.4000	--	410S	1.4000	403S17	Z8 C 12	2301
	430	1.4016	--	430	1.4016	403S17	Z8 C 17	2320
<b>Martenzitik</b>	S42010	1.4021	--	420L	1.4021	420S29	Z20 C 13	2303
	420	1.4028	--	420M	1.4028	420S45	Z33 C 13	2304
	--	1.4418	--	248 SV	1.4418	--	Z6CND 16-05-01	2387
	S32304	1.4362	--	SAF2304	1.4362	--	Z3CN 23-04 Az	2327
<b>Duplex</b>	329	1.4460	--	329	1.4460	--	Z5CND 27-05 A2	2324
	S31803	1.4462	--	S31803	1.4462	318S13	Z3CND 22-05 Az	2377
	S32750	1.4410	--	S32750	--	--	Z3CND 22-06 Az	2328

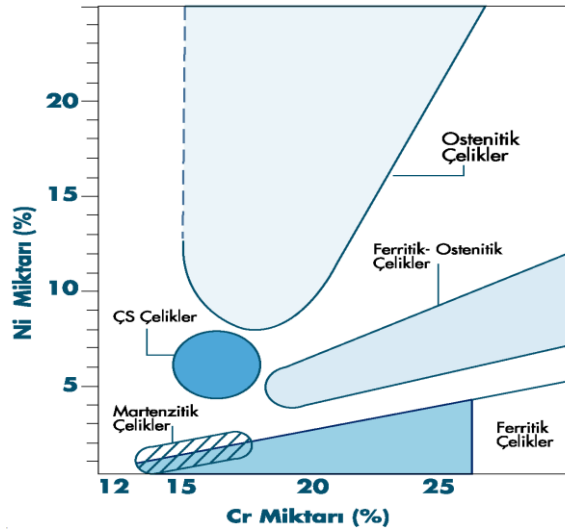
### 2.1.3. Paslanmaz Çeliklerin Temel Türleri ve Özellikleri

Paslanmaz çeliklerde kimyasal bileşim değiştirilerek, farklı özelliklerde alaşımlar elde edilir. Krom miktarı yükseltilecek veya nikel ve molibden gibi alaşım elementleri katılarak korozyon dayanımı artırılabilir. Bunun dışında bakır, titanyum, alüminyum, silisyum, niyobyum, azot, kükürt ve selenyum gibi bazı elementlerle alaşımlama olumlu etkiler sağlayabilir. Bu şekilde makina tasarımcıları ve imalatçıları değişik kullanımlar için en uygun paslanmaz çeliği seçme şansına sahip olurlar.

Örneğin;

- **Niyobyum ve Titanyum:** Tanelerarası korozyonu önler.
- **Azot:** Mukavemet ve korozyon dayanımını artırır.
- **Kükürt ve Selenyum:** Talaşlı işlenebilme özelliğini artırır.

Genel olarak paslanmaz çelikler Fe-Cr-Ni alaşımlarıdır, içerdikleri alaşım elementleri artırılarak veya azaltılarak farklı tür paslanmaz çelikler elde edilebilir. Paslanmaz çelikler, içerdikleri krom ve nikel miktarına bağlı olarak Şekil 2.5’ de görüldüğü gibi 5 ana grupta sınıflandırılırlar.



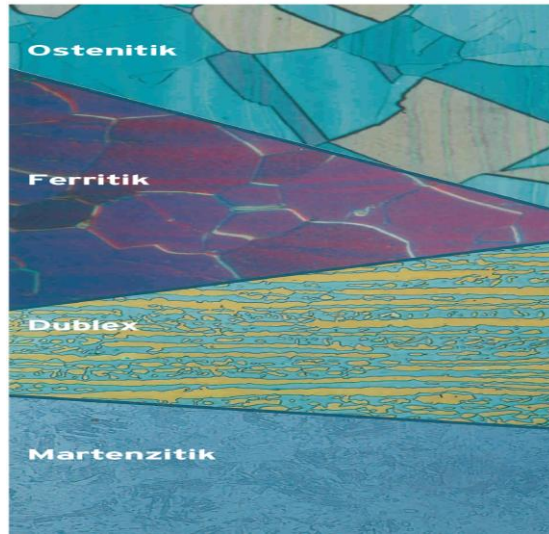
Şekil 2.5. Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması (Aran, 2003).

Paslanmaz çelik türleri:

- Martenzitik paslanmaz çelikler,
- Ostenitik paslanmaz çelikler,
- Dupleks paslanmaz çelikler,
- Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler,
- Ferritik paslanmaz çeliklerdir.

Paslanmaz çeliklerde içyapıyı belirleyen en önemli alaşım elementleri, önem sırasına göre krom, nikel, molibden ve mangandır. Bunlardan öncelikle, krom ve nikel içyapının ferritik veya ostenitik olmasını belirler. Beş ana grup çatısı altında toplanan paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 2.6' da gösterilmiştir.

Şekilden de görüldüğü gibi, ostenitik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ostenit tanelerinden meydana gelirken, ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı ince ferrit tanelerinden oluşmaktadır. Martenzitik paslanmaz çeliklerin yapıları ise ferrit tane yapısı içerisindeki karbür dağılımları şeklinde görülmektedir. Dupleks paslanmaz çeliklerin yapısı ise ostenit matris içerisinde uzanmış ferrit levhalarından meydana gelmektedir.



Şekil 2.6. Paslanmaz çeliklere ait mikroyapı görüntüleri (Aran, 2003).

Bileşimlerinde en az yaklaşık % 11 krom bulunan çeliklerde, yüzeye kuvvetle tutunmuş, yoğun, gevrek olmayan, çok ince ve görünmeyen bir oksit tabakası bulunur. Dolayısıyla bu malzemeler kimyasal reaksiyonlara karşı pasif olduklarından; indirgeyici

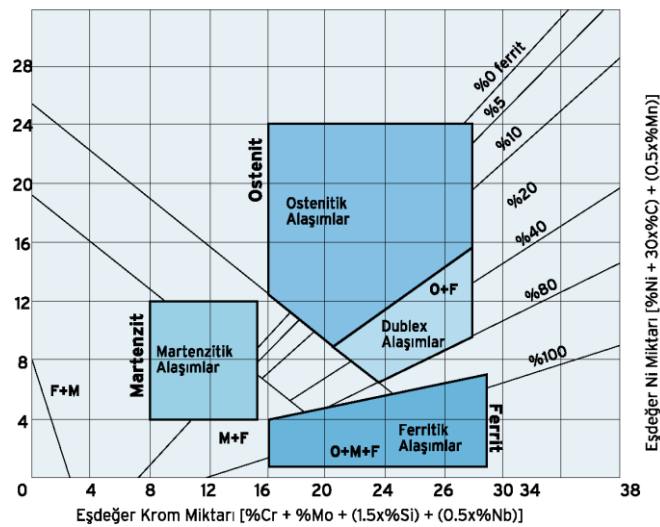
olmayan ortamlarda korozyona karşı direnç kazanırlar. Söz konusu oksit tabakası, oksijen bulunan ortamlarda oluşur ve dış etkilerle bozulduğunda, kendi kendini onarır.

Paslanmaz çeliklerde karbon % 0.02 ile 1 arasında olabilir, düşük karbon miktarları daha tipiktir, yüksek oranlar martenzitik çeliklerde söz konusudur. Çünkü, bu paslanmaz çeliklerde karbonun varlığında, krom karbür oluşur ve genellikle tane sınırlarında krom karbür olarak çökelir, bu nedenle; kafes içinde çözülmüş krom miktarı % 12' lik sınırın altına düşebilir ve malzemenin korozyona dayanıklılık özelliği kaybolur.

Dolayısıyla çelik bileşimindeki karbon yüzdesi yükseldikçe;

- Krom miktarı artırılmalı veya
- Karbür yapma eğilimi kromdan fazla olan elementler katılarak, krom karbürün meydana gelmesi ve kafeste çözülmüş kromun azalması engellenmelidir.

Paslanmaz çeliklerin istenilen mikroyapı ve diğer özelliklerinin elde edilebilmesi için Mn, Si, Mo, Ni, Ti ve N gibi alaşım elementleri kullanılmıştır. Paslanmaz çeliklerin mikroyapısı üzerine bileşimin etkisini ayrıntılı olarak tanımlamak amacıyla Cr ve Ni eşdeğerliği kavramı geliştirilmiştir. Ferrit stabilizatörleri; ferrit faz alanını genişleten krom, molibden, vanadyum, niyobyum ve titanyum gibi karbür oluşturan metallerdir. Ostenit stabilizatörleri ise ostenit faz alanını genişleten nikel, mangan, karbon ve azot gibi elementlerdir Şekil 2.7' de Cr ve Ni eşdeğerliklerinin karşılıklı olarak verildiği Schaffler diyagramı, paslanmaz çeliklerin kaynağında mikroyapı ve bileşim arasındaki ilişkiyi tanımlamaktadır (Smith ve Farrar, 1993).



Şekil 2.7. Paslanmaz çeliklerin Schaffler diyagramı (Odabaş, 2007).



- Korozyon dayanımı: Tüm paslanmaz çeliklerin korozyon dayanımları yüksektir. Düşük alaşımlı türleri atmosferik korozyona, yüksek alaşımlı türleri ise asit ve klorür içeren ortamlara dahi dayanıklıdır.
- Yüksek ve düşük sıcaklıklar: Bazı paslanmaz çelik türlerinde, yüksek sıcaklıklarda dahi tufallaşma ve malzemenin mekanik dayanımında önemli bir düşme görülmez iken, bazı türleri ise çok düşük sıcaklıklarda dahi gevrekleşme ile tokluklarını korurlar.
- İmalat kolaylığı: Yan kesme, kaynakla birleştirilebilme, sıcak ve soğuk şekillendirme ve talaşlı imalat işlemleri ile kolaylıkla biçimlendirilebilirler.
- Mekanik dayanım: Paslanmaz çeliklerin büyük çoğunluğu soğuk şekillendirme ile pekleşirler. Dayanımın artması sonucunda, malzeme kalınlıkları azaltılarak parça ağırlığı ve fiyatta önemli düşüşler sağlanabilir. Bazı türlerine ise ısıtma işlemi yoluyla yüksek bir dayanım kazandırmak mümkündür.
- Görünüm: Paslanmaz çelikler, farklı yüzey kalitelerinde temin edilebilirler. Yüzeylerin görünümü, kalitesi ve bakımı kolay olduğundan uzun süreler korunabilir.
- Hijyenik özellik: Paslanmaz çeliklerin kolay temizlenebilir olması, bu malzemelerin hastahane, mutfak, gıda ve ilaç sanayinde yaygın olarak kullanılmasını sağlar.
- Uzun ömür: Paslanmaz çelikler, dayanıklı ve bakımı kolay malzemeler olduklarından, üretilen parçanın kullanım ömrü dikkate alındığında ekonomik malzemelerdir (Aran, 2003).

Paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerini, korozyon dirençlerini, talaşlı işlenebilme ve biçimlendirilebilme özelliklerini, kaynak edilebilirliklerini ve uygulama alanlarını iyileştirmek amacı ile katılan alaşım elementleri; bu tür çeliklerin fiziksel özelliklerini de önemli ölçüde etkiler.

En önemli özelliklerinden biri olan manyetik özelliğine bakıldığında, paslanmaz çeliklerin özellikle sade krom içeren türleri ferromanyetiklerdir. Buna karşılık, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çelikler antimanyetik özellik gösterirler. 100-500 °C aralığında ostenitik paslanmaz çeliklerin ısı genleşme katsayıları, ferritik paslanmaz çeliklere nazaran % 60 daha fazladır.

Ferritik paslanmaz çeliklerin ısı iletkenlikleri, karbonlu çeliklerin yaklaşık % 50 altındadır. Isıl iletkenlikleri, ostenitik paslanmaz çeliklere göre % 40 daha yüksektir. Yine, elektrik iletme dirençleri % 20 ve özgül ısıları da onlardan % 10 daha düşüktür. Ancak; tüm paslanmaz çeliklerin elektrik dirençleri, karbonlu çeliklerinkinden yaklaşık 4-7 kat daha fazladır. Ferritik kromlu çeliklerin  $7.7 \times 10^4$  N/m<sup>3</sup> olan yoğunlukları, ostenitik krom-

nikelli paslanmaz çeliklerin  $7.9 \times 10^4 \text{ N/m}^3$  olan yoğunluklarından daha düşüktür (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

### 2.1.3.1. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler, kübik hacim merkezli (KHM) veya sertleştirilmiş halde tetragonal kristal kafes sistemine sahip Cr-C alaşımlarıdır. Ferromanyetikler ve ısı ile işlemle sertleştirilebilirler. Martenzitik paslanmaz çelikler, genellikle atmosferik korozyona karşı dirençlidirler. Cr içerikleri genellikle % 11-18, C içeriği ise % 1.2' ye kadar çıkabilir. Cr ve C oranları sertleştirme sonrası martenzitik bir yapı elde etmek için dengelenmiştir.

Başlıca özellikleri:

- Orta derecede korozyon dayanımına sahiptirler.
- Isıl işlem uygulanabilir, böylece; yüksek dayanım ve sertlikler elde edilebilir.
- Kaynak edilebilme kabiliyetleri düşüktür.
- Manyetik özelliklidir.

Bazı kullanım alanları: Bıçaklar, ameliyat aletleri, miller, pimlerdir.

Tablo 2.2' de standart tip martenzitik paslanmaz çelikler verilmiştir (Davis, 2003).

**Tablo 2.2.** Standart tip martenzitik paslanmaz çelikler (Davis, 2003).

Tipi	% Bileşim							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Diğer
403	0.15	1.0	0.5	11.5-13.0	-	0.04	0.03	-
410	0.15	1.0	1.0	11.5-13.0	-	0.04	0.03	-
414	0.15	1.0	1.0	11.5-13.0	1.25-2.25	0.04	0.03	-
416	0.15	1.25	1.0	12.0-14.0	-	0.06	0.15	0.6 Mo
416 Se	0.15	1.25	1.0	12.0-14.0	-	0.06	0.03	0.15 Se
420	Min 0.15	1.0	1.0	12.0-14.0	-	0.04	0.03	-
420 F	Min 0.15	1.25	1.0	12.0-14.0	-	0.06	0.15	0.6 Mo
422	0.20-0.25	1.0	0.75	11.5-13.0	0.5-1.0	0.04	0.03	0.75-1.25 Mo
431	0.20	1.0	1.0	15.0-17.0	1.25-2.50	0.04	0.03	0.15-0.3 V
440 A	0.60-0.75	1.0	1.0	16.0-18.0	-	0.04	0.03	0.75 Mo
440 B	0.75-0.95	1.0	1.0	16.0-18.0	-	0.04	0.03	0.75 Mo
440 C	0.95-1.20	1.0	1.0	16.0-18.0	-	0.04	0.03	0.75 Mo

En yaygın olarak kullanılan 410 tipi martenzitik paslanmaz çelik, % 12 Cr içeriği ile yüksek mukavemet özelliğine sahiptir. Molibden, 422 tipi paslanmaz çeliklere mekanik

özellikleri ve tane sınırı korozyonuna karşı korozyon direncini artırmak için katılmıştır. Nikel, 414 ve 431 tipi paslanmaz çeliklere yine, aynı nedenlerle katılmaktadır. Martenzitik paslanmaz çeliklerde korozyon dayanımını artırmak için, daha yüksek Cr miktarları da kullanılmıştır (Davis, 2003).

Martenzitik paslanmaz çelikler, normal şartlarda 275 MPa'lık bir akma dayanımına sahiptirler. Bununla birlikte, C içeriğine bağlı olarak sertleştirme ve temperleme sonrası 1900 MPa'lık bir akma dayanımı seviyesi elde edilebilir. Bu alaşımlar aynı zamanda, iyi süneklik ve tokluk özelliğine de sahiptirler. Uygulanan ısı işleme bağlı olarak, sertlik değerleri 150 HB' den 600 HB' ye kadar değişebilir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin temel oda sıcaklığı özellikleri Tablo 2.3' de görülmektedir.

**Tablo 2.3.** Martenzitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığı mekanik özellikleri (Davis, 2003).

Tipi	Uygulanan işlem	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HRB)
403	Sertleştirilmiş	485	275	20	88 HRB
410	Sertleştirilmiş	485	205	20	95 HRB
410 S	Sertleştirilmiş	415	205	22	88 HRB
414	Temperlenmiş	795	620	15	-
416	Temperlenmiş	485	275	20	-
418	Temperlenmiş	965	760	15	-
420	Temperlenmiş	720	1480	20	52 HRC
422	Temperlenmiş	825	585	17	-
431	Sertleştirilmiş	795	620	15	-
440	Sertleştirilmiş	725	415	20	95HRB
440	Temperlenmiş	1790	1650	5	51 HRC

410 tipi martenzitik paslanmaz çelikler, buhar tribünleri, jet motorları ve gaz tribünlerinde kullanılmaktadır. Daha yüksek C içeriğine sahip 440 tipi paslanmaz çelik, çatal-bıçak takımı, cerrahi dişçilik aletleri, makaslar, yaylar, valfler, dişliler, şaftlar, kamlar ve bilyeli yataklarda kullanılmaktadır (Davis, 2003).

% 13 Cr ve düşük karbon içerikli çelikler, süpermartenzitik paslanmaz çelikler olarak adlandırılır. Bu çelikler özellikle yağ ve gaz endüstrisinde kullanılmaktadır. Süpermartenzitik paslanmaz çelikler, kaynak edilebilir martenzitik paslanmaz çelikler veya süper 13 Cr çelikleri olarak adlandırılırlar. Tablo 2.4' de süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri görülmektedir (URL-2, www.stainless-steel-world.net, 2009).

**Tablo 2.4.** Süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri (Davis, 2003).

Tipi	% Bileşim								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Diğer
X80 11Cr-2Ni	<0.015	<2	0.15	11	2	<0.5	0.4	<0.012	-
HP 13 Cr	<0.03	0.4	<0.3	13	4	1	-	0.05	-
D 13.5.2N	0.02	0.7	0.3	13.3	4.8	1.6	0.1	0.08	-
X80 12Cr-4.5Ni	<0.015	<2	0.15	12	4.5	1.5	0.4	0.012	-
CRS	0.02	0.5	0.3	12.5	4.5	1.5	1.5	0.05	-
Super 13 Cr	0.02	0.5	0.2	12.2	5.5	2	0.2	0.02	0.2 V
Super 13 C	0.02	0.4	0.2	12.5	5	2	-	<0.08	-
Super 13 Cr-6-2.5-Ti	<0.01	0.4	0.3	12	6.2	2.5	-	<0.01	0.07 Ti
X80 12 Cr-6.5Ni-2.5Mo	<0.015	<2	0.15	12	6.5	2.5	0.4	<0.012	-

Bu yeni kaynak edilebilir martenzitik çelik tipleri; yüksek dayanım, tatlı ve ekşi ortamlarda iyi korozyon direnci ve -40 °C' nin altında uygun kırılma tokluğu gibi özelliklerin tamamına sahiptir. Mikroyapısı, yüksek dayanım ve tokluğa sahip düşük karbonlu temperlenmiş martenzitten meydana gelir. Çekme dayanımları, 780-1000 MPa arasındadır (URL-2, www.stainless-steel-world.net, 2009).

Martenzitik paslanmaz çelikler mekanik özellikleri geliştiren niobyum (Nb), molibden (Mo) ve tungsten (W) gibi alaşım elementlerinin % 3' e kadar ilavesi ile yaklaşık % 10.5-18 Cr içerirler. En yaygın martenzitik alaşımlarda Si, Mn, N ve Ni oranları nispeten düşük düzeyde ve sabit tutulur. Buna karşılık, karbon miktarı geniş sınırlar içinde değişebilir, çünkü; bu element, bu çeliklerin mekanik karakteristiklerini geniş ölçüde değiştirme imkanı verir (Oğuz, 1985). Bileşimlerinde karbon miktarı % 0.1-1.2 arasında değişir; yüksek miktarda C içerenlerde Cr miktarı % 18' e çıkabilir (Tülbentçi, 1985).

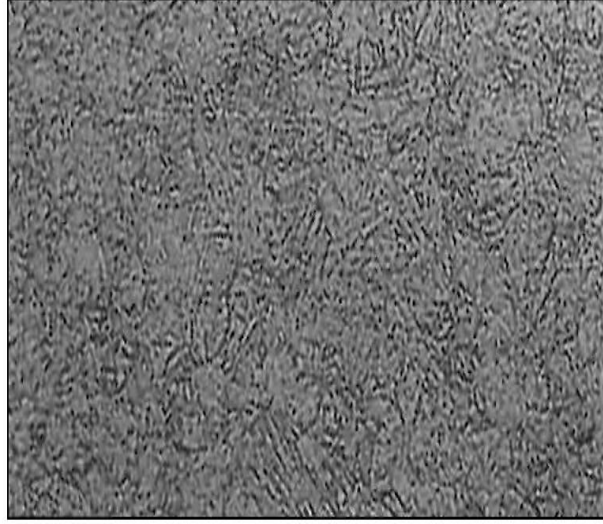
Martenzitik çelikler, yüksek sıcaklıklarda sahip oldukları yüzey merkezli kübik kafese sahip ostenitin hızlı soğutma sonucu, hacim merkezli tetragonal kafese sahip martenzit yapıya dönüşümü ile elde edilir. Bu çeliklerin içyapısında tavlanmış halde yumuşak ferritik faz da bulunur. Bu gruptaki çelikler % 16 ile % 18 krom içeren 440A, 440B ve 440C kaliteleri dışında, en çok % 14 krom içerirler. Bunun yanında, % 0.60 ile % 1.20 oranında yüksek karbon içeren 440 serisi dışında karbon miktarları düşük veya orta derecedir. Krom ve karbon miktarları martenzit oluşumunu sağlayacak şekilde dengelenir. Temperleme özelliklerini ayarlamak üzere niobyum, silikon, volfram ve vanadyum ilave edilebilir. Tokluğu ve bazı ortamlarda korozyon dayanımını iyileştirmek için ise az

miktarda nikel eklenir. İstenen içyapı ve özellikleri elde etmek için, martenzitik çeliklerin alaşım çeliklerine benzer biçimde ısıtılma (yani ostenitleme, su verme ve temperleme) tabii tutulmaları gerekir. Ostenitleme sıcaklığı çeliğin türüne göre 950-1050 °C arasındadır. Bu sıcaklıktan çeliğe su verilirse, martenzitik bir içyapı elde edilir. Su verme ve temperleme sonrası, mekanik özellikler temelde karbon miktarına bağlıdır. Elde edilen sertlik ve mukavemet, karbon yüzdesi ile birlikte artar. Bileşimindeki krom miktarı % 16 ve karbon miktarı % 0.6-1.1 olan çelikler 60 HRC sertlik ve 1900 MPa akma dayanımı gösterebilirler. Bu çeliklerin sertliğinin yüksek oluşu, aşınma dayanımını da iyileştirebilir. % 1.1 karbon içeren 440C kalitesi mükemmel aşınma dayanımı gösterirken, % 0.1 karbon içeren 410 kalitenin aşınma dayanımı düşüktür.

Korozyon dayanımını ve tokluğunu artırmak için alaşıma molibden ve nikel eklenir. Nikel içeren martenzitik çeliklerde karbonun görevini, nikel üstlenir. Bu şekilde karbonun bazı olumsuz etkileri (karbür çökeltileri, aşırı sertlik gibi) ortadan kaldırılabilir. Nikel aynı zamanda yüksek miktarda kromun etkisini dengeleyerek, içyapıyı serbest ferritlerden korur. Ayrıca, sertleşme kabiliyeti ve su verme derinliği arttığından, iri parçalara da ıslah işlemleri uygulanabilir. Molibden ve nikel ilavesi, su verme sonrasında martenzite dönüşmemiş artık ostenitlerin oluşmasını önlemek için, sınırlı tutulmak zorundadır. Bu nedenle, korozyon dayanımı ancak, orta düzeyde kalır. Martenzitik çelikler yüksek çekme, sürünme ve yorulma dayanımı gerektiren, orta derecede korozif ve en çok 650 °C' a kadar sıcaklıktaki uygulamalarda tercih edilirler.

Martenzitik paslanmaz çelikler, aşınma dayanımına ilaveten korozyon direnci nedeniyle, örnek olarak; düşük ve orta miktarda karbon içeren 410 kalite çelik ve türevleri, buhar ve gaz türbinlerinde ve jet motorlarında kullanılır. 420 ve benzeri alaşımlar bıçak ve diğer kesici aletlerde, vana parçalarında, dişli, rulman ve millerde tercih edilir, 420 kaliteye ek olarak, 440 ve benzeri alaşımlar cerrahi ve dişçilik aletlerinin, makas, yay, kam ve rulman bilyalarının en çok tercih edilen malzemeleridir. Bunlar adi atmosferik koşullarda, tatlı suda (hidrolik türbinler), kimya ve özellikle petro-kimya endüstrisinde korozyona mukavemet nedeniyle kullanma alanı bulurlar (Oğuz, 1985). Ürün tipine bağlı olarak martenzitik çelikler tavllanmış veya ıslah edilmiş durumda pazara sunulur. Tavllanmış olarak alınan ürünler şekil verildikten sonra ıslah işlemine (su verme + temperleme) tabii tutulur. Temperleme sıcaklığı değiştirilerek değişik özellik kombinasyonları elde edilir. En iyi korozyon dayanımını elde etmek için, tavsiye edilen ısıtılma sıcaklıklarına tam olarak

uyulması çok önemlidir. Şekil 2.8' de martenzitik çeliğin mikroyapısı görülmektedir (Aran, 2003).



Şekil 2.8. Martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı (Aran, 2003).

### 2.1.3.2. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Gerek kullanım, gerekse alaşım kalitelerinin çokluğu açısından en zengin grup ostenitik çeliklerdir. Manyetik olmayan bu çelikler; hem oda sıcaklığında, hem de yüksek sıcaklıklarda yüzey merkezli kübik kafese sahip ostenitik içyapılarını koruduklarından, normalleştirme ve sertleştirme ısıl işlemi yapılamaz. Tavlanmış halde süneklikleri, toklukları ve şekillendirilebilme kabiliyetleri, düşük sıcaklıklarda bile mükemmeldir. Mukavemetleri ancak, soğuk şekillendirme ile artırılabilir. Ostenitik paslanmaz çelikler, genellikle % 16 ile % 26 krom, % 35' e kadar nikel ve % 20' ye kadar mangan içerirler. Nikel ve mangan temel ostenit oluşturmalarıdır.

2XX serisinde, en çok % 7 nikel, % 5 ile % 20 arasında mangan bulunur ve azotun ostenit içinde çözünürlüğü sayesinde dayanım artırılabilir. Katı çözümlerde bulunan kristal kusurların içine yerleşen azot, ostenit iç yapının mukavemetini artırır. 3XX serisi ise daha fazla nikel ve en çok % 2 mangan içerir. 301 ve 304 kaliteleri en az alaşımlı olan türlerdir ve 3XX serisinin temel alaşımları olarak kabul edilirler.

Mükemmel şekillendirilebilirliği, sünekliği ve yeterli korozyon dayanımı ile 304 kalite ostenitik çelik en yaygın olarak kullanılan paslanmaz çeliktir. Tavlanmış 3XX serisi

çeliklerin akma dayanımı 200-275 MPa arasında iken, yüksek azotlu 2XX serisinde akma dayanımı 500 MPa değerine kadar yükselir. Bu çeliklerde korozyonu önlemek için, gerekli olan kromun ferrit yapıcı etkisi ostenit yapıcı alaşım elementleri katılarak giderilir. 304 kalite çeliklere molibden katılarak 316 ve 317 kaliteleri üretilir ve klorürlü ortamda noktasal korozyona dayanım sağlanır. 309 ve 310 kaliteleri gibi yüksek kromlu alaşımlar yüksek sıcaklıklarda ve oksitleyici ortamlarda kullanılır. Yüksek oranda nikelli alaşımlar ise indirgeyici asidik ortamlarda tercih edilirler. Ancak; bu amaçla, kuvvetli bir ostenit yapıcı olmasına karşın karbon miktarı artırılmaz, çünkü; bu element, karbür oluşturarak korozyon dayanımını zayıflatır. Bunun yerine aynı zamanda, oksitleyici ve indirgeyici asitlere de dayanıklı olan nikelden yararlanılır. Yüksek oranda nikel, yaklaşık % 6 azot ve % 20 azot içeren alaşımlara süperostenitikler de denir. 321 ve 347 kalitelerde karbonu stabilize etmek ve dolayısıyla yüksek sıcaklıkta tanelerarası korozyonu önlemek amacıyla, titanyum ve niyobyum eklenir. “L” ve “S” uzantılı alaşımlarda (304L, 309S gibi) tanelerarası korozyonu önlemek için karbon oranını düşük tutma yoluna gidilmiştir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde mukavemeti artırmak için, genellikle soğuk şekillendirmeden yararlanılır. Bu çeliklerde pekleşme, ferritiklerden daha fazladır. Bu arada şekil değiştirme martenziti de oluşabilir ve malzeme manyetiklik kazanır.

Mukavemeti artırmak için bir diğer yol da, alaşımlama yapmaktır. Bu açıdan karbon ve azot en etkili elementlerdir. Kükürtsüz olan korozif ortamlarda ostenitik çelikler, ferritiklerden daha iyi sonuç verirler. Molibden katılması ile organik ve çeşitli mineral asitlere karşı dayanımları artar. Tam ostenitik çelikler ısıya ve asitlere dayanıklı, yüksek sıcaklık özellikleri iyi olan malzemelerdir. Ancak, sıcak yırtılma eğilimi gösterirler. Ostenitik çelikler sünek ve toktur, ayrıca ısı etkisiyle sertleşmediklerinden kaynak bağlantıları için uygundur, ancak; ısınan ve soğuyan bölgede karbür çökmesi oluşmaması için stabilize edilmiş türleri seçilmelidir. Öte yandan ısı iletimleri düşük, genleşmeleri yüksek olduğundan kaynakta çarpılmayı önlemek için, ısı girdisi düşük tutulmalıdır. Ostenit fazı içeren çeliklerde en büyük sorun, krom karbür çökmesidir. Kritik sıcaklıklar olarak nitelenen 400 ile 850 °C arasında yüksek enerjili tane sınırları boyunca ayrışarak yan yana dizilen kromca zengin karbürler, malzemenin korozif ortamlarda bulunması halinde tanelerarası korozyona ve tane ayrılmasına yol açarlar. Bunun nedeni, karbür bünyesine geçen krom nedeniyle, katı çözeltideki krom miktarının korozyona dayanıklılık sınırının (< % 12) altına düşmesidir. Bunu engellemek için;

- Çeliğe stabilizatörler katılarak, içyapı kararlı hale getirilir. Bunlar, karbona ilgileri kromunkinden fazla olan titanyum, tantal ve niyobyum gibi elementlerdir. Bu sayede karbon, yüksek sıcaklıklarda dahi kromkarbür oluşturmayacak şekilde bu elementlere bağlanır.
- ELC (extra low carbon - çok düşük karbonlu) çelikler kullanılabilir. Ostenitik çeliklerde 650 °C sıcaklıkta çözünebilir karbon miktarı yaklaşık %0.05' tir. Karbon miktarı bu değerden az olursa çözünen karbon, karbür oluşturamaz.
- Çözme tavlama uygulanabilir. 1050-1150 °C arasında tavlama yapılarak çökelmiş karbürler çözümlenir. Hızlı soğutulmasıyla yeniden çökelme önlenir.

Ostenitik çeliklerin temel bileşimi % 18 krom ve % 8 nikelidir. Bu çeliklerin, biçimlendirilebilirlik, mekanik özellikleri ve korozyon dirençleri oldukça iyidir. Manyetik olmayan bu çelikler, dönüşüm göstermediği için bunlara sertleştirme ısıl işlemleri uygulanamazlar. Mekanik dayanımları, ancak; soğuk şekillendirme ile artırılabilir. Ostenitik paslanmaz çelikler içerisinde kullanılan en yaygın tipler, AISI 200 ve 300 seri alaşımlardır. Ayrıca, alaşım katkıları ve özel alaşım bileşimi, kaynak edilebilirlik ve kaynak bölgesinin mikroyapısı üzerine büyük bir etkiye sahiptir. Bu alaşımlardan AISI 300 serisi, genellikle % 8-20 Ni ve % 16-25 Cr içerir. Düşük oranlardaki alaşım katkılarında % 1 Si dezoksidasyon için, % 0.02-0.08 C ostenitin kararlılığı için ve % 1.5 Mn ise, hem ostenitin kararlılığı hem de sülfür ve Si ile bileşik oluşturması açısından katılmaktadır (Brooks ve Lippold, 1993).

Ostenitik paslanmaz çeliklerin en önemli alaşımı X12CrNi18.8' dir. Bu alaşımın yapısı, normal ısıl işlemlerden sonra 1050 °C' den suya çekilir veya havada bırakılırsa, ince ostenit tanelerinden meydana gelir. Oda sıcaklığında kararlı olan bu yapı, yüksek sıcaklıklarda kararlılığını yitirir. Oda sıcaklığında çeliğin mikroyapısı ostenit + (δ)-ferrit ve (Cr,Fe)<sub>3</sub>C karbürlerinden oluşur. Bunun dışında, σ-fazı da yapıda görülebilir (Yıldırım, 1981).

Ostenitik paslanmaz çelikler, bileşiminde % 12-25 Cr ve % 8-25 Ni içeren ve paslanmaz çelik ailesinin en yaygın kullanım alanına sahip üçlü Fe-Cr-Ni alaşımlarıdır. Bu alaşımların yapıları, bütün ısıl işlemlerde ostenitik (YMK) yapıda kaldığı için ostenitik olarak adlandırılır. Ni kuvvetli bir ostenit yapıcı olduğundan, bu çeliklerde katılma sırasında ortaya çıkan ostenit oda sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda bile dönüşmeden kalır. Soğuma esnasında, ostenit-ferrit dönüşümü olmadığından bu tür paslanmaz çelikler su verme yolu ile sertleştirilemezler (Tülbentçi ve Kaluç, 1995; Kaluç, 1990; Erdoğan,



2000). Ostenitik paslanmaz çelikler, özellikle oksitleyici veya redükleyici ortamlarda iyi korozyon direncine sahiptir. Ostenitik paslanmaz çelikler, karbonlu çeliklerden daha yüksek termal genleşme katsayısına ve daha düşük termal iletkenlik katsayısına, daha yüksek elektrik direncine ve daha düşük ergime noktasına sahiptirler.

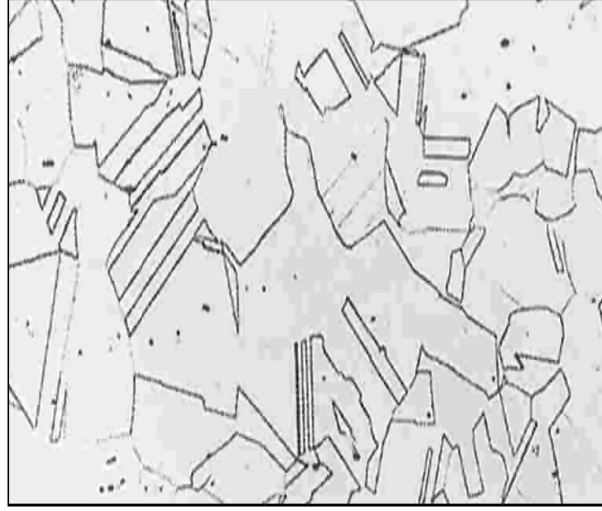
Ostenitik paslanmaz çelikler, orta dereceli ve şiddetli korozif ortamlar için geliştirilmiştir. Aynı zamanda dondurucu sıcaklıklardan 600 °C' ye kadar yüksek tokluğa sahiptir (Brooks ve Lippold, 1993).

Başlıca özellikleri:

- Mükemmel korozyon dayanımına sahiptirler,
- Kaynak edilebilme kabiliyetleri mükemmeldir,
- Sünek olduklarından kolay şekillendirilebilirler,
- Hijyeniktirler, temizliği ve bakımı kolaydır,
- Yüksek ve düşük sıcaklıklarda iyi mekanik özelliklere sahiptirler,
- Manyetik değildirler,
- Dayanımları sadece soğuk şekillendirme ile artırılabilir (Aran, 2003; Lippold ve Kotecki, 2005).

Bazı kullanım alanları:

Ostenitik paslanmaz çelikler, yaygın olarak makina ve imalat sanayinde, asansörler, bina dış cephe kaplamaları, gıda işleme ekipmanları, mutfak gereçleri, kimya endüstrisinde, tren yolu arabaları, uçak parçaları, yaylar, antenler, ev aletleri, soğuk kaplar, yağmur olukları, sıvı gübreleme ve lapa domates tankları, fırın parçaları, pompa parçaları, ısı değiştiriciler, türbin bıçakları, basınçlı kaplar, kaynatma kazanları, uçak egzoz bacaları, jet motor parçaları, çatal, kaşık, süt taşıma malzemelerinde kullanılırlar (Aran, 2003). Şekil 2.9' da ostenitik çeliğin mikroyapısı görülmektedir.



Şekil 2.9. Ostenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı (Aran, 2003).

#### 2.1.3.2.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiler

Yarı-ostenitik sertleşmeli ostenitik paslanmaz çeliklerin yapıları oldukça karışıktır. Çözeltiye alındığı veya normalize edildiğinde yapı ostenitiktir, ancak; % 5-20 delta ferrit içerir. İzlenen uygun ısı işlemler sonucunda ferrit, dönüşmeden yapıda kalabilir. Martenzitik çökeltme sertleşmeli türler ile karşılaştırıldıklarında normalize edilmiş halde, rahatlıkla soğuk şekil değiştirebilecek derecede yumuşak süneklerdir. Tavlama sıcaklığından itibaren oda sıcaklığına hızlı soğutulduklarında ostenitik içyapılarını koruduklarından, soğuk biçimlendirme işlemleri için uygun tokluk ve süneklığe sahiptirler. Bu tür çeliklerin matenzit dönüşüm başlama (Ms) sıcaklıkları, biçimlerine ve tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak, oda sıcaklığının altında bir bölgede değişir. Sertlik ve mukavemetin artması için, bu ostenitik yapının martenzitik yapıya dönüşmesi gerekir. Bu amaç için, üç yöntem uygulanabilir. Çelik, çökeltme sertleşmesi ısı işlemine tabi tutulmadan;

1. 650-880 °C sıcaklık aralığına ısıtılıp, karbürlerin ve diğer bileşiklerin çökmesi sağlanır. Osteniti kararlı hale getiren elementlerin çökmeyle ayrışması sonucu, çelik oda sıcaklığına soğutulduğunda ostenit, martenzite dönüşür.
2. Çelik, 73 °C gibi martenzit dönüşüm başlama (Ms) sıcaklığının çok altında bir sıcaklığa kadar soğutulmuş dönüşüm sağlanır.

3. Çeliğe, ostenitten martenzite dönüşümü sağlayacak soğuk biçimlendirme uygulanır.

Ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler, tavlandıktan ve herhangi bir yaşlandırma veya sertleştirme işleminden hatta, soğuk şekillendirmeden sonra bile ostenitik içyapıyı kararlı olarak tutacak şekilde alaşım içerirler. Çökeltme sertleşmesini oluşturan faz, 1100-1130 °C sıcaklıklarında çözeltilmeye geçer ve bu sıcaklıklardan itibaren hızlı soğutma halinde bile, ostenitik yapı içinde çözeltili halinde kalır. Çözeltilmeye alma işlemini takiben 650-770 °C sıcaklık aralığında uzun süreli bir yaşlandırma işleminde Al, Ti ve P gibi elementler, metallerarası bileşikler oluşturarak ostenitik yapının sertlik ve mukavemetini artırır. Erişilen sertlik, martenzitik veya yarı-ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerde elde edilen değerlerden düşük olmasına karşın, yapı manyetik olmayan özelliğini korur. Tüm ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler genel olarak; biçimlendirmede, kaynak edilmelerinde ve ısıl işlemlerde ostenitik içyapılarını korurlar.

#### **2.1.3.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler**

Ostenitik Paslanmaz çeliklerde oluşan karbür ve çökelti türleri şunlardır (Marimuthu, 2002);

- MX çökelti türleri,
- $M_2X$  çökelti türleri,
- $M_3C$  karbürü,
- $M_7C_3$  karbürü,
- $M_{23}C_6$  karbürü,
- $M_6C$  karbürü.

#### **2.1.3.2.2.1. MX Çökelti türleri**

% 9-12 Cr' lu çeliklerde MX karbonnitrid türleri gözlemlenebilir. Bunlar, YMK kristal kafes yapısına sahip olmakla birlikte iki farklı morfoloji sergilerler. Çelikler, ostenitleme

sırasında suya çekildiklerinde çözünmeden kaldıkları zaman yapılarında, MX çökeltileri gözlemlenebilir. MX taneleri, çıta martenzitli ince dağılımlı bir yapıya sahip olduklarından çeliklerin sürünme direncini artırdığı belirtilmiştir (Marimuthu, 2002).

#### **2.1.3.2.2.2. $M_2X$ Çökeltileri**

Çoğu durumlarda  $M_2X$ , sementit sonrası çökelen hegzagonal kafes yapısına sahip bir fazdır.  $M_2X$ , genelde çıta tipi martenzitin tam sınırlarında ve matris içindeki dislokasyonlarda oluştuğu düşünülür. Bu bileşimlere Mo, Cr ve V elementlerinden uygun miktarlarda ilaveyle sementit oluşumundan sonra meydana gelmektedir.  $M_2X$  karbürlerindeki X yerine gelen elementler; N yada C veya her ikisi olabilir. Çünkü; güçlü ikincil bağlardan dolayı oluştuğu tahmin edilmektedir.

Mo ilaveli çeliklerde, azot içermeyen ve düşük kromlu çeliklerde  $M_2X$  bileşimi, kapalı olarak MoC bileşimine dönüşmektedir. Ancak; % 9-12 Cr' lu çeliklerde azot içeriği  $M_2X$  bileşimi  $Cr_2N$  şeklinde kendini gösterir. Çökeltme, alaşımlardaki güçlü ikincil sertliklerin artmasına bağlı olarak artış göstermektedir. Düşük alaşımlı ferritik çeliklerde,  $M_2X$  çökeltmesindeki en önemli faktör ise çeliklerin sürünme direnci süresidir. % 12 Cr' lu çeliklerin % 0.2' lik gerilimi  $M_2X$  fazının kararlılığında artış olabileceği görülürken,  $\delta$ -ferritten kaçınmak gerekir. Genellikle % 9-12 Cr' lu çeliklerde  $M_2X$  için uzun sürünme direnci sürelerine ihtiyaç yoktur. Bu duruma, karbürlerin etkisinin olduğu düşünülmektedir (Baker ve Nutting, 1959).

#### **2.1.3.2.2.3. $M_3C$ Karbürü**

Fe-C içerikli bileşimlerdeki sementitler,  $Fe_3C$  karbürü şeklinde görülmektedir. MC karbürü, yaklaşık olarak hegzagonal-Fe atomları ve distorsiyona uğramış C atomlarının bileşkesinden ibarettir. Düşük ve orta karbonlu çeliklerde, yer değiştirmiş martenzit ve sementit partikülleri temperlemenin ilk aşamasında oluşmaktadır. Alaşımlı çeliklerde, birkaç element oranının değişmesi, sementitin yapısını oldukça etkiler. Sementitin denge mekanizması, arayüzeyde karşılıklı C etkileşimi sayesinde gerçekleşir. Bu esnada, Fe atom

oranı her yerde sabittir. Sementit dengesinin, martenzitin temperlenmesi süresinde karbonun yer değişimindeki baskınlığı nedeniyle meydana geldiği düşünülmektedir. Bu aşamaları takiben, sementit dengesine hızlı bir şekilde ulaşacağı tahmin edilmektedir. Çünkü, sementit bileşimindeki kimyasal değişiklikler, kimyasal bileşimin dengesini sağlamak için kabul edilmeyen çözeltileri içermektedir (Rees vd., 1995).

$M_3C$  karbüründe oranları etkili olan, Mn ve Cr sementit bünyesinde çözünmezken, sınırlı oranda bulunan W, V ve Mo kısmen çözünürler. Sementitin fazla oranı, partiküllerin dar bir alana hızlıca girmesi neticesinde oluşan, yüksek oranda doymuş karbür oranlarına bağlıdır. Sementitin kinetik özelliklerine rağmen, diğer bir çok karbonlu alaşıma göre daha az kararlıdır. Bu nedenle; sementit bileşimi değişirken alaşımın karbür içeriği, sementitin tam olarak çözülmemesine neden olmaktadır. Bu işlemler, her model için farklı zamanlarda gelişmektedir (Vitek ve David, 1985).

#### **2.1.3.2.2.4. $M_7C_3$ Karbürü**

$M_7C_3$  karbürü; trigonal kafes yapısına sahip olup, kromca zengin bir karbürdür. Kafes parametreleri  $a = 14.0 \text{ \AA}$  ve  $c = 4.5 \text{ \AA}$  dur. Fe ve Mn bu fazda çözünür. Genellikle  $M_2C$  oluşumu sonrası veya  $M_2X$  çökeltisi meydana gelmeden, sementit oluşumu sonrası meydana gelir.  $M_7C_3$  oluşumu, Cr miktarının diğer alaşım elementlerine göre yeterince yüksek olduğunda çökeleceği düşünülmektedir. Eğer, Mo varsa  $M_2C$  ve daha sonra  $M_7C_3$ ' den ziyade  $M_{23}C_6$  oluşacaktır (Marimuthu, 2002).

#### **2.1.3.2.2.5. $M_{23}C_6$ Karbürü**

$M_{23}C_6$  karbürü; W, Mo, V ve Ni içerebilen kromca zengin bir karbürdür. Kafes parametresi  $a = 10.7 \text{ \AA}$  olup, YMK kristal kafes yapılıdır.  $M_7C_3$  veya  $M_2C$  oluşması sonrası, yüksek kromlu (% 9-12 Cr) çelikte karbür dengededir. Çekirdeklenme genellikle ilk olarak ostenit tane sınırlarında oluşur.  $M_{23}C_6$  aslında, bir  $(Cr-Fe)_{23}C_6$ ' dir ve bu bileşim, oldukça çeşitlidir. Örneğin; tipik 2.25Cr1Mo çeliğinde  $M_{23}C_6$ , 0.3 Fe, 0.38 Cr, 0.1 Mo ve 0.22 C içeriğinden meydana gelirken, AISI 304 paslanmaz çelikte 0.04 Fe, 0.65 Cr, 0.11

Mo, 0.22 C oranlarında meydana gelmektedir. Buda, çelik bileşiminin  $M_{23}C_6$  oluşumunda etkili olduğunun bir kanıtıdır.  $M_{23}C_6$  bileşimi ilk zamanlarda, çok düşük değişimler göstermiştir. Marimuthu (2002), Lewis ve Hattersly ile Philibert ve arkadaşları yaptıkları çalışmalara dayanarak bu fazın daha fazla Fe/Cr oranına sahip 18/8 çeliklerde yaşlandırmanın ilk safhalarında meydana geldiğini tespit etmişlerdir. Benzer şekilde Marimuthu' dan (2002), Marshall artan zaman ve artan Mo içeriğine bağlı olarak % 40 Fe içeriğinde ilk fazlarda  $M_{23}C_6$ ' nin oluştuğunu tespit etmiştir. Süper alaşımlarda arayüzey, diğer elementin yerel dengeyi sağlamak için akıcı bir şekilde taşınmasını gerektirir. Bu yüzden, arayüzey bileşimlerinin bu iletimi sağlayacak değişik bağ çizgileri tarafından akmasına yardımcı olur.  $M_{23}C_6$  karbür oluşumunu, Laves fazının yüksek arayüzey enerjisine sahip bir faz olması nedeniyle, azaltıcı bir etki sağlar (Bhadeshia, 1999).  $M_{23}C_6$  karbürleri, sürünme zamanına göre yönelme gösterirler. W ilavesi bu durumu azaltmaktadır (Sakai ve Suzuki, 1999).

% 9-12 Cr' lu çeliklerde karbür dengesinde  $M_7C_3$  veya  $M_2X$  oluşumu, temperlemenin ani baskısıyla meydana gelir. Bu durumda; hem ostenit, hem de martenzit tane sınırlarında görülmektedir. Ancak;  $M_{23}C_6$  karbürleri doğrudan sürünme sertliğini etkilemeyip, bağ çizgilerinde dengeli hale geldikleri düşünülmektedir (Igarashi vd.,1998).

Benzer yolla, bor ve karbon elementi için çok küçük miktarlarda bunu sağlayabilir. Bor  $M_{23}(C_2B)_6$ ' nin bir parçasıdır. Bu duruma zıt mekanizmalarda vardır. Fakat; borun artması  $M_{23}C_6$ ' nin etkili parametresidir. Borun içerisinde yer alan  $M_{23}C_6$  atomların iyon hareketinin bir ispatıdır. Bu durum, azot için geçerli değildir.  $M_{23}C_6$ ' nin çok miktarda olduğu düşünülmektedir. Ancak; son deney sonuçları  $M_{23}C_6$ ' daki azotun sıfır olduğunu desteklemektedir, üstelik küçük karbon atomları azotun yerini aldığıda yapının kararlılığını bozduğu görülmüştür.  $M_{23}C_6$  mikroyapı içerisinde iyi dağılım göstermez. Tanelerarası korozyon; kromun tane sınırlarına yönelip, burada paslanmazlık özelliğini kaybetmesine neden olur (Marimuthu, 2002).

#### **2.1.3.2.2.6. $M_6C$ Karbürü**

$M_6C$  bileşimi, molibden bakımından zengin  $FeCr_2$ ,  $Mo_3C_6$  veya niyobyum açısından zengin,  $Fe_3Nb_3C$  alaşımlarda bulunur.  $Fe_3Mo_3$  ( $a = 11.11 \text{ \AA}$ ) ostenitik çeliklerde

bulunmaz. Bunun yerine, Mo yayınarak Fe veya Cr' nin yerini alıp, kafes parametrelerini ( $a = 10.95 \text{ \AA}$ ) azaltmaktadır (Marimuthu, 2002).

$M_6C$   $\eta$ -karbür olarak bilinmesine rağmen, Laves fazını anımsatmaktadır.  $M_6C$  tane sınırlarında, molibden bakımından zengin partiküllerin yer alması bu karbürün  $M_2X$  karbürlerinden farkını ortaya koymaktadır. Genellikle bu fazın, çok çeşitli türleri vardır. Çoğu durumda, uzun yaşlandırma süresinden sonra TTP diyagramlarında görüleceği gibi güçlü bağlarının olma ihtimali oldukça zayıftır.  $M_6C$ ' nin yapı ve bileşimine bakıldığında,  $M_6C$  elmas tipli YMK karbür yapısına sahip olup, kafes parametreleri  $0.95-11.28 \text{ \AA}$  arasındadır.  $\eta$ -karbür yapısı Stadelmainer tarafından tespit edilmiştir. Bu yapı, ostenitik paslanmaz çeliklerinde korozyon direncini artırmaktadır (Marimuthu, 2002).

### **2.1.3.2.3. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar**

Ostenitik paslanmaz çeliklerde oluşan intermetalik fazlar şunlardır;

- Sigma ( $\sigma$ ) fazı,
- Laves fazı,
- Z fazı,
- Kapa ( $\chi$ ) fazı,
- Chi (G) fazlarıdır (Marimuthu, 2002).

#### **2.1.3.2.3.1. Sigma ( $\sigma$ ) Fazı**

Ostenitik paslanmaz çeliklerde genelde ostenit, ferrit ve karbürlerin yanı sıra, bazı hallerde “Sigma ( $\sigma$ ) fazı” adı verilen bir metallerearası krom-demir bileşiğine rastlanır. Sigma fazı ( $\sigma$ ) şeklinde gösterilir. Sigma fazı; Fe-Cr sisteminde, FeCr ile birlikte intermetalik faz olarak bilinir. Sigma fazı; çok sert (700-800 Vickers), manyetik olmayan ve gevrek yapıya sahip metallerearası bir bileşiktir. Röntgen ışını ile yapılan analizde bileşiminin yaklaşık olarak % 52 krom ve % 48 demirden oluştuğu, ancak; bunun yanında, molibden gibi diğer alaşım elementlerini de içerebildiği görülmüştür (Marimuthu, 2002).

Sigma fazı, kromlu veya krom-nikel esaslı paslanmaz ve ısıya dayanıklı çeliklerin kaynak bölgesinde oluşur. Saf ostenitik bir yapıdaki sigma fazı oluşum hızı, ostenitik kütle içerisinde ferrit içeren yapıdakine oranla daha düşüktür. Sigma fazı ile krom karbür çökmesi birbirinden tamamen farklı iki oluşumdur. Sigma fazı kırılma hızı 650-850 °C sıcaklıklar arasında görülür ve bu sıcaklık aralığında kalma süresi ile oluşan yapının yoğunluğu arasında yakın bir ilişki vardır. Faz dönüşüm yoğunluğunun en yoğun olduğu sıcaklık 720 °C civarındadır. Yapıda bulunan ferrit miktarının % 3-4 ile sınırlı tutulması durumunda, ostenit tanelerinin etrafı ferrit ile çevrelenmeyecek ve kırılma riski önlenecektir. Buna karşılık ferrit miktarının % 12' yi geçmesi ile birlikte, esneklik kabiliyeti hızla azalacaktır (ASM, 2001).

Bu faz, östenit fazı yerine geçerek ferritin kararlılığını düşürür. Kafes parametresi  $a = 0.88-0.91 \mu\text{m}$ ,  $c = 0.45-0.46 \mu\text{m}$  ve hacim merkezli tetragonal bir yapıya sahip olan bu faz, 540-870 °C sıcaklıklar arasında çok yavaş olarak şekillenir ve faz ilk olarak, tane sınırlarında olduğu gibi tane içinde de oluşması mümkündür. Sigma fazı genellikle, % 20' nin üzerindeki Cr içeriklerinde teşekkül eder. Ancak; içerisindeki diğer alaşım elementlerine bağlı olarak, % 17-20 Cr içeriklerinde de baskın bir faz olduğu için teşekkül etmesi mümkündür. Fakat; bu çeliklerde görülebilen Chi ve Laves fazı, baskın faz olmadıkları için % 20' nin altındaki krom içeriklerinde görülmez.

Sigma fazı, % 20-70 krom içeren demir-krom alaşımlarında 500-800 °C sıcaklığa maruz kalındığında oluşur. Yüksek krom konsantrasyonlu alaşımlar, 475 °C kırılma hızı gibi sigma fazı oluşumu içinde, daha kolay hedeftir ve oluşumun oranı daha hızlıdır. % 20' den daha az krom içeren alaşımlarda, sigma fazı kolayca oluşmaz. Yüksek kromlu alaşımlarda, sigma fazının oluşumu daha hızlıdır ve sigma fazı oluşum sıcaklığına maruz kalma süresi, sadece birkaç saattir. Mo, Ni, Si ve Manganez gibi alaşım elementi ilaveleri, daha düşük krom konsantrasyonları ve kısa süreleri, daha yüksek sıcaklık aralığında sigma fazı oluşumu için kaydırır. Diğer çökelti olguları gibi soğuk çalışmada, sigma fazı oluşumunu hızlandırır (Marimuthu, 2002).

% 14-16 Cr içeriğinin altındaki değerlerde, bu fazın oluşması beklenmez. Eğer malzemenin bileşimine silisyum, molibden, titanyum yada bu fazın oluşumunu hızlandıracak diğer bazı elementler ilave edilirse veya soğuk şekil değiştirme işlemi uygulanırsa o zaman, düşük krom içeriklerinde bile bu fazın teşekkülü mümkün olabilir. Sigma fazı, çeliğin uzama ve çentik darbe dayanımını düşürdüğünden istenmeyen bir fazdır (Korkut, 1997).



Bu faz; büyük bloklar halinde yüksek enerjili ara yüzeylerde, tane sınırlarında ve üçlü noktalarda oluşur ve genellikle, karbür partikülleri üzerinde meydana gelir. Eğer yapıda sigma fazı meydana gelmişse, krom karbür çökmesini yok etmek için uygulanan ısı işlem, sigma fazının da yok olmasını sağlar. 1000 °C' de bu faz tamamen çözülür ve yeniden oluşmasına fırsat vermemek için de hızlı soğutma yapılır.

Sigma fazı konusunda yapılan araştırmalardan elde edilen sonuçlar aşağıda belirtilmiştir.

- Sigma fazı oluşumu 750 °C' de, 650 °C' dekinden daha çabuk meydana gelir. 750 °C' de 30 saat gibi bir zamana gereksinim varken, bu süre 650 °C' de 1 haftaya çıkar.
- Sigma fazı oluşumu, soğuk şekil değiştirme ile hızlanır.
- Sigma fazı oluşumuna kuvvetli olarak etki eden elementler; Molibden (Mo), Krom (Cr), Niyobyum (Nb) ve Silisyum (Si)' dur.
- Sigma fazı oluşumunu kuvvetlendiren elementlerin miktarı yüksek ise; belirli şartlar altında, kaynağa bağlı olmadan ve ısı işlem uygulamadan da sigma fazı meydana gelebilir.
- Sigma fazı, 950-1100 °C sıcaklıklar arasında belirli bir süre tavlandıktan sonra, suda hızlı olarak soğutularak giderilebilir.
- Sigma fazının giderilmesi için uygulanan ısı işleminden sonra oluşan yapıdaki ferrit miktarı, ısı işlem uygulanmamış yapıdakine oranla daha azdır.
- Ferrit miktarı, parçaya 1150 °C' de homojenleştirme tavlama uygulanarak daha da düşürülebilir. Bu durumda ferrit, mikro toplanmalar şeklinde oluşur.
- 300-400 °C üzerinde oldukça iyi çentik değerleri elde edildiği için, yüksek işletme sıcaklığında çalışan konstrüksiyonlarda, sigma fazının neden olduğu gevrekleşmeden korkulmamalıdır.
- Sigma fazının neden olduğu kırılganlık, kaynak bölgesinin tavlama yapılmadan önceki durumunda içerdiği ferrit miktarına bağlıdır. Eğer kaynak bölgesi başlangıçta % 6.5 ferrit içerirse, sigma dönüşmesi çentik darbe dayanımının azalmasına neden olmaz. Burada ferrit miktarı az olduğu için ferrit, ostenitik yapı içerisinde ağ şeklinde değil, izole edilmiş odacıklar halinde meydana gelir. Bu yolla elde edilen sigma, yapıya bir süneklik kazandırmaktadır (ASM, 2001; AWS, 1997).

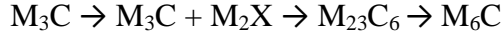
### 2.1.3.2.3.2. Laves Fazı

Bu fazlardan en baskını sigma fazı olmak şartıyla, % 20' den fazla krom içeren bu çeliklerde Chi ve Laves fazı da teşekkül edebilir. Laves fazı, ostenitik paslanmaz çeliklerde oldukça küçük miktarlarda ve genellikle tane sınırlarında görülür. Laves fazı,  $Fe_2M'$  dir. Bu faz; tungsten, molibden veya her ikisinin bileşimleri vanadyum, titanyum, silisyum ve kobalt esaslı alaşımlarda görülür. Çözünmeyi güçlendirmek için absorbe edilen bu fazın, sürünmeye zararlı etkileri olabilir. Bu durum, mikroyapının sürünme zamanının uzun sürelere kaymasına sebep olur. Laves fazının sürünme özelliklerine zararlı etkisinin olup olmadığı, hâlâ tartışma konusudur. Ancak; Ni içerikli çeliklerde Laves fazının  $M_6C'$  yi takip etmesi durumunda, zararlı etkileri ortaya çıkmaktadır. Laves fazının yapı ve bileşimi incelendiğinde bu faz, hegzagonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri  $a = 4.73 \text{ \AA}$ ,  $c = 7.72 \text{ \AA}$  dur.

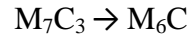
Marimuthu (2002), tarafından yapılan çalışmada  $Fe_2Mo$  şeklinde Mo/C atomik oranının 5' ten  $Fe_2W$  ve W/C oranlarında 3.3' ten büyük olduğunu ve V, Ti ve Co elementleri Laves fazı için katalizör etkisi yaparak, atomik oranını düşürdüklerini tespit etmişlerdir. Silisyum, Laves fazını kontrol eden element olarak görülmektedir. Örneğin; Hosoi vd., (1986), % 9 Cr' ile % 2 Mo içeren bir alaşımda % 67 Si içeriğinin Laves fazını oluşturduğunu tespit etmişlerdir. Silisyum oranı % 0.008' den az olduğu durumlarda, Laves fazının da azaldığı tespit edilmiştir. Senior (1989), alaşımların Si içeriğinin Laves fazının oluşumunu belirlediğini ifade etmiştir. Nikel, Laves faz oluşumunun kinetik yapısında rol oynamaktadır. Marimuthu (2002), Iseda vd., (1992), tarafından yapılan bir çalışmada % 0.3 Ni içeren numuneyi 3627 saat, % 1.2 Ni içeren numuneyi ise 2053 saat sürünme deneyine tabi tutmuşlardır. Her iki durumda da Ni ilavesinin, Laves fazı oluşumunu hızlandırdığını tespit etmişlerdir. Ancak; bu durumun tam geçerliliği olmayıp, Laves fazı denge hacim sürünmesini azaltmaktadır. Mn ilavesinin Laves fazının kinetik oluşumuna zıt bir etki yaptığı düşünülmektedir. Hosoi vd., (1986), tarafından yapılan bir çalışmada; farklı Mn oranlarına sahip çeliği % 9 Cr ve % 2 Mo yapısıyla karşılaştırmalarında % 0.58 Mn içeren numuneye göre, % 1.17 Mn içeren numunede Laves fazı oluşumunun geciktiğini tespit etmişlerdir. Laves fazı, yüksek ara yüzey enerjisine sahip bir faz olduğu için  $M_{23}C_6$  karbürlerinin oluşumunu azaltıcı etki yapmaktadır (Bhadeshia, 1999).

Cr yapısında,  $M_{23}C_6$  partiküllerinin tane sınırlarını çevrelediği bilinmektedir. Laves fazı, sürünme özelliklerine bağlı olarak oluşmaktadır. Partikül şeklinin büyüklüğü, tungsten ve molibden içerikli bir matrisle katı hal oluşumunu engellemekte ve malzeme sertliğinde bir katkıda bulunmaktadır. Bu durumun, tokluğu da ters yönde etkilediği ve sıcaklık dönüşümünü azaltmak için sünekliliği yükselttiği görülmektedir (Hosoi vd., 1986).

Baker ve Nutting (1959), da bunu takiben aşağıdaki reaksiyonu bulmuşlardır.



↓



Silisyumu düşük çeliklerde de benzer durumlar gözlemlenmişler ve %0.6 silisyum artışının,  $M_6C$  fazının kararlılığını artırdığını tespit etmişlerdir. Bu şartlar  $M_2X$  formasyonundan sonra, doğrudan  $M_6C$ ' yi oluşturmak içindir. Mo/C oranının, bu durumu önceden tespit etmek için gerekli olduğunu söylemişlerdir. Örneğin; eğer Mo/C oranı  $M_6C$ ' den yaklaşık olarak 1.2 kadar büyük olursa,  $M_2C$  doğrudan  $M_{23}C_6$  olmaksızın oluşacaktır.

Laves fazı, düşük sıcaklıklarda  $M_{23}C_6$  karakteristiği göstermektedir. Eğer molibden ve vanadyum oranları  $M_7C_3$  karbüründen daha yüksek olursa,  $M_{23}C_6$  doğrudan  $M_2X$  karbüründen sonra oluşmayacaktır. Bunuda çeliklerde, karbür oranının yüksek olmasının sebebi olduğu düşünülmektedir (Du vd., 1992).

### 2.1.3.2.3.3. Z-Fazı

Z-fazı; niyobyum içerikli ostenitik paslanmaz çeliklerde yüksek azot miktarına bağlı olarak oluşan, bir karbon nitrür bileşimidir. Marimuthu (2002), dan Z-fazı, Jack tarafından 1972 yılında keşfedilmiştir. Bu yapı, diğer karbon nitrür bileşiklerle kıyaslandığında daha az bir kütleyle sahip olduğu bilinmektedir. Z-fazının yapı ve bileşimi incelenecek olursa; bu faz, tetragonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri  $a = 3.037 \text{ \AA}$  ve  $c = 7.391 \text{ \AA}$  olarak verilmektedir.

#### 2.1.3.2.3.4. Kapa ( $\chi$ ) Fazı

Metallerarası bir faz olan  $\chi$  fazı, esas olarak 750 °C' nin üzerinde işlem gören 316 serili ostenitik paslanmaz çeliklerde görülür. Tane sınırlarında ve düzensiz dislokasyonlarda oluşan  $\chi$  fazının bileşimi ise  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ ' dur.

#### 2.1.3.2.3.5. Chi (G) fazı

Chi fazı; ostenitik paslanmaz çeliklerde titanyum veya niyobyum ile oluşan, silisyumlu fazdır. Chi (G) fazı,  $A_{16}D_{16}C_7$  formülü ile gösterilir. Buradaki A ve D, dönüşüm elementlerini ifade ederken, C ise periyodik cetveldeki IV. Grup elementleri ifade eder. A genellikle nikel (Ni), D ise niyobyum (Nb) veya titanyum (Ti) şeklindedir. Chi (G) fazı, genellikle tane sınırlarında oluşur. Kiesheyer ve Brandis (1977), yaptıkları çalışmada, yüksek krom ve molibdenli alaşımlarda sigma fazı ile birlikte oluşmuş olan,  $Fe_3CrMo$  ve  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$  gibi çeşitli şekillerde tanımlanmış olan Chi fazını ve bu kırılma intermetalik fazların, 900 °C veya daha yüksek sıcaklıklarda kararlı olabileceklerini tespit etmişlerdir.

#### 2.1.3.3. Dupleks Paslanmaz Çelikler

Yüksek oranda krom (% 18-28 Cr) ve (% 4.5-8 Ni) oranında nikel içeren çeliklerdir. Nikel miktarı, mikroyapılarının tamamen ostenitik olması için yetersizdir. Yapının ferrit ve ostenit fazlarından oluşması nedeniyle bu çelikler, dupleks olarak adlandırılır. Bunlar; optimum özelliklerini, yapılarındaki fazlarının birbirlerine eşit miktarda bulduklarında sergilerler (Aran, 2003).

Başlıca özellikleri:

- Gerilmeli korozyona karşı, yüksek dirence sahiptirler.
- Klorürlü ortamlarda, daha yüksek korozyon dayanımı gösterirler.
- Ostenitik ve ferritik çeliklerden, yüksek mekanik dayanım sergilerler.
- İyi kaynak edilebilirlik ve şekil alma kabiliyetleri vardır.
- Manyetiklerdir.

#### Bazı Kullanım Alanları:

Deniz ve tuzlu su ortamında, ısı değiştiricilerinde, petrokimya tesislerinde kullanım alanı bulurlar. Bu eliklerin mikroyapıları; ostenitik, yarı-ostenitik veya martenzitik olabilir. Çökelek oluşumu için alüminyum, titanyum, niyobyum ve bakır elementleri ile alaşımlama yapılırlar. Böylece, mukavemetleri 1700 MPa' a kadar çıkan çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler elde edilebilir. Pompa ve vana şaftları imalatında kullanılırlar.

Dupleks paslanmaz çeliklerin alaşım katkıları, hem ostenit hem de ferrit oluşturuculardır. Duplex paslanmaz çeliklerde kullanılan ana alaşım elementleri içerisinde Cr ve Mo ferrit oluşturucu, Ni, C, N ve Cu ostenit oluşturucudur. Ostenit ve ferrit oluşturucu alaşım elementlerinin dengesi, malzeme mikroyapısını oluşurmaktadır. Dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu yüksek alaşım içeriği ve ferritik bir matris gevrekleşmeye karşı hassasiyeti ve mekanik özellik kaybını özellikle de tokluğu düzeltir. Bu elikler; daha çok yağ, gaz, petrokimya ve kağıt endüstrisi gibi uygulama alanlarında kullanılmaktadır (Noble, 1993).

Dupleks paslanmaz elikler; Fe, Cr, Ni sistemine dayalı iki fazlı alaşımlardır. Bu alaşımlar, mikroyapıda eşit oranda HKM (hacim merkezli kübik) ferrit ve YMK (yüzey merkezli kübik) ostenit bulundurur. Duplex paslanmaz çelikler, düşük karbon içeriği (< % 0.03), Mo, N, W ve Cu katkılarıyla bilinirler. Genellikle % 20-30 Cr ve % 5-10 Ni içerirler. Dupleks paslanmaz çeliklerin geleneksel 300 serisi paslanmaz çeliklerden üstün özellikleri; gerilme korozyon kırılma dayanımı, mukavemet ve çukurcuk korozyon dayanımıdır. Bu malzemeler, asitler ve sudan kaynaklanan kloro karşı direncin gerektiği orta dereceli sıcaklık (-60 ile +300 °C) alanlarında kullanılırlar. Tablo 2.5' de dupleks paslanmaz elik tipleri görölmektedir.

**Tablo 2.5.** Dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri

Tipi	% Bileşim							Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N		
S31200	0.03	2.0	1.0	24-36	5.5-6.5	1.2-2.0	0.14-0.20	690	450
S31500	0.03	1,2-2	1.4-2	18-19	4.25-5.25	2.5-3.0	0.05-0.1	630	450
S31803	0.03	2.0	1.0	21-29	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.2	620	450
S32304	0.03	2.5	1.0	21-24	3.0-5.5	0.05-0.6	0.05-0.2	600	400
S32550	0.03	1.5	1.0	24-27	4.5-6.5	2.9-3.9	0.1-0.2	760	550
S32750	0.03	1.2	1.0	24-26	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	800	500
S32760	0.03	1.0	1.0	24-26	6.0-8.0	3.0-4.0	0.3	750	550
S32900	0.03	1.0	0.75	23-28	2.5-5.0	1.0-2.0	-	620	485
S32950	0.03	2.0	0.60	26-29	3.5-5.2	1.0-2.5	0.15-0.35	690	480

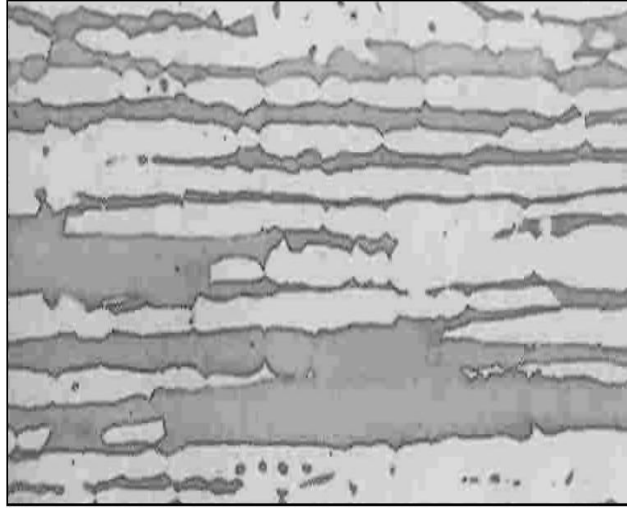
Dupleks çelikler olarak da adlandırılan bu çeliklerin içyapısında, her iki faz bir arada bulunur ve bu sayede ostenitik ve ferritik çeliklerin her birinin de ötesinde iyileştirilmiş özellikler gösterirler. Böylece, ostenitik çeliklere kıyasla, daha iyi gerilme korozyonu dayanımına; ferritik çeliklerle kıyaslandığında ise daha iyi tokluk ve sünekliğe sahip olurlar. Ayrıca; iki fazın bir arada bulunması halinde, tavllanmış durumda bile 550 ile 690 MPa akma dayanımı gösterirler ki bu değer, fazların tek başına bulunduğu türdeki çeliklerin akma dayanımının yaklaşık iki katıdır. Mevcut ticari kaliteler % 22 - % 26 krom, % 4 - % 7 nikel, azami % 4.5 molibden, yaklaşık % 0.7 bakır ve volfram ile % 0.08 - % 0.35 azot içerirler. Başlıca dört ana kalitesi vardır:

- (1) Fe-23Cr-4Ni-0.1N,
- (2) Fe-22Cr-5.5Ni-3Mo-0.15N,
- (3) Fe-25Cr-5Ni-2.5Mo-0.17N-Cu ve
- (4) Fe-25Cr-7Ni-3.5Mo-0.25N-W-Cu.

Bunlardan dördüncüsü, süper-dupleks diye de adlandırılır. Bu türdeki çelikler üzerinde, araştırma ve deneyler devam etmekte olup, mekanik özellikler ile korozyon dayanımında sürekli iyileşmeler sağlanmaktadır.

Ostenitik-ferritik çelikler, ferrit yapıcı elementlerin oranına bağlı olarak % 10' a kadar delta-ferrit içerirler. İlk önce katılaştıran bu faz, içyapının ince taneli olmasını sağlar. Sıcak çatlama duyarlılığını artıran fosfor, kükürt, silisyum gibi elementler de büyük ölçüde ferrit kafesi içinde çözünerek ostenit fazından uzaklaşır ve böylece, bu çeliklerde sıcak çatlama tehlikesi azalır. Dupleks çeliklerin, tavsiyelere göre uygulama yapıldığında, kaynak kabiliyetleri de iyidir. Genellikle petrol, petrokimya, kimyasal teçhizat imalatında,

arıtma tesislerinde ve deniz veya “off-shor” teknolojisinde kullanılır. Kaynaksız halde 280 °C, kaynaklı halde ise 250 °C sıcaklıklara kadar güvenle kullanılabilirler. Şekil 2.10’ da dupleks çeliğin mikroyapısı görülmektedir (Aran, 2003).



Şekil 2.10. Dupleks paslanmaz çeliğin mikroyapısı (Aran, 2003).

#### 2.1.3.4. Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, 585-795 MPa akma gerilmesi ve sertleşebilir 400 seri paslanmaz çeliklerden daha üstün korozyon direncine sahip Fe-Cr-Ni alaşımıdır. Bu alaşımlar; Cu, Al, Ti, Nb ve Mo gibi elementlerin biri veya birkaçı kullanılarak çökelme sertleşmeli martenzitik ve ostenitik hale gelirler. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, martenzit başlama ve bitiş sıcaklıklarına dayanarak martenzitik, yarı ostenitik ve ostenitik olmak üzere üç tipte gruplandırılabilir (Pollard, 1993).

17-7 PH alaşımı gibi yarı ostenitik çökelme sertleşmeli çelikler, Ms sıcaklığının oda sıcaklığından daha düşük olduğu dengeli bileşim oranlarına sahiptirler. Bu yüzden, ısıtma işlemi sıcaklığından soğutulduklarında sünek, aynı zamanda rahatlıkla şekillendirilebilen bir yapıya sahip olurlar. Şekillendirme işlemi sonrasında martenzite dönüşüm, uygun bir ısıtma işlemiyle C ve diğer aşım elementlerinin çökmesi sonucu Ms ve Mf sıcaklıklarının artmasıyla elde edilir. Eğer düşük bir işlem sıcaklığı (730-760 °C) kullanılırsa, Mf sıcaklığı oda sıcaklığı civarına yükselir ve martenzit dönüşümü soğumayla elde edilir. Eğer yüksek

bir ısıtma işlemi sıcaklığı (930-955 °C) kullanılırsa bu durumda, daha az karbon çökelir ve Ms sıcaklığı sıfırın altında kalır. Bu durumda, martenzit dönüşümü elde etmek için soğutmak gerekir. Martenzitik dönüşüm aynı zamanda, soğuk dövmeyle de elde edilebilir. Tüm bu durumlarda, martenzitik yapı 455-565 °C' lik bir sıcaklık alanında yaşlanmayla sertleştirilebilir (Pollard, 1993).

Ostenitik PH çelikler (A-286 gibi) martenzite dönüştürülmediklerinden düşük Ms sıcaklığına sahiptirler. Bu tip çeliklerde sertleştirme, ostenitik bir martenzite intermetalik bileşiklerin çökmesiyle elde edilir. Herhangi bir alaşım için geniş bir özellik alanı, uygulanan değişik ısıtma işlemlerle elde edilebilir. Bununla beraber, uygun mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için belirli standart ısıtma işlemleri kullanılır (Pollard, 1993).

Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler; bakır, molibden, niyobyum, titanyum ve alüminyum gibi alaşım elementleri içeren, bu elementlerin bir veya birkaçının etkisi ile çökeltme sertleşmesi gösteren Fe-Cr-Ni' li paslanmaz çelikler ailesinin bir grubudur.

Çökeltme sertleşmesi prensip olarak, alaşımı çözeltiye alma tavlama işlemi sonrasında uygulanan hızlı soğutmayı takip eden bir yaşlandırma işlemidir. Yukarıda belirtilen ve çeliğin içinde bulunan alaşım elementleri, çözeltiye alma tavlama sırasında çözünürler ve yaşlandırma işlemi sırasında da çok küçük zerrecikler halinde çökerek matrisin sertlik ve mukavemetini artırır. Bu işlem sonucu çelik, martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine ve 304 serisi ostenitik paslanmaz çeliklerin korozyon direncine sahip olabilmektedir. Bu tür çeliklerin üretimde sahip olabildikleri en önemli üstünlük, normalize edilmiş halde kolaylıkla işlenip biçimlendirildikten sonra 480-600 °C' de bir ısıtma işlemi uygulanarak mekanik özelliklerinin geliştirilmesidir. Mukavemetleri yaklaşık 1700 MPa' a kadar çıkabilmekte ve böylece, martenzitik paslanmaz çeliklerin mukavemetlerinin üzerinde değerlere ulaşabilmektedir.

Günümüzde üretilen çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler, yüksek hızlı uçakların dış yüzeylerinde, füze gövdelerinde, deniz taşıtlarında, yakıt tanklarında, uçakların iniş takımlarında, pompalarda, millerde, somun, cıvata, kesici aletler ve kavramalarda yaygın bir uygulama alanına sahiptir.

Bu çeliklere çökeltme sertleşmesi (yaşlandırma) uygulanabilir. Bunların esas yapıları ostenitik, yarı-ostenitik veya martenzitik olabilir. Bu çelikler çok düşük miktarda karbon ihtiva ettiklerinden martenzitik türlerinde bile temel sertleşme ancak, çökeltmeye bağlı olarak gerçekleşir. Çökeltme oluşumunu sağlamak için alüminyum, titanyum, niyobyum ve bakır elementleri ile alaşımlama yapılır. Çökeltme sertleşmesi uygulanabilen



çelikler iyi süneklik ve tokluk yanında, orta ila iyi derece arasında korozyon dayanımı gösterirler. Bu çeliklerde martenzitik çeliklerle kıyaslandığında, mukavemet ve korozyon dayanımlarının iyi bir kombinasyonu elde edilir. Bu durum, yüksek miktardaki alaşım elementleri ve en çok % 0.04 karbon bulunmasından dolayıdır, ancak; bunun sonucu, aşınma dayanımında düşüş gözlenir. Çökelme sertleşmesi uygulanabilir paslanmaz çelikler, 1700 MPa değerine kadar çıkan akma dayanımlarına sahiptirler. Soğuk şekillendirme ve onu izleyen yaşlandırma ile bu değer daha da yükseltilebilir. En yaygın olarak kullanılan türü 630 kalite olan bu grubun kullanım alanı, uçak-uzay ve diğer yüksek teknoloji alanlarıdır.

#### **2.1.3.5. Ferritik Paslanmaz Çelikler**

Ferritik paslanmaz çelikler SAE-AISI 400 serisi paslanmaz çelikler sınıfındadır. Bu çelikler genellikle % 11-28 arasında Cr içeriğine sahiptirler (Krysiak vd., 1993). Ferritik çelikler, tasarım mühendisliği açısından önemlidir. Tavlama ve sertleştirme kutuları, otomobil egzoz sistemleri dönüştürücüleri, kondansatör kılıfları, yanma çemberleri, ısıtıcılar, motor kapakları, mutfak ekipmanları, otomobil süslemeleri gibi genel korozyon ve ısı direnci gereken yerlerde kükürt atmosferine maruz ekipmanların yapılarında kullanılırlar (Aran, 2003).

Başlıca Özellikleri:

- Orta ile iyi derecede olan korozyon dayanımı, krom miktarının artması ile iyileşir.
- Isıl işleme dayanım artırılmaz ve sadece tavllanmış durumda kullanılır.
- Manyetikler.
- Kaynak edilebilme kabiliyetleri düşüktür.
- Ostenitik çelikler kadar, kolay şekillendirilemezler.

Ferritik paslanmaz çeliklerin tamamı ergime sıcaklığından oda sıcaklığına kadar, ferritik olarak bilinen hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafes sistemine sahiptirler. Yüksek Cr içeriğine sahip alaşımlar, istenilmeyen sigma ( $\sigma$ ) fazının çökmesiyle gevrekleşebilirler.  $\sigma$  fazı, yaklaşık 440 °C gibi düşük bir oluşum sıcaklığına sahiptir. Yüksek saflıklı ferritik paslanmaz çeliklerde, Cr ve Mo içeriği  $\sigma$ -fazının çökme sıcaklığını yaklaşık 1000 °C' ye kadar yükseltir (Krysiak vd., 1993).

Ferritik paslanmaz çelikler, ostenitik paslanmaz çeliklerden daha yüksek akma dayanımı ve daha düşük sünekliğe sahiptirler. Oda sıcaklığında, korozyon direncinin gerekli olduğu uygulamalarda yaygın bir şekilde kullanılırlar. Ferritik paslanmaz çelikler, ostenitik paslanmaz çeliklerden daha ucuzdurlar (Mohandas vd., 1999).

Ferritik paslanmaz çeliklerin darbe tokluğu üzerine, parça kalınlığının önemli bir etkisi vardır. Bu çelikler, aynı zamanda soğutma hızı hassasiyetine sahiptirler. Soğutma hızına bağlı olarak, karbür ve nitrür çökelmeleri tane sınırları boyunca aynı hızda, matriste ise rastgele dağılıma sahiptir. Bu yüzden tane boyutu, süneklik ve tokluk açısından önemli bir faktördür (Krysiak vd., 1993).

Temel ferritik paslanmaz çelikler, % 17 Cr içeren tip 430' dur. 430 tipi ferritik paslanmaz çelikler, iyi gerilmeli korozyon çatlama direnci gösterirler, fakat; sınırlı genel ve çukurcuk korozyon direncine sahiptirler. 430 tipi paslanmaz çeliğin uygulama alanları; otomotiv endüstrisi, nitrik asit tankları ve gıda işleme ekipmanlarıdır. Ayrıca, bünyelerine katılan alaşım elementleriyle geliştirilmiş türlerinde talaşlı şekillendirilebilme özellikleri iyileştirilerek paslanmaz makine elemanlarının imalatında da kullanılmaktadır. Nikel olmadığından dolayı bu malzemeler, genelde gerilmeli korozyon çatlama dirençlidirler. Bu yüzden, klor içeren çevrelerde, ostenitik paslanmaz çeliklerinin yerini almaktadır. Çatlak, çukur korozyonu ve tanelerarası korozyonu, son kaynak şartları ve kaynak yöntemi aşırı şekilde etkilerken, uygun alaşım seçimiyle genelde önlenmektedir (Demo, 1977; Bond,1969; Nichol ve Davis, 1978).

Ferritik paslanmaz çelikleri üç grupta sınıflandırabiliriz. I. Grup alaşımlar, standart ferritik paslanmaz çeliklerdir. II. Grup alaşımlar, standart alaşımların biraz değiştirilmiş versiyonudur. III. Grup alaşımlar ise çok düşük oranda arayer elementi (C, N ve O) içerirler (Krysiak vd., 1993).

I. Grup ferritik paslanmaz çelikler, korozyon ve yüksek sıcaklıklarda pul pul dökülmeye, yani hidrojen kırılma direncine karşı dayanıklıdır. Tablo 2.6' da standart tip I. grup ferritik paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri görülmektedir. Bu alaşımların kaynak işlemi sonrası martenzitik durum ve tane büyümesinden dolayı korozyon direnci, tokluk ve sünekliğinin azaldığı bilinmektedir. Bu alaşımların kaynağında, ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıtma işlemi gereklidir. Krom oranı düşük olan birinci grup, orta derecede korozyon ve oksidasyon dayanımı yanında düşük fiyat ve iyi imalat özelliklerine sahiptir. Otomotiv ve egzoz parçalarında tercih edilen bu grup içinde en çok kullanılanı 409 kalitedir.

**Tablo 2.6.** I. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler (Krysiak vd., 1993).

Tipi	% Bileşim			
	C	Cr	Mo	Diğer
429	0.12	14.0-16.0	-	-
430	0.12	16.0-18.0	-	-
430 F	0.12	16.0-18.0	0.6	0.06 P
430 FSe	0.12	16.0-18.0	-	-
434	0.12	16.0-18.0	0.75-1.25	0.6 Nb + Ta
436	0.12	16.0-18.0	0.75-1.25	-
442	0.20	18.0-23.0	-	-
446	0.20	23.0-27.0	-	-

II. Grup ferritik paslanmaz çelikler, kaynak edilebilirliği düzeltmek ve diğer özelliklerin geliştirilebilmesi için standart tip ferritik paslanmaz çeliklerin biraz değiştirilmiş halidir. Bu gruptaki ferritik paslanmaz çelikler, daha düşük oranda C ve Cr içerir. Orta derecede krom içeren ve otomotiv sac parçaları ve mutfak gereçleri yapımında kullanılan ikinci grup, düşük tokluk ve düşük kaynak kabiliyeti ile göze çarpar ve yüksek sıcaklık uygulamaları ve aynı zamanda tarımsal ilaçlama tankları ve otomotiv sanayinde kullanılmaktadırlar. Tablo 2.7' de II. grup standart tip ferritik paslanmaz çelikler görülmektedir.

**Tablo 2.7.** II. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler (Krysiak vd., 1993).

Tipi	% Bileşim				
	C	Cr	Mo	Ni	Diğer
405	0.08	11.5-14.5	-	-	0.1-0.3 Al
409	0.08	10.5-11.5	-	0.5	0.48-0.75 Ti
409 C	0.02	12.5	-	0.2	0.4 Nb
441	0.02	18.5	-	0.3	0.7 Nb, 0.3 Ti
AL 433	0.02	19.0	-	0.3	0.4 Nb, 0.5 Ti
AL 446	0.01	11.5	-	0.2	0.2 Nb, 0.1 Ti
AL 468	0.01	18.2	-	0.2	0.2 Nb, 0.1 Ti
YUS 436 S	0.01	17.4	1.2	-	0.2 Ti
439	0.07	17.0-19.0	-	0.5	0.5-.1.0 Ti
12 SR	0.2	12.0	-	-	1.2 Al, 0.3 Ti
18 SR	0.04	18.0	-	-	2 Al, 0.4 Ti
406	0.06	12.0-14.0	-	0.5	2.75-4.25 Al, 0.6 Ti

III. Grup ferritik paslanmaz çelikler, yüksek Cr ve Mo içerikli ferritik paslanmaz çeliklerdir ve genel korozyon, oyuklaşma (pitting) korozyonu ve gerilmeli korozyon kırılmasına karşı dayanıma sahiptirler. Bu alaşımlar, kaynak işlemi sonrası korozyona dayanıklı, tokluk ve sünekliğe sahip olabilmesi için, hem vakum ortamında elektron

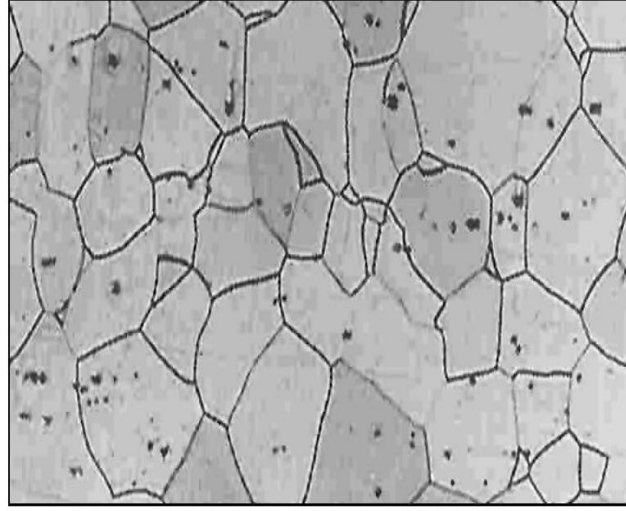
ışınıyla veya vakum ortamında indüksiyonla ergitme, hem de vakum ortamında oksijen ile dekarbürize edilerek üretilmelidir (Krysiak vd., 1993).

İçerisinde 150 ppm' den daha az arayer elementi (C+N) bulunan III. grup paslanmaz çelikler, ultra yüksek saflığa sahip ferritik paslanmaz çelikler olarak adlandırılır. Bu alaşımlarda saflık, yüksek Cr içeriğinden dolayı tokluk ve kaynak edilebilirlik açısından büyük önem taşımaktadır. Alaşıma az miktarda Nb katılarak, kaynaklı malzemelerde korozyon direnci düzeltilir (Krysiak vd., 1993). Tablo 2.8' de standart tip III. grup ferritik paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri görülmektedir.

**Tablo 2.8.** III. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler (Krysiak vd., 1993).

Tipi	% Bileşim						
	C	N	Cr	Mo	Ni	Nb	Diğer
E-Brite 26-1	0.01	0.015	25-27	0.75-1.5	0.30	0.05-0.20	0.4 Mn
AL 29-4-2	0.01	0.020	28-30	3.5-4.2	2-2.5	-	-
AL 29-4	0.01	0.020	28-30	3.5-4.2	0.15	-	0.3 Mn
SHOMAC 30-2	0.003	0.007	30	2	0.2	-	0.3 Mn
YUS 190 L	0.004	0.0085	18	2	0.4	-	-

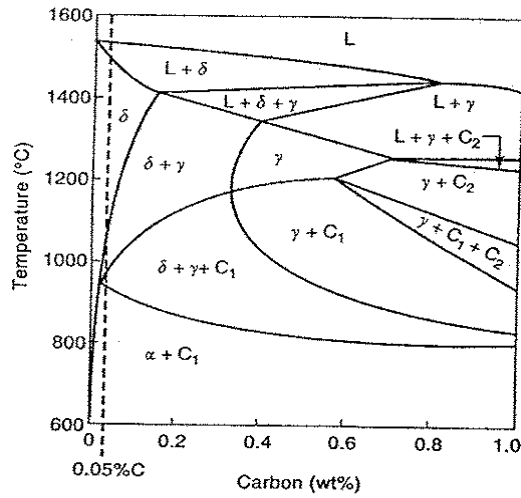
Orta krom (% 16-18) ve yüksek krom ( $\geq$  % 25) içerikli alaşımların kaynakla birleştirilebilirliği, çok önemli araştırmaların inceleme konusu olmaktadır. Ferritik paslanmaz çelikler, kırılma hızlarının oluşumundan dolayı 400 °C' nin altındaki servis sıcaklıklarıyla genelde sınırlıdır. Yüksek kromlular, özellikle 475 °C kırılma hızına kolayca hedef olurlar. Bu alaşımların kaynaklarında metalurjik olarak, belli şartlar altında martenzit, karbür ve nitrür çökeltileri yaygın olmasına rağmen asıl ferrittir. Ferritik birleştirmelerin ana konusu, kaynak şartlarında yeterli tokluğu ve sünekliği devam ettirmektir (Lippold ve Kotecki, 2005). Şekil 2.11' de ferritik çeliğin mikroyapısı görülmektedir (Aran, 2003).



Şekil 2.11. Ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapısı (Aran, 2003).

### 2.1.3.5.1. Fiziksel ve Mekaniksel Özellikleri

Fe-Cr-C üçlü sistemi, ferritik paslanmaz çeliklerde meydana gelen faz dönüşümlerini tanımlamaktadır (Castro ve Tricot, 1962). % 17 Cr' lu bir diyagram bu alaşımların fiziksel metalurjisini tanımlamak için yeterlidir. Şekil 2.12' de gösterilen diyagram, % 0.05 C uygulanan normal bir karbon konsantrasyonuyla verilmiştir. Bu bileşim, 430 tip orta kromlu bir alaşıma yakındır.



Şekil 2.12. % 17 Cr faz diyagramı (Castro ve Tricot, 1964).

Burada ilk katılaşma, ferrit olarak meydana gelir ve yapı diyagrama göre, katılaşmanın sonunda tamamıyla ferrit olacaktır. Yaklaşık olarak 1100 °C' nin altına soğutuluncaya kadar, katı halde ferritik olarak kalacaktır. Bu sıcaklıkta, bazılarının dönüşümü ostenite olacak ve daha düşük sıcaklıklarda bazıları Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürlerine dönüşecektir. Dengeli soğuma şartları altında ostenit, ferrite ve karbüre dönüşecek ve son yapı ferrit ve Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürlerinin bir karışımı olacaktır.

Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı, ergime noktasından oda sıcaklığına soğutulduğunda, gerçekte tamamen ferrit olarak oluşur. Sonuç olarak, ostenit-martenzit dönüşümü yoluyla kuvvetlendirmek normalde mümkün değildir veya küçük miktarda martenzit oluşumundan dolayı bir etkiye sahip değildir. Dayanımdaki küçük artışlar, artan C + N' nin martenzit oluşumunu ilerletmediği yerde, etkileri sadece yüksek kromlu alaşımlarda görülmesine rağmen, katı çözelti sertleştirilmesi yoluyla başarılabılır. Çeşitli çökelti reaksiyonları, bu ısıl işlemler normalde tokluk düşmesi ve kırılma eğilimine veya her ikisine birden neden olmasına rağmen, bu çeliklerin dayanımını artırabilir. Pratikte, ferritik paslanmaz çeliklerin dayanım hassasiyetini artırmak için kullanılan en yaygın metot, soğuk çalışmadır (Thielsch, 1951; Demo, 1977; Lacombe vd., 1993).

Isıl işlemlerin etkileri veya ani sıcaklık gevrekliği olmadığında, ferritik paslanmaz çelikler yüksek bir çentik hassasiyetine sahiptir. Bu davranış ilk kez, Krivobok tarafından tanımlanmış olan krom konsantrasyonundan etkilenmiştir (Krivobok, 1935). Tavlama şartlarında, düşük kromlu alaşımların darbe tokluğunun, iç dokuların içeriği tarafından etkilenmiş olduğu görülmez. Orta ve yüksek kromlu alaşımlarda, iç dokuların içeriği daha fazla kritik rol oynar. Orta kromlu alaşımlarda (% 17-19 Cr), iyi çentik darbe tokluğu sadece toplam (C + N) içeriği yaklaşık olarak % 0.05' in altında olduğunda elde edilir. Yüksek kromlu alaşımlarda, (C + N) içeriğinin etkisi daha belirgindir ve 250 ppm altında seviyeleri, yeterli tokluğu sağlamak için sürdürülmüş olmalıdır. Tane boyutu ve çökeltilerin etkileri gibi metalurjik değişkenler olmadığında, bileşimi kayda değer bir şekilde çentik hassasiyeti etkiler. Orta ve yüksek kromlu alaşımlarda çentik hassasiyeti, aşırı şekilde düşük iç doku seviyeleriyle azaltılmış olabilir. Bu yüzden, çoğu ticari alaşımlar iç dokuları nötralize etmek için Al, Nb, Ti gibi elementleri içeren veya aşırı şekilde düşük (C+N) içeriğiyle formüle edilir (Binder ve Spendelow, 1951).

### **2.1.3.5.2. Mikroyapı Üzerine Alaşım Elementlerinin Etkisi**

Diğer elementlerin varlığı, yani ya tamamen isteyerek yapılan ilaveler ya da impuritelere ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısını etkiler ve ostenit sisteminin boyutunu ve şeklini kayda değer şekilde değiştirebilir. Azot, normalde kasıtlı olarak ilave edilmekten ziyade, saf olmayarak mevcuttur. İlerleyen ostenitte, karbon elementinin etkisine benzer bir etkiye sahiptir. Baerlecken vd., (1961), tarafından yapılan çalışmada, basit bir Fe-Cr alaşımında gama ( $\gamma$ ) ostenit bölgesinin genişlemesi üzerine karbon + azotun çeşitli seviyelerdeki etkisini incelemişlerdir. Örneğin; % 0.04 C ve % 0.03 N ilaveleri, % 20 Cr üzerinde ostenit + ferrit faz alanlarının sınırlarını kaydırmaya neden olur. Bu yüzden, ya aşırı şekilde düşük seviyelere karbon ve azotu azaltmak, ya da ferrit dönüşümünü ilerleten alaşım elementleri ilave etmek, düşük orta kromlu çeliklerde asıl ferritik mikroyapıyı devam ettirmek için gereklidir. Ferritik paslanmaz çeliklere yaygınca ilave edilen, ferriti ilerleten elementlerin kroma ilavesinde Si, Ti, Nb, Mo ve Al vardır. Titanyum ve niyobyum, alüminyum azotla birleşerek etkili olurken, hem karbon hem de azot için onların yüksek afinitesinden dolayı, özellikle küçük konsantrasyonlarda faydalıdır. Alüminyum aynı zamanda, özellikle de yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direnci geliştirmek için ilave edilir. Silisyum, normalde oksit direnci sağlar ve desoksidan olarak ilave edilir. Molibden, aynı alaşımlara ilave edilir ve özellikle ferritik paslanmaz çeliklerin üçüncü türünde, çukur bakımından korozyon direnci geliştirmek için ilave edilir. Ostenit bölgesine genişleten elementler, azot ve karbon ilavelerinde manganez, nikel ve bakır içerir. Nikel ve bakır normalde nikelin küçük miktarları çentik tokluğunu geliştirmede etkili olmasına rağmen, ferritik paslanmaz çeliğe ilave olmaz (Thielsch, 1951; Demo, 1977; Lippold ve Kotecki, 2005).

### **2.1.3.5.3. Martenzitin Etkisi**

Normal termo mekaniksel işlem şartları altında, yüksek sıcaklıklarda oluşan ostenit oda sıcaklığının üstüne soğutulduğunda, genelde martenzite dönüşecektir. Sadece çok yavaş soğuma şartları altında veya ostenitin altındayken yapılan izotermal tutmalarda, (Şekil 2.12' de % 17 Cr % 0.05 C alaşımı için yaklaşık 900 °C' de) ostenit aşağı çözülür. Faz diyagramından da tahmin edildiği gibi ferrit ve karbürler yüksek sıcaklıklarda, ostenite

dönüşecektir. Paslanmaz çeliklerde martenzitin, hem yararlı hem de zararlı etkiye sahip olduğu bilinmektedir. Literatürde de bunu destekleyen birkaç veri olmasına rağmen, uygun miktarda martenzit varlığının çelik yapılarda, hidrojen gevrekliğini ilerlettiği ifade edilmektedir (Nishio vd., 1971). Martenzit, ferrite nazaran kırılma ve deformasyon karakteristiğinde olduğundan dolayı, kırılmanın bir kaynağı olarak bahsedilmektedir (Thielsch, 1951; Castro ve de Cadenet, 1974; Folkhard, 1988). Bunu, Hayden vd., (1950); Wright vd., (1971), yaptıkları çalışmada Fe-Cr-Mn ve Fe-Cr-Ni sistemlerine dayanarak, ya tamamen ferritik yada benzer bileşimlerin, tamamen martenzitik çeliklere göre üstün çentik darbe tokluğu özelliklerine sahip olduğunu, dupleks ferritik-martenzitik mikroyapılarda tespit etmişlerdir. Ostenitin kararlı olduğu yüksek sıcaklıklarda karbon, karbonun daha yüksek çözünürlüğü ostenitte olduğundan dolayı, ferritten ayrılıp ostenite yönelecektir. Örneğin, 1000-1200 °C arasında ostenit karbonu % 17 Cr ve % 0.05 C alaşımlarında, % 0.05' den % 0.3 üzerinde bir oran içerir. Ostenitin karbon içeriği, 1200 °C' deki denge değerlerine ulaşırsa o zaman oda sıcaklığına hızlıca soğutulduğunda, martenzitin sertliği 50 HRC' ye yaklaşabilir. Bu difüzyonun uzun bir zamanda meydana gelmesini ve orjinal karbürlerin tamamen çözülmesini gerektirecektir. Genelde yüksek sıcaklık mikroyapıları, dengeli bileşimlerde olmaz ve oluşan martenzit yüksek seviyelere ulaşamaz. Bu yüzden, tokluk ve süneklik kaybı genellikle % 0.15' i aşan karbon içerikli yapı çeliklerinde, temperlenmemiş martenzitle ilişkilidir. Düşük ve orta kromlu ferritik paslanmaz çeliklerde, ITAB ve kaynak metalinde oldukça yaygın olan en son martenzit şekli görülecektir. Düşük kromlu ferritik paslanmaz çeliklerde martenzitin varlığı, korozyon direncindeki kayıpla ilişkilidir. Martenzit + ferrit arayüzeyinde bazı olaylar vardır ve burası, tane içi gerilim korozyon çatlağı için ayrıcalıklı bir yerdir (Thomas ve Apps, 1980).

#### **2.1.3.5.4. Kırılma Olgusu**

Tielsch (1951); Demo (1977)' nun görüşlerine dayanarak, ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerini etkileyen üç kırılma vardır. 1) 475 °C kırılma, 2) Sigma fazı çöktürmesi, 3) Yüksek sıcaklık kırılmasıdır. Birçok literatürde de sigma fazı çöktürmesi ve 475 °C kırılmasıyla ilgili veriler olmasına rağmen, normalde ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında bir problem yoktur. Kırılma normalde, ani sıcaklıklara



uzun süre maruz kalınmasıyla ilişkilidir. Pratikte 400 °C altındaki sıcaklıklara maruz kalmayı sınırlayan yöntem, ani sıcaklık kırılabilirliği problemini önler. Bu kırılabilirlik olgusunun her ikisi, dolgu metali artırılır veya alaşımın krom içeriğiyle hızlandırılır ve özel önlemlerde, yüksek kromlu alaşımların kaynak sonrası ısıtma işlemi düşünüldüğünde gerekebilir (Lippold ve Kotecki, 2005).

#### **2.1.3.5.4.1. 475 °C Kırılabilirliği**

% 15' den % 70' e krom içeren Fe-Cr alaşımları 425-550 °C sıcaklık aralığında, şiddetle kırılabilirleşmiş olabilir. Bu sıcaklık oranında kırılabilirliğin esas metalurjisi, halen tartışma konusudur. Hakim teori, Fe-Cr denge faz diyagramında bir karışım aralığının varlığından dolayı, 550 °C' nin altındaki sıcaklıklarda tutarlı bir çökelmenin oluşmasıyla, kırılabilirlik başlangıcı ilişkilendirilmektedir. 550 °C' nin altında yaşlanmış alaşımlarda Fe-zengin ferrit ve Cr-zengin ferritin şekli bulunmaktadır (Williams, 1958; Marcincowski vd., 1964). Cr-zengin ferrit çökelmesi % 61-83 krom içeren ve BBC kristal yapılı, manyetik değildir. Kırılabilirliğin derece ve oranı; daha yüksek sıcaklıklarda, daha kısa zamanda kırılabilir olan yüksek krom alaşımlarında, krom içeriğinin bir fonksiyonudur (Shortsleeve ve Nicholson, 1951). 405 ve 409 tipleri gibi en düşük kromlu ferritik paslanmaz çeliklerin, 475 °C kırılabilirliğinden muaf oldukları görülmektedir. Genelde 100 saatten daha az yaşlanma zamanlarında, düşük ve orta kromlu alaşımlarda kırılabilirliğe sebep olmayı gerektirir (Grobner, 1973; Lippold ve Kotecki, 2005). Yüksek kromlu alaşımlar, daha kısa zamanlardan sonra, tokluk ve süneklikte kayıplar sergileyebilir. Mo, Nb ve Ti gibi alaşım elementi ilaveleri, 475 °C kırılabilirliğinin başlangıcını hızlandırmaya neden olur. Soğuk çalışma,  $\alpha$ -prime (Cr-zengin ferrit)' nin çökme ilerlemesini hareketlendirir. 475 °C kırılabilirliği aynı zamanda, korozyon direncinin muhtemelen Fe-zengin ferritin atağından dolayı azalmasına neden olur (Zappfe ve Worden, 1951; Bandel ve Tofaute, 1941). Kırılabilirlik, kısa bir zamanda 550-600 °C arasına ısıtıldığında, yaşlanmama şartlarında onarılmış, korozyon ve mekaniksel özellikleri yok edebilir. Bu sıcaklık arasında aşırı zaman, kırılabilir sigma fazı üretecektir.

Ayrıca % 12' den daha yüksek Cr içeriğine sahip ferritik paslanmaz çelikler 370-550 °C' leri arasında bir sıcaklığa maruz kaldığında Fe-Cr ferrit fazının, Fe açısından zengin alfa ve Cr-zengin alfa üssü fazlarına ayrışmasıyla gevrekleşme meydana gelir. Bu gevrekleşme yaklaşık 475 °C' de çok hızlıdır. Bu sıcaklıktaki gevrekleşme hızı artan Cr ve Mo miktarına bağlı olarak artar. Bu gevreklik, ferritik paslanmaz çeliklerin bir çok mekanik özelliklerini (korozyon ve HNO<sub>3</sub>' e karşı direnci azaltma) değiştirir. Bu gevrekliğin oluşmaması için, malzeme sigma fazını çözmek için uygulanan ısıl işleme (1100 °C' de homojenleştirme) hızlı soğutma yapılarak 400-500 °C sıcaklık aralığı hızlı geçilirse, bu gevrekliğin oluşması engellenmiş olur (Korkut, 1997).

Sonuç olarak, ferritik paslanmaz çeliklerde dört değişik sıcaklık aralığından söz etmek mümkündür.

1. 400-550 °C sıcaklık aralığında temper gevrekliği,
2. 550-900 °C sıcaklık aralığında sigma fazı gevrekleşmesi ve karbürlerin çökmesi,
3. 900-1100 °C sıcaklık aralığında sigma fazının ve M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürlerinin çözülmesi,
4. 1150 °C sıcaklığın üstünde tanelerin aşırı büyümesi (Anık, 1991).

#### **2.1.3.5.4.2. M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>) karbürü**

Karbür; sıkı paketlenmiş metal atomları arasındaki boşluklara yerleşen karbon atomlarının, metal atomları ile birleşerek karbür şeklinde yeni bir fazın teşekkül etmesidir (Woodhead, 1977). Ferritik paslanmaz çeliklerde oluşan karbürlerin bileşimi, mikroyapısı, karbür dönüşümleri ve şekil değişimine bağlı olarak mikroyapıya etkileri vardır. Zengin krom içeriklerinde 750-900 °C sıcaklıklar arasında Cr elementinin çökmesiyle oluşan, K.Y.M' li Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> yapısında bir karbürdür. Bu karbür, çoğunlukla tane sınırlarına yerleşebilir. Bu karbürleri, optik veya taramalı elektron mikroskopuyla tespit etmek mümkündür. Ferritik paslanmaz çelikte muhtemel faz, α-Fe ve M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürüdür (Korkut, 1997).

### 2.1.3.5.4.3. Yüksek Sıcaklık Kırılabilirliği

Yüksek sıcaklık kırılabilirliği, yaklaşık olarak  $0.7T_m$  (ergime sıcaklığı) bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklara maruz kalma esnasında meydana gelen, metalurjik değişimlerden kaynaklanır. Bu yüksek sıcaklığa maruz kalma aynı zamanda, korozyon direncinde şiddetli bir kayba neden olur. Isıl işlem hassasiyeti; bileşimler tarafından özellikle, krom ve ara element konsantrasyonu ve tane boyutundan etkilenir (Demo, 1977).

Yüksek sıcaklık kırılabilirliği, ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağıyla ilişkili olan en ciddi problemlerden biridir. Kırılabilirliğin bu şekli, hem bileşim hem de mikroyapının bir fonksiyonudur ve yüksek kromlu alaşımlarda çok zarar vericidir. Ara elementlerin yüksek seviyeleri, özellikle karbon ve azot etkili bir etkiye sahiptir. Büyük tane boyutu özellikle ITAB' de kırılabilirliğe katkıda bulunur. Kaynak metali ve ITAB' de ısıl işlemler, esas metale nispeten tokluk ve süneklikte çarpıcı bir kayba neden olur. Bu kırılma, ITAB' de tane irileşmesiyle meydana gelir. Kırılma morfolojisi, ferritik paslanmaz çeliklerde gevrek kırılmanın karakteri olan tane içi (transgranular) çatlaktır (Lippold ve Kotecki, 2005).

#### 2.1.3.5.4.3.1. Bileşimin Etkileri

Ara elementlerin miktarı özellikle karbon, azot ve oksijenin ferritik paslanmaz çeliklerin ısıl işlemlerinin etkilerinin karakteristiği üzerine, kuvvetli bir etkiye sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda ara elementler, ferrit+ostenit matrisi veya ferritin bir katı çözeltilisinde mevcuttur. Soğuma sonunda, bu ara oluşmuş çökeltiler normalde Cr-zengin karbürler, nitrürler veya karbonyürlerdir (Demo, 1977; Lippold ve Kotecki, 2005). Çökeltiler; birincisi, ilerleyen tanelerarası korozyonu ve ikincisi, tokluk ve çekme sünekliğinde bir kayıpla, hem tane içinde hem de tane sınırlarında meydana gelir. % 0.02' nin üzerindeki azot seviyeleri, toklukta şiddetli bir azalmaya sebep olur. Sabit karbon seviyelerinde, artan azotun da benzer bir etkiye sahip olduğu bilinmekte ve bu yüzden, toplam (C + N) içeriği kritik bir öneme sahiptir (Kiesheyer ve Brandis, 1977).

Plumtree ve Gullberg (1980), tarafından yapılan çalışmada, C + N içeriği % 0.02' den % 0.06' ya arttığında 25 Cr ve 18Cr2Mo alaşımların da 200 °C' nin üstündeki dönüşüm sıcaklıklarında; çentik darbe dayanımında, sünek-gevrek kırılabilirliğinde bir

kayma olduğunu tespit etmişlerdir. Yüksek sıcaklıklardan ( $> 0.7 T_m$ ) soğutma ısıl işlemiyle, nitrür ve kromca zengin karbürlerin çökeldiği bilinmektedir (Demo, 1977; Baerlecken vd., 1961; Semchysen vd., 1971). Sonuç olarak, ısıl işlemin etkileri azot, krom ve karbonun yüksek seviyelerinde kötüleştirmektedir. Düşük kromlu alaşımlarda, nispi bir etki görülür. Aynı zamanda yüksek sıcaklıklardan soğutma oranı, ısıl işlemlerin etkisini etkiler, fakat; bu etki, bileşime bağlıdır (Grubb ve Wright, 1979).

Düşük (C + N) içerikli alaşımlarda 1000 °C' nin üzerinden yapılan hızlı soğutma, ya tane içi çökeltilerin oluşması ya da katı çözeltide azot ve karbonun tutulmasından dolayı gevrekleşmede azalmaya yol açar. Daha yavaş soğutma oranlarında, tane içi karbür ve nitrür çökeltileri hakimdir ve tokluk ve süneklikte kayba neden olur (Wright, 1980). C+N' u yüksek seviyeli, yüksek kromlu alaşımlarda hızlı soğutma oranlarında, gevrekleşmenin ilerlediği görülmektedir (Pollard, 1974). Bu C + N seviyelerinde, karbon + azot çözünürlüğü artan krom konsantrasyonu azaldığından dolayı, özellikle yüksek kromlu alaşımlarda, hızlı soğutma yoluyla çökeltileri yok etmek mümkün değildir (Baerlecken vd., 1961). Mo, Ti, Al ve Nb gibi alaşım elementi ilaveleri bunlar, kromda ikincil nispi bir öneme sahip olmasına rağmen, aynı zamanda ısıl işlemlerin etkilerini etkiler. Titanyum ve niyobyum kararlı karbürler oluşturan karbondan, yüksek bir afiniteye sahiptir ve bu yüzden, kromca zengin karbür ve karbon nitrür çökeltilerinden kaynaklanan yok edici etkileri azaltabilir. Al-zengin nitrürler ve oksitlerin oluşumu, aynı zamanda ısıl işlemlerin etkisini azaltır. Mikroyapıda bu çökeltilerin varlığı, yüksek sıcaklığa maruz kalma esnasında tane büyümesini geciktirir.

#### **2.1.3.5.4.3.2. Tane Büyümesinin Etkileri**

Yaklaşık olarak 1100 °C' nin üstünde tamamen ferritik olan alaşımlarda, özellikle soğuk çalışanlarda tane büyümesi çok anormaldir. Plumtree ve Gullberg (1980), 25Cr ve 18Cr-2Mo alaşımları üzerine yaptıkları çalışmalarında, ısıl işlemlerin etkisi üzerine ara element içerikleri ve tane boyutunun birleşen etkilerini incelemişlerdir. Ara element içeriklerinin artmasıyla, yoğun çökelti hakimiyetinden dolayı, kırılma için tane boyutunun etkisinin daha az öneme sahip olduğunu tespit etmişlerdir. Bu yüzden, yüksek

saflıktaki alaşımlarda artan tane boyutunun bir fonksiyonu olarak, tokluk ve süneklikte daha büyük bir düşme görülmesi beklenecektir.

Yüksek sıcaklığa maruz kalmaktan dolayı kırılabilirlik; hem krom ve ara element konsantrasyonu içeren bileşim ve mikroyapı (Thielsch, 1951), hem de tane boyutundan (Demo, 1977) ve çökeltilerin dağılımı ve doğası (Lacombe vd., 1993) faktörlerinin bir grubu tarafından etkilenir. Isıl işlemlerin etkileri üzerine bu çeşitli faktörlerin etkisi, Tablo 2.9’ da özetlenmiştir. C, N ve O gibi ara elementlerin yüksek seviyeleri, çok zarar vericidir ve bu nedenle, çoğu ticari alaşımlar (özellikle yüksek kromlu alaşımlar) oldukça düşük seviyede ara elementler içerir. Bu düşük seviyelerde bununla birlikte, tane boyutunun etkisi daha önemli olur ve kısa dönem yüksek sıcaklığına, şiddetli ısıl işlem etkisine neden olan kaynak boyunca maruz kalınır.

**Tablo 2.9.** Yüksek sıcaklık kırılabilirliği üzerine bileşim ve mikroyapının etkisi (Lippold ve Kotecki, 2005).

<b>Değişken</b>	<b>Etkisi</b>
Karbon + Azot	Aşırı kuvvetlidir.
Krom	Kuvvetlidir.
Tane Boyutu	Düşük C + N ve yüksek krom için büyük, yüksek C + N için küçüktür.
Oksijen	Hafif kuvvetlidir.
Titanyum, Niyobyum	Azaltır.

Isıl işlemlerin etkisinin gerçek mekanizması, çökeltilerin yerleşimi üzerine merkezleşen çok tartışmalı bir konu olarak bilinmektedir. Birinci teori (Demo, 1977; Plumtree ve Gullberg, 1980), tane içi çökeltileri, dislokasyon hareketini kısıtladığından dolayı zarar veriyor tartışmasıdır. Bir diğer teori; tane sınırlarının gevrekliği, tane sınırlarına yerleşen çökeltilere bağlıdır. Plumtree ve Gullberg (1980)’ e göre, tane sınırları çökeltileri çatlak başlangıcında önemli bir etkiye sahiptir. Bu yüzden, az enerji yarık çatlakların çekirdekleşmesine neden olmaktadır. Diğerleri, tane içi çökelti kırılabilirliğinin başlangıcı ile ilişkilidir (Wright, 1980; Richter ve Finke, 1976). Gerçek mekanizma, soğutma oranının artmasıyla daha da hakim olan tanesınırı çökeltilerinin muhtemelen ikisinin bileşimidir. Her iki mekanizma yüksek sıcaklığa maruz kaldıktan sonra, ferritik paslanmaz çeliklerde meydana gelen şiddetli korozyon direnci kaybı ile açıklanabilir. Isıl işlemlerin etkisini yok etmek, 730-790 °C arasında ısıtarak yüksek ara elementli alaşımlarda mümkün olabilir (Thielsch, 1951). Bu ısıl işlem, muhtemelen fazla çökeltileri hareketlendirir ve böylece, tokluk ve süneklik üzerine zararlı etkileri azaltır. Tane

irileşmesini ve karbür çökmesini önlemek için kaynak işleminde ısı girdisi düşük tutulmalıdır (Lippold ve Kotecki, 2005).

#### **2.1.3.5.5. Kaynak Katılaşma Çatlağı**

Kaynak katılaşma çatlağı, tane sınırlarında sıvı film oluşması, yüklenen termo mekaniksel zorlama, alaşım elementi segragasyonu ve saf olmayan etkilerin birleşmesinden dolayı, katılaşmanın son aşaması esnasında meydana gelir. Çatlak çoğu kez, daha düşük katılaşma sıcaklıklarının sonucunda daha yüksek olan elementel segragasyonun yeri ve tane sınırları katılaşmasıyla ilişkilidir. İlk katılaşma fazı ferrit olduğunda, kaynak katılaşma çatlağı genelde azdır. Ferritik paslanmaz çeliklerin tümü, ilk ferrit gibi katılaşır ve bu yüzden, bu çeliklerde çatlak nispeten nadirdir. Yüksek kirlilik seviyeleri ve Ti, Nb gibi alaşım elementi ilaveleri, katılaşma esnasında segragasyon, tane sınırları katılaşması boyunca düşük ergimeli sıvı filmlerin oluşmasına neden olduğundan, katılaşma çatlaklarını artıracaktır. Bu alaşımlar aynı zamanda, katılaşma esnasında çekmeden dolayı genişleyen yüklemenin seviyesini sınırlayan nispeten dar bir katılaşma sıcaklık aralığı sergiler. Katılaşma çatlağı, kararlı 26Cr-1Mo alaşımlarında Ti ve Mo ilavesiyle ve 430 tiplerinde N, P, C, S' nin konsantrasyonu ile ilgilidir. Çatlakta dikkate değer bir azalma (C + N) % 0.04' den daha az olduğunda ve titanyum % 0.65 altına sınırlandırıldığında meydana geldiği bilinmektedir. Nishio vd., (1971); Sawhill ve Bond, (1976), tarafından yapılan bir çalışmada tamamen ferritik olan Nb esaslı kaynak metallere katılaşma çatlakları olduğunu ve 430 Nb tipin dökümünde azot ilavesi Nb-zengin nitrürlerin aşılama etkisiyle daha ince bir katılaşma yapısı geliştirerek çatlak hassasiyetini azalttığını tespit etmişlerdir. Aynı zamanda azot ilavesi, kaynak metalinde martenzitin oluşmasına neden olmaktadır. Kararlaştırıcı elementler içeren (Nb ve Ti) alaşımlar, kaynak merkez çizgisinde sütünsal eşitlenmiş bir tane geçişine maruz kaldığını göstermektedir Bu geçiş, kaynak katılaşma çatlağına direnci artırmada etkili olan merkez çizgisi boyunca, bir tane incelmesine neden olmaktadır (Villafuerte ve Kerr, 1990; Washko ve Grubb, 1991).

#### **2.1.4. Paslanmaz Çeliklerin Isıl İşlemleri**

Paslanmaz çelikler türüne ve amacına bağlı olarak; tavlama, su verme ve gerilme giderme tavlama gibi değişik ısıl işlemlere tabi tutulabilirler. Bu işlemlerle, korozyon dayanımı ve süneklik özellikleri istenen noktaya getirilebilir veya şekillendirme gibi işlemler sonucu, mekanik ve metalurjik özelliklerdeki değişimler giderilir. Paslanmaz çeliklerin ısıl işlemleri, yüzey kusurlarını önlemek için çoğu zaman kontrollü atmosferde yapılır.

##### **2.1.4.1. Tavlama**

Hemen her çeşit paslanmaz çeliğe uygulanabilir. Ostenitik çeliklerde tavlama işlemi, yeniden kristalleşmeye ek olarak yumuşamaya da yol açar ve krom karbürleri ostenit katı çözültüye içine alır. Bu işleme çözme tavlama da denir. Çoğu zaman 1040 °C sıcaklığın biraz üstünde gerçekleştirilen bu işlem, ince taneli bir içyapı arzu edildiğinde 1010 °C' da yapılır. Yüzeyde oksitlenmeye neden olmamak ve portakallaşmaya yol açabilecek tane büyümesini önlemek için, işlemin kısa sürede yapılmasına dikkat edilir. Ostenitik çeliklerin tavlama işlemine su verme tavlama da denir. Bunun sebebi, tavlama sonrası krom karbür çökmesini önlemek ve malzemenin korozyona duyarlı hale gelmesine neden olmamak için, tav sonrasında malzemenin suda hızlı soğutulması gereğidir. Bu işlem stabilize edilmiş ve çok düşük karbonlu olanlar haricindeki bütün ostenitik paslanmazlarda kullanılır. Hızlı bir soğutmanın yapılmadığı durumda, matristeki krom karbürlerin çökmesi korozyon dayanımı çok düşürür. Krom karbür çökmesi eğilimi malzeme türüne bağlıdır. Ostenitlerde, diğer türlerin aksine ostenit-martenzit faz dönüşümü olmadığından, su verme sonucu sertleşme söz konusu değildir. Titanyum katkılı 321 ve niyobyum katkılı 347 ve 348 gibi türlerde klasik tavlamanın ardından 870-900 °C arasında 2-4 saat süre ile stabilizasyon tavlama uygulanır ve böylece, matriste oluşturulan titanyum ve niyobyum karbürler krom karbür çökmesini önler. Bu işlem aşırı korozif ortamlarda ve yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılacak malzemeler için gereklidir. Bütün ostenitik paslanmaz çeliklerde tavlama öncesi, yüzeydeki yağ vb. karbon içeren kalıntıların temizlenmesi çok önemlidir. Bütün martenzitik ve bazı ferritik çelikler faz

dönüşümünün gerçekleşeceği kritik sıcaklık altında proses tavlamasına tabi tutulabilir. Bu çeliklerin tavlama işlemlerinde, kritik sıcaklık altı tavlama sıcaklıkları 760 °C ile 830 °C; tam tavlama ise 845-900 °C arasında tutulur ve işlem yavaş soğutma ile bitirilir. Tek fazlı ferritik çeliklerde (409, 442 446 ve 26Cr-1Mo gibi) 760-955 °C arasında kısa süren bir rekristalizasyon tavlama yeterlidir.

#### **2.1.4.2. Sertleştirme**

Martenzitik çelikler; ostenitleme, su verme ve temperleme yoluyla ıslah edilir. Ostenitleme sıcaklığı 980 °C ile 1010 °C arasındadır. Ostenitleme sıcaklığı 980 °C civarında tutulduğunda su verme sonrası, sertlik daha yüksek olur. Su verme işlemi çoğu zaman, havada soğutma ile olur, ancak; kalın kesitli parçalarda yağda soğutma yapılır. Temperleme sıcaklığı ayarlanarak sertlik, tokluk ve korozyon dayanımı gibi özellikler istenildiği şekilde optimize edilmeye çalışılır. Su verme sonrası içgerilmeler nedeniyle çatlak oluşumunu önlemek için geciktirilmeden temperleme uygulanır. 510 °C civarında uygulanan temperleme sonrasında 400 °C sıcaklığın altına hızla soğularak gevrekleşme önlenir.

#### **2.1.4.3. Gerilme Giderme**

Gerilme giderme işlemleri, kaynak veya şekillendirme ardından korozyon ve boyut hassasiyeti açısından sorun çıkarabilecek artık gerilmeleri gidermek üzere, malzeme türüne ve parça boyutlarına göre değişik şekillerde yapılabilir. Kaynak sonrası parçanın tamamının tavlanamadığı durumlarda, kaynak dikişleri yerel olarak normal tavlama sıcaklığının altında bir değere ısıtılabilir. 400 °C altında yapılan gerilme giderme işlemleri, iç gerilmeleri ancak, belirli bir oranda ortadan kaldıracaktır. 425 °C ile 925 °C arasında yapılan gerilme giderme işlemleri gerilme korozyonuna ve çarpılmalara yol açabilen artık gerilmelerin tamamına yakını ortadan kaldıracaktır. Örneğin, 870 °C' de bir saatlik tavlama ile artık gerilmelerin % 85' i giderilebilir. Fakat; bu işlem sırasında çökelen tanelerarası karbürler korozyon dayanımını düşüren bir hassaslaşmaya yol açar. Bundan



dolayı, uzun süreli gerilme giderme tavlama uygulanacak parçalar 312, 347 ve 348 gibi stabilize veya 304L ve 316L gibi çok düşük karbonlu alaşımlardan yapılmalıdır. Plastik şekillendirilmiş ostenitik çeliklere 345 °C ile 370 °C arasında 2 saatlik bir “düşüş” sıcaklık gerilme gidermesi uygulanmalı, 425 °C gibi daha yüksek sıcaklıklara ancak; tanelerarası korozyon dayanımının kritik olmadığı durumlarda başvurulmalıdır. Martenzitik ve ferritik çeliklerde gerilme gidermesi aynı zamanda, kaynak ve ısı tesiri altındaki bölgede temperleme yapar ve korozyon dayanımını bir miktar iyileştirir.

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynak sonrası ısı işlemleri; kaynaklı yapıların korozyon direnci, sünekliği ve tokluğunu iyileştirmede faydalı olabilir. Bazı durumlarda, ön ısıtma ve ara geçiş sıcaklıkları özellikleri en iyi şekilde kontrol edilir. Ara geçiş sıcaklığı, ön ısıtma ve kaynak sonrası ısı işlemleriyle ilgili olan tavsiyeler büyük miktarda mikroyapıya bağlıdır (Folkhard, 1998; Castro ve Tricot, 1962). Tamamen ferritik olan kaynaklarda, ön ısı gerekli değildir ve gerçekte soğutma oranı azalacağından dolayı çökelti ve tane büyümesini artırabilir. 750 °C ile 800 °C’ de kaynak sonrası ısı işlemleri, bu ısı işlem mikroyapı üzerine çok az etkili olmasına rağmen, kaynak artık gerilimlerini azaltabilir ve temperlemeyle martenzit yok olur. Bu sıcaklık oranı, ostenitin yeniden oluşumunun altındadır.

Bununla birlikte, böyle bir kaynak sonrası ısı işlemleri, sigma fazı ve chi fazı bu sıcaklıklarda hızlıca oluştuğundan dolayı 29-4-2, 29-4 veya 25-4-4 gibi yüksek molibdenli çok yüksek kromlu alaşımlar için tehlikeli olabilir. Kiesheyer ve Brandis (1977), benzer alaşımlarda bu sıcaklık oranlarında sigma ve chi fazının oluştuğunu tespit etmişlerdir. Martenzit içeren kaynaklarda 200-300 °C oranlarında ara geçiş ve ön ısıtma sıcaklıkları tavsiye edilir. Bu işlemler daha düşük kaynak soğutma oranları tarafından neden oluşan, çökelti ve ferrit tane büyümesini muhtemelen dengelemiş olmalıdır.

Hooper (1972), yaptığı bir çalışmada, 405 ve 430 tiplerinin ITAB’ nin tokluğu üzerine kaynak sonrası ısı işlemlerinin yararlı etkiye sahip olduğunu ve martenzitin temperlemeyle meydana gelen sünek-gevrek geçiş sıcaklığında, çarpıcı bir kayma yaptığını tespit etmiştir.

### 2.1.5. PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİ

Kaynak edilebilir terimi, bir malzemenin iş ortamındaki performansının iyi olması ve sağlıklı kaynakların yapılabilmesi anlamına gelir. Bu sebepten kaynak edilebilirlik; dayanım, süneklik, çentik darbe dayanımı gibi mekanik özellikler ve kırılma, gerilme korozyon kırılması, genel korozyon dayanımı ve korozyonik özellikleri kapsar (Pollard, 1993).

Genel olarak paslanmaz çeliklerin kaynağı için, uygulamadaki tüm kaynak yöntemlerinin uygun olduğu söylenebilir. Bir kaynak yönteminin diğerine tercih edilmesinde ise şu faktörler göz önüne alınır;

- Uygun cihazların varlığı ve kurularak kullanılabilirliği,
- Kaynak edilecek malzemenin kalınlığı,
- Kaynağın gerçekleştirileceği ortam,
- Kaynak pozisyonu,
- Paslanmaz çeliğin türü,
- Yardımcı donanım ve ekipmanın karşılanabilirliği (Kaluç, 1993).

Bu faktörlerin incelenmesi sonucunda, paslanmaz çeliklerin kaynak edilmelerinde örtülü elektrodların kullanımının halen ön planda olduğu anlaşılır. Bu tür çeliklerin kaynağında, fiziksel ve metalurjik özellikleri gibi kaynak kabiliyetini etkileyen karakteristiklerinin bazı problemlere neden olabileceği unutulmamalıdır. Bu problemler, oluşturulacak konstrüksiyonların servis ömrü açısından da önem taşırlar. Bu karakteristikleri şöyle sıralayabiliriz.

- Paslanmaz çeliklerin düşük ısı iletme katsayıları,
- Yüksek ısı genleşme katsayıları,
- Yüksek elektrik iletme direnci,
- Soğuk şekillendirmeye karşı hassasiyet,
- Kaynakta izlenen yapısal değişimler (tane irileşmesi, karbür oluşumu, sigma fazı, delta ferrit),
- Korozyona karşı hassasiyet (Kaluç ve Taban, 2004).

Kromlu paslanmaz çeliklerin ısı iletme katsayıları, alaşımsız çeliklerin yarısı kadardır. Ostenitik krom-nikelli çeliklerinki ise, alaşımsız çeliklerinkinin üçte biri kadardır. Kromlu paslanmaz çelikler, genellikle alaşımsız çelikler ile aynı ısı genleşme katsayısına

sahiptirler. Ostenitik krom-nikelli çeliklerde ise bu değer, karbonlu ve az alaşımli çeliklerden % 50 daha fazladır (Anık vd., 1991).

Karbonlu ve az alaşımli çelikler, düşük elektrik iletme direncine sahiptirler. Paslanmaz çeliklerde ise bu değer 4-7 kat daha fazladır. Bu nedenle; paslanmaz çelik elektrodlar daha çabuk kızardıklarından, daha kısa olarak üretilirler ve normal elektrodlara göre % 25 daha düşük akım şiddetiyle yüklenirler (Anık vd., 1991).

Paslanmaz çeliklerin büyük bir bölümünün kaynak kabiliyeti yüksektir ve ark kaynağı, direnç kaynağı, elektron ve lazer bombardıman kaynakları, sürtünme kaynağı ve sert lehimleme gibi çeşitli kaynak yöntemleri ile kaynak edilebilirler (Odabaş, 2007).

Uygun kaynak yöntemleri ve dolgu metalleri kullanıldığında ostenitik, ferritik ve çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, karbonlu çelikler ve düşük alaşımli çelikleri de içine alan kaynak edilebilir çeliklerle başarılı bir şekilde birleştirilebilirler. Ferritik ve martenzitik paslanmaz çelikler, karbon veya düşük alaşımli çeliklerle genel uygulamalar için ostenitik paslanmaz çelik veya nikel esaslı bir dolgu metali kullanılarak birleştirilebilir. Dolgu malzemesi seçiminde göz önünde bulundurulması gereken en önemli unsur, dolgu metalinin ıslatma etkisinin her iki malzemeye de uygun olmasıdır. Ostenitik paslanmaz çelik kaplanmış karbon ve düşük alaşımli çelikler istenilen özellikler korunarak kaynak edilebilir. Bu malzemelerin kaynağında dolgu metali olarak, yüksek alaşımli paslanmaz çelikler kullanılmalıdır (Noble, 1993).

Genel bir kural olarak, kaynak metalinin dayanımı ve korozyon özellikleri bağlantıdaki en zayıf bileşene göre, en azından eşit olmalıdır. Buna ilave olarak, birleşme bölgesinde kaynak metalinin özelliklerini olumsuz yönde etkileyecek, intermetalik bileşikler ve diğer fazlar bulunmamalıdır. Ayrıca, mikroyapı çatlamlara karşı dirençli olmalıdır.

#### **2.1.5.1 Martenzitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği**

Martenzitik paslanmaz çelikler; işlem görmemiş, sertleştirilmiş ve sertleştirme sonrası ısı işlem görmüş durumda kaynak edilebilirler. Malzemenin, kaynak öncesi durumu ne olursa olsun, kaynak işlemi sonrası ITAB' da martenzitik bir yapı meydana gelir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağı esnasında ostenit sıcaklığına kadar ısıya

maruz kalan ITAB, oda sıcaklığına soğutulduğunda kırılğan bir martenzite dönüşür. Malzeme bu haliyle, kullanıma hazır değildir. Malzemenin sertliğini azaltmak ve tokluğunu artırmak amacıyla ısıtma işlemi uygulanmalıdır.

440 tipi martenzitik paslanmaz çeliklerde yüksek C içeriği, ITAB' da daha yüksek sertliğe ve kaynak bölgesinde çatlakların oluşumuna yol açacağından kaynak işleminin gerektiği uygulamalar için tercih edilmezler. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağında TIG, MIG ve tozaltı kaynak yöntemleri yaygın bir şekilde kullanılmakla birlikte, lazer, elektron ışın, direnç kaynağı ve sürtünme kaynağı gibi diğer kaynak yöntemleri de kullanılmaktadır (Pollard, 1993).

Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağında, başlıca etkili element karbondur. Karbon miktarı, ITAB' ın sertliği üzerine etkilidir ve bu bir dereceye kadar kaynak yöntemi ile kontrol edilebilir. ITAB' ın sertliği artarsa soğuk çatlama hassasiyeti artar ve tokluk azalır. Bu bakımdan, az karbonlu martenzitik paslanmaz çelikler, bir takım önlemler alınarak kaynak edilebilirler, yüksek karbon içerenler ise olabildiğince kaynak edilmemelidir (Anık vd., 1993). Kaynak bölgesinde daha tok bir yapı elde etmek ve kullanım esnasında parçalarda ortaya çıkabilecek çatlama olasılığını ortadan kaldırmak amacı ile parçalar mümkün olan hallerde, kaynaktan hemen sonra gerilme giderme tavlmasına tabi tutulmalıdır. En iyi süneklik ve tokluk parçanın 800-820 °C' de dört saat süre ile tavlansın ve çok yavaş bir şekilde tercihen fırında soğutulması sonucu elde edilir. Yüksek karbon içeren (% 0.5-1.2) martenzitik paslanmaz çelikler bütün önlemlere rağmen, sıhhatli bir şekilde kaynak edilemezler (Tülbentçi, 1995).

Lippold (1981), % 12Cr-1Mo-0.3V (HT9) içeriğine sahip bir martenzitik paslanmaz çeliği TIG ve lazer kaynak yöntemleri kullanarak birleştirmiş, kaynak bölgesinin mikroyapısı ve sertliği üzerinde çalışmıştır. Kaynak işlemi sonrası ergiyen bölgenin mikroyapısının temperlenmemiş martenzit ve metastabil  $\delta$ -ferritten meydana geldiği, sertliğinin ise  $R_c = 48-55$  arasında gerçekleştiği sonucu ortaya çıkmıştır.

### **2.1.5.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği**

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirliği ve kaynak işlemi sonrası performansı, direkt olarak kaynak mikroyapısıyla ilgilidir. Ön ısıtma ve pasolar arası

ısıtma aynı zamanda çarpılma ve çatlak oluşumunu arttırabilir. Kaynak sonrası ısıl işlem, özellikle kalın kesitli parçalarda ostenitik kaynak metalindeki kalıntı gerilmeleri gidermek için gereklidir. Gerilme giderme işlemi 650 °C’ de her 25 mm kalınlık için 1-4 h arasında olmalıdır (Brooks ve Lippold, 1993).

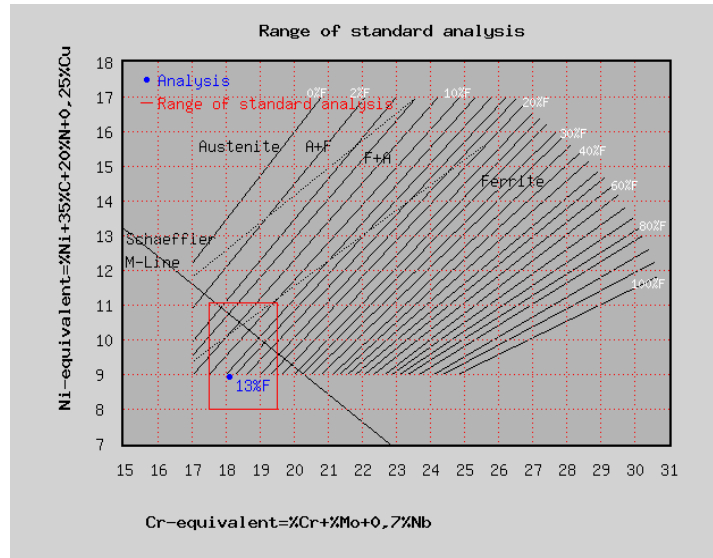
Ostenitik paslanmaz çelikler, oksitleyici veya redükleyici ortamlarda iyi korozyon direnci gösterirler. Tüm kaynaklı paslanmaz çelik imalatlarının %90’ dan daha fazlası için ostenitik paslanmaz çeliklerin kullanılmasının nedeni, iyi kaynaklanabilirliğidir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde kaynaklar, çoğunlukla ana metalle karşılaştırılabilen kimyasal bileşimlere ve mekanik özelliklere sahiptirler. Ostenitik paslanmaz çelikler, çeşitli kaynak yöntemleri ile kolaylıkla kaynaklanabilir.

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilerek birleştirilmelerinde, fiziksel özelliklerini dikkate almak gereklidir. Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetini etkileyen fiziksel özelliklerinin yanında, bir dizi metalurjik etken de bu tür çeliklerin kaynağında önemli rol oynar. Bunlar; delta ferrit ( $\delta$ -ferrit) oluşumu, tanelerarası korozyona duyarlılık, gerilmeli korozyona duyarlılık ve sigma fazının oluşmasıdır (Kaluç, 1990; Vural vd., 1993).

Ostenitik paslanmaz çeliklerin üretimlerinde, sıvı halden itibaren katılaşma başlayınca, ostenit ve  $\delta$ -ferrit (delta ferrit) taneleri oluşmaya başlar. Bu ferrit, ostenitin dönüşümü sonucu ortaya çıkan ferritten farklıdır. Katılaşma normal olarak ingota dökülen sıvı metalin katılaşmasında görülen hızda oluştuğu zaman bu çeliklerin yapısı, ostenit taneleri arasına serpilmiş  $\delta$ -ferrit taneciklerinden oluşur. Bu faz, Cr ve ferriti dengeleyen elementler yönünden zengin, nikel ve osteniti dengeleyenler yönünden fakirdir. Bu fazın oluşumu, çelik üreticilerinin istemediği bir durumdur, çünkü; malzemenin sıcak şekil değiştirmesini zorlaştırır ve malzemede çatlak oluşumunu teşvik eder. Bu fazın sürekli olarak tane sınırlarında bulunması, korozyon direncini azaltır. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda uzun süre  $\delta$ -ferrit fazıyla karşı karşıya kalınması sonucunda da, malzemenin mukavemetinde ve şekillendirilebilme kabiliyetinde azaltıcı yönde etkileyen sert ve gevrek (sigma)-fazının oluşumu gibi sorunlarla karşılaşılır (Anık vd., 1993; Tülbentçi, 1998).

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde  $\sigma$  (sigma)-fazının bulunması, kaynak edilebilirliklerini olumsuz yönde etkiler ve metallerearası bir bileşik olan bu sert fazın oluşabilmesi için ostenitik yapı içinde bir miktarda ferrit bulunması gerekir. Ostenitik mikroyapı üzerine ise kimyasal bileşimim çok büyük etkisi vardır. N katkısı, alaşımın oyuklaşma korozyon direncini ve dayanımını önemli derecede düzeltir. Bu tip alaşımlar,

diğerlerine nazaran daha yüksek Mn içeriğine sahiptirler. Paslanmaz çeliklerin kaynak metallерinin mikroyapıları, esas metalin mikroyapısından bir miktar farklılık gösterir. Tamamen ostenitik alaşımların eş değer bileşimindeki kaynak metalinin az miktarda ferrit içerdiği görülür. Çeşitli elektrodların kullanımı, kaynak yapısının metalurjik yapısını değiştirebilir. Delta ferrit içeriği ve kontrolü konusu, ferrit içeriği ve kaynak metali çatlağı arasındaki ilişki nedeniyle 40 yılı aşkın zamandır ilginçliğini korumuştur. Schaeffler ve De Long tarafından daha önce geliştirilen yapısal diyagramların yerine şimdi, WRC-92 diyagramı geçmiştir. Bu diyagramlar kimyasal bileşim üstüne ferrit tahmininin doğruluğunu geliştirerek kaynak metali verisini büyük ölçüde sağlamlaştırmıştır. WRC-92 diyagramı aşağıdaki Şekil 2.13' de gösterilmektedir.



Şekil 2.13. Paslanmaz çeliklerin WRC-92 diyagramı (URL-3, www.migweld.de, 2009).

Bu diyagram, ferrit içeriklerini 100FN (ferrit numarası) kadar genişletmiştir; böylece, diyagram dupleks paslanmaz çelik kaynak metalleri için de kullanılmaya başlanmıştır. Bu diyagram; ostenitik (A), ostenitik-ferritik (AF), ferritik-ostenitik (FA) ve ferritik (F) rejimlere ayrılan çizgilerle gösterildiği gibi aynı zamanda, katılaşma davranışının rejimlerini de göstermektedir. Katılaşma biçimi kaynak metali katılaşma çatlağına hassasiyeti etkilediğinden, bu diyagramla katılaşma davranışı tahmini yapılabilmesi önemli bir katkıdır. Ostenit fazından katılaşan kaynak metalleri, ferrit fazından katılaşandan daha fazla katılaşma çatlağına uğrama eğilimindedir (Lippold, 1993).

WRC paslanmaz çelik alt komisyonu tahribatsız yöntemlerle ferritin saptanması için bazı çalışmalar yapmış, manyetik yöntemlerle ferritin saptanmasını sağlamışlardır. Ferritin manyetik, ostenitin antimanyetik olması en önemli etkidir. Bu gerçek, delta ferritin manyetik yöntemlerle saptanmasını olanaklı duruma getirmiştir. Ferromanyetik bir kaplama üzerine, manyetik olmayan farklı kalınlıkta kaplama kullanarak manyetik bir çekim alanı elde etmişlerdir. Kaplama kalınlıkları için FN tayin edilmiş ve bir kalibrasyon prosedürü geliştirilmek üzere bir seri standartlar kullanılmıştır (Lippold ve Kotecki, 2005).

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan ikinci bir sorun da; özellikle 18/8 çeliği gibi bazı paslanmaz çeliklerin 450-850 °C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmaları sonucunda oluşan krom karbür çökmesi eğilimidir. Oluşan krom karbürün ağırlıkça % 90' ını Cr oluşturduğundan, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile ostenit tanelerinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede azaltır. Bunun sonucu olarak, malzeme korozif bir ortamda kaldığında kromca zayıflamış tane sınırında korozyon oluşur (Kaluç, 1990; Anık vd., 1993)

Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağı esnasında ergiyen bölge, çok kısa bir zamanda katılaşır ve hızla soğuduğundan ve elektrod olarak kullanılan alaşımların karbon içeriği düşük olduğundan, kaynak metali için karbür çökme tehlikesi yoktur. Buna karşılık ITAB, kaynak süresi boyunca 500-900 °C sıcaklık aralığında tavlı olarak kalmakta ve aynı zamanda da burası esas metal olduğundan, karbon içeriğinin yüksek olması halinde ostenit tane sınırlarında tanelerarası korozyona neden olabilecek, karbür çökmesi olayı ortaya çıkmaktadır (Tülbentçi, 1998).

### **2.1.5.3. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği**

Dupleks paslanmaz çelikler, genellikle iyi kaynak edilebilirliğe sahiptir. Dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu düşük C (% 0.03) içeriği taneler arası korozyon riskini ortadan kaldırır. Ancak; meydana gelebilecek katılaşma çatlakları ve H kırılabilirliği için bazı ön tedbirler gereklidir. Ön ısıtma, yüksek alaşımlı dupleks paslanmaz çeliklerde korozyon dayanımı ve mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilediğinden tavsiye edilmez. Kaynak sonrası ısıtma işlemi ise dolgu metali kullanılmadan yapılan kaynaklar veya ana malzemeyle benzer bileşime sahip dolgu metaliyle yapılan kaynaklar dışında kullanılmaz. Kaynak

sonrası ısıl işlem, özellikle nikelce zengin dolgu metali kullanıldığında uygulanır. İşlem sıcaklığı, malzeme tipi ve malzemeye uygulanan diğer işlemlere bağlı olarak yaklaşık 1050-1100 °C arasında değişir.

Genelde dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağı zorluk çıkarmaz, ostenitik paslanmaz çeliklere benzer kaynak karakteristiklerine sahiptir. TIG, örtülü elektrodla ark kaynağı, plazma ark kaynağı dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılır. Yüksek enerji yoğunluğuna sahip lazer ve elektron ışın gibi kaynak yöntemlerinin tatbiki, ferriti yükselten oldukça yüksek soğuma hızları nedeniyle sınırlıdır. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında, optimum mekanik ve korozyon özelliklerini elde etmede kaynak metalinde ferrit / ostenit faz dengesinin sağlanması gerekir.

Günümüzde dupleks ve süper dupleks paslanmaz çeliklerin örtülü elektrodla ark kaynağı için çeşitli kaynak elektrodları üretilmektedir. Önerilen elektrodlar, bazik ve rutil örtü karakterine sahiptirler. Örtülü elektrodla ark kaynağı, dupleks paslanmaz çelik sacların birleştirilmesinde kullanılabileceği gibi boru kaynaklarında da dolgu pasoların oluşturulmasında başarı ile kullanılan bir yöntemdir. Örtülü elektrodlar, arzu edilen ferrit/ ostenit dengesini sağlamak üzere Ni ve / veya N ile aşırı alaşımlandırılmıştır (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

#### **2.1.5.4. Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği**

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde çoğunlukla TIG, MIG ve elektrik ark kaynak yöntemi kullanılmaktadır ve maksimum dayanım, minimum çarpılmanın istenildiği durumlarda ise elektron ışın kaynağı tercih edilmektedir. Sonuç olarak, ITAB çok dardır ve kaynak metali daha ince taneli ve daha az ferrit içeriğine sahiptir. Çökelme sertleşmeli martenzitik paslanmaz çelikler, düşük karbon içeriklerine sahip olduklarından ostenitik paslanmaz çeliklerden daha üstün kaynak edilebilirliğe sahiptirler. Ayrıca, 100 mm' ye kadar olan kaynaklarda ön ısıtma gerekmez. Yüksek dayanımlı kaynaklar istenildiğinde, ana malzemeye benzer bileşime sahip dolgu malzemesi kullanılmalıdır. Kaynak işleminde ana malzeme ve ITAB' ın yüksek sıcaklığa maruz kalan bölgeleri temperlenmemiş martenzit ve az miktarda da ferritten oluşmaktadır. Bu alaşımın kaynak işlemi sonrası, mutlaka ısıl işleme tabi tutulması gereklidir.



Yarı ostenitik çökeltme sertleşmeli çelikler, esasen  $\sigma$ -ferrit katılaşma moduna sahiptir ve soğumayla  $\delta$ -ferrit kısmen ostenite dönüşür. Bu yüzden, ergimiş bölgenin yapısı bir ferrit matrisi içerisinde dağılmış ostenitten meydana gelir. Kaynak sonrası uygulanan ısı işlemler, osteniti kararsız hale getirdiğinden oda sıcaklığı veya sıfırın altındaki sıcaklıklarda martenzite dönüşür. Böylece, kaynaklı malzemenin son ergimiş bölge mikroyapısı, temperlenmiş bir martenzitik matrisle kalıntı ferrit alanından meydana gelir.

Kaynaklı birleştirmelerin geometrisi, kullanım gereksinimleri ve kaynak edilmiş bölgelerin karşılaşacağı kullanım koşulları, çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlikleri üzerinde etkilidir. Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler, ostenitik paslanmaz çeliklere oranla daha az sünektirler ve çentik hassasiyetleri fazladır. Bu açıdan, kaynak edilecek parçaların dizaynında ve kaynaklı birleştirilmelerinde gerilim birikimi yaratacak kısımlardan kaçınılmalıdır.

#### **2.1.5.5. Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Edilebilirliği**

Ferritik paslanmaz çelikler, gaz tungsten ark kaynağı (TIG), gaz metal ark kaynağı (MIG), elektrik ark kaynağı, plazma ark kaynağı, direnç kaynağı, elektron ışın kaynağı, lazer ışın kaynağı ve tozaltı kaynak yöntemleri kullanılarak kaynak edilebilir. Ferritik paslanmaz çeliklerin TIG kaynağı yönteminde doğru akım düz kutuplama (DADK) kullanılır. Elektrod olarak % 2 Th' lu W, koruyucu gaz olarak ise Ar, He ve bunların karışımı olan gazlar kullanılır. Ar ve He gazlarına N katkı olarak, ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında asla kullanılmaz. Çünkü, şiddetli gevreklik ve korozyon dayanımının düşmesine neden olur (Pollard, 1993).

Ferritik paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında en büyük problem olan tane büyümesi, yüksek kaynak hızlarının kullanılmasıyla ve bazı durumlarda ise ostenitik bir dolgu metali kullanılarak iki fazlı tane yapısının oluşturulmasıyla ortadan kaldırılabilir (Pollard, 1993). Ferritik paslanmaz çeliklerin MIG kaynağı normal koşullarda, doğru akımda elektrod pozitif kutba bağlanarak gerçekleştirilir. Bu tür paslanmaz çeliklerin kaynağında spreylenmiş ark kullanılması halinde, Argon + % 1 oksijen karışımı koruyucu gaz ve kısa ark için ise, Helyum + Argon + % 2 karbondioksit koruyucu gaz karışımı tavsiye edilir (Tülbentçi, 1998).

Ferritik paslanmaz çeliklerin elektrik ark kaynağında, doğru akım ters kutuplama (DATK) kullanılır. Elektrik ark kaynağı, kaynak bölgesinin saflığının bozulmasından dolayı TIG ve MIG kaynağı kadar sağlıklı değildir. Ferritik paslanmaz çeliklerin plazma ark kaynağı, TIG kaynağıyla benzerlik gösterir. Plazma ark kaynağında, TIG kaynağına kıyasla daha yüksek yoğunluklu bir ark, daha dar bir ITAB ve derin nüfuziyet elde edilir (Pollard, 1993).

Ferritik paslanmaz çeliklerin direnç kaynağı, tokluk kaybını önlediğinden dolayı kullanılabilir. Dikişteki oksidasyonu minimuma indirmek için ise argon gazı kullanılabilir.

Ferritik paslanmaz çelikler, yüksek vakumlu elektron ışını kullanılarak hızlı bir şekilde birleştirilebilir. Bu çeliklerin aynı zamanda, sürtünme ve lazer kaynağı da mümkündür. Tozaltı kaynağı, ferritik paslanmaz çeliklerin bazı tiplerinin kaynağında kullanılabilir. Bununla birlikte; yüksek ısı girdisi, ITAB' da istenmeyen tane büyümesine yol açabilir (Pollard, 1993). Bu tür paslanmaz çelikler, su verme yolu ile sertleştirilemediklerinden, ITAB' da martenzit oluşumu tehlikesi yoktur. Dolayısı ile martenzitik paslanmaz çeliklere oranla daha kolay kaynak edilirler (Tülbentçi, 1998).

Bu tür paslanmaz çelikler ark kaynağı, gaz altı kaynak yöntemleri, tozaltı kaynağı, elektrik direnç kaynağı yöntemlerinin yanısıra modern kaynak yöntemleri ile de elektron ışın, lazer ışın, sürtünme kaynağı, yakma alın kaynağı gibi rahatlıkla kaynak edilebilirler. Kaynakta ortaya çıkan problemler önceden bilindiğinde, üretim aşamasında kazandırılan özellikler ve kaynak öncesi ile sonrasında alınacak önlemler ile ortadan kaldırılabilir (Anık vd., 1993).

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan en önemli sorunlardan bir tanesi, bu malzemenin 1150 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda tane irileşmesine karşı eğilimleridir. Kaynak sırasında ITAB' ın bir kısmı 1150 °C' nin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısınır ve dolayısı ile bu bölgede aşırı bir tane irileşmesi olur. Bu tür çeliklerde, ostenit-ferrit dönüşmesi olmadığından ısı işlem yardımıyla taneleri küçültmenin olanağı yoktur. Normal halde ferritik paslanmaz çelikler, çok ince taneli ve sünek bir yapıya sahiptirler. İri taneli bir yapı haline geçince gevrekleşirler ve çentik darbe mukavemeti düşer, geçiş sıcaklığı yükselir. Tane irileşmesine mani olmak için bazı ferritik paslanmaz çeliklerin bileşimine bir miktar (% 0.025-0.035) azot ilave edilir. Bu tür paslanmaz çelikler, kaynağa daha uygun bir durum gösterirler. Elektroda ilave edilen azot, kaynak metalinin katılaşması sırasında katılaşılan yapının, ince taneli olmasına yardımcı olur (Tülbentçi, 1985; Anık vd., 1993; Kaluç, 1990).

% 15-70 arasında Cr içeren Fe-Cr alaşımları yaklaşık olarak 400-550 °C arasındaki sıcaklıklarda uzun süre kaldıkları zaman sertleşme ve süneklikte düşüş oluşturan 475 °C gevrekleşmesi olarak bilinen olayla karşılaşır. Bu olay, bu sıcaklıklarda tutulduğunda oluşması nedeniyle 475 °C gevrekleşmesi olarak bilinir. Cr miktarının artması 475 °C gevrekleşmesi oluşumu için kuluçka süresini düşürür. % 15.5' den daha az Cr içeren alaşımlar, bu gevrekleşmeye uğramazlar. Kaynaklı bağlantılarda nitrik aside karşı korozyon hassasiyetini etkileyen bu gevrekleşme, 700-800 °C' de kısa süreli bir tavlama ve bunu takip eden suda soğutma ile giderilebilir (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan bir diğer tehlike de, ITAB' da oluşacak tanelerarası korozyona karşı hassasiyettir. Özellikle stabilize edilmemiş, yüksek Cr ve C içeren türlerde karşılaşılan önemli bir sorundur. Bu olay, ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında oluşanın tersine, ferritik türlerde 900 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda hızlı soğutmada ortaya çıkmaktadır. Çünkü, ostenitik yapıya göre ferritik yapı içinde krom karbür çökmesi daha yüksek oranlardadır. Bu tür çelikler kaynak edildiklerinde, dikey komşu bölgeler tanelerarası korozyona karşı hassaslaşırlar, çünkü; ısıl etkilere uzun süre maruz kalmaktadırlar. Krom karbürler önce çözülür, soğuma sırasında mümkün olduğunca çabuk gerisin geriye tane sınırlarına partiler halinde çökelirler. Stabilize edilmemiş % 17 Cr' lu çeliklerden yapılan kaynaklı bağlantılar, kaynaktan hemen sonra 750 °C' de tavlama işlemine tabi tutularak tanelerarası korozyona dayanımlı hale getirilebilirler. Eğer bu tür çelikler, Ti ya da Nb ile stabilize edilmişlerse kaynaklı bağlantılar tanelerarası korozyona karşı ısıl işlemsiz halde bile dayanımlı olacaktır (Anık vd., 1993).

Ferritik paslanmaz çeliklerin birleştirilebilirliği ile ilgili çoğu bilgi, ya hidrojen gevrekliği ya da kaynak katılma çatlağı ile ilişkilidir. Yüksek kromlu alaşımların, ya kaynak gerektirmeyen uygulamalarda kullanılması, ya da çatlamayı önlemek için çok kontrollü şartlar altında kaynatılırken, düşük kromlu alaşımlar kaynakla ilgili çatlaklara az neden olan bir etkiye sahiptir. Orta kromlu alaşımların; hem hidrojen gevrekliği, hem de kaynak katılma çatlağından etkilendiğini tespit etmişlerdir (Kah ve Dickinson, 1981; DeRosa vd., 1979; Sawhill ve Bond, 1976).

### 2.1.5.5.1. Dolgu Metali Seçimi

Dolgu metallerinin farklı çeşitleri, servis performansı gerektiren ve özelliklerine bağlı olarak, ferritik paslanmaz çeliklerde kullanılabilir. Benzer ve benzere yakın bileşimler, ana metalle çok uyumlu olduğundan dolayı kullanılır. Benzer dolgu metallerinin mevcut olmadığı durumlarda, özellikle ferritik paslanmaz çeliklerin üçüncü grubunda fabrikalar GTAW için dolgu metali olarak ana malzemeden şeritlik malzemeler keserek kullanırlar. Ostenitik paslanmaz çelikler, ferritik paslanmaz çeliklere nispeten tokluk ve süneklikleri yönünde üstünlüğe sahip olduğundan kullanılır ve ostenit + ferrit mikroyapılı bir ikili faza neden olacaktır. Ostenitik paslanmaz çelik dolgu metali, birinci ve ikinci grup ferritik paslanmaz çeliklerle kullanmak için çoğu kez seçilir. Önceden ifade edildiği gibi ostenitik paslanmaz çelik dolgu metali, üçüncü grup ferritik paslanmaz çeliklerde kullanıldığında bir risk olur. Çünkü, onlar muhtemelen klor direnci gerektiren yerlerde kullanılır. Ostenitik paslanmaz çeliklerin klorda direnci, ferritik paslanmaz çeliklerden kötüdür.

Nikel esaslı dolgu metalleri, ferritik paslanmaz çeliklerle uyumludur ve genelde tamamen ostenitik kaynak çökeltisi üretecektir. Bu dolgu metalleri, iyi kaynak metali mekanik özellikleri sağlarken, ana metalin korozyon direncine benzemek için yüksek krom oranlı olarak kullanılır. Özellikle, uygunca seçilmiş AWS A5.4 ERNiCrMo-3 gibi nikel esaslı dolgu metali, klor direnci için yüksek kromlu ferritik paslanmaz çeliklerin direncine benzeyebilir. Ostenit ve nikel esaslı dolgu metalleri, paslanmaz çeliklerin diğer tipleri veya yapı çelikleri gibi ferritik alaşımlar ve diğer malzemeler arasındaki farklı kaynaklarda da kullanılır (Lippold ve Kotecki, 2005).

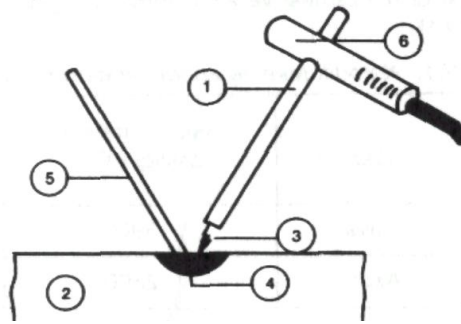
Kromlu paslanmaz çelik elektrodların kullanılmasında, kaynak dikişine azot nüfuziyeti ve aşırı krom oksit tabakası oluşumunu önlemek için, kısa ark boyu tercih edilir. Kısa ark boyu ile kaynak aynı zamanda kaynak metalinde gözenek oluşumu eğilimini de azaltır. Uzun tutulan bir ark boyu ise kaynak dikişinde gözeneklere neden olur ve azot nüfuziyetini artırır ayrıca, krom kaybı yaratır. Aynı gerekçeden dolayı, elektroda salınım verilmesi istenmez. Tam ferritik paslanmaz çeliklerin bileşimi ise örtülü elektrodla ark kaynağı için uygun değildir, çünkü; ergimiş kaynak banyosuna C, N ve O nüfuziyeti söz konusudur. Eğer tam ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağı için örtülü elektrod kullanılacak ise ostenitik krom-nikelli veya nikel alaşımlı elektrodlar tercih edilmelidir.

## 2.1.6. PASLANMAZ ÇELİKLERE UYGULANAN KAYNAK YÖNTEMLERİ

Paslanmaz çeliklerin kullanıldığı konstrüksiyonlarda, birleştirmelerde örtülü elektrodla ark kaynağı, gazaltı kaynak yöntemleri MIG, TIG, plazma, tozaltı kaynağı, elektron ışın ve lazer ışın kaynağı gibi modern kaynak yöntemleri uygulama alanı bulmaktadır.

### 2.1.6.1. Elektrik Ark Kaynağı

Kaynaklı bağlantı için gerekli ısının, elektrodlar arasında oluşturulduğu ve ark vasıtasıyla sağlandığı ergitme kaynağı türüne, elektrik ark kaynağı adı verilir. Elektrik ark kaynağının ilk uygulaması, bir karbon elektrod ile iş parçası arasında ark meydana getirilmesi biçiminde olmuştur (Şekil 2.14). Bernardos usulü olarak bilinen bu uygulamada, bir de ilave metal kullanılmıştır (1885). Daha sonra 1889 yılında Zenerer kaynak arkını, iki karbon elektrod arasında meydana getirmiş ve arkın parçaya üflenmesini magnetik bir bobin vasıtasıyla sağlamıştır. Yine 1889 yılında Slavianoff çıplak metalik bir elektrod ile iş parçası arasında arkı teşekkül ettirerek, bugünkü ark kaynağının esasını bulmuştur (Şekil 2.15). Eriyen elektrod, kaynak ağzının doldurulmasını sağlamıştır.

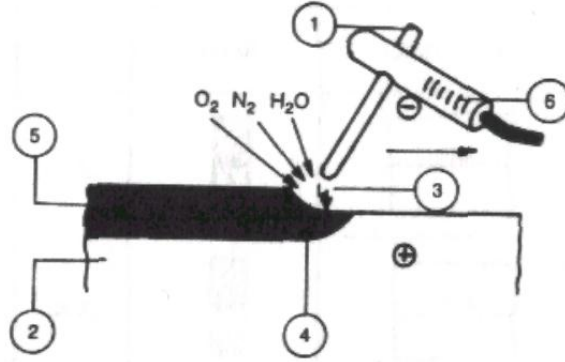


Şekil 2.14. Bernardos kaynak yöntemi (Anık, 1991).

1. Karbon elektrod 2. Esas metal 3. Elektrik arkı 4. Kaynak banyosu 5. Tel elektrod 6. Hamlaç

Yukarıda anlatılan ark kaynağının ilk uygulamalarında, erimiş haldeki metali havanın zararlı tesirlerinden korumak mümkün olmamaktadır. 1904 yılında İsveçli Oscar

Kjellberg, metalik çubuk üzerine bir örtü kaplayarak bu mahzuru ortadan kaldırmıştır (Anık, 1991).



Şekil 2.15. Kaynak yöntemi (Anık, 1991).

1. Eriyen elektrod
2. Esas metal
3. Elektrik arki
4. Kaynak banyosu
5. Kaynak dikişi
6. Hamlaç

Ark; kızgın bir katodtan yayılan elektronların, yüksek bir hızla anodu bombardıman etmesi neticesinde oluşur. Bu bombardıman çarpma sonunda, nötr moleküllerin iyonize olmasına sebep olduğundan, kuvvetli bir sıcaklık yükselmesi meydana gelir. Ortaya çıkan toplam enerjinin % 85' i ısı ve % 15' i de ışık enerjisine dönüşmektedir. Elektrik ark kaynağı yöntemleri, aşağıdaki avantajları nedeniyle paslanmaz çeliklerin kaynağında önemli bir yer tutarlar:

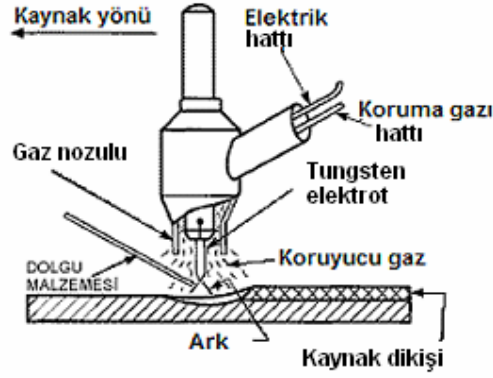
Basitlik, alet ve teçhizat yatırımının düşük oluşu, değişik kullanımlar için özel elektrod türlerinin bulunması, düşük ısı girdisi, zor pozisyonlarda da kullanılabilmesidir. Kaynak davranışı ve dikişin görünüşü, elektrodu kaplayan örtü tarafından belirlenir (Aran, 2003).

### 2.1.6.2. Gaz Tungsten Ark Kaynağı (TIG)

Amerika Birleşik Devletleri' nde ilk geliştirildiği yıllarda, magnezyum gibi hafif metal alaşımlarının kaynağında, helyum gazı koruyucu atmosferinde yapılmıştır. TIG sembolü, Tungsten Inert Gas kelimelerinin baş harflerinin alınmasıyla meydana getirilmiştir. TIG kaynağı; bakır, magnezyum ve alaşımlarıyla, paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılır (Anık, 1991). TIG kaynak yöntemi, kaynak ısısının torç içerisine

yerleştirilmiş tükenmeyen bir tungsten elektrod ve iş parçası arasında gerçekleşen arkla elde edildiği; elektrod, ergimiş kaynak metali ve ITAB' ın inert bir gazla korunduğu bir kaynak yöntemidir. Koruyucu gazın soy bir gaz olması nedeni ile oksidasyon ve nitrür oluşumu gibi, istenmeyen durumlar önlenir (Oysu, 1996). TIG kaynağında elektrodun, parçayla teması söz konusu değildir. TIG usulüyle kaynak, büyük üstünlük sağlar. Çünkü; erimiş metal ile hava arasındaki reaksiyonlar sebebiyle, kayıplar önlenmektedir. İstenildiğinde dolgu teli, oluşan kaynak havuzunun içerisine eklenerek dışardan verilebilir (Eryürek vd., 1995). 3 mm kalınlığa kadar 304, 321, 316 ve 316Ti kalite ostenitik çelikler kaynak ilave malzemesi kullanılmadan da kaynak edilebilirler. 316L gibi çelikler için birleştirme ilave metal ile yapılır

Alüminyumun TIG (Tungsten Inert Gas) kaynağı doğru akım düz kutuplama (DADK) ve doğru akım ters kutuplama (DATK) veya alternatif akımla (AA) yapılabilir. İnce kesitli kaynak edilebilir alüminyuma, ilave metalsiz TIG kaynağı uygulanabilirse de, 6061-T6 gibi bazı ısıtım kabul eden alaşımlarda çatlama meydana gelebilir. 25 mm kalınlıktaki levhalarda kaynak ağzı açılır ve ilave metal kullanılarak kaynak edilebilir. Doğru akım düz kutup otomatik donanımı ile ilave metal kullanmadan 32 mm' ye kadar kesitler birleştirilebilir. Alüminyum kaynağında toryumlu tungsten, alternatif akımda saf tungsten kadar kararlı (stabil) ark sağlayamamaktadır. Toryumlu tungsten genellikle doğru akım düz kutuplamada otomatik kaynakta kullanılır. Alüminyumun alternatif akım kaynağı için elektrodlar 0.25 mm' den 6.3 mm çapa kadar olur. Her iş için uygun elektrod çapının seçilmesi önemlidir. Elektrodun kirliliği ve pürüzlü olması, asal gazın elektrodun soğumasından önce kesilmiş olması, üflecin içinde gaz besleme sisteminde hava sızmasının varlığı veya elektrod ucunun metale değmesiyle gerçekleşebilir. Elektrodun ucu, alternatif akımda küresel, doğru akımda ise konik şekillidir (Oğuz, 1990). Alüminyumun alternatif akım TIG kaynağında kalın parçalar ön ısıtmaya tabi tutulmalıdır. Çevre sıcaklığı 5 °C' nin altına düşmedikçe 9.5 mm' ye kadar kalınlıkta olan levhalarda ön ısıtmaya gerek yoktur. 9.5-12.5 mm arası kalınlığa sahip levhaların ön ısıtılması isteğe bağlıdır. 19 mm ve daha kalın levhaların ön ısıtılması gereklidir ve bu da 175 °C'yi aşmamalıdır. Tek taraflı kaynaklarda alt tarafın argonla korunmamış olması halinde bütün dikeyler sacların arasında aralık bırakılmadan puntalanmalıdır. Şekil 2.16' da TIG kaynak yönteminin şematik gösterimi görülmektedir (Aran, 2003).



Şekil 2.16. TIG kaynak yönteminin şematik gösterimi (URL-4, www.kaynaknet.com, 2009).

### 2.1.6.3. Gaz Metal Ark Kaynağı (MIG)

MIG kaynağında, genel olarak argon atmosferi altında kaynak yapılmaktadır. İlk defa 1948 yılında, Amerika Birleşik Devletleri'nde Linde Air Products Company firması tarafından bulunarak, önce alüminyum ve alaşımlarının sonra da sırasıyla; yüksek alaşımli çeliklerin, kır dökme demir ve alaşımlarının ve karbonlu çeliklerin kaynağında kullanılmıştır. MIG kaynağında ısı, bağlantı bölgesine torç içerisinden otomatik olarak gönderilen ince çaplı bir tel ve iş parçası arasındaki etkileşimle gerçekleşen ark sayesinde elde edilir. Ark bölgesinin korunması ise torç içerisinden telin etrafından kaynak bölgesine gönderilen koruyucu bir gazla sağlanır. Paslanmaz çeliklerin MIG usulüyle kaynaklanması büyük üstünlük sağlar. Çünkü, erimiş metal ile hava arasındaki reaksiyonlar sebebiyle, kayıplar önlenmektedir. Paslanmaz çeliklerin hemen hemen bütün türleri MIG yöntemi ile kolaylıkla kaynatılabilirler. 303, 416, 416Se, 430 ve 430Se gibi yüksek miktarda kükürt ve selenyum içeren paslanmaz çelikler ile yüksek oranda karbon içeren 440 türü çeliğin kaynatılması oldukça zordur. Paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında, diğer çeliklere nazaran malzemenin ısı iletkenliğinin düşük, ısıl genişlemenin fazla ve ergime sıcaklığının daha düşük olması nedeni ile yumuşak çeliklerden daha düşük akım şiddeti ile çalışır. Paslanmaz çeliklerin kaynağında, çeşitli ark türleri de kullanılabilir, özellikle son yıllarda çarpılmayı azalttığından darbeli akım yöntemi çok geniş çapta uygulanmaktadır (Tülbentçi, 1998).

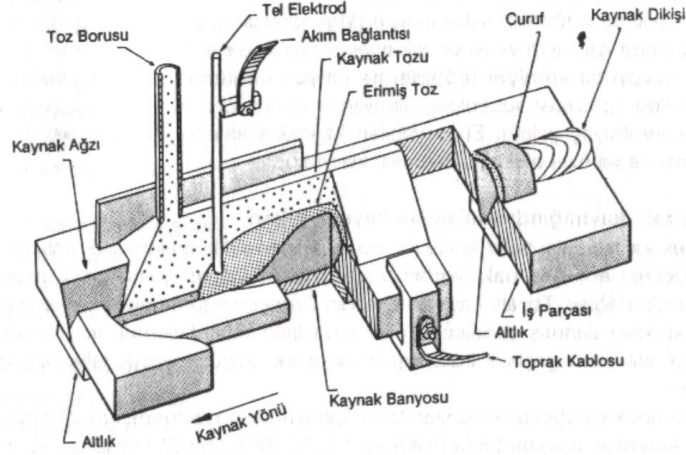


#### **2.1.6.4. Lazer Işın kaynağı**

Lazer ışını ile kaynak, bir ergitme kaynağıdır. Lazer kaynağı, yüksek yoğunluklu optikal bir enerji üreten elektromanyetik ışınlama ve mikro kaynak tekniğidir. Lazer kaynağı, CO<sub>2</sub> (karbondioksit) ve Nd YAG (katı hal lazeri) şeklinde sanayide son yıllarda hızla gelişen bir uygulama alanına sahiptir. Güç yoğunluğu, malzeme kuvvetle buharlaşmadan eriyecek şekilde ayarlanmalıdır. Teorik olarak; ilave metal kullanılmadan kaynak yapıldığı için, parçalar birbirlerine tam olarak yaklaştırılmalıdır. Ağızlar arasındaki açıklığın miktarı, erimiş banyo genişliğinin 0.02 katı kadar olmalıdır. Erimiş banyo genişliği ise 100 µ civarındadır. Birçok açıdan lazer kaynağı, elektron ışını ile yapılan kaynağa benzerdir. Işın parça yüzeyine çarptığında kinetik enerji salınır ve bir kaynak banyosu oluşur. Düşük güç seviyelerinde kaynak banyosu fincan tabağı şeklindedir ve ark kaynağındakine benzerlik gösterir. Elektronik endüstrisindeki nokta kaynağı için özellikle tellerin düz yüzeylere birleştirilmesinde ve kenar birleştirmelerinin sağlanmasında düşük güçte lazerler kullanılmaktadır. 1.5 kW' ın üzerindeki güç seviyelerinde delik oluşumu meydana gelebilir ve kaynaklar elektron ışını ile kaynakta ortaya çıkana benzer karakteristik bir profil oluşturur. Bu tip kaynaklar ticari olarak mevcut olan lazerler ile 10 mm kalınlıklara kadar parçalarda gerçekleştirilebilir. Ancak; 6 mm' nin üzerindeki kalınlıklarda hareket hızı 1 m/dak.' nın altına düşürülür ve bu düşük hızlarda kaynak banyosunda stabilite problemleri ortaya çıkar. Bunu ortadan kaldırmanın bir yolu, çok pasolu kaynak yapmak ve bu amaçla ikinci paso için dolgu metali sağlayan bir tel besleme cihazı kullanmaktır (Eryürek vd., 1995).

#### **2.1.6.5. Tozaltı Kaynağı**

Temel olarak, bir elektrik ark kaynağıdır. Kaynak arkı, otomatik olarak kaynak yerine gelen çıplak bir elektrod ile iş parçası arasında meydana gelir. Aynı zamanda, kaynak yerine devamlı olarak bir toz dökülür ve ark, bu tozun altında yanar. Bu sebepten bu usul, tozaltı ark kaynağı olarak adlandırılmıştır. Şekil 2.17' de prensibi şematik olarak verilen bu usul, 1933 yılından itibaren yayılmaya başlamış ve ikinci dünya savaşından sonra gelişerek endüstride önem kazanmıştır (Anık ve Tülbentçi, 1983).



Şekil 2.17. Tozaltı kaynağının prensibi

Tozaltı kaynağı; otomatik bir kaynak usulü olmanın yanında, yüksek güçlüdür. Bir paso ile 85 mm, iki paso ile 180 mm ve çok paso ile 300 mm kalınlığa kadar parçaların kaynağını yapmak mümkün olmaktadır. Kaynak yapılabilecek en ince sac ise 1.2 mm' dir. Bu usulde, normal el ark kaynağına nazaran elektrod teli daha yüksek bir akım şiddeti ile yüklenebilir. Bu sebepten, derin nüfuziyetli ve geniş banyolu dikişler elde edilir. Meselâ; 4 mm çapındaki bir elektrod el ark kaynağında 150 ile 190 amper arasında akımla kaynak yapılırken, tozaltı ark kaynağında 400 ile 650 amper arasında bir akım ile kaynak yapılabilir.

Tozaltı kaynağının karakteristikleri ve el ile yapılan ark kaynağıyla mukayesesi:

- Kaynak hızı ve kaynak gücü: Tozaltı kaynağında, 200 ilâ 5000 amper akım şiddeti ve 6 ilâ 300 m/saat kaynak hızları kullanılır. Bu değerler, el ile yapılan ark kaynağına göre çok yüksektir.
- Kaynak teli sarfiyatı: Tozaltı kaynağında, eriyen metalin 2/ 3' ünü esas metal ve 1/ 3' ünü ilâve metal oluşturur. Bu sebepten, ilâve metal sarfiyatı oldukça azdır. El ile yapılan ark kaynağında, kaynak teli (ilave metal) kaybı daha çoktur.
- Nüfuziyet: Kaynak ağzı açılmadan, iki paso ile 18 mm ve ağız açarak iki paso ile 140 mm kalınlıktaki parçalar kaynak yapılabilir.
- Sürekli kaynak yapabilme imkanı: Tozaltı kaynağında, kaynak kafası (toz hunisi, tel iletme mekanizması, ayar ve kumanda tertibatı) hızı ayarlanabilen ve sabit tutulabilen bir arabaya monte edildiğinden, devamlı kaynak yapma imkanı vardır. Kalifiye kaynakçı

kullanma zorunluluğu ortadan kalkmaktadır. El kaynağında ise kalifiye elemana ihtiyaç vardır.

- Yüksek kaliteli kaynak dikişinin sağlanması: Kaynak yerinin iyi bir şekilde curufla örtülmesi, yavaş soğumayı temin eder. Bu ise kaynak hatalarının meydana gelme imkanını azaltır.
- Elektrik enerjisi sarfiyatının minimum olması: Kaynak yerinin toz tarafından gayet iyi bir şekilde örtülmesi sebebiyle, elektrik enerjisi kaybı çok azdır. El ile yapılan ark kaynağında ise çevreye ısı ve ışık enerjisi olarak elektrik enerjisi kaybı yüksektir.
- Özel koruyucu emniyet tedbirlerine ihtiyaç olmaması: Tozun kaynak yerini gayet iyi şekilde koruması sebebiyle; ultraviyole ışınlar, gaz ve tozdan korunmak için özel tedbirlere ihtiyaç yoktur. El ile yapılan kaynakta kaynakçının göz ve cildini korumak için maske ve özel elbise kullanması lazımdır (Anık ve Tülbentçi, 1983).

#### **2.1.6.6. Elektron Işını ile Kaynak**

Elektron ışınlarıyla kaynağın geliştirilmesi, 100 mm' den kalın parçaların kolayca kaynatılmasını mümkün kılmıştır. Elektron bombardımanı ile kaynak olarak da bilinen elektron ışını ile kaynağın ilk uygulamaları; roket ve uçak inşası gibi önemli konularda olmuştur. Bu sahalarda kullanılan özel malzemelerin işlenmesi, şimdiye kadar alışılmış usullerle tatmin edici bir şekilde yapılamamış ve parçaların şekillendirilmesinde genellikle zorluklarla karşılaşmıştır. Elektron ışını ile kaynakta gerekli ısı, elektron ışınlarından sağlanmaktadır. Elektron ışını ile temin edilen ısının veya gücün yoğunluğu, klasik kaynak usullerinden yüksektir. Elektron ışınlarının güç yoğunluğu takriben  $10^8 \text{ W/cm}^2$ ' dir. Bu güç yoğunluğu ile tabancadan 1 m uzaklıklara kadar çalışma imkanı ortaya çıkar. Elektron ışınlarının ısı konsantrasyonu, gaz alevi ve elektrik arkındakinden 10.000 misli daha yüksektir.

Derin nüfuziyet sebebiyle altlık kullanılmaz. Fakat; akmayı veya yetersiz birleşmeyi önlemek için, kaynak karakteristikleri çok dikkatli olarak seçilir. Elektron ışınının birleşme yerlerini etkilemeden geçmemesi ve aralığın erimiş hacimle tamamen doldurulabilmesi için, kaynatılacak iki parça arasındaki aralığın 1/100 mm' den fazla olmaması lazımdır. Bu dar tolerans, freze veya taşlama suretiyle ağızların itinalı bir şekilde

hazırlanmasını gerektirir. Diğer kaynak usullerinde, bu kadar dar toleranslara gerek yoktur. Bazı durumlarda metalurjik sebeplerden dolayı, birleştirilecek parçaların arasına mekanik olarak ilave bir tel veya bant yerleştirilir. Araya konan bu ilâve metal elektron ışının tesiriyle esas metal ile beraber eriyerek, aralığın tam olarak doldurulmasını sağlar.

Diğer usullerde olduğu gibi elektron ışını ile kaynakta, kaynak yerinin kimyasal olarak saflığını bozacak hiçbir işlem meydana gelmez. Bu sebepten, kaynak metalinin bileşimi esas metalinkiyle aynıdır ve bir homojenlik sağlanmış olur. Elektron ışınlarının üretimi,  $10^{-4}$  Torr' dan daha küçük bir yüksek vakum gerekir. Vakum olmaması durumunda, elektronlar gaz moleküllerine çarparak hem enerjilerini kaybederler hem de dağılırlar. Bu sebepten, elektron bombardımanı kaynağı vakum içerisinde yapılır.

## **2.2. PLAZMA ARK KAYNAĞI**

### **2.2.1. Plazma Arkının Tarihsel Gelişimi**

Her madde; gaz fazında bulunduğunda türüne, özeliğine ve doğasına bağlı olarak değişen bir sıcaklığa kadar ısıtılınca, moleküllerindeki hareketlenme nedeni ile atomlar dış kabuk elektronlarını yitirerek pozitif yüklü iyonlar haline dönüşürler. Sıcaklık yükseldikçe, iyonlaşma derecesi yani, iyonlanmış atomların toplam sayıya yüzde oranı artar, sıcaklık birkaç on bin derece gibi maddeye bağlı olarak değişen bir eşik değerden sonra, ortamda yalnız pozitif yüklü iyonlar ve negatif yüklü serbest elektronlardan oluşmuş bir karışım bulunur. Elektriksel açıdan nötr ve yüklü parçacıklardan oluşması nedeni ile iletken olan bu karışıma plazma adı verilir. Evrende güneş, yıldızlar, kozmik ışınlar, yıldırım ve elektrik boşalmalarında görülen bu hal, özellikleri bakımından maddenin katı, sıvı ve gaz olarak bilinen üç halinin dışında kaldığından, maddenin sıcaklık ölçeğinde dördüncü hal olarak tanımlanır. Bu tanımlamada açıklandığı gibi her şiddetteki elektrik arkı, plazma oluşturmaktadır. Endüstriyel uygulamalarda kullanılan plazma tanımlaması ile çeşitli teknikler uygulayarak radyal doğrultuda sıkıştırılıp büzülerek enerji yoğunluğu dolayısı ile de sıcaklığı yükseltilmiş elektrik arkı belirtilmektedir. Plazma benzeri cihazlardan, ilk olarak, 1900' lü yılların başlarında demir cevherinin işlenmesi ve yüksek yoğunluklarda ark geliştirilmesi çalışmalarında söz edilmeye başlanmıştır.

Bu konudaki çalışmalar, 1909 yılında Schonherr' in bir gazın dönel hareketinin basıncından yararlanarak arkı dengeleyen bir cihazı geliştirmesiyle başlar. Bu sistemde, içinde ark oluşturulmuş bir tüpe teğetsel bir doğrultuda bir gaz üflenmektedir, bu gazın hareketinin oluşturduğu merkezkaç kuvveti nedeni ile aksel doğrultuda düşük bir basınç yaratılarak, tüpün ekseninde bulunan ark dengelenmiş ve bu sistem sayesinde birkaç metre uzunluklara varan ark oluşturabilmek olanağı doğmuştur. Schonherr' in geliştirdiği bu cihaz, ark üzerine yapılan çalışmalara öncülük etmiştir. Plazmanın bir ısı kaynağı gibi kullanımının ortaya çıkması, 1911' de Mathers' in patenti ile olmuştur. Ark sıcaklığının daha da yükseltilmesi amacıyla yönelik araştırmalar sonucunda, 1922 yılında Gerdien ve Lotz, su yardımı ile arkı dengeleyen bir cihaz geliştirmişlerdir. Bu cihazda tüpün iç cidarında teğetsel olarak hareket eden su, bir uçtan enjekte edilmekte ve diğer uçtan dışarı atılmaktadır. Tüpün içinde iki karbon elektrod arasında oluşturulan ark bu su ile

soğutularak büzüldüğünden Schonherr' in cihazına nazaran daha yüksek bir akım yoğunluğuna ve sıcaklığına ulaşılmıştır. Bu cihaz içinde, arkın tüple bir teması bulunmamakta ve tüp cidarı ile ark arasında, bir su zarfı bulunmaktadır. Bu olay, arkın su ile soğutularak büzülmesi prensibinin temelini oluşturmuştur. Bu cihaz yardımı ile Gardien ve Lotz,  $30.000 \text{ A/cm}^2$  lik bir akım yoğunluğuna erişebilmişlerdir. Daha sonra bu konu üzerine çalışan Burnhorn, Meacker ve Peters aynı prensipten hareket ederek ark eksenin de  $50.000 \text{ K}$  lik bir sıcaklık oluşturmuşlardır. Ancak; Gardien ve Lotz' un yönteminin geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmalar sırasında araştırmacılar, gaz memesi ve tungsten elektrod arasındaki aralığın daraltılması sonucunda soy gazın hızının artmasının ark sıcaklığını yükselttiğini fark ettiler. Bu yüksek sıcaklıktaki arkın ısıttığı hızlı soy gaz akımının, parça üzerine doğru yönlendirildiğinde metali kestiği görüldü. 1953' de Dr. Robert Gage, refrakter malzemelerin ark yardımıyla eritilmesi üzerine yaptığı çalışmalarda, normal bir gaz alevi ile uzun bir elektrik arkı arasındaki benzerliğe dikkatleri çekti. Arkın hız ve ısı yoğunluğunun kontrolü üzerine yapılan bu çalışmalar, ilk modern plazma ark torcunun gelişmesine olanak sağladı. İlk endüstriyel plazma arkı ile kesme torcu, 1957 yılında Linde tarafından tanıtıldı. Aynı yıl Dr. Robert Gage (Union Carbide), yöntemin patentini aldı (U.S. Patent No. 2,806,124; Kaluç ve Taban, 2004).

Bu cihaz prensip olarak, bir TIG kaynak torcunu andırmaktaydı; buradaki fark, elektrod torcun memesinden daha geride bulunmakta ve ark nozuldaki çok küçük çaptaki delikten geçerken büzülmekteydi. TIG kaynağı için kullanılan alışılmış tesisata, arkın başlatılmasını sağlayacak bir pilot ark devresi ile bir plazma gazı donanımı eklenmişti. Bu tür kesme torcu 1970' lere kadar patenti nedeni ile Dr. Gage' nin tekelinde kaldı. Dr. Gage' nin buluşunu takip eden yıllarda plazma arkının yüzey işleme ve kaynakta kullanılabilirliği üzerine çalışmalar yapılırken (1961-1963) kesilen kenarların kalitesinin geliştirilmesi, torç kullanım ömrünün uzatılması, kesme hızının yükseltilmesi konusunda yoğun araştırmalar yapıldı. 1960' lı yılların ortalarında Titan III-C roketi imali, doğru kutuplama plazma ark kaynağının A.B.D.' de en önemli uygulamalarından biri olmuştur. Önceleri TIG ile kaynatılmış olan kısımlarda, Linde plazma cihazları kullanılarak kaynak süresi yarı yarıya azaltılmıştır. 1962' de Thermal Dynamics Corp., James Browning' in patenti altında geliştirdiği çift gazlı ve ters kutuplamalı plazma ark yöntemini alüminyumun kaynağına uyguladı. Kaynak bölgesini koruma görevini yapan bu ikinci gaz, aynı zamanda plazma nozulunun soğutulma görevini de üstlenmişti. Bunun yanısıra, dip kısmı olmayan bir fincan biçimindeki koruyucu gaz nozulu, plazma nozulunu

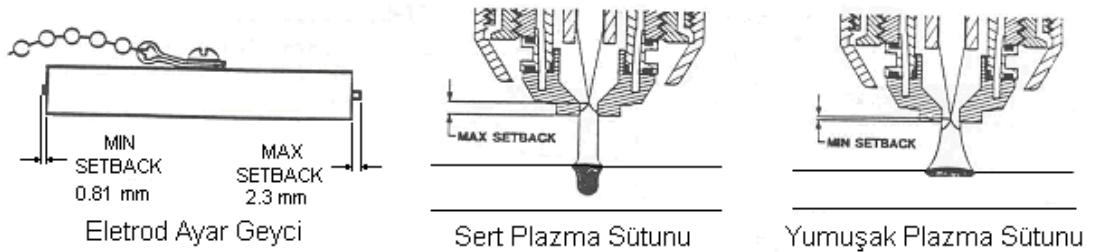
çevreleyerek bunun iş parçası ile kısa devre yaparak ikincil ark oluşturma tehlikesini de ortadan kaldırdı. Bu buluş, kesilen yüzeylerin kalitesinin ve kesme hızının yükselmesine olanak sağladı. Sciaky, 1967' de değişken kutuplamalı kare dalgalı TIG kaynak akım üreteçlerini piyasaya sundu. Bu iki olay, plazma yöntemlerinin gelişmesine büyük katkılarda bulundu. 1960' ların sonuna doğru Boeing, bu iki önemli buluşu, değişken kutuplamalı akım üreticini plazma anahtar deliği tekniği ile birleştirerek değişken kutuplamalı plazma ark kaynak yöntemini geliştirdi. Koruyucu gazın plazma nozulunu soğutarak kesme kalitesini ve kullanım ömrünü artırması araştırmacıları plazma nozulunun daha iyi soğutulması için koruyucu gaz yerine suyun kullanılabilirliği konusunda çalışmalara yönlendirdi. 1968 yılında Hypertherm firmasından Richard Couch, su enjeksiyon sistemli bir plazma kesme torcunun patentini aldı. Burada, su torca radyal olarak enjekte edilerek daha iyi bir plazma nozulu soğutulması ve daha yüksek bir kesme hızı elde edildi. Değişken kutuplamalı plazma ark kaynağının parlak bir gelecek göstermesi üzerine Boeing, Hobart' a çok tatminkar sonuçlar veren bir akım üretici geliştirerek üretimini sağladı (Kaluç vd., 2004).

1978' de NASA' nın büyük gelişmeler gösteren bu önemli yöntemi inceleyerek, uzay mekiğinin alüminyum kısımlarının kaynağında uygulanabilirliğini ve TIG yönteminin yerinin alabileceğini açıklaması üzerine yöntem, ticari olarak büyük bir başarı kazandı. Yöntemin farklı kalınlıklara uygulanması halinde, parametrelerin uyum programları geliştirildi ve bu şekilde değişken kutuplamalı plazma ark kaynağı uzay programlarında önemli bir role sahip oldu. İlk uygulama yıllarında kararlı plazma arkı ancak, 500 A akım şiddetlerinde elde edilebildiğinden yöntem, sadece mekanize sistemler yardımıyla kullanılabilirken 1979' lara doğru 0.1 A akım şiddetlerinde dahi kararlı bir ark oluşturabilen mikro-plazma yöntemi gibi sistemlerin geliştirilmesi plazma el torçlarının yaygınlaşmasını sağladı. Endüstri, plazma ark ile kesme yöntemine çok çabuk alıştı ve sağladığı üstünlüklerden ötürü yoğun bir biçimde kullanmaya başladı. Günümüzde, kesme kalitesi çok daha geliştirilmiş olan plazma ark kesme yöntemleri gene son yıllarda uygulama alanına girmiş olan lazerle kesme yöntemi ile yarışmaktadır (Karadeniz, 1990).

## 2.2.2. Plazma Tekniğinde Başlıca Ayar Parametreleri

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

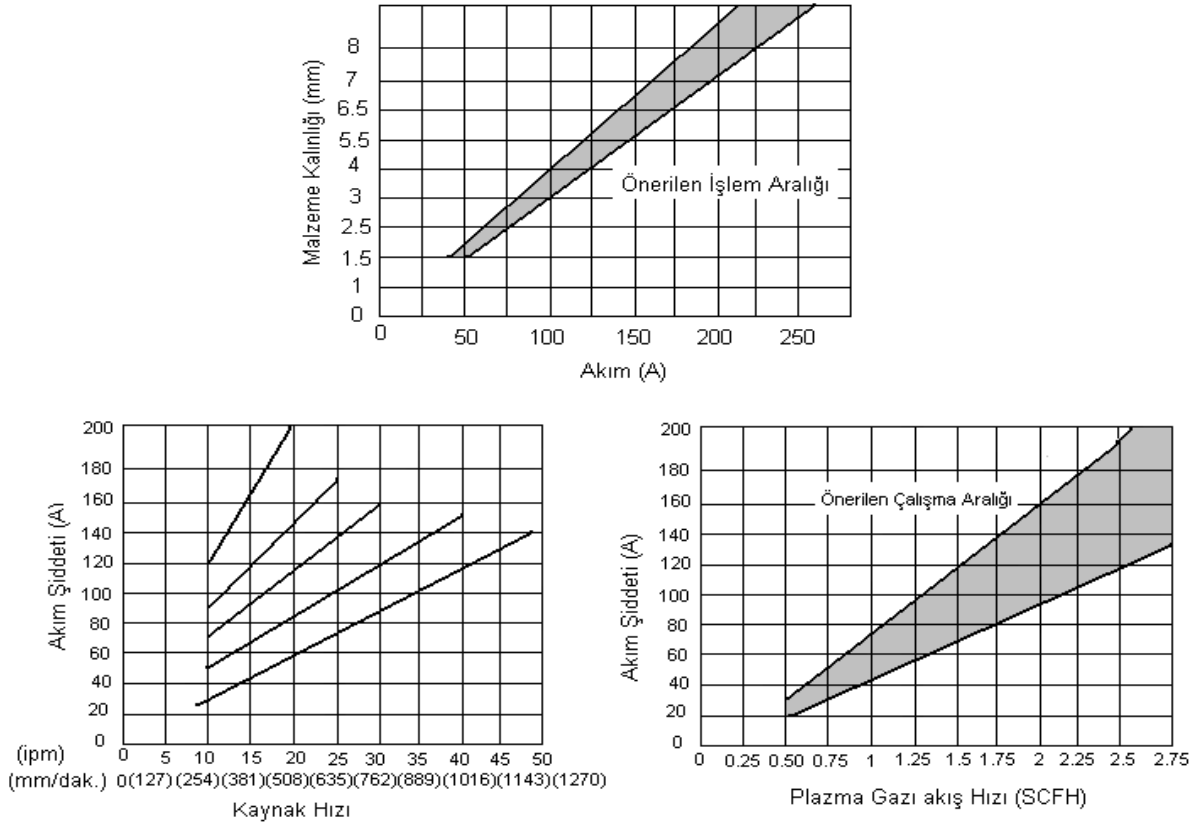
Plazma gazının debisi arttırıldığında, türbülans oluşur ve erimiş metal ortamdaki uzaklaştırılır. Bu sayede yüksek enerji yoğunluğu, yüksek debi ve küçük iç nozul çapı kullanılarak kesme işlemi yapılır. Erimiş metalin uzaklaştırılmaması için kaynak işleminde düşük debi gereklidir. Bu yöntemde, doğru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



Şekil 2.18. Elektrodun uç kısmının nozula göre ayarlanması

Malzeme kalınlığına bağlı olarak akım şiddeti, akım şiddetine göre kaynak hızı ve akım şiddetine göre plazma gazı akış hızı gibi parametreler Şekil 2.19 'da görülmektedir.





**Şekil 2.19.** Malzeme kalınlığına bağlı olarak akım şiddetinin belirlenmesi

Plazma ile birleştirme kaynağında başlıca kaynak parametreleri Tablo 2.10' da verilmiştir.

**Tablo 2.10.** Plazma ile birleştirme kaynağında başlıca kaynak parametreleri (Anık vd., 1993).

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

### 2.2.2.1. Elektrod

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

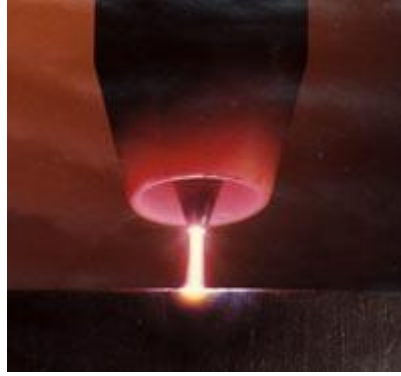
Kullanılan kutuplama türüne bağlı olarak, elektrodların ve memelerin biçimleri de değişir. DAEN kutuplama durumunda, konik uçlu sivri elektrodlar kullanılır. Konik elektrodlar, torç üreticisine bağlı olarak 20-60 °C' lerde koni açısına sahip olarak farklı çaplarda üretilirler. DAEP kutuplama ve kare dalgalı alternatif akım ile kaynakta, küresel ya da düz uçlu elektrodlar tercih edilir. Önerilen elektrod biçimi elektrodun ucunun aşırı ısınmasını önlemek ve daha fazla akım yüklenebilme kapasitesi sağlamak amacı ile hazırlanır. Elektrodların aşınma durumlarında, tekrar hazırlanmalarında bu amaç için özel olarak tasarlanmış taşlama cihazlarının kullanılması gerekir. Taşlama, tam ölçüsünde yeni bir elektrodun hazırlanması için yapılmalıdır (Kaluç ve Taban, 2004). Şekil 2.20' de elektrod bağlantısının şematik görünümü görülmektedir.



Şekil 2.20. Elektrod bağlantısının şematik görünümü

### 2.2.2.2. Gaz Nozulu

Plazma ark kaynağı nozulları, bakırdan üretilmiştir. Ömrü başlangıçta ark oluşum sayısı ile etkilenmesinin yanı sıra, elektrod ucunun merkezlenmesiyle de sınırlıdır. Nozul deliğinin çapına bağlı olarak, doğru akım kullanılması da çok önemlidir (tersi durumda çift ark oluşacak ve nozulun hasarına neden olacaktır). Soğutma işlemi de, nozul ömrü üzerinde etkilidir. Negatif kutba; bağlanan elektrodlu üfleçler, uzun yıllardır kullanılmakta ve çok yüksek performans göstermektedir. Pozitif kutba bağlanarak da kaynak yapılabilme özelliğine sahip (elektrodun yüklenmesi 8 kat daha fazla) üfleçler, sadece birkaç firma tarafından imal edilmektedir. Elle kaynak üfleçleri TIG / WIG üfleçlerine benzer. Eğik bir üfleç kafası ve tutma sapından oluşur. Plazma üfleçleri, TIG / WIG üfleçlerine göre, daha büyük çaplıdır (Kaluç ve Taban, 2004). Şekil 2.21' de plazma ark kaynak nozulu görülmektedir.



Şekil 2.21. Plazma ark kaynak nozulu (URL-7, www.pro-fusiononline.com, 2009).

### 2.2.2.3. Plazma ve Koruyucu Gazlar

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

Koruyucu gaz olarak; argon, argon (% 95) / hidrojen (% 5), helyum ve helyum (% 75) / argon (% 25) gaz ve gaz karışımları kullanılır. Plazma ark kaynağında

kullanılacak gazın seçimi, kaynak edilecek malzemeye bağlıdır. Özellikle, plazma gazının asal (soy) karakterde olması gereklidir, aksi takdirde tungsten elektrodun çabuk tükenmesi problemi ile karşılaşılır. Koruyucu gazlarda genellikle soy gaz olmaktadır. Aktif koruyucu gazlar, kaynak metali özelliklerine ters etkide bulduklarından kullanılamazlar. Birçok plazma ark kaynağı uygulamalarında genellikle, koruyucu gaz ile plazma gazı aynıdır. Plazma ark kaynağında elektrodu çevreleyen memenin çapına ve kullanılan akım şiddetine bağlı olarak gereken gaz akış debileri Tablo 2.11’ de verilmiştir. Gaz karışımı % 95 Argon + % 5 H<sub>2</sub> karışımıdır (Kaluç ve Taban, 2004).

**Tablo 2.11.** Plazma ark kaynağında gaz akış debileri (Kaluç ve Taban, 2004).

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

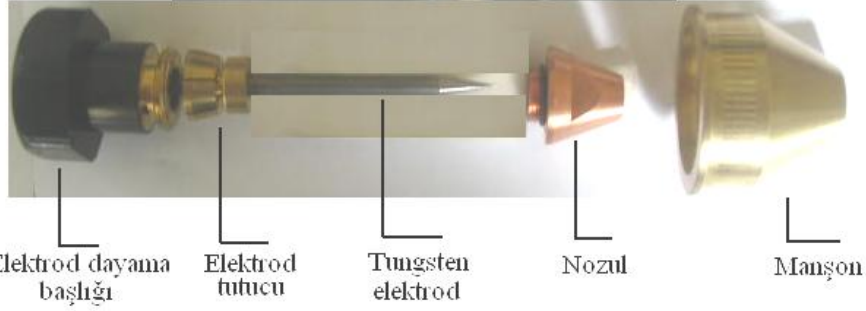
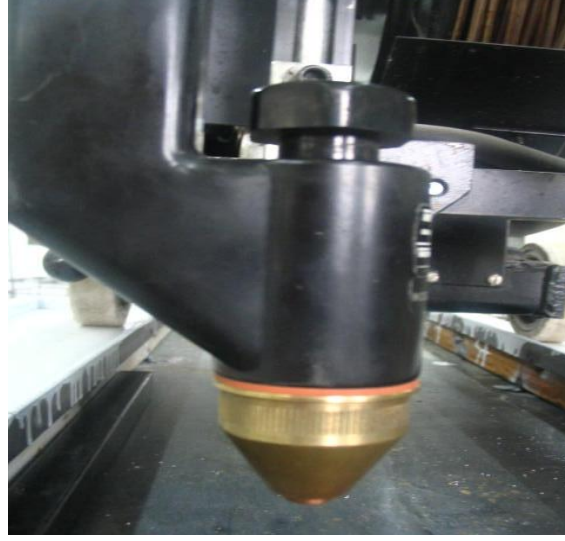
Plazma ark kaynağında, plazma gazı olarak genelde argon kullanılır. Helyumun kullanıldığı uygulamalarda arkta daha yüksek sıcaklıklar elde edilmesine karşın, torç elemanlarının aşınarak tükenmesi daha fazladır. Bu durum da çok önemlidir, çünkü; sürekli olarak yedek parça gerekeceğinden bunların sağlanması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

#### 2.2.2.4. Plazma Ark Kaynak Torçları

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

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

Mekanize kaynak uygulamaları için geliştirilen plazma ark kaynak torçları, 50 ile 500 A akım şiddetlerinde kullanılacak şekilde hem doğru akım ters kutuplama, hem de doğru akım doğru kutuplama veya kare dalgalı değişen kutuplamalı alternatif akımda kullanıma uygun olarak üretilirler. Torçların soğutulması oldukça önemli bir konudur, çünkü; bu yöntemde oluşan ark, çok sıcak olduğundan iyi bir soğutma hem tungsten elektrodun, hem de meme ve koruyucu gaz nozullarının ömrü üzerinde etkilidir. Torç içindeki geçişlerin dar olması, üreticinin etkin soğutma sistemi tasarlamasını gerektirir. Şekil 2.22' de plazma ark kaynak torcu görülmektedir.



**Şekil 2.22.** Plazma ark kaynak torcu

#### **2.2.2.5. Plazma Ark Kaynağında Kullanılan Teller**

İnce sacların dışında, plazma ark kaynağında tıpkı TIG yönteminde olduğu gibi kaynak ağzının doldurulmasında ek kaynak metali olarak, dolu tel elektrodlar kullanılabilir ve el ile kaynakta, kaynak bölgesine kaynakçı tarafından veya otomatik kaynakta bir kangaldan sağılarak tel sürme tertibatı yardımı ile kaynak bölgesine beslenir. Tel seçimi aynen TIG kaynağında olduğu gibi esas metalin bileşimine ve uygulanacak işlemin

amacına göre değişir. Kaynak telleri, metal ve alaşımlarına göre çeşitli Avrupa standartlarında örneğin; sade karbonlu ve az alaşımlı çelikler için EN 440 ve EN 1668' de, yüksek mukavemetli çelikler için EN 12534' de, paslanmaz ve sıcaklığa dirençli çelikler için EN 12072' de, alüminyum ve alüminyum alaşımları için PREN ISO 18273' de, nikel ve nikel alaşımları için PREN ISO 18274' de sınıflandırılmışlardır. Ayrıca, AWS A5.XX serisi standartlarda da sınıflandırılan bu teller çubuk ya da kangala sarılmış olarak pazara sunulurlar (Kaluç ve Taban, 2004).

#### **2.2.2.6. Plazma Ark Kaynağında Birleştirme Türleri ve Kaynak Ağız Tasarımı**

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

#### **2.2.2.7. Plazma Ark Kaynak Makinası**

Şekil 2.23' de görüldüğü gibi plazma sisteminin çalışması için, ayrıca bir plazma torcuna, direkt güç kaynağına, soğutucu sıvıya ve ayrıca gaz akışına ihtiyaç vardır. Güç kaynağı, kaynak işlemi için gerekli olan DC akımı sağlar. Ayarlanabilir volt / amper ve gerektiğinde uzaktan kumanda edilebilir kontaktre sahiptir. Soğutma sistemi, 345-860 kPa arası bir basınçla kapalı devre soğutma işlemi sağlar. Özel soğutma sıvısının

kullanılması tavsiye edilir. Kaynak konsolu, pilot arkın oluşumu, plazma gazı (0.1-3.2 lt/dak.) ve koruyucu gazın (1-20 lt/dak.) ayarlanmasını sağlar. Ayrıca, uzaktan kumanda veya konsoldan kaynağın başlatılıp, durdurma seçeneklerini de sağlar. Plazma ark kaynak yönteminde, genellikle TIG yönteminde olduğu gibi düşen tür volt-amper karakteristikli doğru akım veren kaynak akım üreteçleri kullanılır. Bunlar 0.1 A' den 400 A' e kadar akım şiddetleri verecek şekilde % 60' dan % 100 devrede kalma oranlarında üretilirler. Plazma ark kaynağında, ergimeyen tungsten elektrod torç içinde memenin gerisinde durmaktadır ve bu yöntemde, TIG yönteminde olduğu gibi elektrodu dokundurarak veya yüksek frekans sargısı üzerinden ark başlatması yoktur. Bu nedenle, arkın başlatılması bir pilot ark yardımıyla gerçekleştirilir, bu da ünite içerisine yerleştirilen yardımcı bir küçük akım üretici ile sağlanır. Pilot arkı başlatmak için yardımcı üreteç 5 A' e ayarlanır. Düşük akımlı plazma ark kaynaklarında pilot ark oluşturulan kaynak arkıyla desteklenir ve 10 A' in üzerindeki bir değere çıkıldığında, pilot ark söner. Plazma ark kaynağında, argon veya % 7' ye kadar hidrojen içeren argon-hidrojen gaz karışımlarının kullanılması durumunda redresör türü akım üreteçlerinin boşa çalışma gerilimleri 65-80 V arasında olmalıdır, ancak; helyum ya da % 7' den daha fazla argon-hidrojen gaz karışımları kullanılması durumunda arkın başlayabilmesi için, daha yüksek boşa çalışma gerilimine gereksinim duyulmaktadır. Bu da, ancak; iki kaynak redresörünün seri bağlanması ile gerçekleştirilebilir. Bazı plazma ark kaynağı uygulamalarında darbeli akıma gereksinim duyulur, bu açıdan aynen TIG kaynağında olduğu gibi darbe jeneratörlü kaynak akım üreteçleri kullanılır.

Alüminyum ve alaşımlarının plazma ark kaynağı, kare akımlı değişen kutuplamalı alternatif akım veren kaynak akım üreteçleri ile gerçekleştirilir. Bu tür kaynak makinelerinde, elektrod ve iş parçasının kutuplanması belirli bir frekansta değişir, bu olay özellikle refrakter alüminyum oksit filminin kırılmasını sağlayarak, kaynağın problemsiz ve daha kaliteli yapılmasını sağlar (Kaluç ve Taban, 2004). Plazma kaynağı çalıştırma kumandaları genel görünümü Şekil 2.23' de görülmektedir.





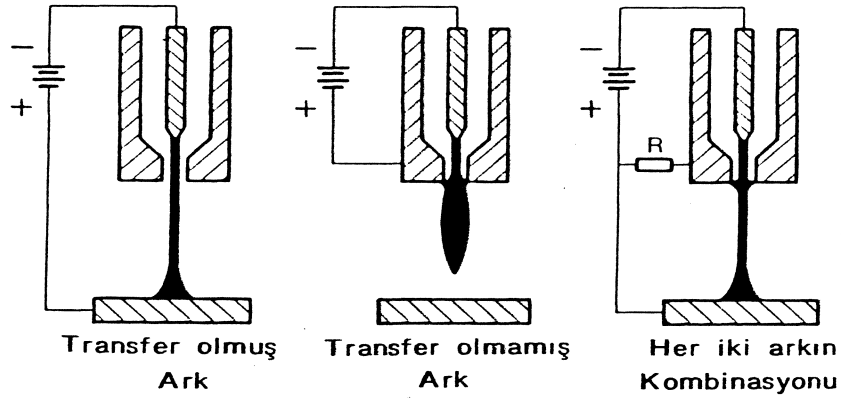
Şekil 2.23. Kaynak donanımının kısımları

### 2.2.2.8. Plazma Arkının Oluşturulması

Standart bir plazma ark torcu, ucunda küçük bir deliği bulunan meme ile bu memenin merkezindeki ergimeyen tungsten bir elektrodta oluşmaktadır. Plazma gazı, bu iç içe geçmiş dairesel meme ile elektrod arasından geçerek dışarıya çıkar. Elektrod ile meme veya iş parçası arasında ark sütunu oluştuktan sonra, basınçlı plazma jetinin oluşturulması için iyonize olan gaz delikten dışarı püskürtülür. Ark sütununun dış yüzeyi soğutulduğundan sütun yoğunlaşmış olur, dolayısı ile içe doğru büzülür. Böylece, büzülmüş sütun içinde sıcaklık birdenbire 10000-30000 K arasında bir sıcaklık derecesine yükselir. Dairesel alandan geçen gaz, yüksek bir iyonlaşma düzeyine ve göreceli olarak yüksek bir enerjiye sahip olup; bu enerji, kaynak ve diğer işlemlerde iş parçasının tavlansında kullanılır.

Uygulamada plazma arkı, çeşitli yollarla oluşturulabilir. Elektrik devresi tungsten elektrod ile iş parçası arasında tamamlanarak ark akımı, iş parçası üzerinden akar. Bu transfer olmuş ark veya direkt ark olarak adlandırılır. Elektrik devresi, meme ve tungsten elektrod arasında tamamlanırsa ark elektrodla, su ile soğutulan bakır meme arasında yanar ve memeden bir gaz akımı ile zorlanarak sürülür. Transfer olmamış ark veya endirekt ark olarak adlandırılan bu düzenlemede iş parçası, ark devresi içinde değildir. Her iki arkın kombinasyonunu kullanan bir diğer yöntem daha vardır, bu da en çok metal tozu püskürtme uygulamalarında kullanılır.

Plazma arkı memeden dışarı çıktığında, biraz daha küçük parlak bir nüveye sahiptir. Nüvenin çevresi, daha az parlak kılıfla sarılmıştır. Nüve uzunluğu, 2-3 mm' den 40-50 mm' ye kadar değişir. Bu değişim, meme ve tünelin boyutlarına, plazma oluşturan gazın bileşim ve debisine, akım şiddetine, ark uzunluğuna bağlıdır. İş parçası üzerindeki mekanik ve ısı yükün dağılımı için uygun biçimlendirilmiş memeler kullanılarak, plazma arkı şekillendirilir. Şekil 2.24' de plazma arkı oluşturma yöntemleri görülmektedir.



Şekil 2.24. Plazma arkı oluşturma yöntemleri (Kaluç, 2004).

### 2.2.2.8.1. Elektrod (-) Kutupta

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

### 2.2.2.8.2. Elektrod (+) kutupta

Yüksek sıcaklıkta eriyen oksitlere sahip (Al ve Al alaşımları) malzemelerin kaynağında, elektrod pozitif kutba bağlanmalıdır. Yüksek hızlı iyonlar, sac yüzeyine çarpar ve oksit tabakasını parçalar. Kaynak işlemi, ancak; bu tabakanın parçalanmasından sonra yapılabilir. Esas arkın tutuşması, yüksek frekans impulsları yardımıyla doğrudan doğruya elektrotdan parçaya doğru meydana gelir. Negatif kutuplamalı kaynağa göre, pozitif kutuplamada tutuşma biraz daha güç oluşur. Bu zorluk, dış koruyucu gazın cinsine göre

değişir. Argon-iyi, helyum-kötü, makina tarafından hareket ettirilen üfleçte, bu nedenle; daha çok argonla tutuşturma yapılır ve arkın yanmasından sonra helyuma geçilir (Anık vd., 1993).

### **2.2.2.8.3. Plazma Arkı ile TIG Arkı Arasındaki Fark**

Bir TIG / WIG arkı, ergimeyen bir tungsten elektrod ile parça arasında serbestçe yanar. Nüfuziyet, kaynak banyosunu örtmek üzere kullanılan gaza bağlı olarak değişir. Burada en önemli faktör, gazın iletkenliğidir. He, Ar' a göre 1000-10.000 K sıcaklık aralığında 5, 10 kat daha yüksek bir ısıl iletkenliğe sahiptir. Isıl iletkenliği yüksek olan gaz (helyum), arkta oluşan enerjinin daha büyük bir kısmını çevreye ısı olarak yayar. Bir gaz içinde, ancak; bu gazın iyonize olması halinde akım taşınabilir. Bu teknikte, termik bir plazma söz konusu olup, yüksek sıcaklıkta iletken hale gelir. Yüksek sıcaklığa sahip bir ark çekirdeği oluşur. Sıcaklık dışarıya doğru radyal yönde düşer. Bu sıcaklık düşüşü, kullanılan gaza bağlı olarak değişir. Isıyı iyi ileten bir gazda, bu değer düşüktür. Kötü ileten bir gazda ise daha kuvvetli bir sıcaklık düşmesi oluşur. TIG / WIG arkındaki düşüşü ve tipik nüfuziyet formu ile karşılaştırılırsa, her ikisinin de benzer biçimde olduğu görülür. Plazma arkından, ark çekirdeğinden dışarıya doğru olan sıcaklık düşüşü, su ile soğutulan bakır meme ile çok kuvvetlendirilmiştir. Örneğin; 3 mm' lik bir plazma meme çapında, ark merkezindeki yaklaşık 20.000 K iken, radyal olarak 1.5 m.T dışarıda, bu sıcaklık yaklaşık 1300 K' e düşer. Meme borusu üzerindeki sıcaklık daha yüksek olsaydı, bakır meme erirdi (Anık vd., 1993).

### **2.2.3. Plazma Yöntemlerinin Sınıflandırılması**

Plazma ark kaynak yöntemi, üretim kaynağı olarak uzay endüstrisi, havacılık ve nükleer endüstrilerde çok yaygın kullanıma girmiştir. Özellikle, dikiş kalitesi ve güvenilirliği ve ekonomiklik açısından kabul edilen bir yöntemdir. TIG yöntemi ile kaynak edilebilen tüm metal ve alaşımları, plazma ark kaynağı ile de güvenilir bir biçimde kaynak edilirler (Kaluç ve Taban, 2004).

Plazma ark kaynağı, çok yüksek bir sıcaklığa ısıtılarak iyonize olmuş ve elektrik iletkenliği kazanmış bir gaz (plazma gazı) sayesinde, elektrik arkının tungsten elektrodun ucundan parçaya transfer edildiği ve böylece, arkın oluşturulduğu bir koruyucu ark kaynak yöntemidir. Arkın meydana getirdiği ısı, malzemeyi ergitmektedir.

Plazma yöntemleri plazma ile kesme, plazma ile püskürtme ve plazma ile kaynak olarak gruplandırılır. Plazma yöntemlerinin sınıflandırılması Tablo 2.12’ de görülmektedir.

**Tablo 2.12.** Plazma yöntemlerinin sınıflandırılması (Anık vd., 1993).

<b>Birleştirme</b>	<b>Doldurma</b>	<b>Kesme</b>
Mikro plazma kaynağı	Plazma toz doldurma kaynağı	Ar, H <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> plazma kesme
Plazma kaynağı	Plazma sıcak tel dold. kaynağı	Havalı plazma ile kesme
Akış delikli plazma kaynağı	Plazma MIG doldurma kaynağı	Su altında plazma ile kesme
Plazma kutup kaynağı	Plazma püskürtme	
Alternatif akımla plazma kaynağı		
Plazma MIG kaynağı		

### 2.2.3.1. Plazma Arkı ile Kesme

Günümüzde plazma arkı, metallerin kesilmesinde geniş uygulama alanı bulmaktadır. Oksijen ve tozaltı oksijen yöntemleriyle kesilemeyen seramikler, alüminyum, bakır ve alaşımları, paslanmaz çelikler v.b. malzemelerin kesilmesinde tercih edilmektedir. Transfer olmamış plazma arkı, dielektrik malzemelerin ve ince sacların kesilmesinde kullanılır. Transfer olmuş plazma arkı, alüminyum ve alaşımlarınının 120 mm ve daha yukarı kalınlıklarının kesilmesinde kullanılır. Plazma arkı ile istif, halindeki levhalar da kolaylıkla kesilebilir. Plazma arkı ile metallerin su altında kesme işlemleri de yapılabilmektedir. Bu amaçla, özel su altı kesme torçları geliştirilmiştir. Bunlar, özellikle nükleer reaktörlerin su içinde kalan taşıyıcılarının tamir ve bakım işlemlerinde kullanılmaktadır. Denemeler sonucunda, plazma arkınının 370 m’ ye varan derinliklerde rahatlıkla kullanılabileceği görülmüştür. Plazma ile kesme işlemlerinde, ark negatif kutba bağlı ergimeyen elektrod ile pozitif kutba bağlı büzülmeyi sağlayan ve yoğun bir biçimde soğutulan plazma nozulu ve iş parçası arasında oluşur. Akım devresinde elektrod ve nozul arasında yüksek frekanslı bir pilot ark yanar (Karadeniz, 1990).

Çok düşük enerjiye sahip bu pilot ark, etkin bir biçimde soğutulan bir direnç

üzerinden esas akım üreticisine bağlanabildiği gibi bir ikinci yardımcı akım üretici vasıtası ile de oluşturulabilir. Pilot ark, torcun içindeki elektrod ile iş parçası yüzeyi arasındaki gaz sütununu iyonize ederek arkın başlamasına yardımcı olur. Torç iş parçasına yaklaştırıldığında pilot ark iş parçasına değeri değmez, esas kesme arkı hemen devreye girer. Bu yöntem ile arkın oluşturulması % 100 emniyetlidir. Günümüzde plazma ark ile kesme için, farklı plazma ark sistemleri geliştirilmiştir. İlk geliştirilen ve yaygın kullanılan, gaz plazma ark sistemidir. Bu yöntemde en çok Ar + H<sub>2</sub> karışımı plazma gazı olarak kullanılması, zararlı azot oksitlerin oluşması nedeniyle el ile kesme torçlarında tercih edilmez. Gaz plazma ark yönteminde kullanılmak üzere, ikincil gaz akışlı torçlar da geliştirilmiştir. Burada ayrı bir koruyucu gaz nozulu, torca eklenmiştir. CO<sub>2</sub> veya hava, ikincil gaz olarak hem soğutma hem de arkı konsantre etmek amacı ile kullanılır. Havanın plazma gazı olarak kullanıldığı plazma ark sistemi, el ile kesmede çok kullanılır. Gaz fiyatının düşük olması en büyük avantajıdır. Elektrod ve nozul tüketiminin çok olması ve kaynakta kullanıldığında gözenek oluşturma tehlikesi dezavantajdır.

Oksijenin plazma gazı olarak kullanıldığı durumlarda, gözenek problemi yoktur. Yüksek kesme hızları, çok az açısal sapmalı kesme kenarları ve az alaşımlı çeliklerde curufsuz kesmeler diğer avantajlarıdır. Ancak, kullanılan elektrodun (hafniyum veya zirkonyum) tükenme hızı çok yüksektir. Azotun plazma gazı olarak kullanıldığı ve suyun nozuldaki bir kanaldan basınçlı olarak enjekte edildiği su enjeksiyonlu plazma ark yöntemi, kesme kenarlarının daha kalite olmasını sağlar. Bu yöntemin son geliştirilmiş türünde, su yerine oksijen enjekte edilmektedir. Böylece, kesme hızları daha yüksektir. Oksijen enjeksiyonlu plazma özellikle, yüksek alaşımlı çelikler gibi çatlama eğilimli malzemelerin veya çok kalın parçaların kesilmesinde kullanılır. Plazma arkı ile kesmede en çok kullanılan gaz Ar + H<sub>2</sub> karışımıdır. % 10' a kadar H<sub>2</sub> içeren Ar + H<sub>2</sub> karışım gazı karbonlu çeliklerin, % 5-35 H<sub>2</sub> içeren gazlar ise demir dışı metallerin kesilmesinde kullanılır. Bu gaz karışımları, saf azottan iki veya üç kat daha pahalı olmalarına karşın kesme kalitesi açısından daha yüksek verimlidirler. Argon + azot karışımları çok ince sacların kesilmesinde özellikle titanyum, zirkonyum veya diğer reaktif metallerin kesilmesinde tercih edilir.

Argon + Hidrojen + Azot içeren üçlü karışım gazlar nadiren kullanılır. Buradaki amaç, her üç gazın üstünlüklerinden faydalanmaktır. Plazma arkı ile kesmede Ar, H<sub>2</sub> veya N<sub>2</sub> kullanıldığı durumlarda tungsten veya % 2 toryum alaşımlı, tungsten elektrodlar kullanılır. Oksijen veya hava kullanılıyorsa, hafniyum veya zirkonyum içeren elektrodlar

tercih edilir. Çünkü; oksijen yüksek sıcaklıklarda tungsten elektroda çok zarar verir. Plazma arkı ile kesmede kullanılan akım üreteçleri, TIG kaynağındaki gibi düşen volt-amper karakteristiğine sahiptirler. Genellikle el ile kesmede 30-120 A ve 300 V veya daha az boşta çalışma gerilimi veren akım üreteçleri kullanılır. Otomatik kesme makineleri ise daha yüksek güçlü olarak üretilirler. Güç kaynakları 250, 350, 400, 500 ve 600 A kapasitelerinde üretilirler (Karadeniz, 1990).

### **2.2.3.2. Plazma ile Püskürtmenin Esası**

Plazma püskürtme, 1960' lı yılların ortasından bu yana endüstriyel uygulamalarda kullanılan bir yöntemdir ve modern endüstri tarafından ihtiyaç duyulan yüksek performanslı yüzeylerin üretimi için faydalanılan en önemli teknolojilerden birisidir. Isıl püskürtme yöntemlerinden bir tanesi olan plazma püskürtme yöntemi, alevle püskürtme yönteminin daha geliştirilmiş bir şeklidir. İkinci dünya savaşından sonra, ark püskürtme yönteminde hızlı bir gelişme kaydedilmiştir. 1945 yılından itibaren Polonya, Slovakya ve Rusya' da püskürtme ile kaplama yöntemlerindeki gelişmeler devam etmiştir. Plazma püskürtme yöntemi diğer temel püskürtme yöntemleri ile karşılaştırıldığında, oldukça esnek ve çok çeşitli kaplama malzemelerinin kullanıldığı bir yöntemdir. Plazma püskürtme yönteminin yüksek sıcaklıkları sıvı bölgesine yakın aralıklarda çalışma olanağı sağlamaktadır. Yüksek frekanslı bir kıvılcımla elde edilen elektrik arkı, plazma püskürtme yönteminin enerji kaynağını oluşturur. DC plazma tabancalarında ark, bir lüle içerisindeki silindirik tungsten bir katodla, buna dik bir bakır bir anot arasında oluşturulur. Bu lülelerde argon, helyum, azot gazları veya bu gazların karışımları kullanılmaktadır. Bu gazlar ark üzerinden geçtiğinde, katodik kaynaktan gelen elektronlarla gaz molekülleri ve/veya atomları arasında reaksiyonlar başlar ve sonuçta, gaz iyonize olarak bir plazma oluşturur. Ark üzerinden geçerek ısıtılmış olan gazlar dik veya yatay yönde genişler lüle çıkışına doğru hızlanır. Bunu atom ve moleküllerin ekzotermik reaksiyonu takip eder. Oluşan ısı ve radyasyon nedeniyle merkez bölgesindeki sıcaklık 10000 K' e kadar ve hatta bu sınırın üzerine çıkabilir. Plazmanın enerji içeriği ve sıcaklığı, büyük oranda kullanılan gaz ya da karışımlarının fiziksel özelliklerine bağlıdır. Kullanılan toz kaplama malzemesi bir taşıyıcı gaz ile akışkan hale getirilir ve yüksek enerjili plazma jetinin içerisine enjekte edilir. Enjeksiyon noktası, plazma yakıcısının tasarımına bağlıdır. İçeride ya da dışarıda yer alan

toz kanalları plazma jet eksenine göre çeşitli açılarda yerleştirilebilir. Partikül hızları işlem tasarımına, plazma gazlarına ve kaplama malzemesine göre 300-700 m/s arasında değişmektedir. Radyal ve aksenal yöndeki hızlarla toz malzemesinin özellikleri (boyut dağılımı, yoğunluğu vb.) birleşince plazma jeti boyunca farklı yörüngelerde partiküller oluşur. Bu durum tozların davranışına etki eder. Plazma püskürtme yönteminde termal enerji bir elektrik arkıyla 40-80 kW arasında güç oluşturmakta ve partiküller hızlı bir şekilde kaplanacak yüzeye yönlendirilmektedir. Bu yöntemde 16000 °C' ye kadar ulaşan çok yüksek sıcaklıklar meydana gelmektedir. Kaplama malzemesi genellikle toz olmakta ve elde edilen kaplamalar yüksek bağlanma mukavemeti göstermektedir.

Plazma alevindeki erimiş partiküller ana malzeme yüzeyine çarptığı zaman, kinetik enerjileri ısı ve deformasyon enerjisine dönüşür. Partiküller ana malzemeyle temas ettiklerinde ısılarını yüzeye aktarır hızla soğur ve katılaşırlar. Partiküllerin o andaki davranışları sıcaklıklarına, hızlarına ve soğuma oranlarına bağlıdır. Plazma alevindeki hareket esnasında yüzey gerilimi nedeniyle, küresel şekle sahip oldukları düşünülen erimiş partiküller, ana malzeme yüzeyine çarptıklarında ısı ve kinetik enerjilerini kaybederek deforme olurlar ve sonra 5-15 µm kalınlığında lameller şeklinde katılaşırlar. Deformasyon miktarı ve dolayısıyla lamellerin şekli; erimiş partiküllerin viskozitesi ve ıslatabilirliği, toz granülitesi ve ana malzeme yüzeyinin karakteri gibi bir çok faktöre bağlıdır. Plazma alev sıcaklığının çok yüksek olması ile mevcut fiziksel ve kimyasal işlemler, erimiş malzemede birçok dönüşüme neden olur. Toz taneciklerinin ortam ve plazma gazları ile reaksiyonunun sonucu olarak, kaplama tabakalarında oldukça yüksek oranlarda oksit oluşmaktadır. Ayrıca, az miktarda azot gazı da bulunur. Plazma püskürtme yöntemi ile refrakter bileşiklerle kalın ve sert yüzeyli kaplamalar hızlı bir şekilde yapılabilir. Alevle püskürtme ile karşılaştırıldığında, tanecik hızları çok yüksek olduğundan kaplama katı yüzeye çok iyi bağlanmakta ve yoğunluğu da daha yüksek olmaktadır. Plazma püskürtme de bir soy gazın kullanılması yüksek saflık getirmekte, oksit içermeyen kaplamaların yapılmasına olanak sağlamaktadır. Plazma püskürtme; yataklar, vana yuvaları, uçak motorları, maden makineleri ve zirai araçlar gibi aşınma ve korozyon direnci aranan yüzeylerde yaygın olarak kullanılmaktadır (Stachowiak ve Batchelor, 1996).

Seramik ve yüksek ergime sıcaklığına sahip metal ve alaşımlarının kaplanabilmesine olanak sağlayan bu sistem, uluslararası teknikler içerisinde önemli bir paya sahiptir. Sistemde kaplama tabakasının özellikleri çeşitli parametrelerin değiştirilmesine bağlı olarak değişmektedir. Bu parametreler; gaz akış oranları, elektrik



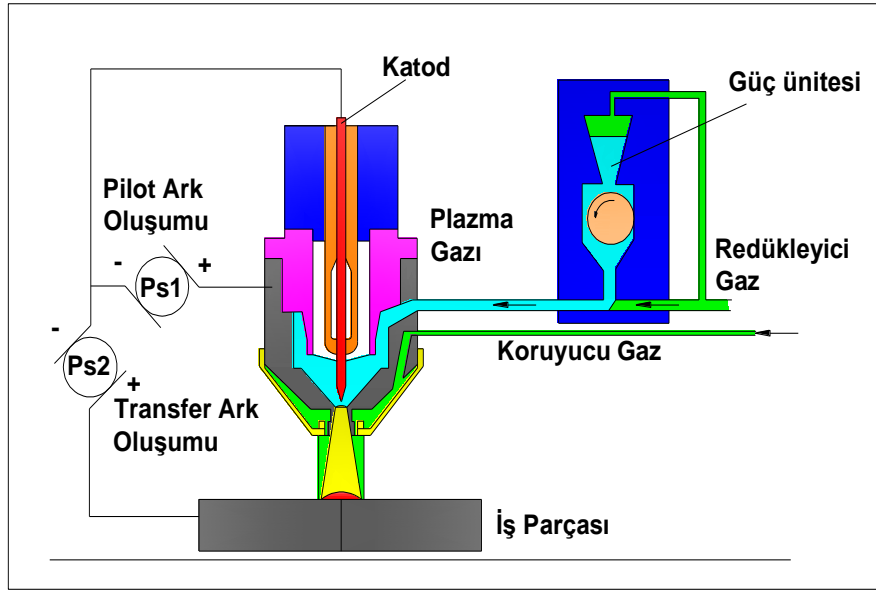
akımı, gerilim ve toz besleme ayarları gibi çeşitli değişkenlerdir. Alt malzeme yüzeyinde oluşturulan kaplamaların yaklaşık olarak % 90' ı önemli ölçüde aşınma direnci sağlamaktadır (Villat, 1986; Zhou vd., 2003). Tablo 2.13' de plazma püskürtme yöntemi için kullanılan malzemeler görülmektedir.

**Tablo 2.13.** Plazma püskürtme yöntemi için malzemeler (Anık vd., 1993).

<b>Oksitler</b>	Alüminyum Oksit, Berilyum Oksit, Magnezyum Zirkonyum Oksit, Silisyum Dioksit, Toryum Oksit, Zirkonyum Oksit.
<b>Karbür, Nitrür</b>	Bor Karbür, Silisyum Nitrür, TiC - BC Titan Karbür, Tungsten Karbür.
<b>Borür</b>	Molibden Borür, Titan Borür -Titan Diborür, Zirkonyum Bor.
<b>Elementler</b>	Berilyum, Kadmiyum, Krom, Molibden, Nikel, Silisyum, Titan, Tungsten.
<b>Alaşımalar</b>	Krom, Nikel.
<b>Sermetler</b>	Krom ve Nikelli Titandibor, Zirkonyum Diborür, Demir, Krom, Nikel, Alüminyum, Silisyum ve Molibdenli Tungsten Karbür.

### 2.2.3.3. Plazma Arkı İle Kaynağın Uygulama Teknikleri

Plazma kaynağı, TIG kaynağının bir uzantısı olarak kabul edilebilir. Plazma ark yöntemi; daraltılmış gaz nozulundan çıkan ark plazması sayesinde, daha yüksek gaz hızı ve daha yüksek enerji yoğunluğuna sahiptir. Bu yöntemde kullanılan torç merkezde tungsten elektrod, küçük bir çıkışı olan daraltılmış bir nozul ve daha dışta koruma gazının sağlandığı diğer gaz nozulundan oluşur. İç nozuldan gelen gaz, ark tarafından ısıtılır ve genişleyerek yüksek hızla dışarı çıkar. Bu gazın debisi 0.25 ile 5 lt/dak. arasında tutulur. Bu değer üzerinde kaynak bölgesinde, türbülansa sebep olabilir. Bu gaz, kaynak bölgesini atmosferden korumak için yeterli değildir. Bunun için dış nozuldan 10 ile 30 lt/dak. arasında debi ile koruma gazı sağlanır.



Şekil 2.25. Plazma ark kaynağı (URL-5, www.industrialmotionsystems.com, 2009).

Plazma kaynağı, tungsten elektrod ve iş parçası arasındaki arkın oluşumuna göre TIG kaynağına benzemektedir. Ancak, elektrodun torçtaki konumu ve arkın iletim mekanizması açısından farklılık göstermektedir. Bir plazma torcunda (Şekil 2.25), elektrodun etrafından gelen argon gazı, tungsten elektrod ve nozul arasındaki pilot ark sayesinde iyonize olmaktadır. Böylece, iletken hale gelen plazma gazı nozulun dar uç kısmından geçerek dar bir sütun halinde parçaya iletilmektedir. Koruyucu gaz ise nozulun dış çevresinden kaynak bölgesine iletilerek kaynak banyosunu korumaktadır. Soğutma sisteminden gelen soğutucu sıvı ise özel kanallardan geçerek torca gitmekte ve buradaki ısıyı alarak, tekrar soğutucuda kapalı devre soğutmaktadır. Plazma ark kaynağı, karbonlu çelikler, paslanmaz çelikler, alüminyum alaşımları ve bakır alaşımlarının kaynağında kullanılır. Plazma kaynağında akım şiddetine göre ayarlanan üç akım konumu kullanılır. Prensibi:

Bu kaynak metodunda, direkt kısa arklı bir plazma üflecinde sıkıştırılmış ve enerji yoğunluğu büyük bir plazma elde edilir. Şekil 2.25’ de prensip şeması verilen plazma üflecinde çift gaz kullanılmaktadır. Bunlardan volfram katod çevresinden (içten) verilen gaz, plazma gazı adını alır. Bu gaz, hem volfram katod bakır memeyi korur ve hem de iyonize olup plazmanın iletkenliğini ve stabilitesini temin eder. Plazma gazı olarak, asal gaz genellikle argon kullanılır. İkinci gaz koruma gazı olup, daha dıştan iş parçası ile üfleç arasına, plazmayı çepeçevre sarar şekilde verilir. Bunun görevi ise plazmayı dıştan termik

olarak sıkıştırarak odaklama (silindir şekline getirmek), enerji yoğunluğunu artırmak ve gerek plazma ve gerekse kaynak yerini atmosferden korumaktır. Bu gaz genelde, argon ve moleküler bir gaz ( $H_2$  veya  $N_2$ ) karışımıdır. Burada şekilde görüldüğü gibi plazma, iş parçasını bir çivi gibi delip geçer. Kaynak yerinde eriyen malzeme (kaynak banyosu), plazma ilerledikçe plazmanın arkasında yüzey gerilimi nedeniyle kolayca katılaşır ve böylece, belirli kalınlıklarda (2.5-8.0 mm arası) parçalar hiç dolgu malzemesi kullanmadan, tek pasoda kaynatmak mümkün olur. Diğer tip üfleç de, üç gazlı (plazma, odaklama ve koruma gazı) olan üfleç olup, bu üfleç ile hiç dolgu maddesi kullanmadan, tek pasoda 15 mm' ye kadar kaynatmak mümkündür. Böylece, bu yöntemle anahtar deliğine benzer bir dikiş elde edilir (Karadeniz,1990).

Argon gazlı plazmanın enerji yoğunluğunun termik verimi, relatif olarak düşüktür, bunun için odaklama gazına moleküler gaz karıştırılır.  $H_2$  ve  $N_2$  gazlarının argon gazına göre enerji yoğunlukları kat kat fazladır. Argona moleküler gaz karıştırılması plazmayı sıkıştırır, stabilize eder ve iş parçasına daha fazla enerji taşır. Plazmada sıkışma, eğer dış kısımdaki gazın ısı iletkenliği ve iyonizasyon enerjisi plazma gazınınkinden büyük ise o zaman meydana gelir. Çünkü; büyük iyonizasyon enerjisine sahip olan gazın, plazmadan aldığı enerji büyük olur ve bu büyük enerjiyi iş parçasına götürüp verir. Kullanılan gazların enerji yönü yanında, kaynak banyosuna etkisi oldukça önemlidir. Bu nedenle, moleküler gazların seçimi kaynağı yapılacak malzemeye göre olmalıdır. Örneğin; saf argon Cr-Ni çeliklerde yanma oluşu (çentik) yapar. Bunu önlemek için, odaklama ve koruma gazına  $N_2$  ve  $H_2$  katılır. Azot gazı ise ostenit yapıcıdır (Karadeniz,1990). Plazma arkı ile kaynakta üç teknik çok sık kullanılır. Bunlar; mikroplazma, ergitme tekniği (melt-in mode) ve anahtar deliği tekniği (key-hole mode)' dir.

### **2.2.3.3.1. Mikroplazma Kaynağı**

#### **2.2.3.3.1.1. Prensibi**

Mikroplazma kaynağı prensip olarak; yüksek güç plazma kaynağının aynısıdır, güç olarak 1.2 kat daha küçük güçlüdür. Buna bağlı olarak da, mikroplazma üfleci küçüktür. Üfleç, burada da direkt arkla çalışır. Özellik ve alternatif kaynak yöntemlerine göre avantaj bakımından da yüksek güç plazma kaynağına benzerdir (Karadeniz,1990).

### 2.2.3.3.1.2. Özellikleri

Mikroplazma kaynağında özellikle belirtilmesi gereken hususlar şunlardır:

- Mikroplazma anot memesi ve koruyucu gaz sıkıştırması altında 1 mm<sup>2</sup> kesindedir,
- Kaynak gücü 0.1-3 kW, akım şiddeti 0.1-20 A arasında değişir,
- Küçük güçlerdeki üfleçlerin elektrod ve anot memelerinin soğutulması problemsiz olduğundan, mikroplazma üfleci ince yapılabilen ve girilmesi zor konstrüksiyonlarda, bu üfleçle kolayca kaynak yapılabilir,
- Dış koruma gazı memesi, termik zorlamaya maruz kalmayacak şekilde izolasyon maddesinden seramikten yapılabilir (Karadeniz,1990).

### 2.2.3.3.1.3. Kullanım Alanları

Mikroplazma kaynağının kullanım alanı çok yönlü olup, bu yöntem yumuşak ve sert lehim, nokta kaynağı ve kondensatör kaynağına alternatiftir. Malzeme olarak; alaşımsız, alaşımlı çelikler, demir dışı metaller kaynatılabilir. Aşağıdaki imalatlarda uygulama bulur:

- İnce, hassas işler,
- Elektronik endüstrisi,
- Ölçü aletlerinin yapımı,
- Metal endüstrisi, ince sac ve tel örgü endüstrisi,
- Ev aletlerinin imali,
- Paketleme endüstrisi,
- Havacılık ve uzay endüstrisi,
- Atom endüstrisi gereçleri imali.

Bu yöntemle, pilot arkın sürekli yanması ve esas arkın kısa süreli ve impuls şeklinde yanmasını sağlayacak, özel bir akım üretici gereklidir. Plazma gazı olarak argon, koruyucu gaz olarak argon ve N<sub>2</sub> veya H<sub>2</sub> karışımı kullanılır (Karadeniz, 1990).

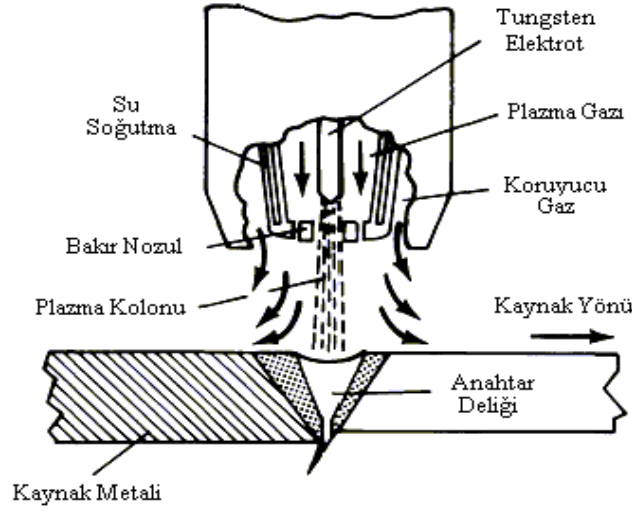
### **2.2.3.3.2. Makro Plazma Tekniği (melt-in mode)**

Yüksek akım şiddetleri (20-100 A) kullanılan kaynak işlemlerinde daha yaygın olarak ergitme tekniği kullanılır. Bu uygulama ile TIG yöntemine benzer bir kaynak dikiş oluşturulur. Özellikle, aynı kaynak kalitesini sağlamak için mekanize uygulamalarda, TIG yöntemine tercih edilebilir. Ark kararlılığı ve akım şiddeti yüksek olduğundan, daha nüfuziyetli kaynak dikişleri oluşturulur ve kullanım sırasında ark rahat kontrol altında tutulabilir, aynı zamanda kaynak süresi de azaltılır. Ek kaynak metali, malzeme kalınlığına bağlı olarak kullanılır veya kullanılmayabilir. Uygulamalar; boru kaynağı, kaplı çelik sacların ve anahtar deliği tekniği ile oluşturulmuş kaynak dikişlerinin kapak pasolarının gerçekleştirilmesi biçiminde karşımıza çıkmaktadır (Kaluç ve Taban, 2004).

### **2.2.3.3.3. Anahtar Deliği Tekniği (Key-hole mode)**

#### **2.2.3.3.3.1. Prensibi**

Anahtar deliği tekniğinde, plazma arkı anahtar deliği oluşturmak için parçanın derinliğine doğru girdiğinden, ergiyen metal parçanın yüzeyine doğru çıkar. Plazma ark torcu, kaynak bağlantısı doğrultusunda hareket ettiğinde arkın ön kısmında bulunan ergimiş metal plazma arkının kenarlarından dolaşarak, arkaya doğru hareket eder ve orada katılaşıır. Anahtar deliği tekniğinin en önemli üstünlüğü, kaynağın tek pasoda yapılabilmesidir. Anahtar deliğinin iç kısmında bulunan ergimiş metal filmi içindeki kalıntılar ve gazlar, parçanın yüzeyine doğru hareket eder. Banyonun maksimum hacmi ve kökteki dikiş profili, büyük ölçüde ergimiş kaynak metalinin yüzey gerilimi, plazma arkının akım şiddeti ve iyonize olmuş plazma gazının hızı tarafından belirlenir. Yüksek akım şiddetli anahtar deliği tekniği, kaynakta kesme koşullarının hemen altındaki değerlerde gerçekleştirilebilir. Kesmede plazma gazının hızı, sadece ergiyen metali o bölgeden uzaklaştıracak derecede yüksektir. Kaynakta plazma gaz hızının düşük olması sonucu yüzey gerilimi, ergimiş metali kaynak ağzında tutar. Dolayısı ile burada, plazma gaz hızı kritik büyüklüktür ve sıkı bir şekilde kontrol altında tutulmak zorundadır. 0.12 lt/dak.' dan daha yüksek gaz debileri önerilmez ve bu da oldukça düşük bir değerdir (Kaluç ve Taban, 2004).



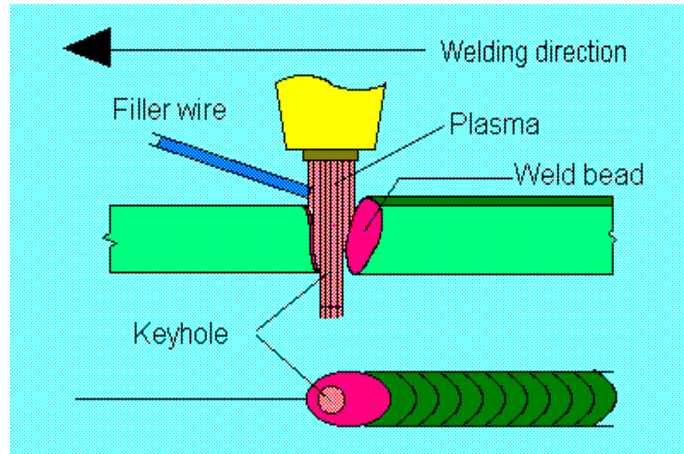
Şekil 2.26. Plazma ark kaynak yönteminin şematik görünümü

#### 2.2.3.3.2. Özellikleri

Bir nozul sayesinde plazma arkının daraltıldığı ve bu sayede artan sıcaklık ve enerji yoğunluğuyla TIG kaynak yönteminin geliştirilmiş bir halidir. Daha yüksek enerji yoğunluğu 13 mm kalınlığa kadar parçaların alın birleştirmelerinde oluşturduğu anahtar deliği sayesinde, daha büyük bir nüfuziyet kapasitesine sahiptir. Plazma ark kaynağında ark oluşumunun TIG kaynağından farkı, oluşan ilk pilot arkın nozulun içerisinde gerçekleşmesidir. Bu pilot ark sayesinde iyonize olan gaz, iletken hale geçerek arkı iş parçasına iletir. Plazma ark kaynak yöntemi, şematik olarak Şekil 2.26' da görülmektedir (Baeslack vd., 1993; Karadeniz, 1990; Kou, 2003).

Metallerin plazma arkı ile kaynağında, metalden metale değişen bir kalınlık aralığında kullanılan gaz akımı, akım şiddeti ve kaynak hızının uygun ayarlanması ile malzemeyi derinliğine kat eden bir delik ile çok küçük bir kaynak banyosu oluşturulabilir. Anahtar deliği tekniği genel olarak, yatay pozisyonda 1.5-10 mm kalınlık aralığındaki malzemelere uygulanır. Bununla beraber, uygun kaynak koşulları sağlanarak bazı metal kalınlıklarında da her pozisyonda kaynak yapılabilir. Gazaltı kaynak yöntemleri arasında bu özelliği gösteren tek yöntem, plazma arkı ile kaynak yöntemidir (Kaluç ve Taban, 2004).

Akım değeri, 100 A' in üzerindedir. Artan kaynak akımı ve plazma gaz akışıyla, bir malzemede tam nüfuziyet elde etmek için, lazer ve elektron-ışın kaynağında olduğu gibi çok güçlü bir plazma ışını meydana getirilir. Kaynak esnasında ergiyik metal, malzemenin kesiti boyunca anahtar deliği şeklinde bir boşluk oluşturarak ilerler. Bu yöntemle 10 mm' ye kadar olan parçalar tek pasoda kaynak edilebilir. Şekil 2.27' de anahtar deliği plazma ark kaynağının oluşumu görülmektedir.



Şekil 2.27. Anahtar deliği plazma ark kaynağının oluşumu (URL-6, www.arcraftplasma.com, 2009).

Gaz tungsten ark kaynağı, çoklu pasolar gerektirir ve kaynak hızı sınırlıdır. Anahtar deliği tam nüfuziyetin pozitif bir göstergesidir ve GTAW' den daha yüksek kaynak hızlarında yapılabilir. Paslanmaz çeliklerde 13 mm kalınlıklara kadar tek pasoda kaynatılabilir. Şarap fincanı şeklinde kaynak, anahtar deliği PAW' da yaygındır (Schwartz, 1979; Lesnewich, 1978; Kou, 2003). Bununla birlikte, PAW torcu daha karışıktır. Hem nozul çapı hem de koyucu gaz akış oranlarının düzenli olması; uygulanması için nozul çapının seçimi, pozisyonu ve uygun elektrod ucu gerektirir (Kou, 2003).

#### 2.2.3.3.3. Kullanım Alanları

Anahtar deliği plazma ark kaynağının enerjisi, lazer ve elektron ışın kaynağından daha az yoğun olmasına rağmen, kaynak nüfuziyeti ve maliyet açısından daha avantajlıdır

(Hsu ve Rubinsky, 1988). Bu yöntem, hassas birleştirmeler için ana yöntem olarak birçok uygulamalarda TIG kaynağı yerine geçmiştir. Anahtar deliği plazma ark kaynağı; otomobillerde, uçaklarda, roketlerde, uzay araçlarında ve yapı çeliklerinin kaynağında uygulama alanı bulmuştur. Anahtar deliği plazma ark kaynağı; ısı dağılımı, kaynak nüfuziyeti ve nüfuziyet derinliği bakımından geleneksel gaz tungsten ark kaynağından önemli avantajlara sahiptir (Craig, 1988).

#### **2.2.3.3.4 Plazma Dolgu Kaynağı**

##### **2.2.3.3.4.1. Prensibi**

Metal veya seramik gibi aşınmaya dayanıklı malzemelerin 1-10 mm kalınlığında tabakalar halinde, ana metal parça üzerine aşınmayı önleme gayesiyle taşınıp kaynak edilmesi, plazma dolgu kaynağıdır. Buradaki dolgu maddesinin özellikleri, ana metal özellikleriyle aynı da olabilir, farklı da olabilir. Isı kaynağı olarak, direkt arklı ve yüksek güçlü bir plazma üfleci kullanılmaktadır. Dolgu maddesinin özelliğine bağlı olarak, dolgu maddesinin plazma içine verilmiş şekil ve buna bağlı olarak da plazma üfleci tipi değişmektedir. Pratikte dolgu maddeleri pasta, toz, çubuk ve tel şeklinde kaynak banyosuna verilebilir (Karadeniz,1990).

##### **2.2.3.3.4.2. Özellikleri**

- Plazma dolgu kaynağı üfleci, kaba işletme şartlarına uyabilmesi için mümkün olduğunca basit yapılmalıdır.
- Metoda çalışma gazı (plazma gazı) ve transport (toz transportlu) gazı olarak argon, koruyucu gaz olarak Ar + H<sub>2</sub> kullanılır.
- Kullanılan çalışma akım şiddeti, plazma birleştirme kaynağındakinden yüksek olup, 60-600 Amper' dir.
- Üflecin anot memesinin soğutulması, basit ve memenin yarıçapı büyük (4-8 mm) alınarak, memenin plazmayı sıkıştırması kasıtlı olarak küçük tutulur, dolayısıyla ana malzemenin kaynak esnasında ergiyen miktarı azaltılır.



- Pratik olarak kaynak esnasında ergiyen kısmın % 5-40' lık bir kısmı ana metaldendir.
- Ana malzemenin ergime miktarını azaltmak ve mümkün olduğunca büyük yüzeyli kaynak banyosu elde edebilmek için, plazma üflecine kaynak esnasında salınım hareketi verilir (Karadeniz,1990).

#### **2.2.3.3.4.3. Kullanım Alanları**

Genel kullanım yeri, aşınmaya maruz parçaların kaplanma ve tamiridir. Çalışma ile ilgili büyüklükler (akım, gerilim, gaz miktarı gibi) ve dolgu maddesinin bileşimi, kaplanan parçanın kullanım yerine bağlıdır. Supap parçaları, gaz türbini ve yüksek basınçlı buhar tesisleri valfleri, kesici makina bıçakları, çekiçli değirmenler, toprak işleme aletleri, yataklar, çeneler, el aletleri, saban demirleri gibi parçalar bazı kullanım alanlarıdır. Bu metoda, alevle CO<sub>2</sub> ile dolgu yöntemleri alternatifidir. Ancak; plazma dolgu kaynağı, iş hızı ve kalitesi açısından tercih edilir, yalnız pahalı bir yatırım gerektirir. Bu metodda argon gazı kullanıldığından 42 V' un altında bir gerilim yeterli olup, akım kaynağı olarak normal bir kaynak akım üretici yeterlidir (Karadeniz,1990).

#### **2.2.3.3.5. Plazma MIG Kaynağının Esası**

Bu yöntem, hem birleştirme hem de doldurma amacıyla kullanılır. Al-esaslı malzemelerde, yüksek kaliteli kaynak bağlantıları oluşturulabilir. Bu yöntemin avantajı, plazma arkı sayesinde kaynak bölgesinde yüksek ön tavlama sıcaklığı elde edilebilmesinde yatar. Bu şekilde ilave metal (MIG) kullanımı sırasında, hiçbir başlangıç hatası meydana gelmez. Yüksek maliyeti ve zor uygulanabilmesi, bu yöntemi özel uygulamalarla sınırlamaktadır (Anık vd., 1993).

#### 2.2.4. Plazma Ark Kaynağının Avantajları

Anahtar deliği plazma ark kaynağının avantajlarını şöyle sıralayabiliriz:

- PTA kaynağı GTA' ya göre birkaç avantaja sahiptir. En büyük avantaj, anahtar deliği konumunda birleşmenin sağlanmasıdır. Böylece, kalın parçalarda tek pasoda bütün kesit boyunca nüfuziyet sağlamak mümkündür. Bu ise kaynak ağzı açılma ihtiyacını büyük oranda azaltır.
- Anahtar deliği konumunda, 12 mm kalınlığa kadar tek pasoda kaynak yapmak mümkündür. Bunu, diğer gaz altı kaynak yöntemleri ile yapmak mümkün değildir.
- Kaynakta paso sayısı azaltılırken, iç yapı değişimleri, iş belli bir alanda yoğunlaştırıldığı için fazla olmamaktadır.
- Arkın sütunsu şekli, MIG-MAG kaynağındaki konik şekilli ark ile karşılaştırıldığında, torç ile iş parçası arasındaki mesafenin daha esnek kullanılabilmesini sağlamaktadır.
- GTA' da kısa ark uzunluğu, tungstenli kaynak elektrodunu kirletir ve elektod ucuyla kaynak havuzuna kaynakçının istemeyerek dokunmasına sebep olabilir. PTA' da elektod nozul içine yerleştirildiğinden bu problem yoktur. Torçdaki nozulun dar olması nedeniyle, TIG elektrodu kirlenmeden korunmaktadır.
- Ark boyu uzun tutulabildiği için, özellikle el ile yapılan arkta, dikiş kaynakçı tarafından daha rahat izlenebilmekte ve kontrol edilebilmektedir.
- GTAW' de olduğu gibi kaynakçının çok fazla becerili olması gerekmez (Kou, 2003).

#### 2.2.5. Plazma Ark Kaynağının Dezavantajları

Anahtar deliği plazma ark kaynağının dezavantajlarını şöyle sıralayabiliriz:

- MIG-MAG kaynağına göre, makine ve ekipmanı çok daha pahalıdır.
- Ark dar ve sütunsu olduğu için, ağızdaki yerleştirme ve toleranslara karşı daha duyarlıdır.
- Daha fazla bakım ve daha dikkatli kullanım gerektirir.
- Elektrodun yerleştirilmesi için, torcun tamamen sökülmesi ve sonra da hassas bir şekilde yeniden ayarlanması gerekir.

- PTA kaynak torcu, daha karışıktır ve hem nozul çapı, hem koruyucu gaz akış oranının ayarlanması ve uygulanması için nozul çapının seçimi, pozisyonu ve uygun elektrod ucu gerektirir (Kou, 2003).

### 2.3. ÇALIŞMANIN LİTERATÜRDEKİ YERİ ve ÖNEMİ

Son yıllarda anahtar deliği plazma ark kaynağı; özellikle gelişmiş ülkelerde ülkemize nazaran çok kullanılması, ekonomikliği, hızlı olması ve kaliteli dikişlerin oluşturulması, yeni geliştirilen paslanmaz çeliklere ve alüminyum alaşımlarına uygulanabilmesi, daha derin nüfuziyet, daha az kaynak ağız hazırlığı, daha az açılmal çarpılmaya neden olacak ısı girdisi ve tek paso ile ilave metal kullanmadan kaynak gibi üstünlüklerinden dolayı TIG kaynağına göre daha çok kullanılır konuma gelmiştir. Alaşımların anahtar deliği plazma kaynağıyla birleştirilmesinde; karmaşık mikroyapısal değişimlerin belirlenmesi ve mekanik davranışların araştırılması amacıyla, çok az sayıda bilimsel çalışma yapılmıştır. Konuyla ilgili çalışmalardan seçilen bazı önemli araştırmalar aşağıda özetlenmiştir.

Jackson ve Tomsic (1974), anahtar deliğinin genişliğini ölçmek için, kaynak esnasında kaynağı son verip, iş parçasını keserek incelemişlerdir. Sonuç olarak, iş parçasının yüzeyinde ve arkasındaki anahtar deliği genişliğinin, kaynak hızının azaltılması ve kaynak akımının artmasıyla arttığını tespit etmişlerdir.

Keanini ve Rubinsky (1990), anahtar deliği plazma ark kaynağı ile ilgili çalışmalarında, sayısal analizlere dayanarak anahtar deliği genişliğinin, anahtar deliği plazma ark kaynağının kararlılığı için dolaylı olarak elde edilen kaynak akımına bağlı olmadığını tespit etmişlerdir. Onlar çalışmalarında; ısı girdisini, kaynak akımı ve kaynak hızından ziyade başlangıç plazma sıcaklığıyla ölçmüşler ve anahtar deliği çapını bulmuşlardır. Böylece; genişliğin, aksel bir pozisyon verilmediğinde, başlangıç plazma sıcaklığından bağımsız olduğunu tespit etmişlerdir.

Zheng vd., (1998), 5 mm kalınlığa sahip 2024 alaşımı alüminyum plakaları keyhole plazma ark kaynağıyla birleştirerek keyhole' ün geometrik boyutlarını incelemişlerdir. Oluşan keyhole çukurunun oluşan görüntüsünün nedeni olarak, parlak ark konisindeki ışığı yansıtan keyhole çukur yüzeyinin ayna gibi konveks oluşundandır. Keyhole çukurunun görüntü kalitesinin, ark ışığı dayanımı ve onun plazma ark sütunu boyunca dağılımı ve görüntü alıcı sistemlerin süzme parametreleri, video kamerası açısı, keyhole çukurunun yüzey şekli gibi bazı faktörler tarafından etkilendiğini tespit etmişlerdir.

Zhang vd., (1999), 3 mm kalınlığa sahip 304 tip bir paslanmaz çeliği kaynak ağzı açmadan belirli kaynak parametreleri ve Şartları altında anahtar deliği plazma ark kaynak tekniğiyle birleştirerek, kaynak esnasında oluşan anahtar deliğini incelemişlerdir. Anahtar deliği oluşur oluşmaz, anahtar deliği arka tarafındaki genişliğinin kaynak akımı ve kaynak hızının deđiŐmesiyle deđiŐmediđini, fakat; plazma gazı akış oranı ve nozul çapına bağlı olarak, ayrıca kaynak nũfuziyetinin ise; kaynak akımı, kaynak hızı ve plazma gaz akış oranının deđiŐmesine bağlı olarak deđiŐtiđini tespit etmişlerdir.

Mohandas vd., (1999), AISI 430 tipi bir ferritik paslanmaz çeliğin kaynak bũlgesi çekme özellikleri üzerine koruyucu gaz ve tane kũũltũcũ elementlerin etkisini araŐtırmıŐlardır. GTA kaynağıyla birleştirilen bu malzemelerin, eşit dağılımlı tane morfolojisi sergilemesi nedeniyle, SMAW kaynağıyla kıyaslandığında daha stũn akma ve çekme dayanımına sahip olduğu ve GTA kaynak yöntemiyle yapılan birleŐtirmede akma ve çekme dayanımı (365 MPa - 600 MPa), rtũlũ (SMAW) kaynak yöntemiyle yapılan birleŐtirmede akma ve çekme dayanımı (217 MPa - 605 MPa) olarak ve Cu, Ti ilavelerinin kaynak metalinin dayanımını daha da artırdığını tespit etmişlerdir.

Lathabai vd., (2000), CP titanyum plakaları geleneksel GTAW yöntemi ve keyhole yöntemiyle birleştirerek kıyaslama yapmaya çalışmışlardır. Yapılan alıŐmalarda, GTAW yntemnde çift taraflı bir V kenar hazırlığı, ilave dolgu metali ve 240 (A) akım Şiddeti kullanarak, keyhole yönteminde bir dolgu malzemesi kullanmadan, özel bir kenar hazırlığı yapmaksızın ve 600 (A) akım Şiddeti kullanarak başarılı bir kaynaklı bağlantı sağlayarak, geleneksel GTA yntemimiyle yapılan birleŐtirmede 542 MPa ve keyhole GTAW yöntemiyle yapılan birleştirmelerde 538 MPa ekme dayanımı elde ederek kayda değer bir kaynak verimliliği tespit etmişlerdir.

Martikainen (2000), yapı çeliklerinin anahtar deliği plazma ark kaynağında yũksek kalitede kaynak yapmanın Şartlarını incelemiŐtir. Anahtar deliği plazma ark kaynağının yapı çelikleri için çok faydalı bir metod olduğunu, özellikle basınçlı tekneler, bũyũk çaplı borular, geniş plakalarda lazer iŐın kaynağı ve elektron iŐın kaynağı kadar baŐarıyla kullanılabileceğini tespit etmiştir.

Elsawy (2001), sũper ferritik paslanmaz eliklerin TIG kaynağında kaynak metalinin ergime karakteristiğini incelemiŐtir. Bu eliğin ostenitik dolgu metali kullanılarak yapılan çok pasolu kaynağında, kaynaklı malzemenin zayıf mekanik özelliğe sahip olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Yapılan korozyon deneyleri sonucunda, ana metale kıyasla sonuçların tatmin edici olmadığı grũlmũŐtũr. Kaynak bũlgesinin metalurjik

muayenesi sonucunda, ergime sınırının gevrek bir yapıya sahip olduğu ve yapılan EDS analizlerinden, bu yapının ostenit ve sigma fazından oluştuğu tespit edilmiştir.

Zhang vd., (2002), farklı kalınlıklardaki 304 kalite paslanmaz çelik plakaları çift taraflı anahtar deliği tekniğiyle değişken parametreler kullanarak birleştirerek, derin bir nüfuziyet sağlamak için optimum şartları belirlemeye çalışmışlardır. Çift taraflı anahtar deliği tekniğiyle; 304 kalite 9.5 mm ve 12.7 mm kalınlıktaki plakaları 70 amperden daha küçük amperajlarda (67-69 A) ve düşük kaynak ilerleme hızlarında (1 mm/s- 0.69 mm/s) birleştirerek, derin bir nüfuziyet elde edilebileceğini tespit etmişlerdir.

Reynolds vd., (2003), sabit ilerleme hızı ve farklı iki devir sayısı kullanılarak sürtünme karıştırma kaynağı yaparak, 3.2 mm kalınlığında 304L paslanmaz çeliğin yapısı, özellikleri ve kalıntı gerilmeleri inceleyerek sonuçta, kaynatılan malzemenin çekme gerilmesinin ana malzemeninkine yakın olduğunu tespit etmişlerdir.

Jin ve Li (2003), belirli şartlar altında kararlı ve açık keyhole' yi GG17 ateşe dayanıklı bir camla lazer kaynağında gözlemleyerek incelemişlerdir. Keyholenin kaynak hızına doğrudan bağlı olduğunu, koni şeklinde oluştuğunu, numune yüzeyindeki keyhole çapının hem ışın noktası çapı hemde güç yoğunluğuna bağlı olduğunu, derin bir keyholenin anahtar deliği şeklinde bir silindire benzediğini, ayrıca plazmada yüksek iyonizasyon enerjisinden dolayı lazer kaynağındaki gibi camda oluşmasının zor olduğunu tespit etmişlerdir.

Kaluç (2004), TIG yöntemi ile kaynak edilebilen tüm metal ve alaşımları plazma ark kaynak yöntemiyle de güvenilir bir biçimde kaynak edilebileceğini tespit etmişlerdir.

Kurt vd., (2009), 10 mm kalınlığa sahip martenzitik tip bir paslanmaz çelik plakaya kaynak ağzı açmadan ve 2 mm kalınlığa sahip ostenitik paslanmaz çelik ara tabaka kullanarak anahtar deliği plazma kaynak tekniğiyle birleştirmişlerdir. Kaynak sonrası kaynak ağzı açmaksızın bu malzemedeki nüfuziyet, mikroyapı, mekanik dayanım ve ara tabakanın etkilerini incelemişlerdir. Anahtar deliği plazma tekniğiyle kaynak ağzı açmaksızın yaklaşık 7-8 mm' lik nüfuziyet sağlandığını ve kullanılan ostenitik ara tabakanın da çentik darbe dayanımını artırdığını, kaynak dikişlerinde herhangi bir makro ve mikro çatlak meydana gelmediğini tespit etmişlerdir.

Ureña vd., (2007), 2205 duplex paslanmaz çeliğinin anahtar deliği plazma ark kaynağında metalurjik olarak kaynağa elverişliliği ve uygun işlem için minimum net enerjiyi tespit etmek amacıyla iki farklı yöntemi (anahtar deliği ve ergitme) kullanarak optimum kaynak şartlarını belirlemeye çalışmışlardır. Kaynak sonrasında anahtar deliği

plazma tekniğinde 2500-3200 J/cm oranlarında uygulanan enerjiyle bu malzemenin kaynağının başarılabilirliğini, daha yüksek nüfuziyet ve kaynak genişliğine ulaşıldığını tespit etmişlerdir.

Correa ve Costa (2008), keyhole pulsed plazma ark kaynak yöntemini kullanarak üç farklı demir esaslı (saf demir, Fe-Ni ve Fe-P-Ni) toz metal alaşımların birleştirilebilirliğini ve kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı ve mekaniksel özellikleri üzerine kaynak parametrelerinin etkisini incelemişlerdir. Fe ve Fe-Ni alaşımları için açıklanan mikroyapı incelemelerinin sonucuna göre, kaynak ergime bölgesinde gözenek ve çatlakların var olduğunu ve bununla birlikte; 7 mm kalınlığındaki ve (% 0.25) yüksek seviyede fosfor içerikli Fe-Ni-P toz metal alaşımı numunede, ergiyen metalin yüksek hacmi ve hızlı soğutma oranından dolayı yüksek çekme geriliminin sonucu olarak, başarısız bir geçiş ve katılma çatlaklarının oluştuğunu bu problemin, numunenin kalınlığını 4 mm' ye azaltarak giderilebileceğini ve ayrıca; bu alaşımlarla kaynatılan numunelerin, kaynaklı numunelerden daha yüksek bir çekme dayanımına sahip olduğunu, bu nedenle, demir esaslı toz metal alaşımların ilave metallsiz PAW yöntemiyle başarılı bir şekilde birleştirilebileceğini tespit etmişlerdir.

Taşkın vd., (2009), 4 mm kalınlığa sahip AISI 304 ve AISI 1010 kalite çelik plakaları, lazer kaynağıyla Argon-Helyum koruyucu gaz atmosferinde 2000-2250-2500 W kaynak güçlerinde ve 100 cm/dk. sabit kaynak hızında birleştirerek, kaynak gücünün birleştirmeye etkisini incelemişlerdir. Helyum atmosferinde ve 2500 W' lık kaynak gücü uygulanarak yapılan lazer kaynağının, metalografik ve mekanik açıdan (çekme dayanımı = 355 MPa) kaynak kalitesi en yüksek birleştirme olduğunu tespit etmişlerdir.

Rosellini ve Jarvis (2009), 8 mm et kalınlığına sahip 316 kalite ostenitik paslanmaz çelik, 9 mm et kalınlığına sahip C-Mn ve 14 mm et kalınlığına sahip 250 mm çapındaki titanyum alaşımı boruların keyhole TIG yöntemiyle birleştirilmesini incelemişlerdir. Geleneksel TIG ve MIG yöntemiyle kıyaslandığında kaynaklı bölgelerin hacimlerinin ve çarpılma seviyelerinin azaldığını, orta kalınlıktaki metalik malzemelerin tek pasoda derin bir nüfuziyetle birleştirilebileceğini, birleştirmelerin farklı bölgelerinde meydana gelen metalurjik yapıların geleneksel TIG kaynak yöntemiyle elde edilenle kıyaslandığında daha tatmin edici olduğunu, özellikle voltaj, akım şiddeti ve kaynak hızı gibi parametrelerin uygun seçilmesi halinde bazı endüstriyel uygulamalarda deneysel testlerde de bu yöntemin başarılı bir şekilde kullanılabileceğini tespit etmişlerdir.

Literatür incelemelerinden, çalışmada kullanılacak olan farklı özelliklerdeki AISI 430 ve AISI 1040 çelik çiftlerinin daha önce herhangi bir araştırmada kullanılmadığı belirlenmiştir. Bu alaşımların geleneksel yöntemlerle birleştirilmesinde kaynak ağzı açma ve ilave metal kullanma problemlerine maruz kalınmaktadır. Ayrıca, kaynak bölgesinde oluşan yüksek sıcaklık, farklı özelliklere sahip bölgelerin oluşmasına yol açmaktadır. Özellikle bu serilerdeki alaşımlar kaynak edildiklerinde, çatlama riskleri de söz konusu olmaktadır. Bu tür olumsuzlukların giderilmesi amacıyla bu farklı özelliklerdeki levhalar, bu olumsuzlukları gideren ergitme kaynak yöntemi olan anahtar deliği plazma kaynağı ile başarılı bir şekilde birbirleriyle birleştirilmişlerdir.

Yukarıda önemli bir kısmı verilen literatürler referans alınarak, deneysel çalışma öncesi çalışma planı çıkartılmıştır. Çalışmanın yönünün belirlenmesi amacıyla deneyler sonunda elde edilen verilerin irdelenmesi ve yorumlanması yine konuya yakın literatürler ışığında detaylı bir şekilde ele alınmıştır. Araştırma bulguları bu bağlamda değerlendirilerek çalışma sonuçlandırılmıştır.



### **3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR**

#### **3.1. ÇALIŞMANIN AMACI**

Son yıllarda metallerin plazma arkı ile birleştirilmesi konusu, araştırmacılar için büyük bir önem kazanmıştır. Bu alanda yapılan literatür taramasında, bilimsel çalışmaların genellikle plazma kesme ve ergitme tekniği (melt-in mode) kullanarak birleştirme üzerine yoğunlaştığı görülmektedir. Ayrıca, yeni ve özellikli malzemelerin geleneksel ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde karşılaşılan problemleri sınırlaması açısından, önemli avantajlar sağlayan anahtar deliği plazma ark kaynak tekniği üzerine sınırlı sayıda bilimsel çalışma bulunmaktadır. Bu amaçla, endüstriyel uygulamalarda önemli bir kullanım alanına sahip olan AISI 430 ferritik paslanmaz çelik ve AISI 1040 çelik çiftinin farklı üretim parametreleri (gaz akış debisi, akım şiddeti, kaynak hızı ve nozul çapı) kullanarak, anahtar deliği (key-hole mode) plazma ark kaynak yöntemi ile kaynak ağzı açmadan, ilave metal kullanmadan birleştirilebilirliği amaçlanmaktadır. Ayrıca, üretim parametrelerinin kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişim ve mekanik özellikler üzerine olan etkisi belirlenmeye çalışılacaktır. Kaynaklı bağlantıların kaynak karakteristiği ve yapısal özellikleri üzerine yapılacak olan bu çalışmanın, literatüre önemli bir katkı sağlaması beklenmektedir.

Bu çalışmada, AISI 430/AISI 1040 çelik çifti anahtar deliği plazma ark kaynak tekniği kullanılarak birleştirilmiştir. Birleştirilen numunelerin, birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim optik mikroskop (OM) ve Scanning Electron Microscopy (SEM) analizleri yapılarak değerlendirilmiştir. Birleşme bölgesinde oluşabilecek fazlar EDS ve XRD analizleri ile belirlenmiştir. Birleştirilen numunelerin bağlantı mukavemetini belirlemek için; çekme, çentik darbe ve mikrosertlik testleri uygulanmıştır.

### 3.2. Malzemeler

Deneyleerde kalınlıkları 10 mm olan AISI 430 ferritik paslanmaz çelik ile AISI 1040 çeliği kullanılmıştır. Bu malzemelerin kimyasal bileşimi Tablo 3.1’ de, mekanik özellikleri Tablo 3.2 ve fiziksel özellikleri ise Tablo 3.3’ de sırasıyla verilmiştir.

**Tablo 3.1.** Deneyleerde kullanılan malzemelerin nominal kimyasal bileşimi

Kimyasal Bileşim (% Ağırlık)										
Malzeme	Fe	C	Cr	Ni	Si	Mo	P	S	Cu	Mn
AISI 430	82.644	0.048	16.02	0.22	0.44	0.016	-	0.002	-	0.610
AISI1040	97.9	0.391	-	-	0.158	-	0.034	0.022	0.310	0.655

**Tablo 3.2.** Deneyleerde kullanılan malzemelerin mekanik özellikleri (Aran, 2003).

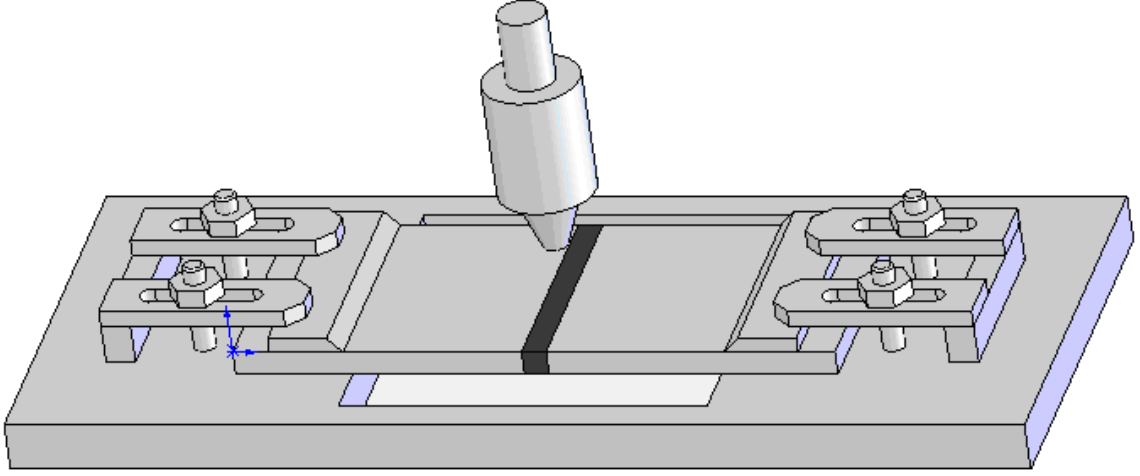
Malzeme	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Sertlik (HB)
AISI 430	430-500	210	25.8	150-190
AISI 1040	518	353	30	149

**Tablo 3.3.** Deneyleerde kullanılan malzemelerin fiziksel özellikleri (URL-8, www.efunda.com, 2009).

Malzeme	Özgöl Ağırlık (kg/m <sup>3</sup> )	Genleşme Katsayısı (°C <sup>-1</sup> )	Elektriksel İletkenlik (Ohm*m)
AISI 430	7.7x10 <sup>3</sup>	10.4x10 <sup>-6</sup>	6.0x10 <sup>-7</sup>
AISI 1040	7.8x10 <sup>3</sup>	13.6x10 <sup>-6</sup>	171x10 <sup>-9</sup>

#### 3.2.1. Kaynak Numunelerinin Hazırlanması

Kaynak işleminden önce ticari olarak temin edilen 1000 x 2000 x 10 mm boyutlarındaki AISI 430 ferritik paslanmaz ve AISI 1040 çelik plakalar, YILDIRIMLAR marka plazma kesme makinası kullanılarak 130 x 1000 x 10 mm’ lik boyutlara daha sonra, UZAY marka şerit testere cihazında 130 x 100 x 10 mm’ lik boyutlara getirilmiştir. Kesilen numunelerin dörtkenar yüzeyleri, AMC DENMARK marka düzlem yüzey taşlama tezgâhında taşlanarak, yüzeyler kir, pas ve oksit tabakasından arındırılmıştır. Bu işlemden sonra, bütün plakalar dahil olduğu parametre numarasına göre markalanmıştır. Birleştirilecek plakalar şekil 3.1’ de görüldüğu gibi bir altlık üzerine konduktan sonra, bağlama pabuçları yardımıyla sıkıştırılarak kaynak işlemine hazır hale getirilmiştir.



**Şekil 3.1.** Anahtar deliği plazma kaynağının şematik görünümü

### 3.2.3. DeneYler İÇin Belirlenen Kaynak Parametreleri

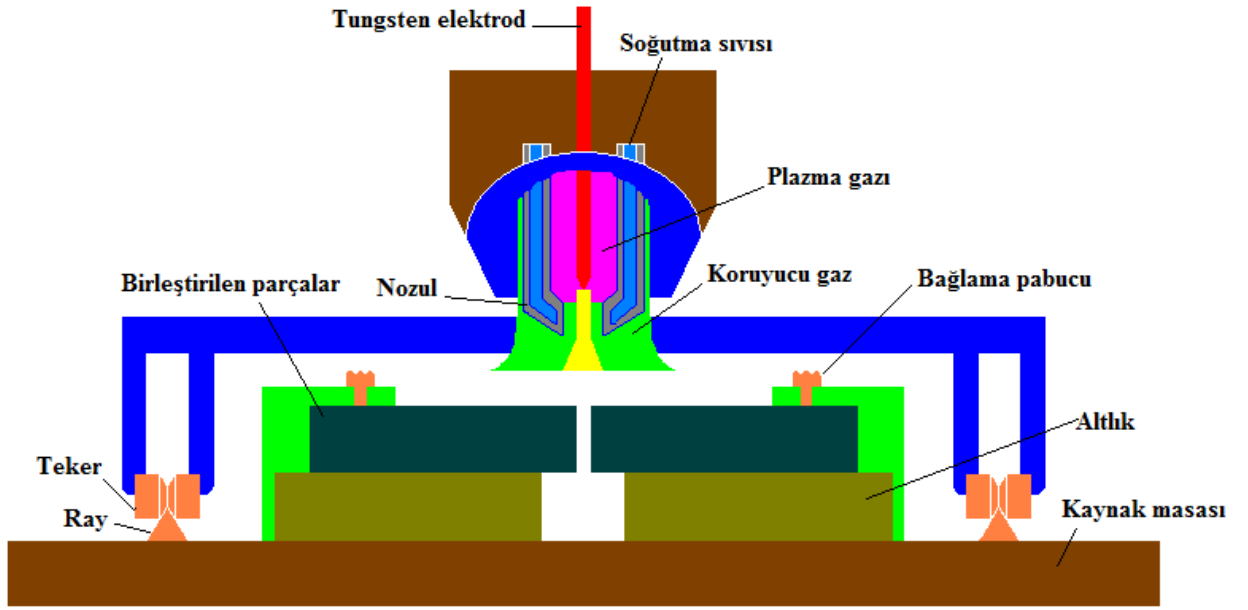
Literatür incelemeleri sonucunda; plazma kaynağı ile yapılan birleştirmelerde mikroyapı ve mekanik davranışlar üzerinde önemli etkiye sahip olan akım şiddeti, plazma gaz debisi, kaynak ilerleme hızı ve nozul çapı işlem parametreleri değişken olarak seçilmiştir. Çalışmada, akım şiddeti (130, 135, 140 A), kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02, 0.03 m/dak.), plazma gaz debisi (1.0, 1.1, 1.2 lt/dak.) ve nozul çapı ise (2.4 ve 3.2 mm) alınıp, değişken üretim parametreleri kullanılarak 30 farklı kaynaklı bağlantı gerçekleştirilmiştir. Anahtar deliği plazma ark kaynağında kullanılan değişken parametreler, Tablo 3.4' de verilmiştir.

**Tablo 3.4.** Kaynaklı bağlantıların gerçekleştirilmesinde kullanılan üretim parametreleri

Numune No	Akım Şiddeti (A)	Plazma Gaz Debisi (lt/dak.)	Koruyucu Gaz Debisi (lt/dak.)	Kaynak Hızı (m/dak.)	Nozul Çapı (mm)	Mesafe (mm)
S1	130	1.0	25	0.01	2.4	3
S2	130	1.0	25	0.02	2.4	3
S3	130	1.0	25	0.03	2.4	3
S4	130	1.1	25	0.01	2.4	3
S5	130	1.1	25	0.02	2.4	3
S6	130	1.1	25	0.03	2.4	3
S7	130	1.2	25	0.01	2.4	3
S8	130	1.2	25	0.02	2.4	3
S9	130	1.2	25	0.03	2.4	3
S10	130	1.2	25	0.01	3.2	3
S11	135	1.0	25	0.01	2.4	3
S12	135	1.0	25	0.02	2.4	3
S13	135	1.0	25	0.03	2.4	3
S14	135	1.1	25	0.01	2.4	3
S15	135	1.1	25	0.02	2.4	3
S16	135	1.1	25	0.03	2.4	3
S17	135	1.2	25	0.01	2.4	3
S18	135	1.2	25	0.02	2.4	3
S19	135	1.2	25	0.03	2.4	3
S20	135	1.2	25	0.01	3.2	3
S21	140	1.0	25	0.01	2.4	3
S22	140	1.0	25	0.02	2.4	3
S23	140	1.0	25	0.03	2.4	3
S24	140	1.1	25	0.01	2.4	3
S25	140	1.1	25	0.02	2.4	3
S26	140	1.1	25	0.03	2.4	3
S27	140	1.2	25	0.01	2.4	3
S28	140	1.2	25	0.02	2.4	3
S29	140	1.2	25	0.03	2.4	3
S30	140	1.2	25	0.01	3.2	3

### 3.3. Kaynağın Uygulanması

Kaynaklı bağlantılar Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü Atölyesi'nde mevcut bulunan tozaltı kaynak makinası donanımına adapte edilmiş THERMAL DYNAMİCS PS 3000 marka plazma kaynak makinası kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Birleştirilmek üzere eşleştirilen AISI 430/AISI 1040 çelik çifti, alın altına Şekil 3.2'deki düzende, tezgâh tablası üzerine sabitlendirilmiştir. Plakaların birleşme hattı ile nozul ucunun paralelliği, komparatör kullanılarak kontrol edilmiştir. Böylece, nozul ucunun birleşme çizgisiyle paralel hareket etmesi ve otomatik ilerleme hızında birleşme çizgisi boyunca ilerlemesi sağlanmış ve bitim noktasında kaynak işlemi tamamlanmıştır.



Şekil 3.2. Kaynaklı bağlantıların gerçekleştirilmesinde kullanılan deney seti düzeneği şematik resmi



Şekil 3.3. Deneylerde kullanılan plazma kaynak ünitesinin resmi

### 3.4. Kaynak Sonrası Yapılan Muayeneler

#### 3.4.1. Metalografik İncelemeler

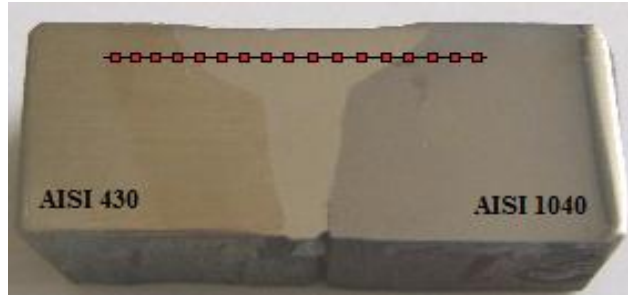
Anahtar deliği plazma kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantıların dikiş yüzey karakteristiklerini belirlemek için, Nikon Epiphot 200 marka dijital kamera donanımlı fotoğraf makinası kullanılarak makro yüzey fotoğrafları çekilmiştir. Kaynak sonrası, numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişimi belirlemek amacıyla; numuneler birleşme hattına dik doğrultuda kesilerek, yüzeyleri 80-1200 zımpara ile zımparalandıktan sonra 3 µm' lik elmas pasta ile parlatılmış olup AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafı % 50 HCl + % 30 H<sub>2</sub>O + % 20 NHO<sub>3</sub> bileşimine sahip çözelti kullanılarak elektrolitik dağlanmıştır. Dağlama işlemi 12 Volt gerilim altında 25 saniye bekletilerek yapılmıştır. AISI 1040 çelik tarafı ise % 98 alkol + % 2 NHO<sub>3</sub> ile 3-5 saniye süreyle dağlanarak, optik yüzey fotoğrafları çekilmiştir.

Kaynaklı bağlantıların SEM incelemelerinde, İnönü Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarı' nda bulunan LEO marka EVO 40XVP model SEM cihazı kullanılmıştır. Aynı zamanda, çekme deneyi ve çentik darbe testi uygulanan numunelerin kırılma yüzeyleri Erciyes Üniversitesi, Kosgeb Teknoloji Geliştirme Merkezi Laboratuvarı' nda bulunan SEM cihazı kullanılarak incelenmiştir.

Kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde oluşan fazların elementer içerikleri, İnönü Üniversitesi, Merkezi Araştırma Laboratuvarı' nda elektron mikroskopunun bünyesinde bulunan BRUKER 125 eV marka EDS analiz cihazı kullanılarak belirlenmiştir. Kaynaklı bağlantıların ara bölgesinde oluşan fazları tespit etmek amacıyla XRD analizi yapılmıştır. Bu amaçla, kaynaklı numunelerden 2 mm kalınlığında numune kesilmiştir. Numunelerin kesilmesinde STRUERS ACCUTOM marka hassas numune kesme cihazı kullanılmıştır. Kesilen numunelerin yüzeyleri optik mikroskop ile inceleme de olduğu gibi zımparalama ve çuhayla parlatma aşamalarından geçirilmiştir. Bu analizlerin yapılmasında, Anadolu Üniversitesi, 2 Eylül Kampüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü, Seramik Araştırma Merkezi Laboratuvarı' nda bulunan BRUKER marka XRD-6000 cihazıyla Cu tüp / K $\alpha$  X-Işını tüpü, dalga boyu ( $\lambda=1.54056 \text{ \AA}$ ), 40 kV, 40 mA kullanılmıştır.

### 3.4.3. Mikrosertlik Analizi

Kaynak sonrası, numunelerin birleşme bölgesinde meydana gelen sertlik değişimini belirlemek için mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri; Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Laboratuvarı' nda bulunan LEICA MHF-10 marka mikrosertlik cihazında 200 gr yük altında Şekil 3.4' deki düzende 0.5 mm aralıklarla Vickers (HV) skalasında gerçekleştirilmiştir. Daha sonra bu değerler, bilgisayar ortamına aktarılarak mikrosertlik grafikleri çizilmiştir.

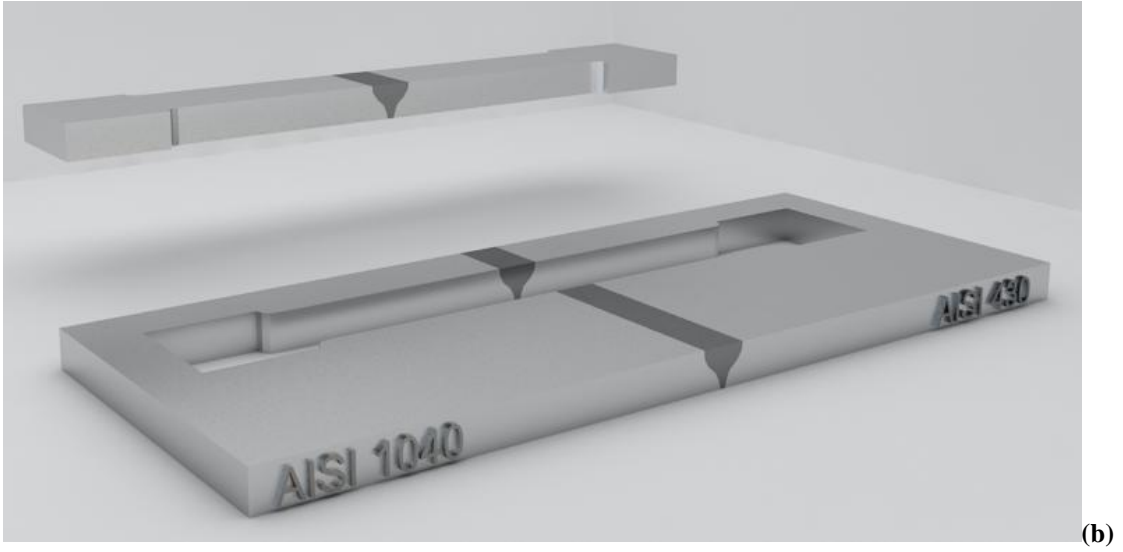
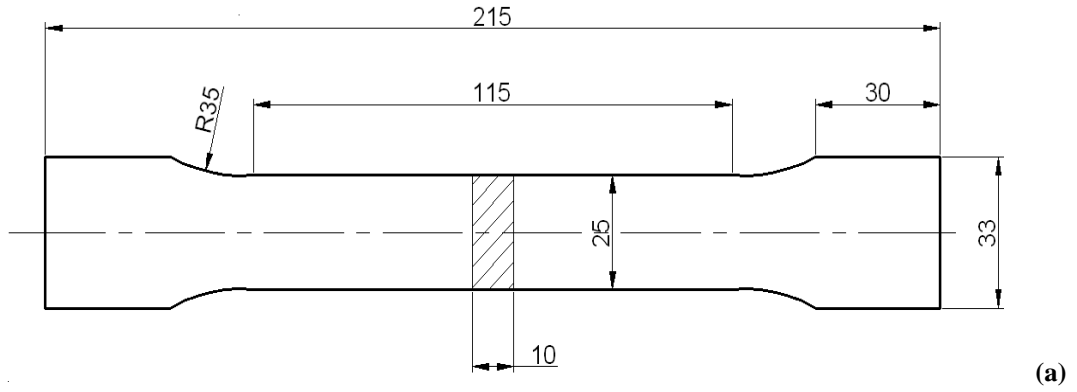


Şekil 3.4. Kaynak arakesiti üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm noktaları

### 3.4.2. Mekanik Testler

#### 3.4.2.1. Çekme Testi

Kaynaklı bağlantıların maksimum gerilme değerlerini belirlemek için levhalara, soğuk çekme testi uygulanmıştır. Çekme numuneleri; Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Makina Eğitimi Bölümü' nde bulunan JOHNFORD VMC 850 CNC dik işleme merkezi freze tezgahında TSE 138 standardına uygun olarak Şekil 3.5.a' da verilen ölçülerde kaynaklı levhalar üzerinden, birleşme yönüne dik doğrultuda Şekil 3.5.b' de gösterilen düzende hazırlanarak çıkarılmıştır.



Şekil 3.5. (a) Çekme testi için hazırlanan numune ve ölçüleri (TSE 138).  
(b) Plakadan numunenin çıkarılış düzeni

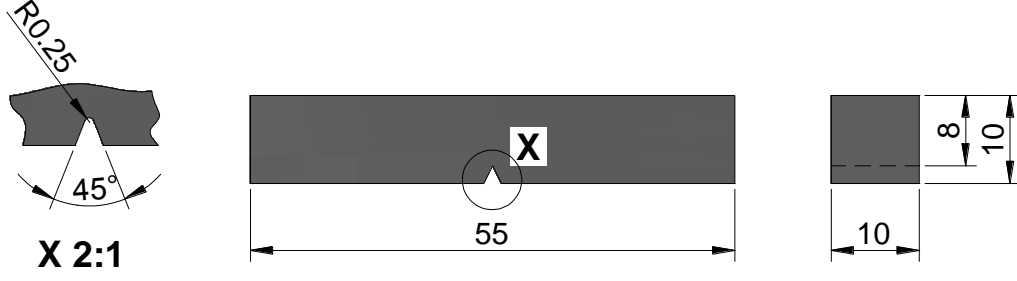
Çekme deneyleri; Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü Laboratuvarı' nda bulunan 20000 N' luk yük kapasitesine sahip INSTRON marka çekme test cihazında 1 mm/dak. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Gerçek gerilme ve gerçek uzama eğrileri okunarak belirlenmiştir.

#### 3.4.2.2. Çentik Darbe Testi

Kaynaklı bağlantıların çentik darbe dayanımını belirlemek amacıyla, TSE 269 standartına uygun olarak Şekil 3.6' daki ölçülerde numune hazırlanmıştır. Çentik darbe deneyleri; Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü



Laboratuvarı' nda bulunan INSTRON WOLPERT PW30 marka çentik darbe test cihazında, 300 Joule kapasiteli çekiç kullanılarak yapılmıştır.

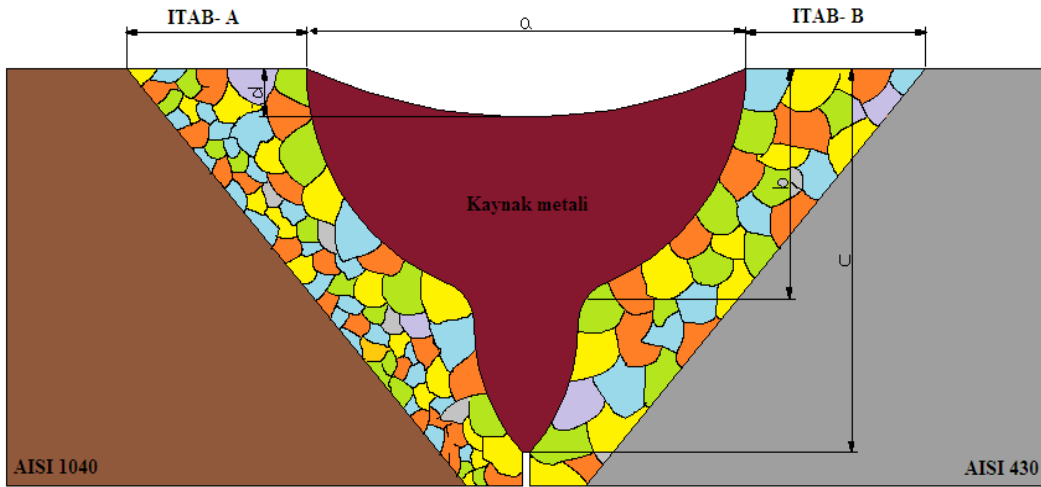


Şekil 3.6. Çentik darbe test numunesi (TSE 269).

## 4. DENEY SONUÇLARI ve TARTIŞMA

### 4.1. Kaynaklı Bağlantıların Makroyapı Değerlendirmesi

Farklı işlem parametreleri kullanılarak anahtar deliği plazma kaynağı ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantıların, yüzey ve ergiyik metalin profilindeki değişim Şekil 4.1' de şematik olarak verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinden alınan makro fotoğraflar değerlendirildiğinde, anahtar deliği profili boyutlarında önemli farklılıklar görüldüğü sonucuna ulaşılmıştır. Anahtar deliği profilindeki değişiklik a, b, c ve d harfleri ile gösterilen boyutlar ölçülerek değerlendirilmiştir. Kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan mikroyapı fotoğraflarından, farklı ısı kapasitelerine sahip olan AISI 430 ve AISI 1040 çelik çiftinin bir ergitmeli kaynak yöntemi olan plazma kaynağı ile birleştirilmesinde ITAB' de farklı yapısal değişimlerin ortaya çıktığı belirlenmiştir. Bu amaçla, kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim ITAB-A ve ITAB-B şeklinde ayırt edilerek tanımlanmıştır.

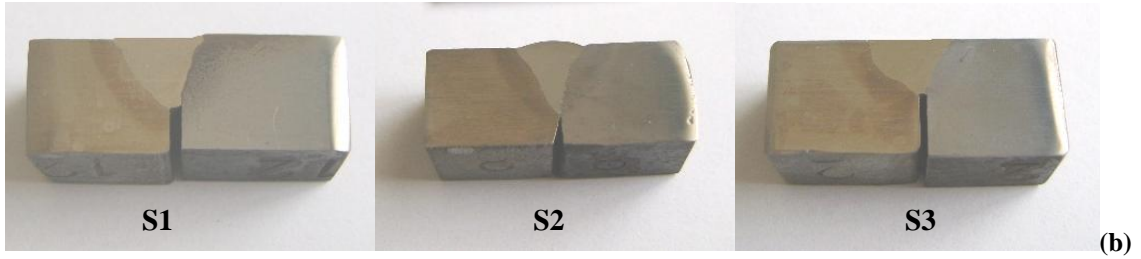
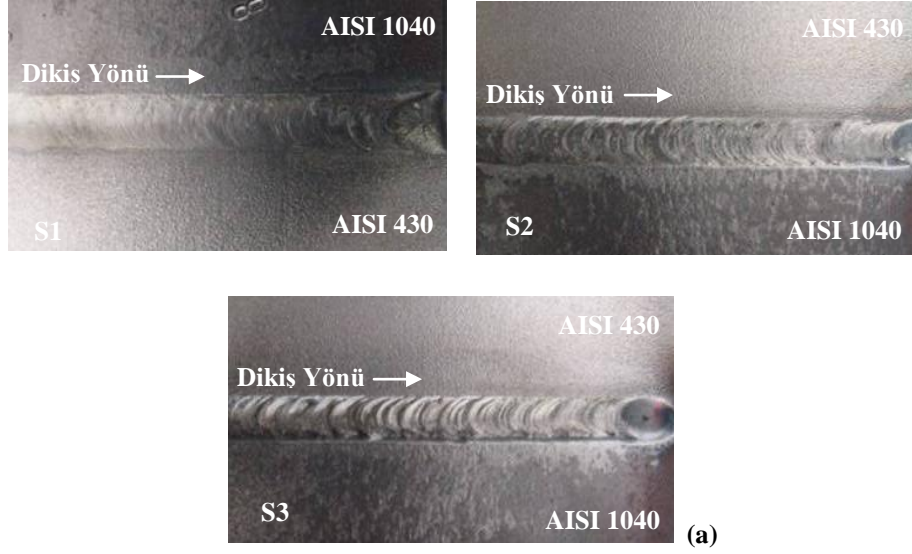


Şekil 4.1. Anahtar deliği plazma kaynağının kaynak arayüzeyinde meydana gelen anahtar deliği profili ve boyutlarını gösteren şematik resim

130 Amper akım şiddeti, 1.0 lt/dak. plazma gaz debisi, üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak birleştirilen S1, S2 ve S3 no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.2.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde (Şekil 4.2.a); S1, S2 ve S3 numunelerinin yüzeylerinde ilave metal

kullanmadan, kaynak ağızı açmaksızın ve tek pasoda yapılan kaynaklarda, herhangi bir kaynak hatasının olmadığı kusursuz birleştirmeler görülmektedir. Ara kesit yüzeyinde alınan makro fotoğraflar (Şekil 4.2.b) incelendiğinde; ilerleme hızına bağlı olarak farklı ergiyik metal profilleri gözlenmektedir. Her üç numuneye ait arayüzey makro fotoğraftan da görüldüğü gibi artan ilerleme hızına bağlı olarak, penetrasyon derinliğinde önemli bir değişiklik görülmemektedir. Ayrıca, ergiyik metal profilinde arzu edilen şarap fincanı yani anahtar deliğinin yeterince oluşmadığı görülmektedir. Kaynakların tamamında oluşan bu nüfuziyet yetersizliğinin, artan ilerleme hızına ve plazma gaz debisinin düşüklüğüne bağlı olduğu düşünülmektedir. Schwartz (1979) ve Lesnewich (1978), yapmış oldukları çalışmada; kaynak dikiş şeklinin, biçim ve boyutlarının (şarap fincanı şeklinde kaynak görüntüsü) tamamen kaynak akım şiddeti, plazma gaz debisi ve kaynak ilerleme hızına bağlı olduğunu vurgulamışlardır. Şekil 4.2.b incelendiğinde; ilerleme hızlarındaki kademeli artış, nüfuziyet derinliği ile kaynak metali ve havuzunun boyut değişimlerinde önemli rol oynadığı açıkça görülmektedir. Bunun nedeni ise; artan ilerleme hızına bağlı olarak birim alanın, yüksek sıcaklık tesiri altında kalma süresini düşürdüğünden dolayıdır.

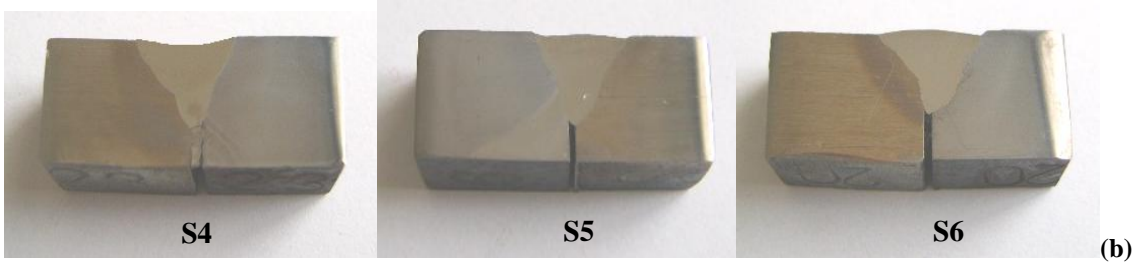
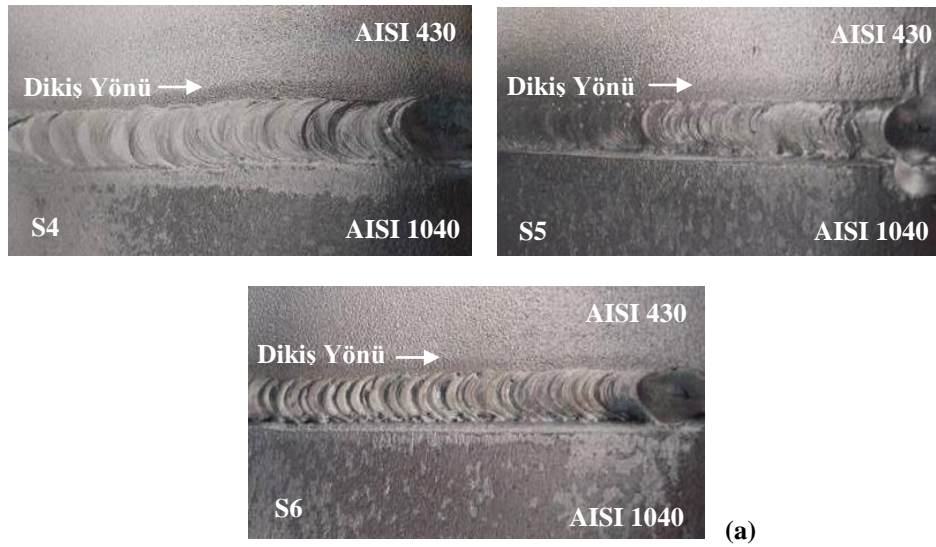
S1, S2 ve S3 numunelerinde ısının tesiri altındaki bölgelerin (ITAB-A ve ITAB-B toplamı) genişlikleri sırasıyla 6 mm, 5.5 mm ve 5 mm olarak ölçülmüştür. Bu uygulamada; ilerleme hızının azalması, ısı tesiri altında kalma süresini artıracak için ITAB bölgesi büyümüş ve genişlemiştir. ITAB' nin daralmasının nedeni ise daha yüksek ilerleme hızında oluşan kaynak ısısının, birim zamanda daha dar bir alana yayılmasıdır. Ayrıca, ITAB genişliğindeki bir başka etkili faktörün de iki malzemenin farklı ısı iletim katsayılarına sahip olması düşünülmektedir. Tablo 4.1' de S1, S2 ve S3 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametrelerin sonuçları görülmektedir.



**Şekil 4.2.a)** S1, S2 ve S3 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S1, S2 ve S3 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 130 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.0 lt/dak. d= 2.4 mm)

Plazma gaz debisi 0.1 lt/dak. artırılarak birleştirilen S4, S5 ve S6 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.3.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde (Şekil 4.3.a), artan ilerleme hızına bağlı olarak ergiyik metal genişliğinde daralma ve penetrasyon derinliğinde ise düşüş kaydedilmiştir. Ancak, S4 no' lu kaynaklı numunesine ait makro yüzey fotoğrafı incelendiğinde, kaynak havuzunun yüzeyinde çökme görülmektedir. 1.1 lt/dak plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen her üç kaynaklı bağlantı arayüzeyinde meydana gelen ergiyik metal profilinin anahtar deliği şekline yakın bir görünüm sergilediği açıktır. Anahtar deliği profilindeki bu değişim artan plazma gaz debisinden kaynaklanmaktadır. Plazma gaz debisindeki artışın, iki malzeme çifti arayüzeyinde oluşan ergiyik metaldeki ergime ve çözünmeyi artıracakları gerçeği daha derinliğine bir ergitmeye imkan sağlamaktadır. Ancak; kalınlığı 10 mm olan iki malzeme çiftini kaynak ağı açmaksızın gerçekleştirilen bu kaynaklı bağlantılarda, arzu edilen derinlikte bir bağlantının gerçekleşmediği görülmektedir.

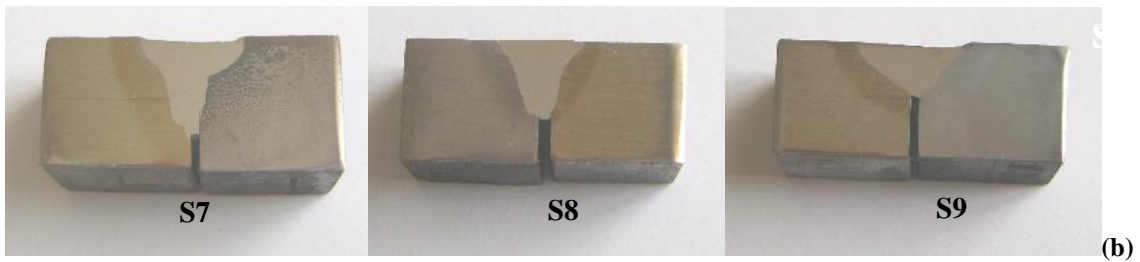
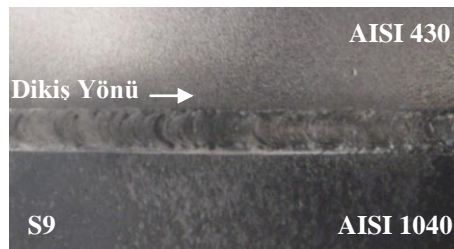
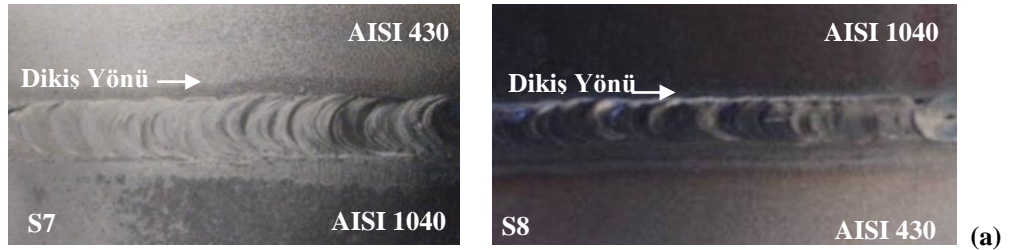
S4, S5 ve S6 numunelere ait arayüzey makro fotoğraflar incelendiğinde (Şekil 4.3.b) ısının tesiri altındaki bölgelerin (ITAB-A ve ITAB-B toplamı) genişliği sırasıyla 6.5 mm, 6 mm ve 5.5 mm olarak ölçülmüştür. S4 no' lu numunede kaynak havuzu iki malzeme çifti arayüzeyinde düzgün ve homojen bir dağılım göstermesine rağmen S5 ve S6 no' lu numunelerde kaynak havuzunun paslanmaz çelik tarafına kaydığı görülmektedir. Bu değişimin, ferritik paslanmaz çeliğin sahip olduğu düşük ısı iletim katsayısı ve daha düşük katılma hızından kaynaklandığı düşünülmektedir.



**Şekil 4.3.a)** S4, S5 ve S6 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S4, S5 ve S6 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 130 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.1 lt/dak. d= 2.4 mm)

1.2 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.4.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 4.4.a), artan ilerleme hızına bağlı olarak ısı girdisi azaldığından dikiş genişliğinde daralma görülmektedir. Dikiş yüzey topoğrafyası önceki kaynaklı bağlantılarla benzerlik göstermektedir. Ergimiş metalin geriye doğru istiflenmesinde ortaya çıkan krater yapısı

incelendiğinde S7 ve S8 no' lu numunelerde ortaya çıkan yapılar benzerlik göstermesine rağmen S9 no' lu numunede daha düzgün bir yüzey yapısının oluştuğu açıktır. Ortaya çıkan bu farklılık, artan ilerleme hızına bağlı olarak birim hücrenin enerji girdisi etkisinde kalma süresi ile ilişkilidir. Bu kaynaklı numunelerin arayüzey makro fotoğrafları incelendiğinde, S7 ve S8 no' lu numunelerde arzu edilen anahtar deliği profiline ulaşıldığı görülmektedir. S9 no' lu numunede ergiyik kaynak metali profilinde ulaşılan düşük nüfuziyet derinliğinin, artan ilerleme hızına bağlı plazma gaz debisinin etkinlik derecesini düşüreceği gerçeği sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Gaz debisininin ergiyik metal içerisinde meydana getirmiş olduğu boşaltmanın düşmesi ile beraber dikiş genişliğinde artış kaydedilmiştir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak nüfuziyet derinliğinde bir azalma kaydedilmiş olup S7 ve S9 no' lu numunelerde kaynak dikişi yüzeyinde paslanmaz çelik tarafında bir çökmenin oluştuğu görülmektedir. Bunun da paslanmaz çelik tarafında demirin difüzyon hızının düşüklüğünden ve yüksek kromlu bu alaşımın erken katılaşmasından ileri geldiği düşünülmektedir. Bu üç kaynaklı numuneye ait dikiş profil ölçüleri Tablo 4.1' de verilmiştir.



**Şekil 4.4.a)** S7, S8 ve S9 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S7, S8 ve S9 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 130 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.2 lt/dak. d= 2.4 mm)

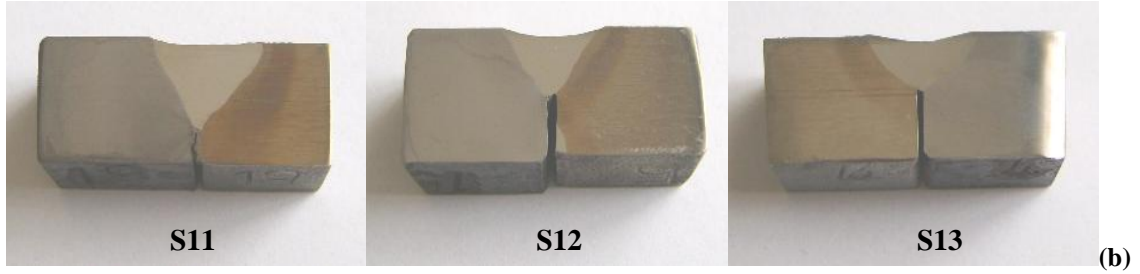
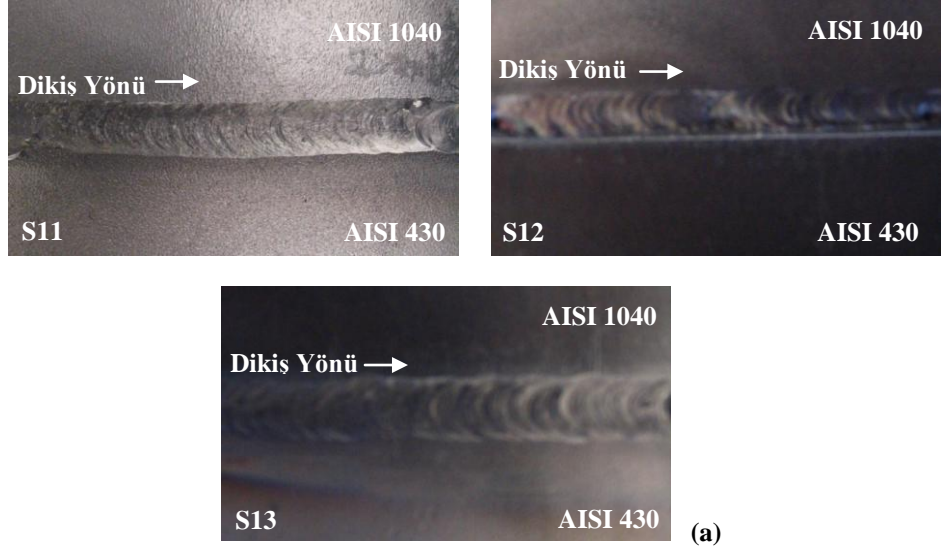
**Tablo 4.1.** S1-S9 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametreleri

Numune	a	b	c	d	Numune	a	b	c	d	Numune	a	b	c	d
S1	7.25	-	6	-	S4	7.50	-	6.5	-	S7	7.70	3	7	-
S2	6.20	-	4.5	-	S5	6.50	-	5	-	S8	6.75	-	5.5	-
S3	5.25	-	3	-	S6	5.40	-	3.5	-	S9	5.80	-	4	-

135 Amper akım şiddeti, 1.0 lt/dak. plazma gaz debisi, üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak birleştirilen S11, S12 ve S13 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.5.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait yüzey fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 4.5.a); S11 no' lu numunede düzgün ve eş yükseltide bir dikiş yapısının oluştuğu görülmektedir. İlerleme hızı artırılarak birleştirilen S12 ve S13 no' lu numunelere ait dikiş yüzeyinin farklı yükseltide krater yapısına sahip oldukları ve artan ilerleme hızına bağlı olarak oluşan bu kraterler arasındaki mesafenin arttığı görülmektedir. 5 amper artırılarak birleştirilen bu kaynaklı bağlantılar bir önceki grup ile kıyaslandığında, dikiş yüzeyinde meydana gelen çökmede artış olduğu gözlenmektedir. Bu numunelere ait arayüzey makroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 4.5.b); artan ilerleme hızına bağlı olarak nüfuziyet derinliğinde düşüş kaydedilmiştir. Her üç numunede de arzu edilen anahtar deliği profiline ulaşılmadığı görülmektedir. 130 amper kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarla kıyaslandığında dikiş yüzeyinde meydana gelen çökmede önemli derecede artış görülmektedir.

Akım şiddetindeki kademeli artışın, nüfuziyet derinliği ve kaynak metali boyut değişimlerinde önemli rol oynadığı belirlenmektedir. Çünkü; kaynak eksenine boyunca birim alanın, artan enerji girdisinin etkisinde kalma miktarı artmıştır. Şekil 4.5.b' de görüldüğü gibi, 1.0 lt/dak. plazma gaz debisi ve kaynak ilerleme hızınının 0.01 m/dak. olduğu S11 no' lu numunede nüfuziyet derinliği 6.5 mm iken 0.02 ve 0.03 m/dak. ilerleme hızları kullanılarak yapılan S12 ve S13 no' lu numunelerde bu derinlik 5 ve 3.5 mm olarak kaydedilmiştir.

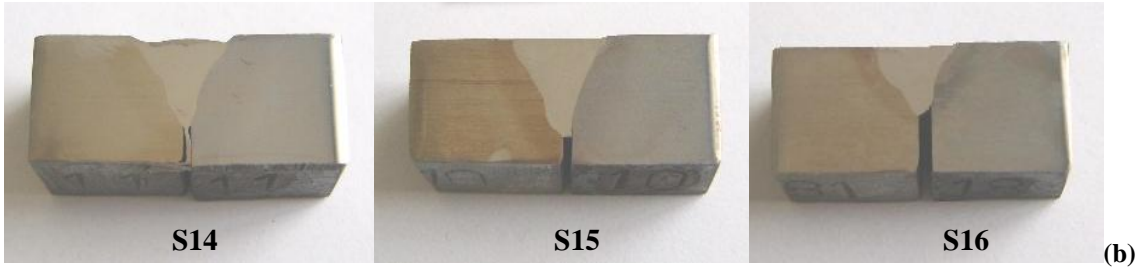
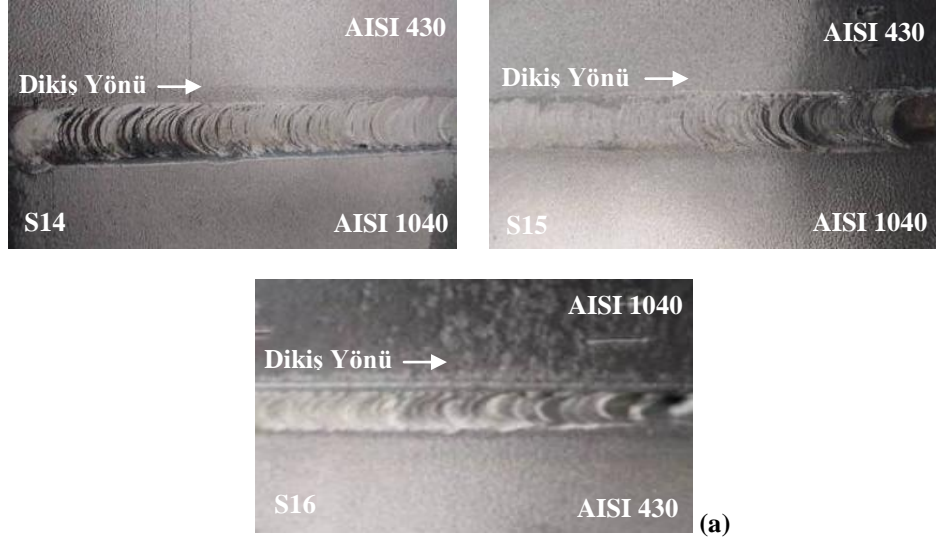
S11, S12 ve S13 numunelerindeki ısının tesiri altındaki bölgelerin (ITAB-A ve ITAB-B toplamı) genişliği sırasıyla 7 mm, 6.5 mm ve 5.5 mm olarak ölçülmüştür. 135 (A) akım şiddeti kullanılarak yapılan kaynaklarda, nüfuziyet derinliğinde ve ısıdan etkilenen bölgelerde kolaylıkla görülebilen bir miktar artış söz konusudur. Bu durum, artan akım şiddeti nedeniyle enerji ve ısı girişiindeki artışın etkisiyle ilişkilendirilebilir.



**Şekil 4.5.a)** S11, S12 ve S13 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S11, S12 ve S13 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 135 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.0 lt/dak. d= 2.4 mm)

1.1 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S14, S15 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.6.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde (Şekil 4.6.a); artan ilerleme hızına bağlı olarak dikiş yüzey topoğrafyasında önemli bir değişim görülmemekle beraber dikiş genişliğinde azalma kaydedilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait arayüzey makroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 4.6.b), S14 ve S15 no' lu numunelerde nüfuziyet derinliğinde artış kaydedilmiş olup, kaynak metali profilinin literatüre yakın ölçülerde olduğu görülmektedir. 130 A ve 1.1 lt/dak. plazma gaz debisi ile birleştirilen numunelerle karşılaştığımızda, nüfuziyet derinliklerinde önemli sayılabilecek derecede bir artışın olduğu görülmektedir. S14, S15 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde meydana gelen kaynak metalinin boyutları üzerinde yapılan ölçümler Tablo 4.2' de verilmiştir.

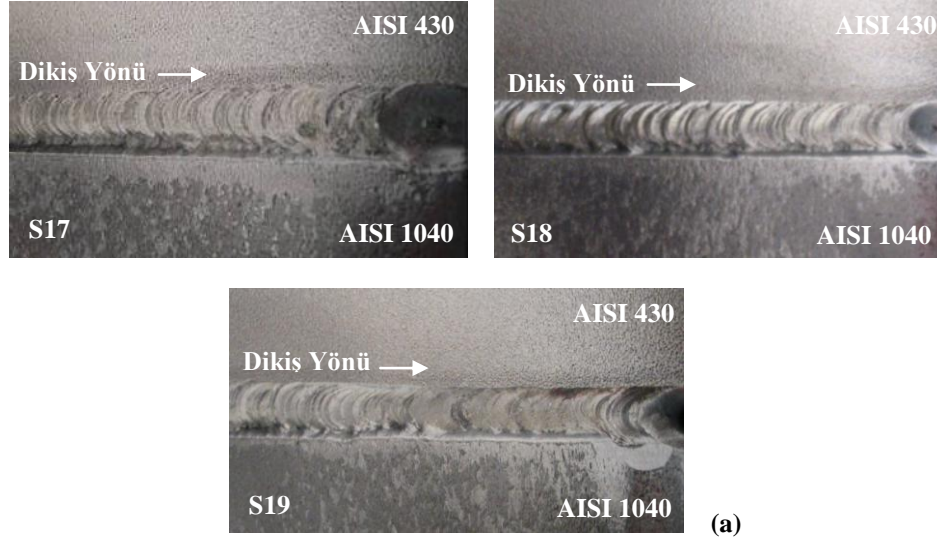




**Şekil 4.6.a)** S14, S15 ve S16 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S14, S15 ve S16 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 135 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.1 lt/dak. d= 2.4 mm)

1.2 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S17, S18 ve S19 no' lu kaynaklı bağlantılara ait yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.7.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde (Şekil 4.7.a); artan ilerleme hızına bağlı olarak dikiş yüzey topoğrafyasında önemli bir değişim görülmemekle beraber dikiş genişliğinde azalma kaydedilmiştir. S4 ve S18 no' lu numunelerde kaynak havuzu iki malzeme çifti arayüzeyinde düzgün ve homojen bir dağılım göstermesine rağmen S19 no' lu numunede kaynak havuzunun AISI 1040 çelik tarafına kaydığı görülmektedir. Şekil 4.7.b' de görüldüğü gibi 1.2 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, artan plazma gaz debisine bağlı olarak nüfuziyet miktarının arttığı görülmektedir.

S17, S18 ve S19 numunelerindeki ısının tesiri altındaki bölgelerin (ITAB-A ve ITAB-B toplamı) genişliği sırasıyla 8 mm, 7 mm ve 6.5 mm olarak ölçülmüştür. İlerleme hızı artıkça, dikiş genişliklerinde azalma görülmektedir. Tablo 4.2' de S17, S18 ve S19 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametrelerin sonuçları görülmektedir.



**Şekil 4.7.a)** S17, S18 ve S19 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S17, S18 ve S19 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 135 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.2 lt/dak. d= 2.4 mm)

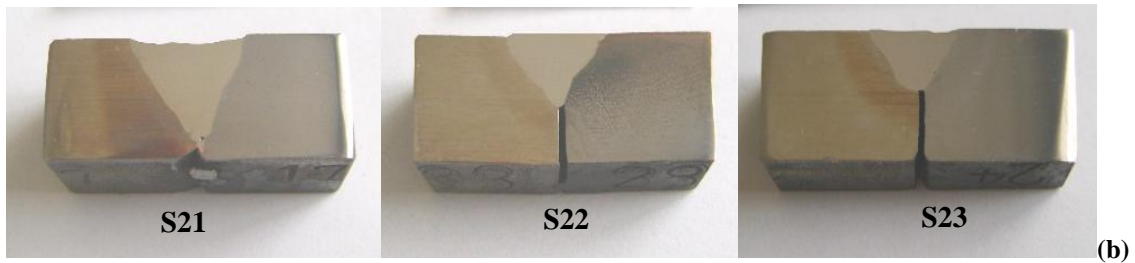
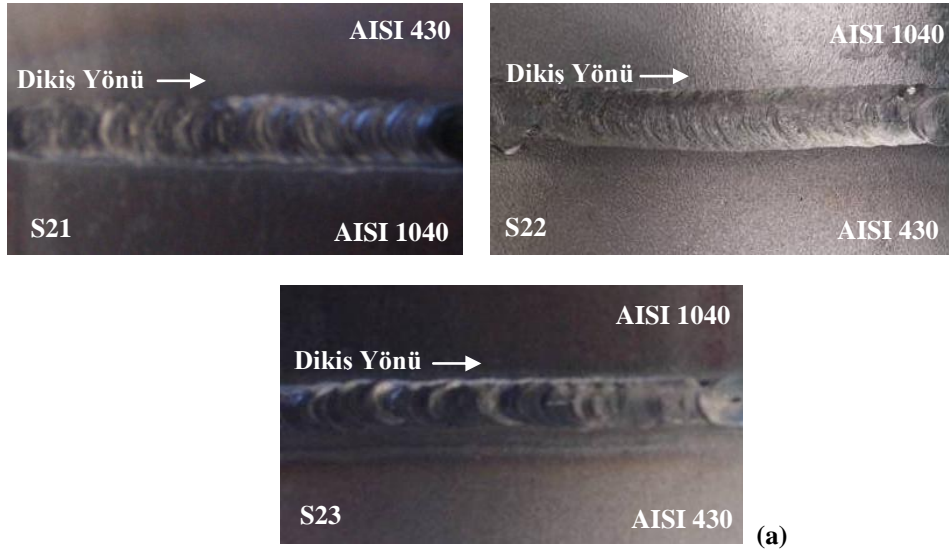
**Tablo 4.2.** S11-S19 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametreleri

Numune	a	b	c	d	Numune	a	b	c	d	Numune	a	b	c	d
S11	8.10	-	6.5	-	S14	8.40	-	7	-	S17	8.70	-	7.8	-
S12	7.30	-	5	-	S15	7.75	-	5.5	-	S18	7.80	-	6	-
S13	6.20	-	3.5	-	S16	6.30	-	4	-	S19	6.50	-	5	-

140 Amper akım şiddeti, 1.0 lt/dak. plazma gaz debisi, üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak birleştirilen S21, S22 ve S23 no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.8.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde, S21, S22 ve S23 numunelerinin yüzeylerinde, herhangi bir kaynak hatasının olmadığı görülmektedir. Numunelerin ara kesit yüzeylerinde, kaynak merkezinin alt noktasında nüfuziyetsiz bölgelerin yer aldığı birleştirmeler görülmektedir. Ancak; artan akım şiddetine bağlı olarak nüfuziyet derinliklerinde 130 ve 135 amperle

yapılan birleştirmelere kıyasla artışlar görülmektedir. Bu durum, artan akım şiddeti nedeniyle ısı girişindeki artışın etkisiyle ilişkilendirilebilir. 0.01 m/dak.'lık ilerleme hızında nüfuziyet derinliğinin daha iyi olduğu dikkat çekmektedir. S22 no'lu numunede düzgün ve eş yükseltide bir dikiş yapısının oluştuğu görülmektedir. İlerleme hızı artırılarak birleştirilen S21 ve S23 no'lu numunelere ait dikiş yüzeyi farklı yükseltide krater yapısına sahip oldukları ve artan ilerleme hızına bağlı olarak oluşan bu kraterler arasındaki mesafenin arttığı görülmektedir. Her üç numunede de kaynak havuzu iki malzeme çifti arayüzeyinde düzgün ve homojen bir dağılım gösterdiği ve S21 no'lu kaynaklı bağlantının kaynak havuzunun yüzeyinde çökme oluştuğu görülmektedir.

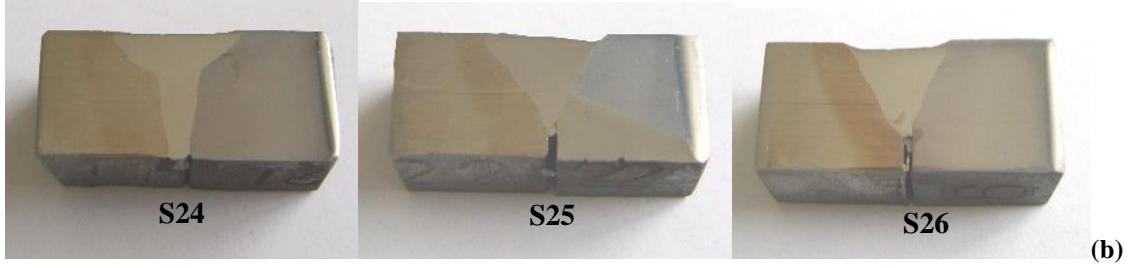
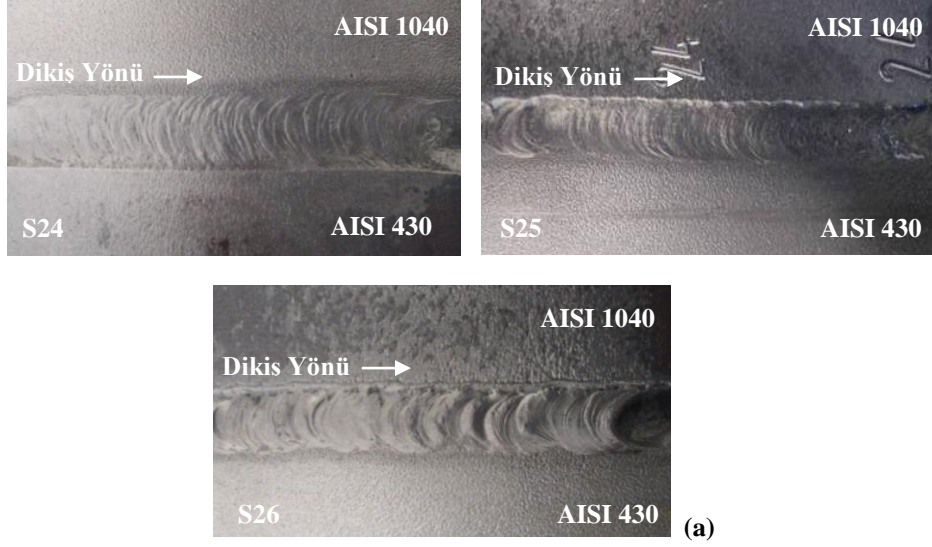
S21, S22 ve S23 numunelerindeki ısının tesiri altındaki bölgelerin (ITAB-A ve ITAB-B toplamı) genişliği sırasıyla 8 mm, 7.5 mm ve 6.5 mm olarak ölçülmüştür. Tablo 4.3' de S21, S22 ve S23 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametrelerin sonuçları görülmektedir.



**Şekil 4.8.a)** S21, S22 ve S23 No'lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S21, S22 ve S23 No'lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 140 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.0 lt/dak. d= 2.4 mm)

1.1 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S24, S25 ve S26 no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.9.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait dikiş yüzey topoğrafyası incelendiğinde; S24 ve S25 no' lu numunede düzgün ve eş yükseltide bir dikiş yapısının olduğu görülmektedir. Bu iki kaynaklı numunenin arayüzey makro fotoğrafları incelendiğinde; S24 no' lu numunede arzu edilen, ilave metal kullanmadan ve kaynak ağzı açmadan literatüre uygun olarak anahtar deliği profiline ulaşıldığı görülmektedir. Her üç numunede de kaynak havuzu iki malzeme çifti arayüzeyinde düzgün ve homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Ancak; bu numunelere ait arayüzey makroyapı fotoğrafları incelendiğinde (Şekil 4.9.b); artan ilerleme hızına bağlı olarak nüfuziyet derinliğinde düşüş kaydedilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi 1.1 lt/dak. plazma gaz debisi ve kaynak ilerleme hızının 0.01 m/dak. olduğu S24 no' lu kaynaklı bağlantıda nüfuziyet derinliği daha iyi olup, 0.02, 0.03 m/dak. olduğu yüksek ilerleme hızlarındaki, birleştirmelerde nüfuziyetsiz bölgeler yine görülmektedir. S25 ve S26 no' lu kaynaklı bağlantılarda arzu edilen anahtar deliği profiline ulaşılmadığı görülmesine rağmen, 130 ve 135 amper akım şiddeti ile yapılan birleştirmelere kıyasla daha iyi bir nüfuziyetin olduğu kaynaklı bağlantılar tespit edilmiştir.

S24, S25 ve S26 numunelerindeki ısının tesiri altındaki bölgelerin (ITAB-A ve ITAB-B toplamı) genişliği sırasıyla 9 mm, 8 mm ve 7 mm olarak ölçülmüştür. Artan akım şiddeti ve plazma gaz debisine bağlı olarak dikiş genişlikleri artış göstermiştir. Tablo 4.3' de S24, S25 ve S26 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametrelerin sonuçları görülmektedir.

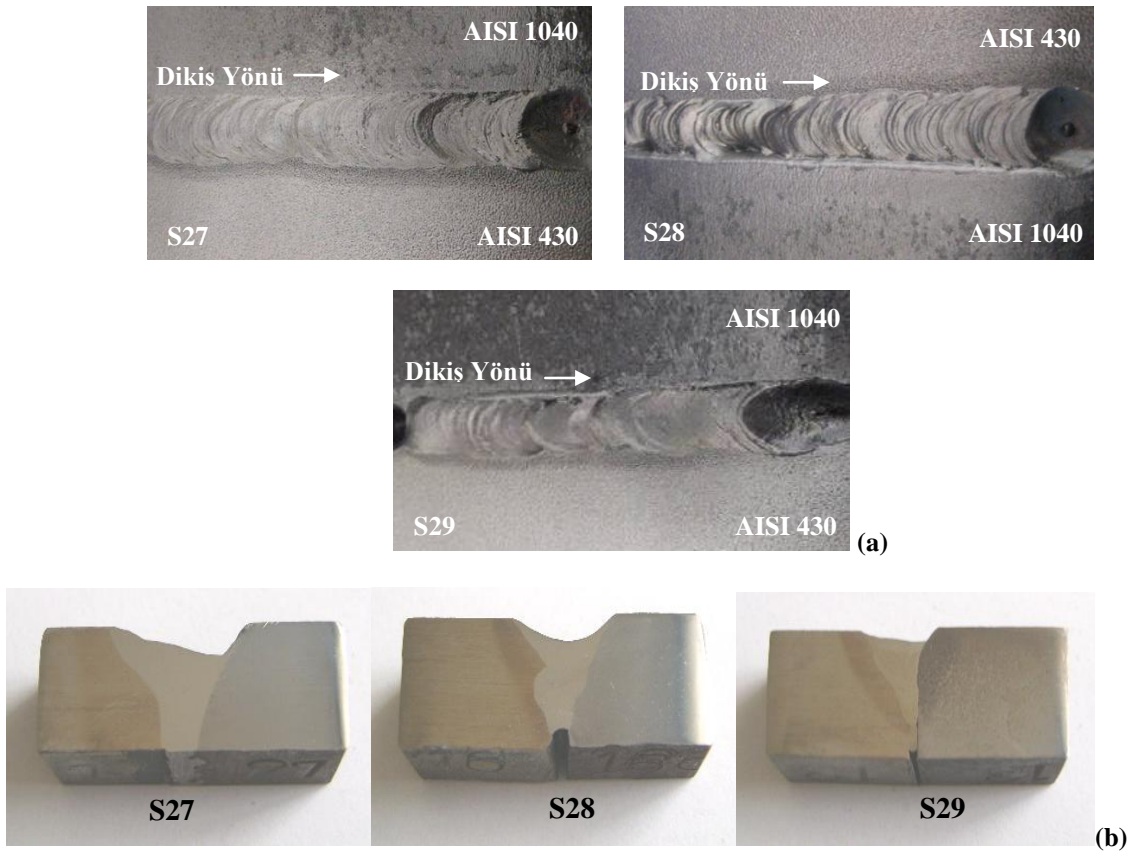


**Şekil 4.9.a)** S24, S25 ve S26 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S24, S25 ve S26 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 140 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/ dak. D= 1.1 lt/ dak. d= 2.4 mm)

Plazma gaz debisi 0.2 lt/dak. artırılarak birleştirilen S27, S28 ve S29 no' lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.10.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait fotoğraflar incelendiğinde; S27, S28 ve S29 numunelerinin yüzeylerinde, artan akım şiddeti ve plazma gaz debisinin oluşturduğu kaynak enerjisi ve sıcaklığı nedeniyle yer yer çöküntüler görülmektedir. Çöküntüler özellikle AISI 430 tarafında oluşmaktadır. Bu durum, artan plazma gaz debisi ve düşük ilerleme hızı nedeniyle ısı girişindeki artışın etkisiyle ilişkilendirilebilir. 140 (A) kullanılarak yapılan üç bağlantıda da yüksek akım şiddeti ve plazma gazının yüksekliği nedeniyle yüzeyde ulaşılan sıcaklık değerleri, diğer bağlantılarla karşılaştırıldığında, maksimum değerlere ulaşmıştır. Şekil 4.5.b' de görüldüğü gibi, 1.2 lt/dak. plazma gaz debisi ve kaynak ilerleme hızının 0.01 m/dak. olduğu S27 no' lu numunede çökme derinliği 2 mm iken 0.02 ve 0.03 m/dak. ilerleme hızları kullanılarak yapılan S28 ve S29 no' lu numunelerde bu derinlik 1.70 ve 1.20 mm olarak kaydedilmiştir. 130 ve 135 (A) amper kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarla kıyaslandığında dikiş yüzeyinde

meydana gelen çökmede önemli derecede artış görülmektedir. Akım şiddetindeki kademeli artışın, nüfuziyet derinliği ve kaynak metali boyut değişimlerinde önemli rol oynadığı belirlenmektedir. Çünkü; kaynak eksenine boyunca birim alanın, artan enerji girdisinin etkisinde kalma miktarı artmıştır. Her üç numunede de kaynak havuzu iki malzeme çifti arayüzünde düzgün ve homojen bir dağılım görülmemektedir. Bu duruma, artan akım şiddeti ve plazma gaz debisinin neden olduğu düşünülmektedir.

S27, S28 ve S29 numunelerindeki ısının tesiri altındaki bölgelerin (ITAB-A ve ITAB-B toplamı) genişliği sırasıyla maksimum 9 mm, 8 mm ve 7 mm olarak ölçülmüştür. Tablo 4.3' de S27, S28 ve S29 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametrelerin sonuçları görülmektedir.



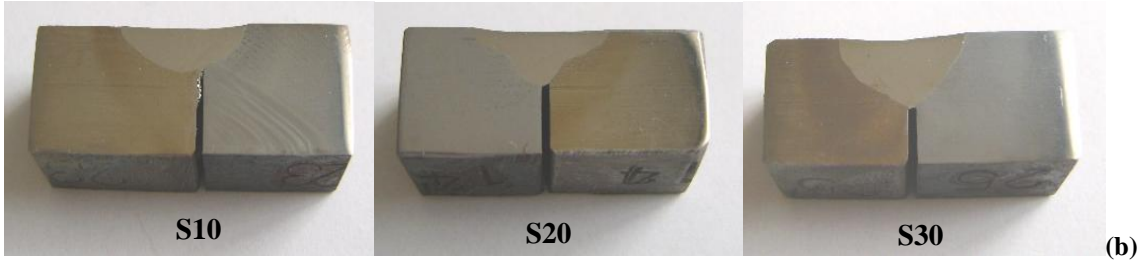
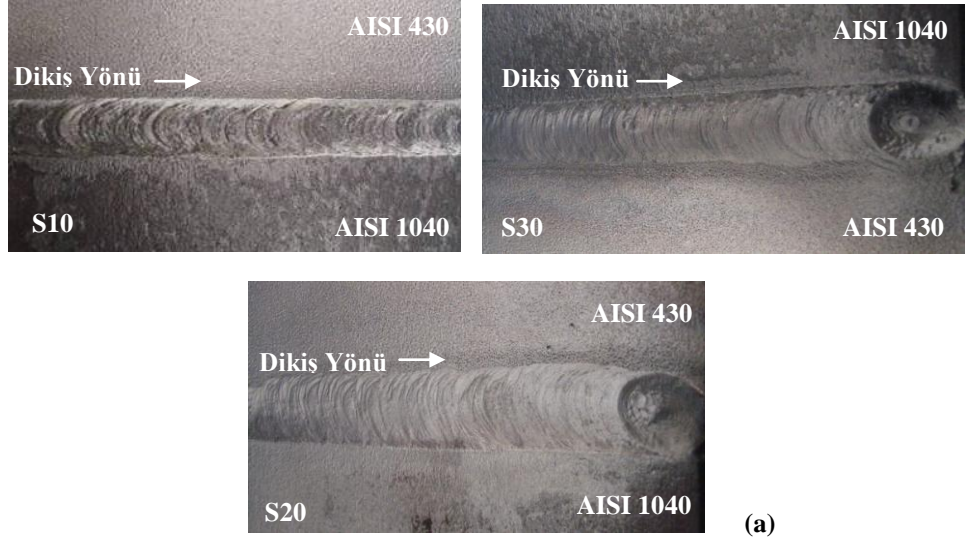
**Şekil 4.10.a)** S27, S28 ve S29 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S27, S28 ve S29 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
( $I=140$  A  $V=0.01, 0.02, 0.03$  m/dak.  $D=1.2$  lt/dak.  $d=2.4$  mm)

**Tablo 4.3.** S21-S29 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametreleri

Numune	a	b	c	d	Numune	a	b	c	d	Numune	a	b	c	d
S21	9.50	-	8.70	-	S24	9.90	-	10	-	S27	10.50	-	8	2.40
S22	8.30	-	6	-	S25	8.50	-	8	-	S28	8.80	-	7.5	1.70
S23	7.30	-	5	-	S26	7.70	-	7	-	S29	8.20	-	6.5	1.20

130, 135, 140 Amper akım şiddeti, 1.2 lt/dak. plazma gaz debisi, 0.01 m/dak.'lık kaynak ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen S10, S20 ve S30 no'lu kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzey makro fotoğrafları Şekil 4.11.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait dikiş yüzey topoğrafyası incelendiğinde; her üç numunede de düzgün ve eş yükseltide bir dikiş yapısının oluştuğu görülmektedir. Bu kaynaklı numunelerin arayüzey makro fotoğrafları incelendiğinde, S20 ve S30 no'lu numunelerde arzu edilen, ilave metal kullanmadan ve kaynak ağzı açmadan literatüre uygun olarak anahtar deliği profiline ulaşıldığı ve her üç numunede de kaynak havuzunun iki malzeme çifti arayüzeyinde düzgün ve homojen bir dağılım gösterdiği görülmektedir. Numunelerin ara kesit yüzeylerinde, kaynak merkezinin alt noktasında yeterli kaynaklanma derinliklerine ulaşamadığı dikkat çekmektedir. Şekil 4.11.b' de görüldüğü gibi 1.2 lt/dak. plazma gaz debisi ve 0.01 m/dak.'lık ilerleme hızıyla yapılan kaynaklı bağlantılarda, artan nozul çapına bağlı olarak, nüfuziyet derinliklerinin azaldığı ve bu durum, nozul çapı ve akım şiddeti arttıkça daha geniş bir hacme ısının yayılmasıyla ilişkilendirilebilir. Ancak, yüksek plazma gaz debisi ve düşük kaynak ilerleme hızı sebebiyle sıcaklığın artmasıyla ITAB, ulaşılan sıcaklığa bağlı olarak büyüme göstermiştir. Şekil 4.11.b' de görüldüğü gibi, 1.2 lt/dak. plazma gaz debisi ve kaynak ilerleme hızının 0.01 m/dak. olduğu S10 no'lu numunede nüfuziyet derinliği 3 mm iken S20 ve S30 no'lu numunelerde bu derinlik 4 ve 5 mm olarak kaydedilmiştir. Artan akım şiddetine bağlı olarak, kaynaklanma derinliklerinde artma görülmektedir.

S10, S20 ve S30 numunelerindeki ısının tesiri altındaki bölgelerin (ITAB-A ve ITAB-B toplamı) genişliği sırasıyla 7 mm, 8 mm ve 9 mm olarak ölçülmüştür. Tablo 4.4' de S10, S20 ve S30 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametrelerin sonuçları görülmektedir.



**Şekil 4.11.a)** S10, S20 ve S30 No' lu numunelerin kaynak yüzey makro görüntüsü  
**b)** S10, S20 ve S30 No' lu numunelerin kaynak arayüzey makro görüntüsü  
(I= 130, 135, 140 A V= 0.01 m/dak. D= 1.2 lt/dak. d= 3.2 mm)

**Tablo 4.4.** S10, S20 ve S30 numunelerine ait kaynak arayüzey geometrik parametreleri

Numune	a	b	c	d
S10	10.20	-	5	-
S20	11	-	4	-
S30	11.50	-	3	-



## 4.2. Kaynaklı Bağlantıların Mikroyapı Değerlendirmesi

Deneyleerde kullanılan AISI 1040' çeliğinin kaynak öncesi orijinal mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafı Şekil 4.12' de verilmiştir. Yapıda yaklaşık aynı oranlarda perlit ve ferrit vardır, taneler eş yönlenmiştir. AISI 1040 çeliğın ergitmeli kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde sergilemiş olduğu kaynak kabiliyeti büyük önem arz etmektedir. Bu çeliğın sahip olduğu kimyasal kompozisyon nedeniyle, kaynak sonrası birleşme bölgesinde arzu edilmeyen yapıların ortaya çıkması kaçınılmazdır. AISI 1040 çeliğın kaynak kabiliyeti ve sertleşme eğilimi, malzeme kompozisyonu esas alınarak karbon eşdeğeri formülü ile belirlenmiştir. Buna göre;

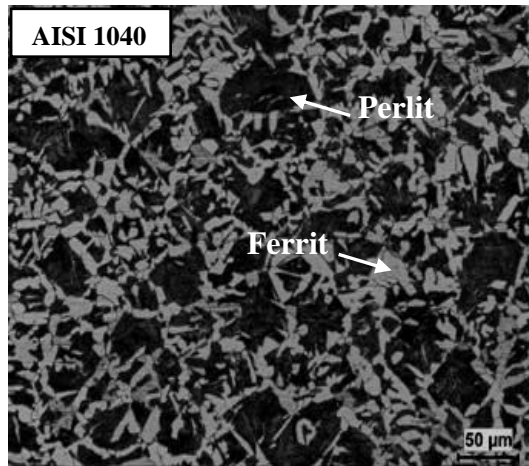
$$C_{eş} = \% C + \% Mn / 6 + \% Si / 24 + \% Ni / 40 + \% Cr / 5 + \% Mo / 4$$

$$C_{eş} = 0.391 + 0.655 / 6 + 0.158 / 24$$

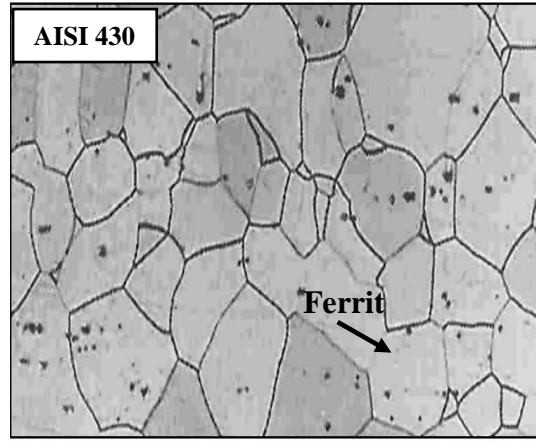
$$C_{eş} = 0.506 \text{ olarak bulundu.}$$

Bu değeri ( $C_{eş} > 45$ ) AISI 1040 çeliğinin kaynak esnasında sertleşme ve çatlama eğiliminde olduğunu yada martenzit oluşma olasılığının yüksek olduğunu göstermektedir.

Deneyleerde kullanılan AISI 430' un kaynak öncesi orijinal mikroyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafıda Şekil 4.13' de verilmiştir. AISI 430 ferritik paslanmaz çeliğın mikroyapısında, ferrit (beyaz) ve ferritik matris dönüşüm ürünleri yer almaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005).



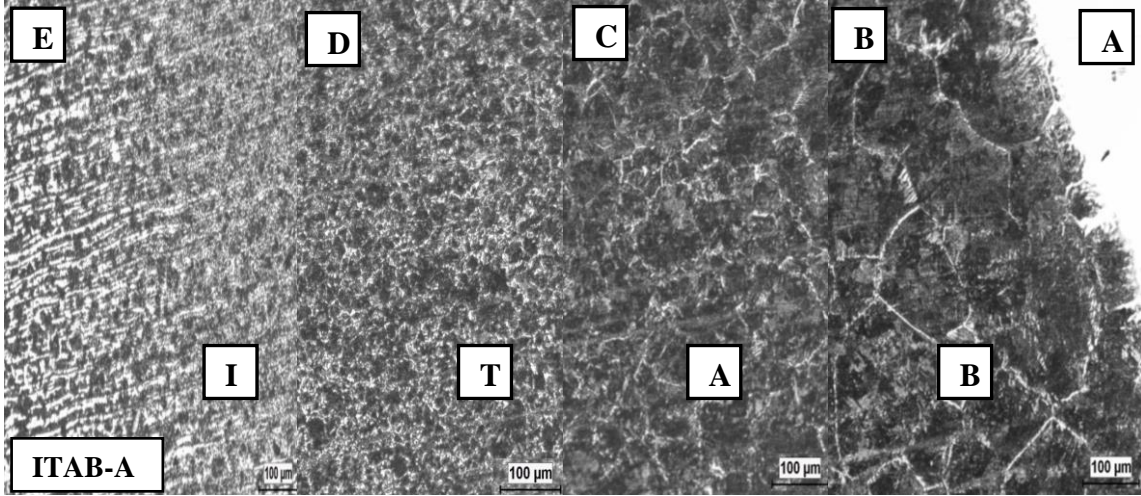
Şekil 4.12. Deneyle numunesi standart AISI 1040' ın mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.13. Deney numunesi standart AISI 430' un mikroyapı fotoğrafı (Odabaş, 2007).

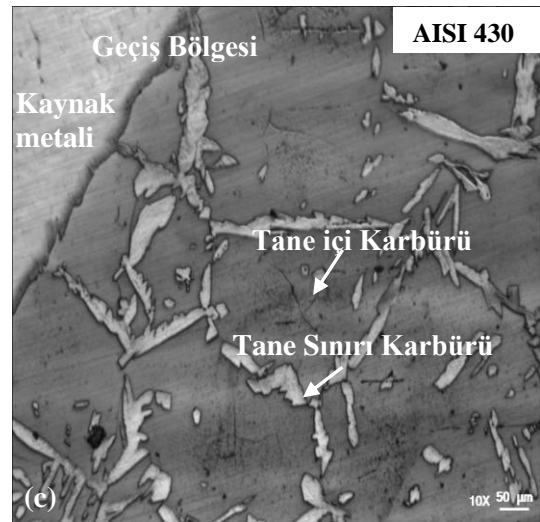
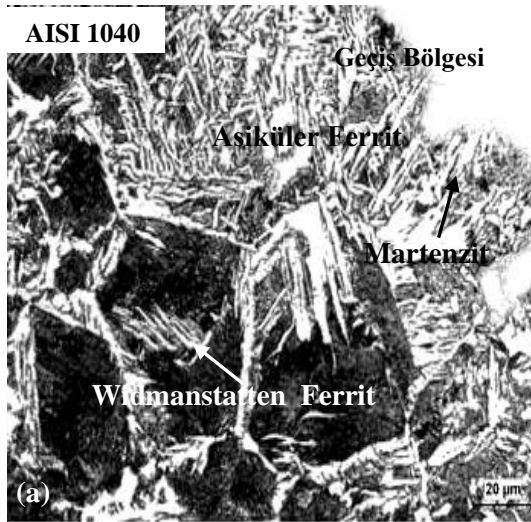
Kaynaklı bağlantıların mikroyapıları incelendiğinde; paslanmaz çelik, kaynak metali ve karbonlu çeliğe ait üç farklı mikroyapı görülmektedir. Şekil 4.14' deki optik fotoğraf incelendiğinde, dikişin hemen yanında AISI 1040 tarafında esas itibariyle beş farklı bölge meydana geldiği görülmektedir. Bu bölgeler, çeliklerin ergitme kaynağında meydana gelen tipik bölgelerdir. Isının tesiri altındaki dört bölge ve ana metal bu bölgeleri oluşturmaktadır. ITAB-A' da dikişin hemen yanında kısmen erimiş bölge "A", İri taneli bölge "B", İnce taneli bölge "C", Kısmen dönüşmüş bölge "D", Ana malzeme "E" olarak tamamen mikroyapı karakteristiğine bağlı olarak adlandırılmıştır. Ayrıca, bütün numunelerin kaynak havuzunun genişliğinde, artan ilerleme hızına bağlı olarak kaynak sıcaklığının düşmesiyle daralmalar gözlenmiştir. Bu bölgelerin boyutlarının (genişlikleri), işlem parametrelerine bağlı olarak değişim gösterdiği literatürlerde de vurgulanmaktadır. Şekil 4.15-a' da görüldüğü gibi bütün numunelerde dikişin hemen yanında, ana metalin içine doğru uzanan kısmen ergimiş dar bir bölge görülmektedir. Bölgenin hemen yanında, bol miktarda asiküler ferrit adacıkları yer almaktadır. Asiküler ferritler daha çok, ergime sınırında ve malzemenin serbest yüzeylerinde, yani soğuma hızının yüksek olduğu kısımlarda oluşmuştur. Asiküler ferritin hem soğuma hızına, hem de yapıdaki inklizyonlara bağlı olduğu ve inklizyonlardan başladığı bilinmektedir (Kou, 2003). İri taneli bölgede, tane sınırlarından başlayan çok sayıda Widmanstätten ferrit mevcuttur. Küçük taneli bölgenin yanında, bütün numunelerde nispeten dar bir aralıkta yeniden kristalleşmiş bölge yer almakta ve bu bölgeyi ana metal izlemektedir. Dikişin hemen yanında taneler çok irileşmiştir. İri taneli bölge ile küçük taneli bölge arasında tedrici bir geçiş vardır; yani taneler yavaş yavaş küçülmekte ve daha sonra tamamen küçülmüş tanelerden oluşan

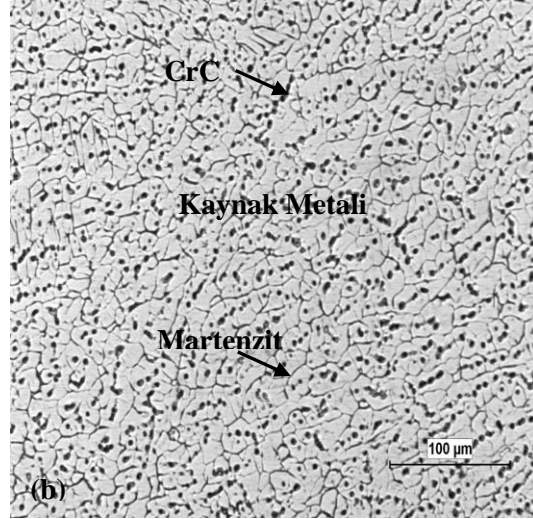
bölgeye geçilmektedir.



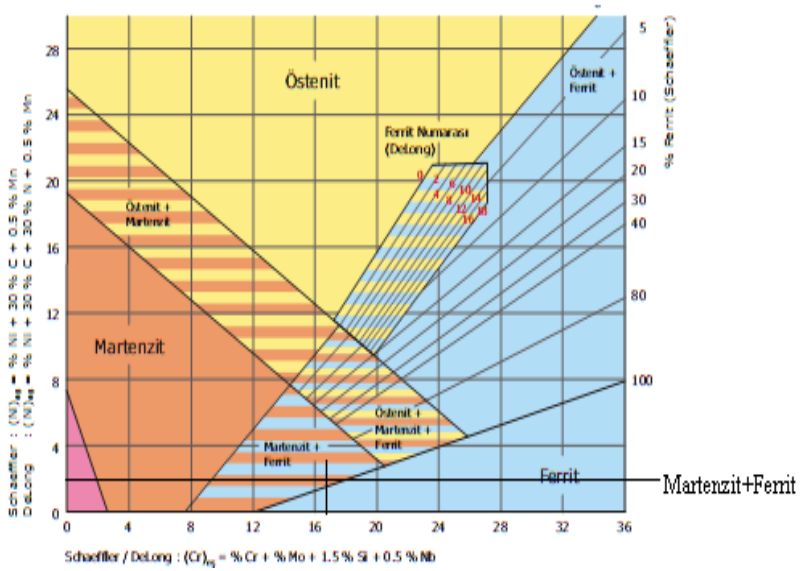
Şekil 4.14. ITAB-A'nın mikroyapı fotoğrafı (OM)

Ayrıca, tane irileşmesinin olduğu bölgede tane içi ve tane sınırlarında yoğun bir krom karbür ( $Cr_xC_y$ ) ürünleri görülmektedir. Şekil 4.15-b' de kaynak metali mikroyapısı, dikişte katılma dendritik olarak gerçekleşmiş olup birbirine eşit ferrit taneleri ve ince rastgele tane içi ve tane sınırlarında dağılmış krom karbür partiküllerinden ( $Cr_xC_y$ ) oluşmaktadır.





Şekil 4.15. S1 Nolu kaynaklı bağlantının optik fotoğrafı  
a) AISI 1040 tarafı b) Kaynak metali c) AISI 430 tarafı ve geçiş bölgesi



Dikişin faz yapısını veren Schaffler Diyagramına göre (Odabaş, 2007);

$$Cr_{es} = \% Cr + \% Mo + 1.5 \times \% Si$$

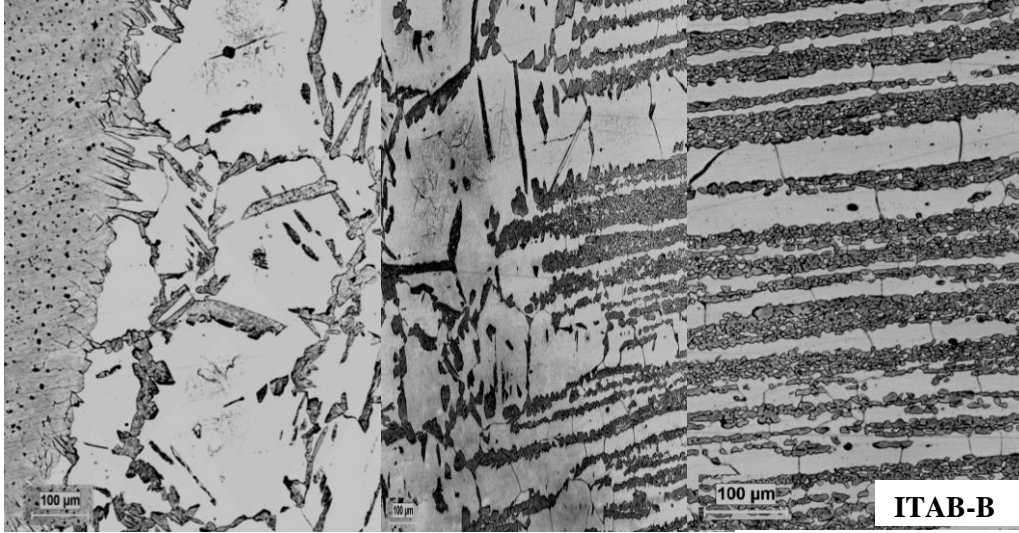
$$Cr_{es} = 16.2 + 0.016 + 1.5 \times 0.44 = 16.876 \text{ ve}$$

$$Ni_{es} = \% Ni + 30 \times \% C + 0.5 \times \% Mn$$

$$Ni_{es} = 0.22 + 30 \times 0.048 + 0.5 \times 0.610 = 1.965 \text{ olarak bulundu.}$$

Diyagrama göre, dikişte martenzit + ferrit bulunması gerekir. Dikişte katılaşma dendritik olarak gerçekleşmiştir. Kaynak metalleriindeki katılaşma, yer yer ferritik bir yapı göstermektedir. Şekil 4.15-c' de görüldüğü gibi bütün numunelerde dikişin hemen yanında AISI 430 tarafında, karbürü yoğun bir bölgenin oluştuğu görülmektedir. Bu karbürler tane

sınırı karbürleri olup,  $Cr_xC_y$  formülüne göre oluşan karbürlerdir. Karbürü yoğun bölgenin hemen yanında ferrit taneleri bir miktar irileşmiştir. Kaynak bölgesinden mesafeli olarak, tane sınırlarında martenzit (siyah) dağılımı ve ferrit tanelerinin (beyaz) ilerleyen kabalaşması artar. Bu alaşımın mikroyapısı; birbirine eşit ferrit taneleri, ince ince rastgele dağılmış tane içi ve tane sınırı krom karbürlerinden ( $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$ ,  $Cr_3C_2$ ,  $CrC$ ) oluşmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005).



Şekil 4.16. ITAB-B' nin mikroyapı fotoğrafı (OM)

Deneylerde tane boyutları, ASTM tane boyut ölçümü EN 112 standardına göre hesaplanmıştır. Bu yöntemle göre, toplam 500 mm' lik toplam ölçme uzunluğunda (LL) tane sınırı kesişim sayısı (NL) ölçülmüş ve bulunan kesişim sayısı,

$$NA = NL / LL / M$$

formülünde yerine yazılarak, ortalama kesişim sayısı bulunmuştur. Burada M= Optik mikroskoptaki büyütmedir. Daha sonra, ortalama kesişim uzunluğu  $L3 = 1 / NA$  formülü yardımı ile tane boyut numarası G hesaplanmıştır.

$$G = (-6,5754 (\log L3) - 3.298)$$

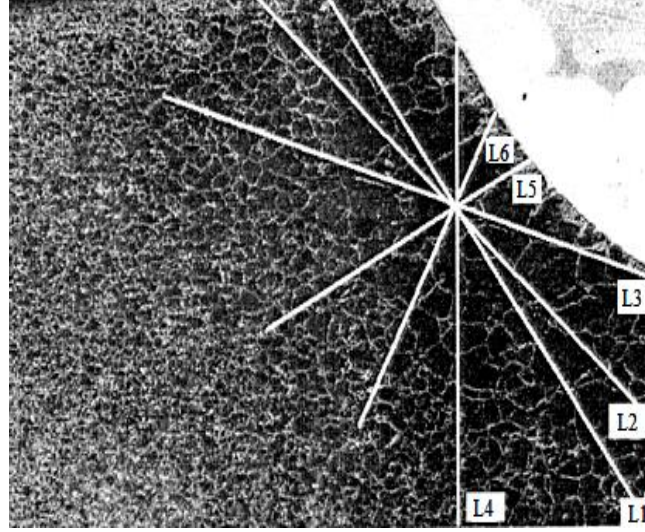
Bulunan G değeri de kullanılarak tablodan tane boyutu bulunmuştur.

Beyaz çizgilerin toplamı da dairelerin çevre uzunluklarının toplamı da LL' dir.

$$LL = L1 + L2 + L3 + L4 + L5 + L6$$

Burada NL= Kesişim sayısı M= Optik mikroskoptaki büyütme oranı

Ortalama kesişim uzunluğu L3' dür.



Şekil 4.17. İri taneli bölgede tane boyutunu hesaplamak için kullanılabilir doğrular gelişigüzel seçilmiştir

Kaynak süresince parçaya verilen  $Q_{net}$  enerji aşağıdaki formüllerden yararlanılarak hesaplanmıştır (Ureña vd., 2007).

$$Q = \eta \cdot I \cdot U / V \text{ (J/cm)}$$

Akım I (A): amper cinsinden PTA kaynağı çalışma akımını,

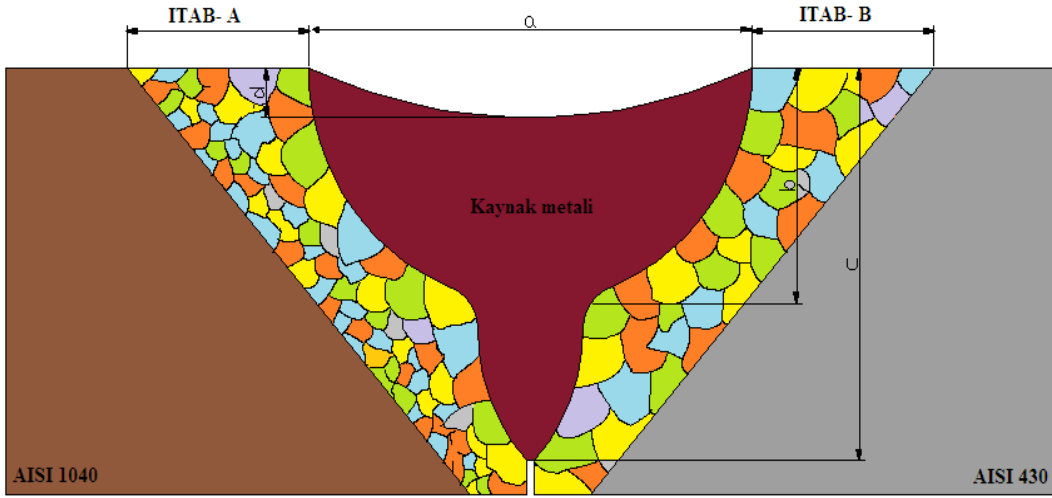
Çalışma gerilimi U (V), volt cinsinden çalışma akımına denk gelen gerilimini,

Kaynak hızı V (m/dak.), dakika başına denk gelen ilerleme hızını,

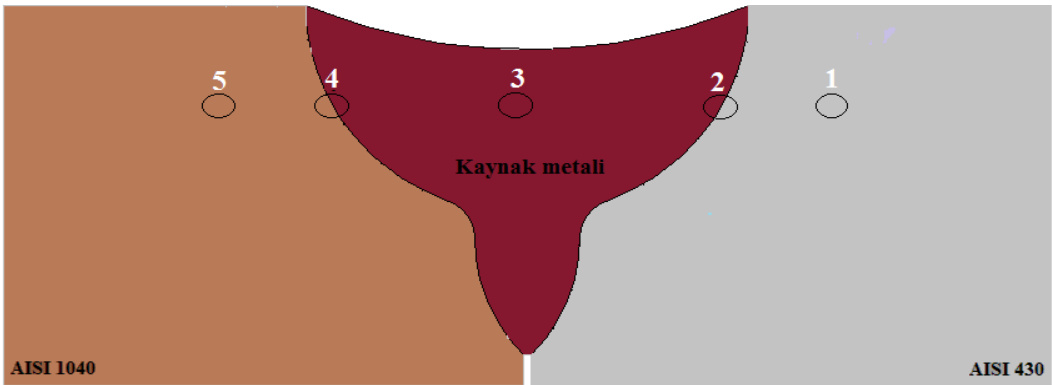
Verimlilik katsayısı  $\eta$ , Joule cinsinden kaynak bölgesine aktarılan enerjiyi göstermektedir.

### 4.3. Kaynaklı Bağlantıların Arayüzeyinden Alınan Mikroyapı, EDS ve XRD Analiz Sonuçlarının Değerlendirmesi

Farklı işlem parametreleri kullanılarak ve ilave metal kullanmadan PTA kaynak tekniği ile birleştirilen AISI 430/AISI 1040 kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyi üzerinde alınan optik fotoğraflar Şekil 4.20-44’ de sırasıyla verilmiştir. Bu çalışmada, farklı bileşime sahip iki metal çifti birleştirilmiş olduğundan kaynak havuzu sağında ve solunda farklı yapıların ortaya çıktığı açıktır. Bu nedenle, mikroyapı değerlendirilmesi yapılırken Şekil 4.18’ de verilen tanımlama esas alınarak kaynak havuzu, ITAB-A (kaynak havuzuna bitişik AISI 1040 tarafı) ve ITAB-B (kaynak havuzuna bitişik AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafı) şeklinde adlandırılarak tanımlanmaya çalışılacaktır. Elde edilen bu mikroyapı fotoğrafları incelendiğinde, geleneksel ergitme kaynak yöntemlerinde ortaya çıkan mikroyapı ile temelde benzerlik göstermektedir.



Şekil 4.18. Kaynaklı bağlantıların mikroyapı değerlendirilmesinin gösterimi



Şekil 4.19. Kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan EDS analiz noktalarını gösterir şematik resim

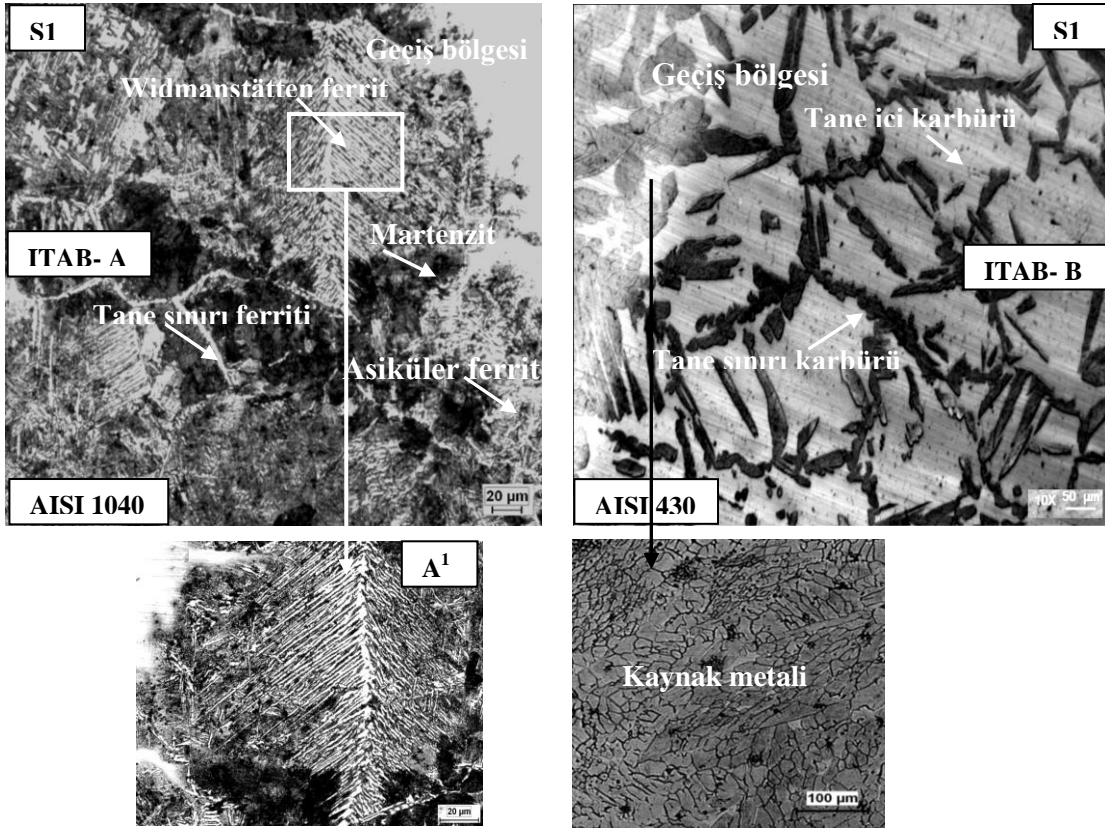
130 (A) akım şiddeti, üç farklı plazma gaz debisi (1.0, 1.1 ve 1.2 lt/dak.), üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak PTA yöntemi ile birleştirilen S1, S2 ve S3 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar Şekil 4.19, 4.20 ve 4.21' de verilmiştir. S1 no' lu kaynaklı bağlantının birleşme arayüzeyi üzerinde alınan (kaynak havuzuna bitişik ITAB-A ve ITAB-B) mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, kaynak havuzuna bitişik her iki geçiş bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. ITAB-A ve ITAB-B taraflarına doğru ilerledikçe, ısı girdisinin yapmış olduğu tavlama etkisiyle tane irileşmesinin olduğu ve daha sonra yapının hızlı soğuma etkisinde kalan kısmında ise küçük taneli homojen bölgeye dönüştüğü görülmektedir. ITAB-A tarafında ana metalin içine doğru uzanan kısmen ergimiş dar bir bölge ve bol miktarda asiküler ferrit adacıkları yer almaktadır ve iri taneli bölgede, tane sınırlarından başlayan çok sayıda Widmanstätten ferrit mevcuttur. Asiküler ferritler daha çok, ergime sınırında ve malzemenin serbest yüzeylerinde, yani soğuma hızının yüksek olduğu kısımlarda oluşmuştur. Asiküler ferritin hem soğuma hızına, hem de yapıdaki inklizyonlara bağlı olduğu ve inklizyonlardan başladığı bilinmektedir (Kou, 2003). Ayrıca; bu bölgede, esas metale göre aşırı bir tane irileşmesi görülmektedir. Bu bölgeye bitişik nispeten dar bir aralıkta yeniden kristalleşmiş bölge yer almakta ve bu bölgeyi ana metal izlemektedir. İri taneli bölge ile küçük taneli bölge arasında tedrici bir geçiş vardır; yani taneler yavaş yavaş küçülme ve daha sonra tamamen küçülmüş tanelerden oluşan bölgeye geçilmektedir. ITAB-B tarafında da iri taneli bölgeden oluşan ferritik paslanmaz çeliğe ait tipik mikroyapı morfolojisi görülmektedir. Mikroyapının ferrit fazlarından meydana geldiği ve iri taneli bölgede yoğun tane içi ve tane sınırı çita şeklinde krom karbürlerin oluştuğu görülmektedir. ITAB-B tarafında ortalama tane boyutu S1, S2 ve S3 numuneleri için, 0.200 mm, 0.25 mm ve 0.21 mm olarak belirlenmiştir.

Şekil 4.20' deki S2 numunesinde ise artan ilerleme hızına bağlı olarak hem kaynak havuzunda daralma hem de ITAB' de daralma görülmektedir. Birleşme bölgesinde meydana gelen bu yapısal değişim, artan ilerleme hızına bağlı olarak birim hücrenin ısının tesiri altında kalma süresini azaltarak sıcaklığın tavlama etkisini azaltması sonucu gerçekleştiği düşünülmektedir. Aynı zamanda, sıcaklığın yaratmış olduğu bu tavlama etkisi düştükçe yüksek sıcaklıktan soğuma süresi kısalmaktadır. Bu mekanizma, AISI 1040 tarafında martenzit oluşumunu tetiklerken, AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafında  $T_{8/5}$  sıcaklığının hızlı geçmesine katkı sağlayarak krom karbür oluşumunu sınırlandırır.

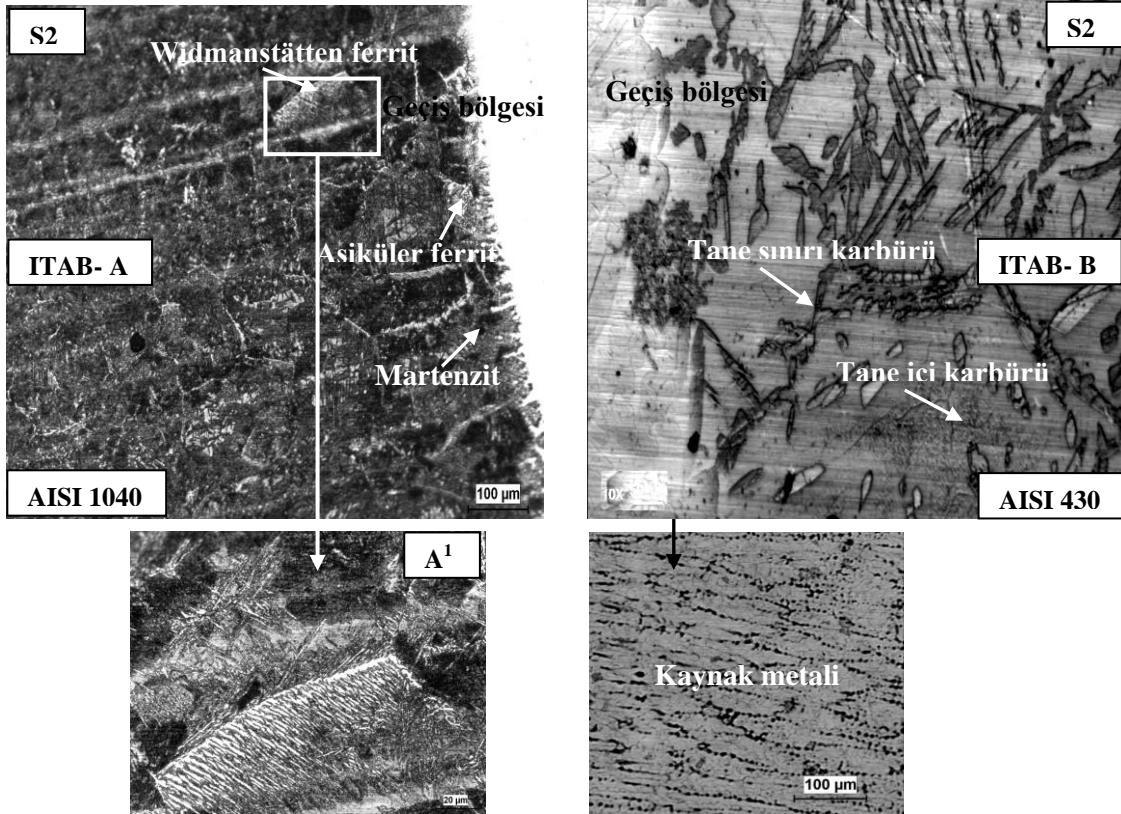


İlerleme hızı 0.02 m/dak. artırılarak birleştirilen S3 no' lu kaynaklı bağlantıya ait arayüz mikroyapı fotoğrafları incelendiğine, ITAB-A ve ITAB-B' de meydana gelen yapısal değişim, S1 ve S2 no' lu kaynaklı bağlantılar ile kıyaslandığında önemli farklılıkların olduğu görülmektedir. Bu değişim, ITAB-A geçiş bölgesinde yoğun martenzit oluşumunu hızlandırarak kaynağın mukavemeti açısından olumsuzluk yaratırken, ITAB-B tarafında hızlı soğumanın etkisiyle krom karbür oluşum yoğunluğunda azalma kaydedilerek olumlu sonuç sağlamıştır.

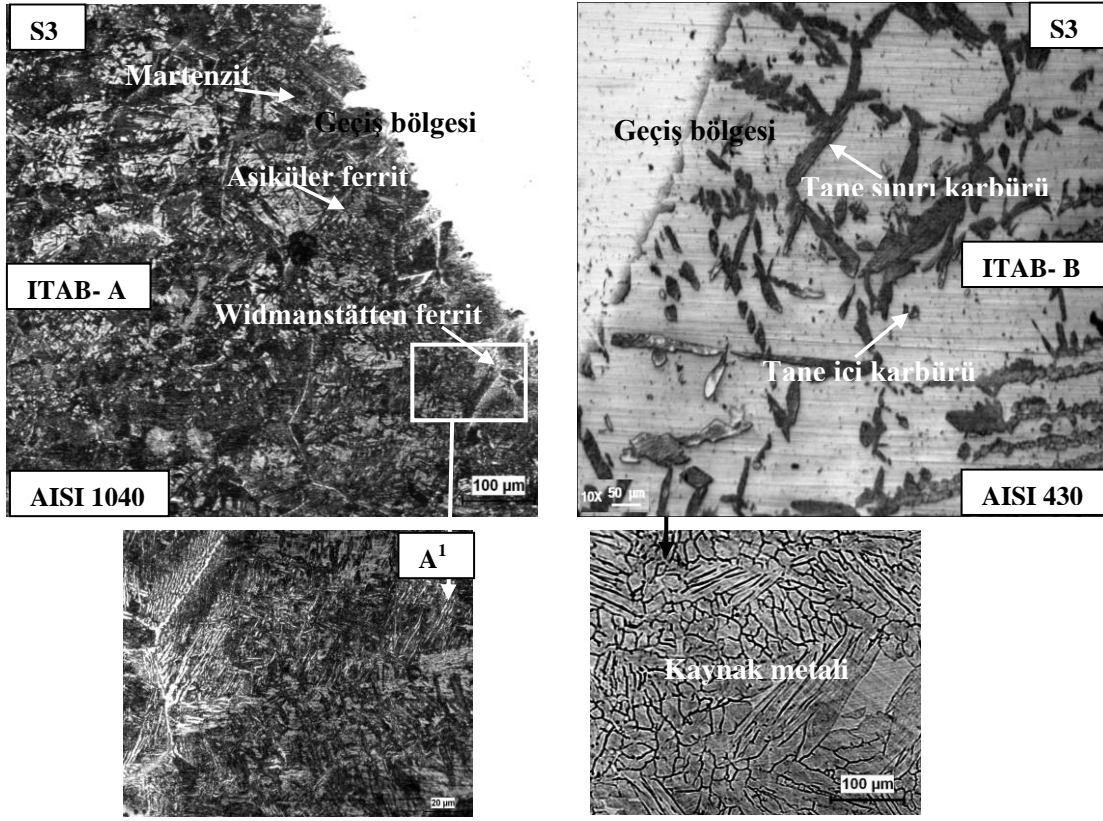
S1, S2 ve S3 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS (Tablo 4.5) ve X-ray (Şekil 4.23) analiz sonuçları görülmektedir. Numunelere ait EDS analizleri incelendiğinde; kısmen erimiş bölgede karbon miktarı yüksektir ve burada krom karbürler tane sınırı karbürü olarak çökelmişlerdir. AISI 430 ferritik paslanmaz çelik malzemedan AISI 1040 karbonlu çelik malzemeye doğru krom elementi difüzyonu meydana gelirken, aynı mesafede AISI 1040 çelikten AISI 430 çeliğe doğru karbon elementi difüzyonu meydana geldiği görülmektedir. Bunun nedeni; karbonun bir arayer elementi olması sebebiyle paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasındandır. 0.01 m/dak.' lık kaynak ilerleme hızında, 0.02 m/dak. ve 0.03 m/dak.' lık kaynak ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı bağlantılara göre düşük ilerleme hızına bağlı olarak, krom ve karbon elementi difüzyonu artmaktadır. Çünkü, kaynak akım şiddeti ve plazma gaz debisinin artışına bağlı olarak oluşan enerji ve kaynak ergime sıcaklığının artış göstermesi difüzyonu artırmaktadır. Ancak, ilerleme hızı arttıkça krom ve karbon elementi difüzyonunda düşme görülmektedir. Bu durum, artan kaynak hızına bağlı olarak ısı girdisinin düşmesiyle ilişkilendirilebilir.



Şekil 4.20. S1 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



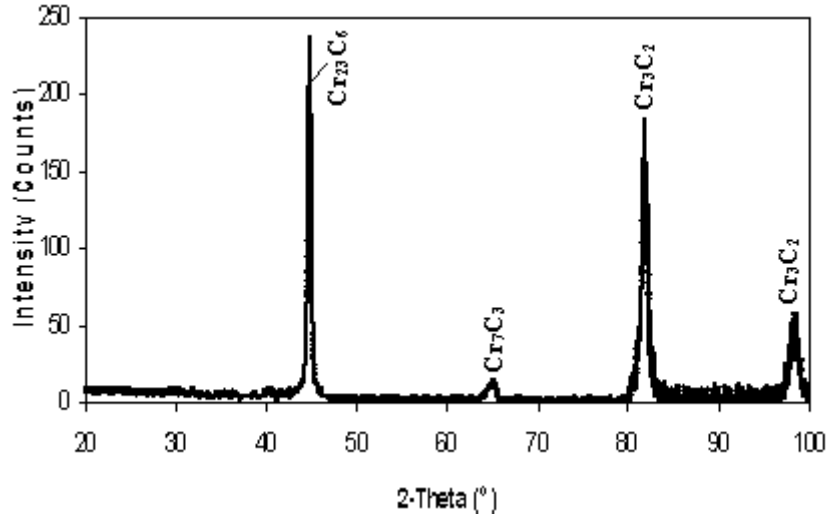
Şekil 4.21. S2 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.22. S3 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

Tablo 4.5. S1, S2 ve S3 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S1	1. Bölge	0.18	0.54	14.64	2.83	79.06	1.03
	2. Bölge	0.22	0.51	13.38	2.84	80.04	1.02
	3. Bölge	0.16	0.25	11.19	2.93	83.02	0.94
	4. Bölge	0.14	0.40	6.11	2.66	88.36	1.00
	5. Bölge	0.13	0.19	0.48	2.49	94.72	0.78
S2	1. Bölge	0.24	0.52	14.90	2.91	78.21	0.98
	2. Bölge	0.17	0.33	12.59	2.91	81.38	1.05
	3. Bölge	0.20	0.46	11.79	2.83	82.04	0.87
	4. Bölge	0.12	0.24	4.59	2.77	90.31	0.82
	5. Bölge	0.15	0.19	0.55	2.63	94.25	0.79
S3	1. Bölge	0.17	0.55	14.85	2.68	79.21	0.98
	2. Bölge	0.18	0.36	11.82	3.18	82.08	0.69
	3. Bölge	0.16	0.25	11.19	2.93	83.02	0.94
	4. Bölge	0.13	0.21	2.24	2.97	92.54	0.72
	5. Bölge	0.13	0.23	0.47	2.66	94.55	0.80



Şekil 4.23. S1 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

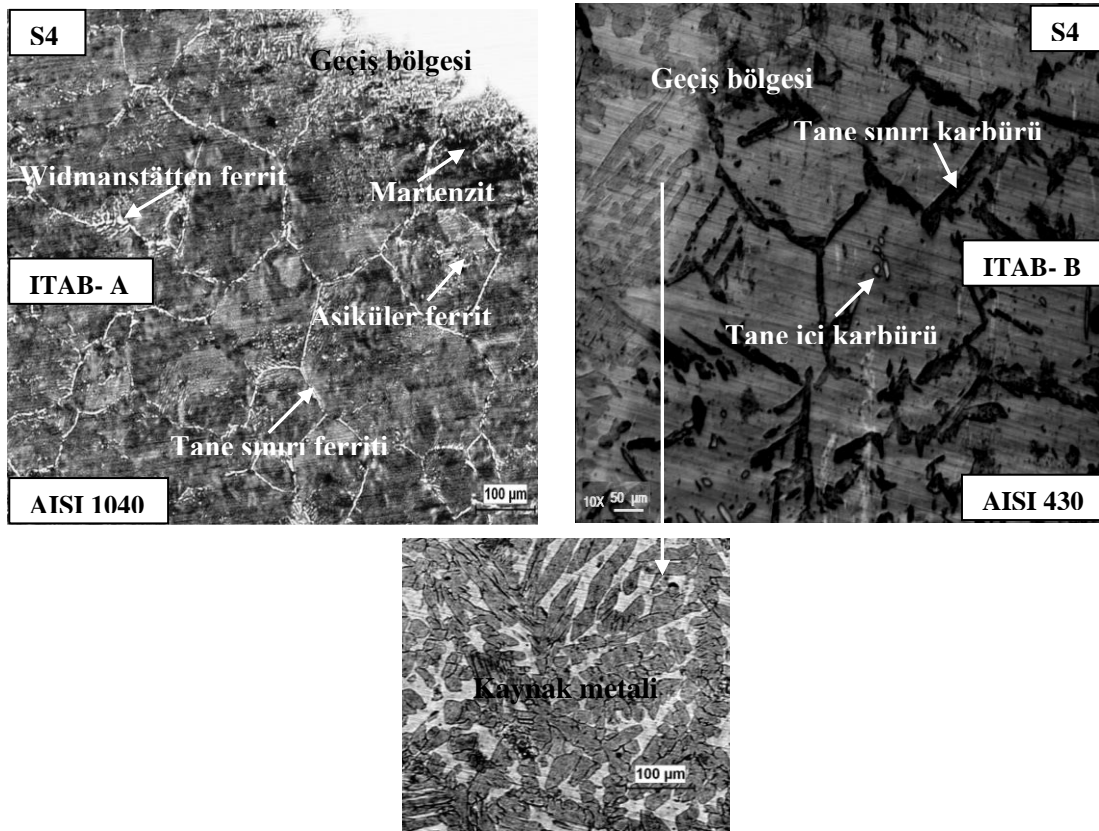
Tablo 4.6. S1 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	D (Å°)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
44.859	2.0188	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.659	1.4403	5	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
82.036	1.1737	50	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.950	1.0133	2	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

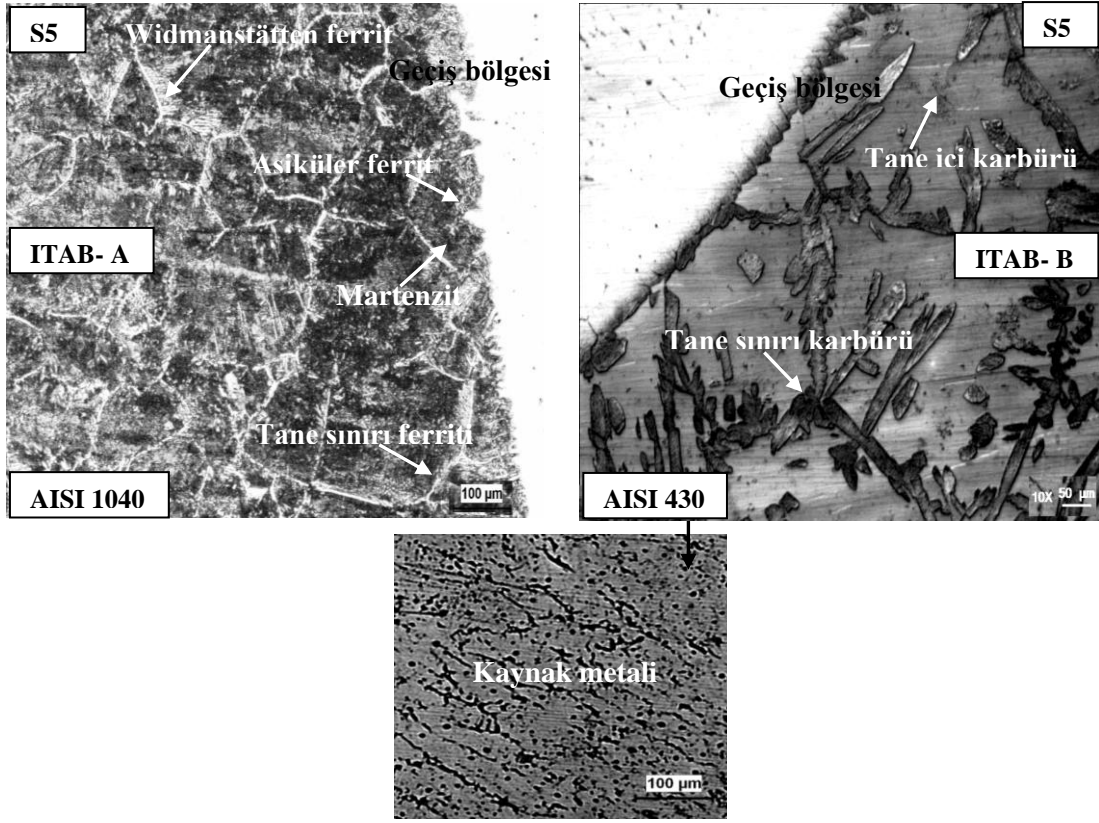
1.1 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S4, S5 ve S6 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar Şekil 4.24, 4.25 ve 4.26' da verilmiştir. Kaynak metalini ile esas metal arayüzeyinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı düzenli bir katılaşmanın gerçekleştiği görülmektedir. Kaynak metalinden ITAB-A ve ITAB-B taraflarına doğru ilerledikçe bağlantının her iki tarafında tane irileşmesinde, artan ilerleme hızına bağlı olarak düşüş kaydedilmiştir. Şekil 4.25' de S5 numunesinde, kaynak ilerleme hızı (0.02 m/dak.) olmasına rağmen tane yapılarında azda olsa irileşme meydana gelmiştir. Ancak; Şekil 4.26' da S6 numunesinde ise 0.03 m/dak. artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak yapısal bozunumda artış görülmektedir. Her üç kaynaklı bağlantıda, AISI 1040 tarafında dikişin hemen yanında, bol miktarda asiküler ferrit adacıkları yer almaktadır. İri taneli bölgede, tane sınırlarından başlayan çok sayıda Widmanstätten ferrit, tane sınırı ferriti ve kaynak metal ile iri taneli bölge arasındaki geçiş bölgesinde yoğun bir martenitik (iğnemsiz)

martenzit) yapının olduğu görülmektedir. S4, S5 ve S6 no' lu kaynaklı bağlantıda ortalama tane boyutu ITAB-A tarafında sırasıyla 0.180, 0.120 ve 0.125 mm olarak; ITAB-B tarafında ise 0.200 mm, 0.21 mm ve 0.25 mm olarak belirlenmiştir.

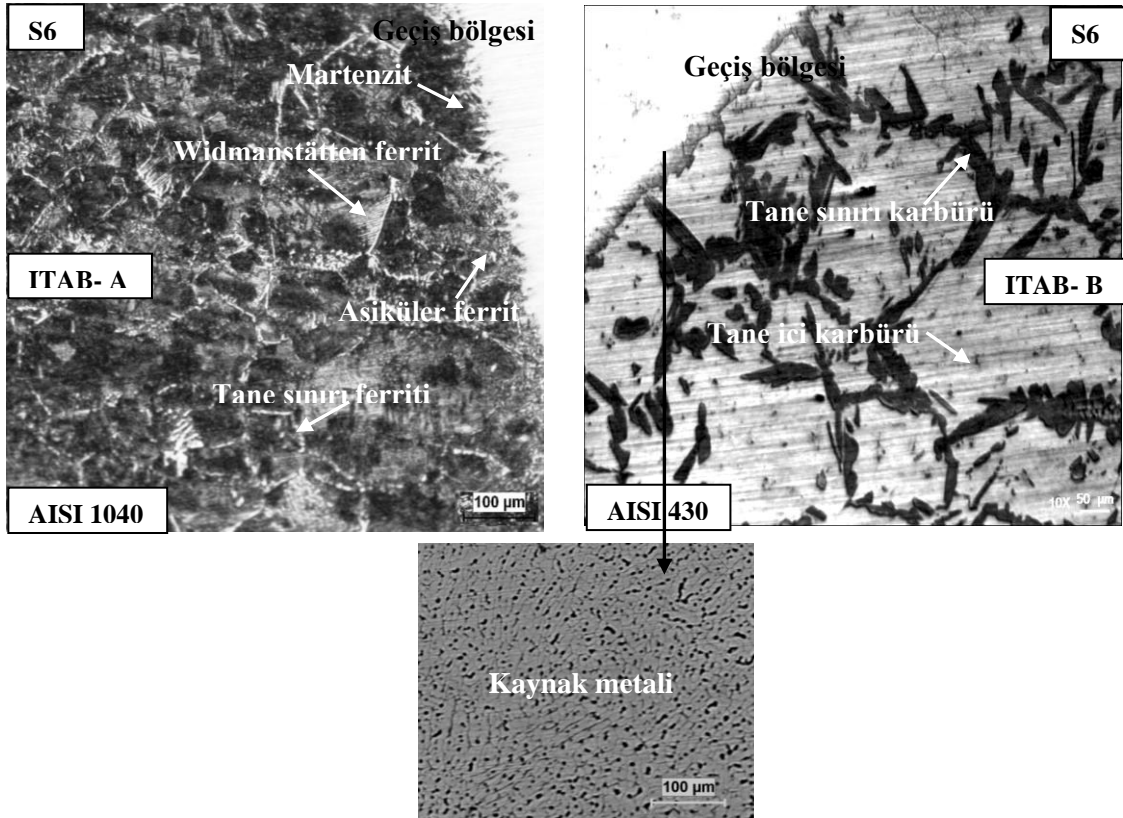
S4, S5 ve S6 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.7' de görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; artan plazma gaz debisine bağlı olarak difüze olan Cr ve C bir miktar artmıştır. S4 no' lu kaynaklı bağlantıya ait X-ray analiz grafiği Şekil 4.27' de ve oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 4.8' de görülmektedir.



Şekil 4.24. S4 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



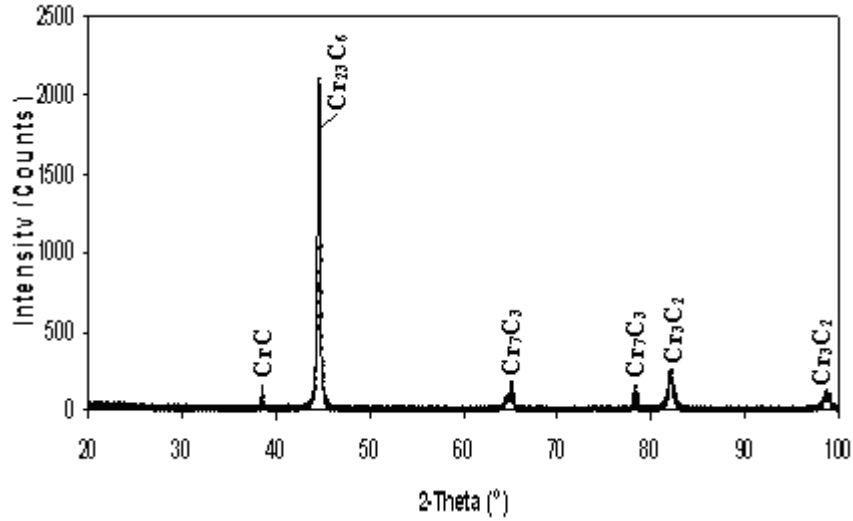
Şekil 4.25. S5 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.26. S6 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

**Tablo 4.7.** S4, S5 ve S6 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S4	1. Bölge	0.14	0.50	14.58	2.62	79.69	1.13
	2. Bölge	0.16	0.43	13.76	2.91	80.28	0.95
	3. Bölge	0.19	0.46	12.83	2.88	81.14	0.75
	4. Bölge	0.15	0.33	6.35	2.95	88.78	-
	5. Bölge	0.15	0.18	0.57	2.48	95.18	-
S5	1. Bölge	0.24	0.47	14.71	2.84	78.44	1.10
	2. Bölge	0.19	0.42	12.95	3.15	80.63	0.86
	3. Bölge	0.16	0.45	10.51	2.55	83.83	1.00
	4. Bölge	0.14	0.26	3.95	2.89	90.41	1.01
	5. Bölge	0.15	0.21	0.69	2.58	94.15	0.84
S6	1. Bölge	0.15	0.44	14.96	3.01	78.57	1.07
	2. Bölge	0.17	0.47	12.79	3.06	80.95	1.00
	3. Bölge	0.13	0.29	6.35	2.89	88.16	0.96
	4. Bölge	0.13	0.28	1.92	2.84	92.68	0.97
	5. Bölge	0.12	0.25	0.65	2.86	94.05	0.90



**Şekil 4.27.** S4 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

**Tablo 4.8.** S4 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

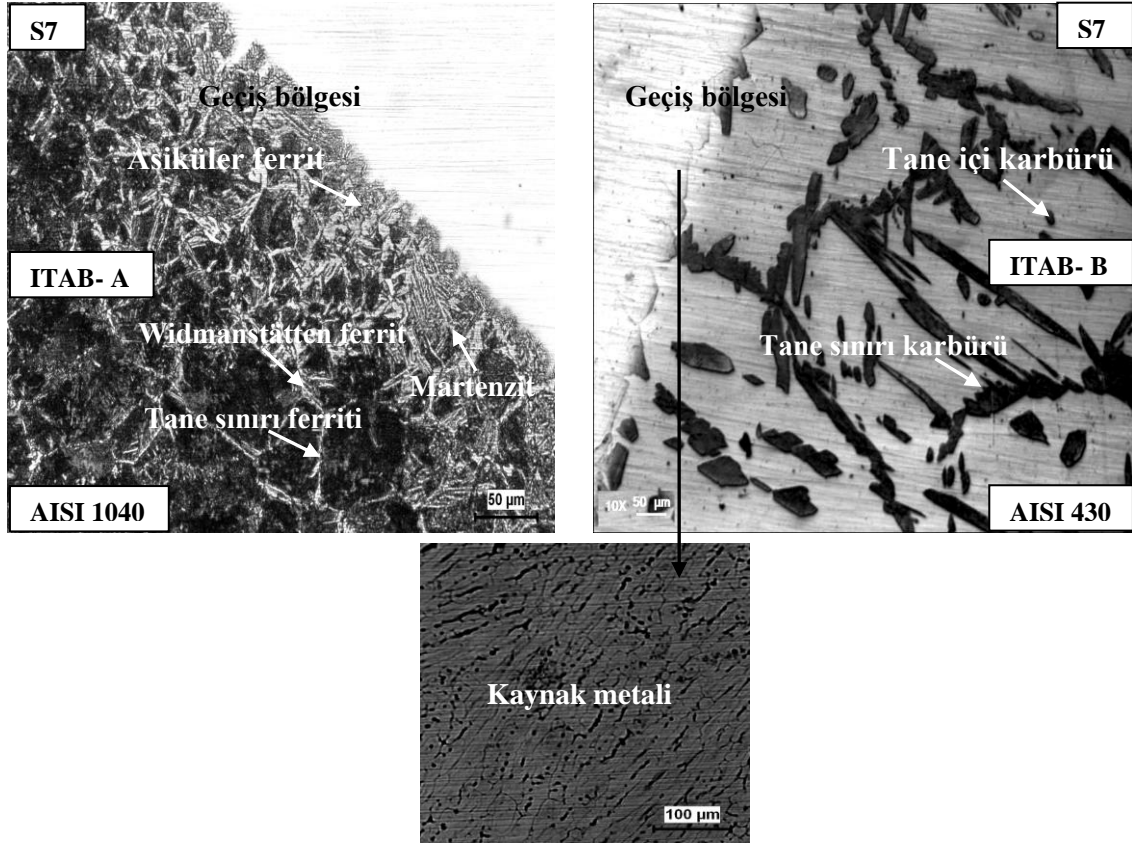
X-Ray Değerleri				
2Theta (°)	D (Å°)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
38.251	2.3063	100	CrC	121
44.859	2.0188	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.659	1.4403	5	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
78.265	1.2152	2	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	110
82.036	1.1737	10	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.950	1.0133	3	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

1.2 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar Şekil 4.28, 4.29 ve 4.30' da verilmiştir. S7 kaynaklı numuneye ait arayüzey mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, tipik ergitme kaynak yöntemi ile yapılan birleştirmelerde ortaya çıkan yapısal değişim görülmektedir. Bu değişim, kaynak metali, ısının tesiri altındaki bölge ve esas metal olmak üzere üç bölgede farklılık göstermektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait kaynak metali üzerinde alınan X-ray analiz sonuçlarından; CrC, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ve Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> krom-karbür fazlarının ve ani soğuma sonucunda az oranda da olsa martenzitik yapının oluştuğu görülmektedir. Kaynak metali ile esas metal geçiş bölgelerinde boşluk, çatlak ve bağlantısız bölgeler bulunmamaktadır. Artan ilerleme hızına bağlı olarak ITAB-A bölgesinde önemli bir değişim gözlenmezken ITAB-B bölgesinde meydana gelen yapısal değişim (tane irileşmesi ve krom karbürlerin oluşum yoğunluğu ve dağılımı) farklılık göstermektedir. Ayrıca, yüksek enerji girdisi sağlayan düşük ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı bağlantıların ITAB-B bölgelerinde oluşan yoğun karbürler daha homojen bir şekilde dağılmıştır. Şekil 4.29' daki S8 numunesinde de artan plazma gaz debisine bağlı olarak, S2 ve S5 numunelerine kıyasla ITAB' de tane irileşmelerinin meydana geldiği açıkça görülmektedir. Ancak; Şekil 4.30' daki S9 numunesi incelendiğinde, artan ilerleme hızına bağlı olarak ITAB' ın dar bir aralıkta bulunduğu ve yapı bozunmalarının azaldığı açıkça görülmektedir. S7, S8 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantıda ITAB-A tarafında ortalama tane boyutu 0.150, 125 ve 0.100 mm; ITAB-B tarafında ise 0.25 mm, 0.25 mm ve 0.21 mm olarak belirlenmiştir. Bütün numunelerde dikişin hemen yanında, ana metalin içine doğru uzanan kısmen ergimiş dar bir bölge görülmektedir. Bölgenin hemen yanında, bol miktarda asiküler ferrit adacıkları yer almaktadır. İri taneli bölgede, tane sınırlarından başlayan çok sayıda Widmanstätten ferrit ve tane sınırı ferriti mevcuttur. Dikişin hemen yanında taneler çok irileşmiştir. İri taneli bölge ile küçük taneli bölge arasında tedrici bir geçiş vardır; yani taneler yavaş yavaş küçülür ve daha sonra tamamen küçülmüş tanelerden oluşan bölgeye geçilmektedir.

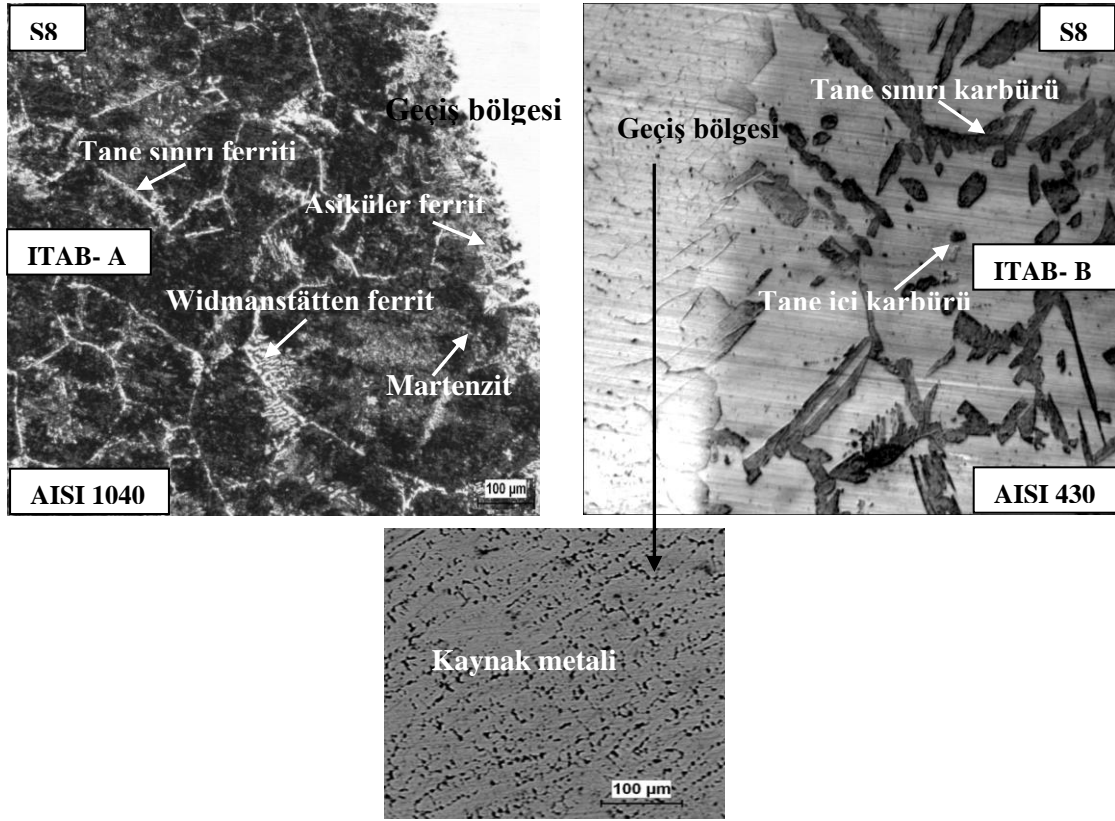
S7, S8 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.9' da görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; artan plazma gaz debisine bağlı olarak difüze olan Cr ve C miktarı artmıştır. S7, S8 no' lu kaynaklı bağlantılara ait X-ray analiz grafikleri (Şekil 4.31, 32)' de ve oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 4.10 ve 11' de görülmektedir. X-ray analiz grafiği incelendiğinde; artan ilerleme



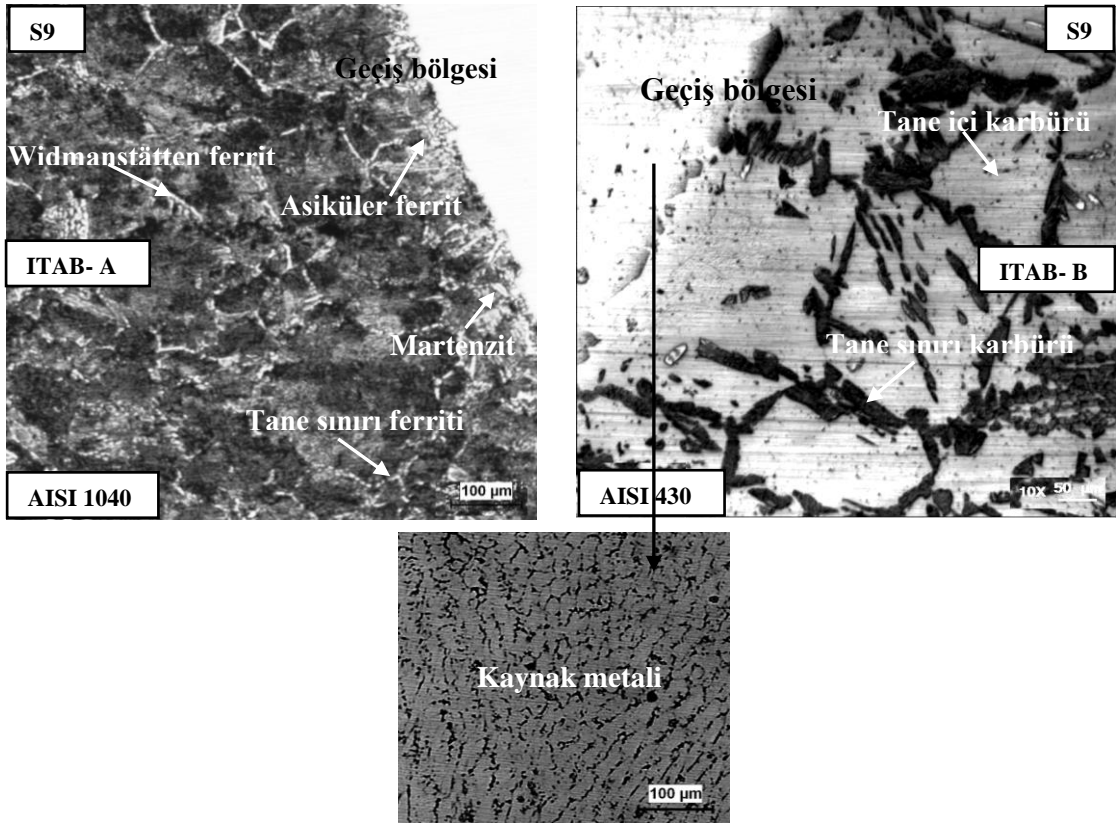
hızına bağlı olarak S8 numunesinde oluşan faz ve bileşiklerin yoğunluklarında azalma görülmektedir.



Şekil 4.28. S7 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



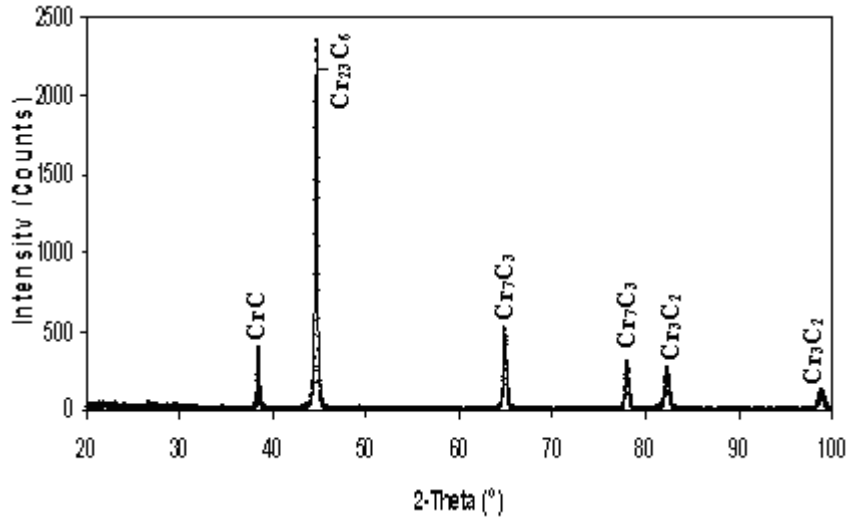
Şekil 4.29. S8 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.30. S9 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

**Tablo 4.9.** S7, S8 ve S9 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

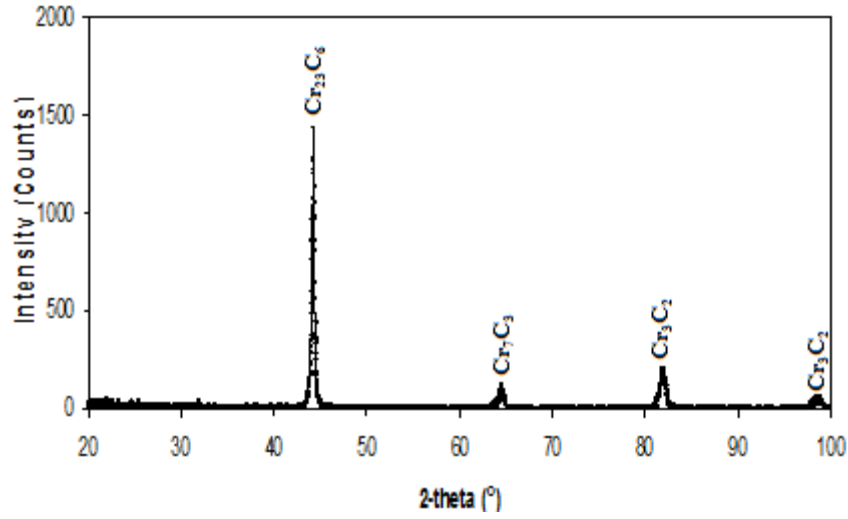
Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S7	1. Bölge	0.30	0.43	14.06	3.03	78.55	0.88
	2. Bölge	0.25	0.41	12.37	2.88	80.97	1.04
	3. Bölge	0.18	0.44	9.25	2.54	85.15	0.78
	4. Bölge	0.15	0.53	6.25	2.85	87.76	1.08
	5. Bölge	0.14	0.19	0.66	2.72	93.98	1.00
S8	1. Bölge	0.25	0.48	14.79	3.02	78.36	0.80
	2. Bölge	0.21	0.47	13.29	2.75	80.30	1.08
	3. Bölge	0.20	0.43	11.96	2.82	81.97	0.77
	4. Bölge	0.17	0.24	3.23	2.64	91.30	0.87
	5. Bölge	0.15	0.26	0.65	2.58	94.10	0.85
S9	1. Bölge	0.26	0.55	14.71	3.03	77.97	1.06
	2. Bölge	0.20	0.45	12.43	3.36	80.79	0.93
	3. Bölge	0.16	0.30	9.83	2.98	84.20	1.09
	4. Bölge	0.13	0.32	3.39	3.28	90.65	1.01
	5. Bölge	0.12	0.24	0.60	2.82	94.11	0.98



**Şekil 4.31.** S7 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

**Tablo 4.10.** S7 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å°)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
38.379	2.3435	100	CrC	111
44.600	2.0300	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.880	1.4360	14	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
77.940	1.2248	4	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	110
82.280	1.1708	18	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.820	1.0144	11	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220



Şekil 4.32. S8 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

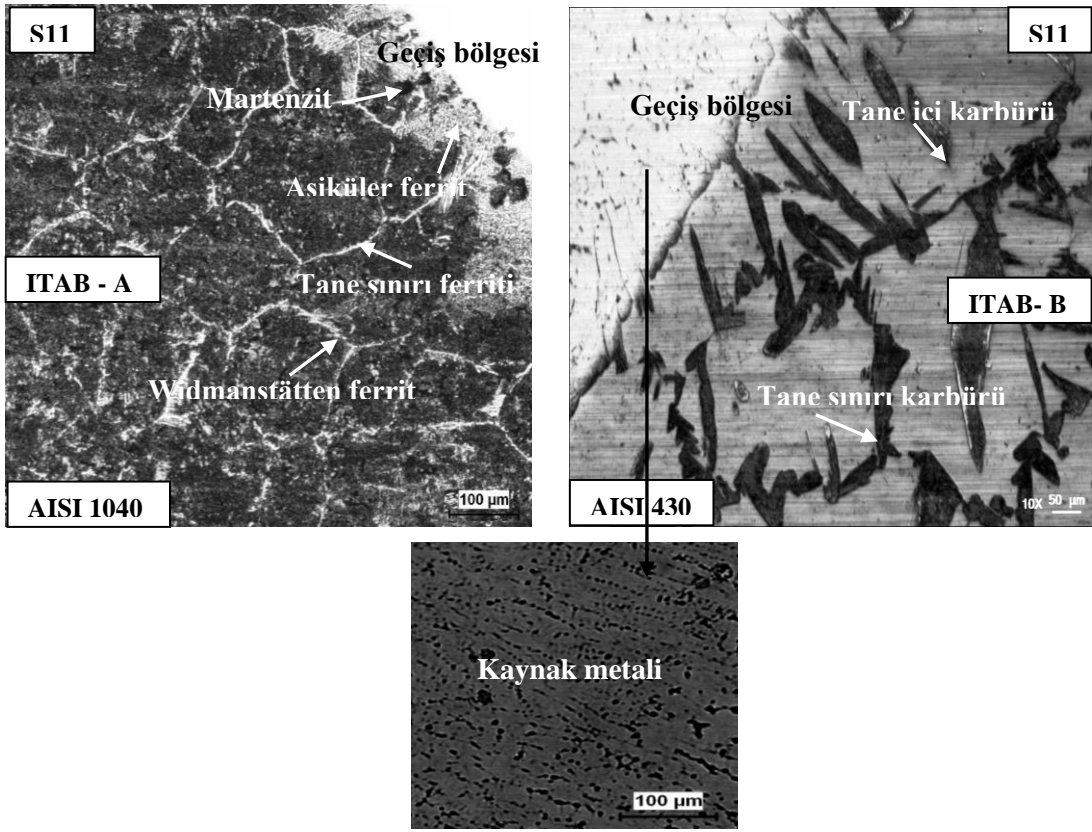
Tablo 4.11. S8 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
44.260	2.0448	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.480	1.4439	16	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
81.900	1.1753	50	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.419	1.0174	18	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

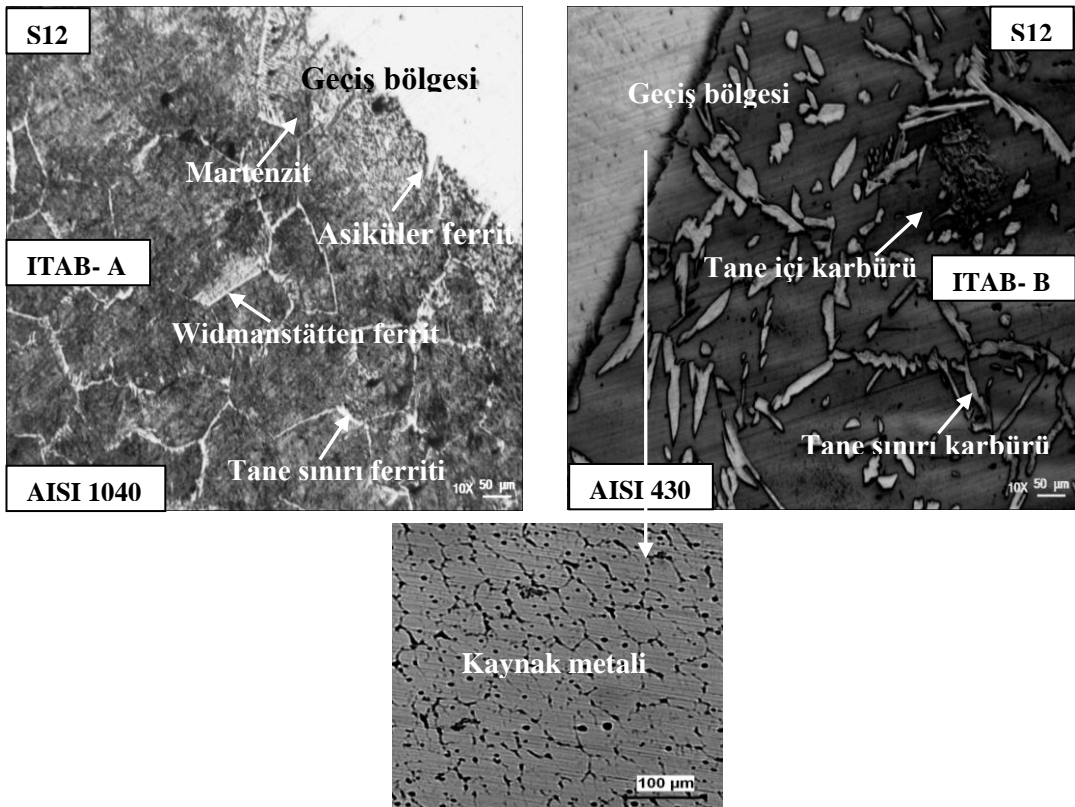
135 (A) akım şiddeti, üç farklı plazma gaz debisi (1.0, 1.1 ve 1.2 lt/dak.), üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak PTA yöntemi ile birleştirilen S11, S12 ve S13 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar Şekil 4.33, 4.34 ve 4.35' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantıların birleşme arayüzeyi üzerinde alınan (kaynak havuzuna bitişik ITAB-A ve ITAB-B) mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, kaynak havuzuna bitişik her iki geçiş bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. 130 (A)' le yapılan birleştirmeler (S1-S9) üzerinde alınan yapısal değişim ile kıyaslandığında, artan enerji girdisine bağlı olarak kaynak dikişinin ITAB-A bölgesinde tane boyutunda önemli bir artış gözlenirken, ITAB-B taraflarına doğru ilerledikçe ITAB' de tane irileşmesinin biraz daha arttığı ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgeye dönüştüğü görülmektedir. S11 ve S13 no' lu kaynaklı bağlantıda ITAB-A tarafında ortalama tane boyutu 0.180 ve 0.150 mm; ITAB-B tarafında ise 0.25 mm, 0.25 mm ve 0.25 mm olarak belirlenmiştir. Artan akım şiddeti ITAB' de oluşan tanelerin

büyükliğini etkilemiştir. ITAB' nin genişliği artan akım şiddetine bağlı olarak artma göstermiştir. Mikrosertlik değerleri incelendiğinde yüksek enerji girdisi sağlayan PTA yöntemiyle mikroyapıda yoğun olarak oluşan karbürlerin homojen bir şekilde dağıldığı, bu durum; karbürlerin oluşumuna bağlı sertlik artışının kaynak dikişi içerisinde oldukça dengeli bir dağılım göstermesi ile ilişkilendirilebilir. Şekil 4.34' de S12 numunesinde, kaynak ilerleme hızı (0.02 m/dak.) artmasına rağmen tane yapılarında azda olsa irileşme meydana gelmiştir. Ancak, Şekil 4.35' de, S13 numunesinde ise 0.03 m/dak. artan ilerleme hızına bağlı olarak ITAB' ın dar bir aralıkta bulunduğu ve yapı bozunmalarının kısmen de olsa meydana geldiği açıkça görülmektedir. Tane yapılarındaki bu değişmeye kaynak sıcaklığının neden olduğu düşünülmektedir. Ayrıca, artan ilerleme hızına bağlı olarak oluşan bu katılaşmada oluşan karbürler küreselden çok iğnemsî yapıdadır.

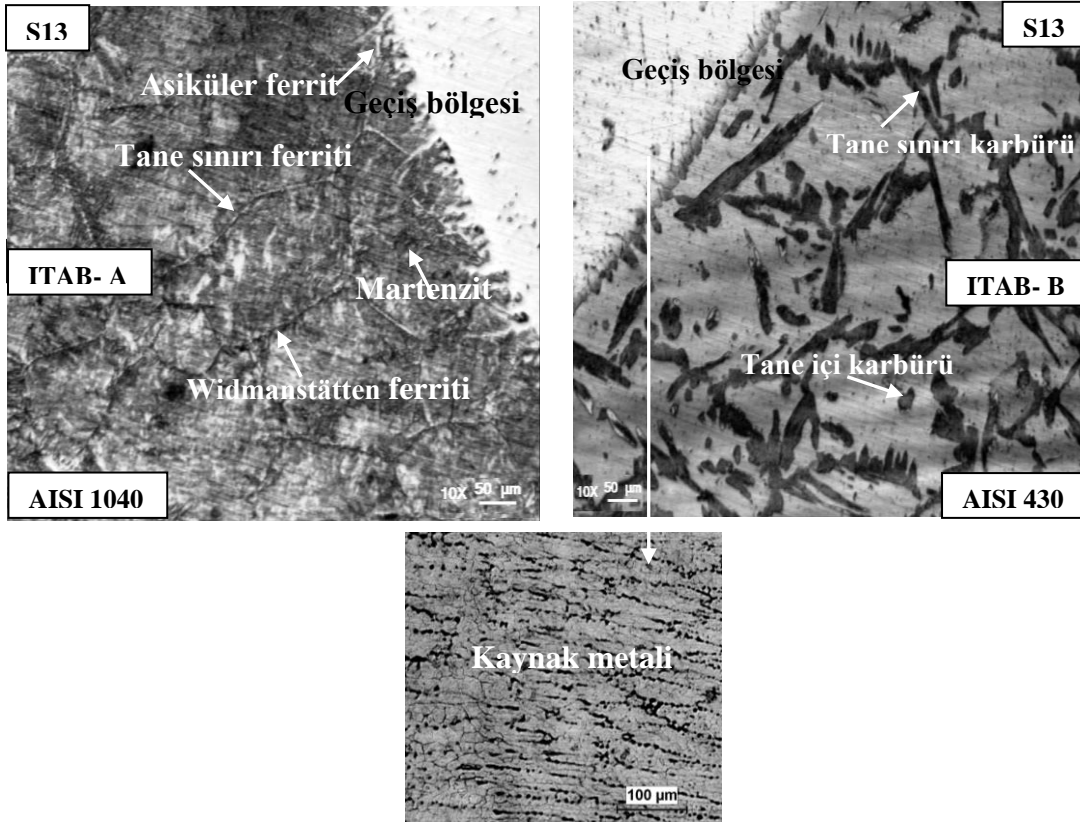
S11, S12 ve S13 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.12' de görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; artan akım şiddetine bağlı olarak AISI 430 ferritik paslanmaz çelik malzemedan AISI 1040 karbonlu çelik malzemeye doğru krom elementi difüzyonu ve aynı mesafede AISI 1040 çelikten AISI 430 çeliğe doğru karbon elementi difüzyonunda bir miktar artış meydana geldiği görülmektedir. Çünkü, kaynak akım şiddeti ve plazma gaz debisinin artışına bağlı olarak oluşan enerji ve kaynak ergime sıcaklığının artış göstermesi difüzyonu artırmaktadır. S11, S12 no' lu kaynaklı bağlantılara ait X-ray analiz grafikleri (Şekil 4.36, 37)' de ve oluşan faz ve bileşikler ise, Tablo 4.13 ve 14' de görülmektedir. X-ray analiz grafiği incelendiğinde; S11 numunesinde oluşan faz ve bileşiklerin yoğunluklarında düşük kaynak ilerleme hızı ve artan ısı girişine bağlı olarak artma görülmektedir.



Şekil 4.33. S11 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



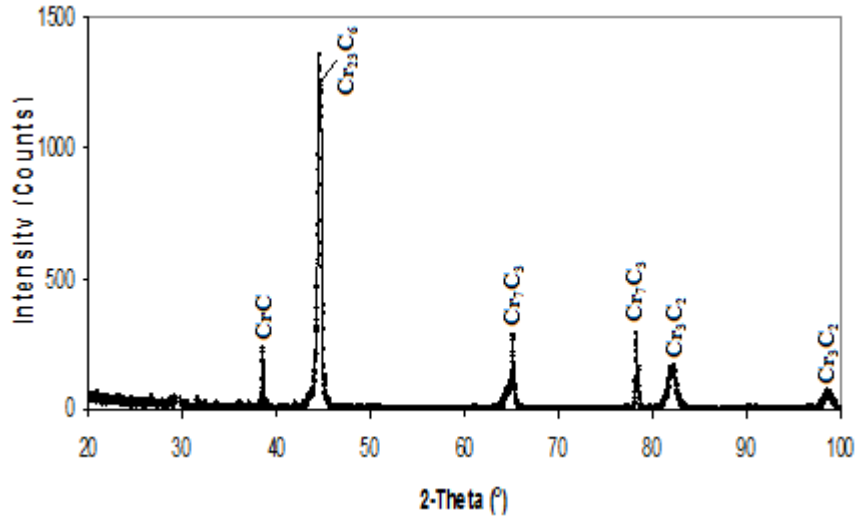
Şekil 4.34. S12 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.35. S13 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

Tablo 4.12. S11, S12 ve S13 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

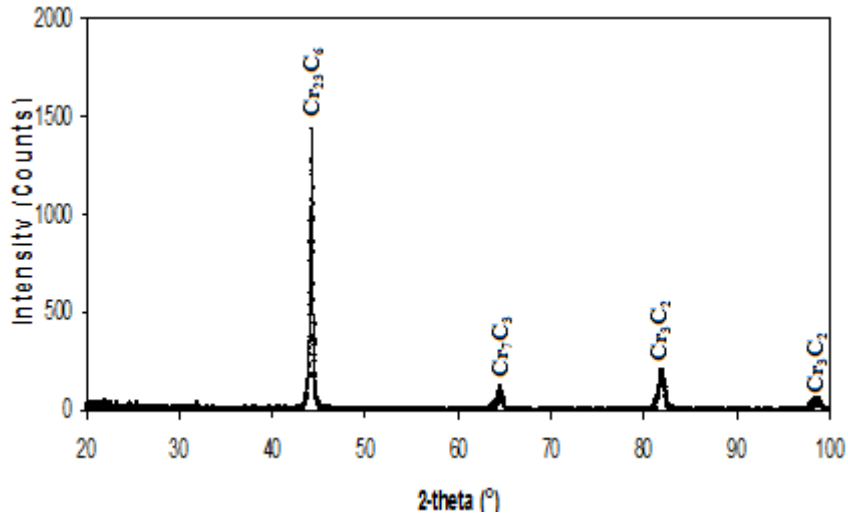
Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S11	1. Bölge	0.20	0.51	14.51	2.88	79.03	1.00
	2. Bölge	0.19	0.45	12.51	2.94	81.26	0.87
	3. Bölge	0.14	0.39	8.76	3.16	85.46	0.79
	4. Bölge	0.12	0.27	4.73	2.89	90.03	0.84
	5. Bölge	0.15	0.20	0.54	2.42	94.54	0.78
S12	1. Bölge	0.20	0.46	15.00	2.39	79.20	0.89
	2. Bölge	0.18	0.39	11.40	3.52	82.05	0.82
	3. Bölge	0.16	0.32	8.19	3.12	85.72	0.98
	4. Bölge	0.15	0.26	3.36	2.89	91.01	0.95
	5. Bölge	0.14	0.22	0.55	2.51	94.36	0.88
S13	1. Bölge	0.22	0.50	14.65	2.80	78.71	1.12
	2. Bölge	0.20	0.41	11.54	3.58	81.32	1.15
	3. Bölge	0.17	0.31	9.24	2.96	84.80	1.00
	4. Bölge	0.17	0.31	2.38	2.95	91.65	0.98
	5. Bölge	0.14	0.22	0.68	3.14	93.65	0.87



Şekil 4.36. S11 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

Tablo 4.13. S11 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
38.480	2.3376	6.2	CrC	110
44.500	2.0343	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	200
65.119	1.4313	13.4	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	210
78.242	1.2208	10.0	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	110
81.940	1.1748	17.4	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.950	1.0133	2	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220



Şekil 4.37. S12 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

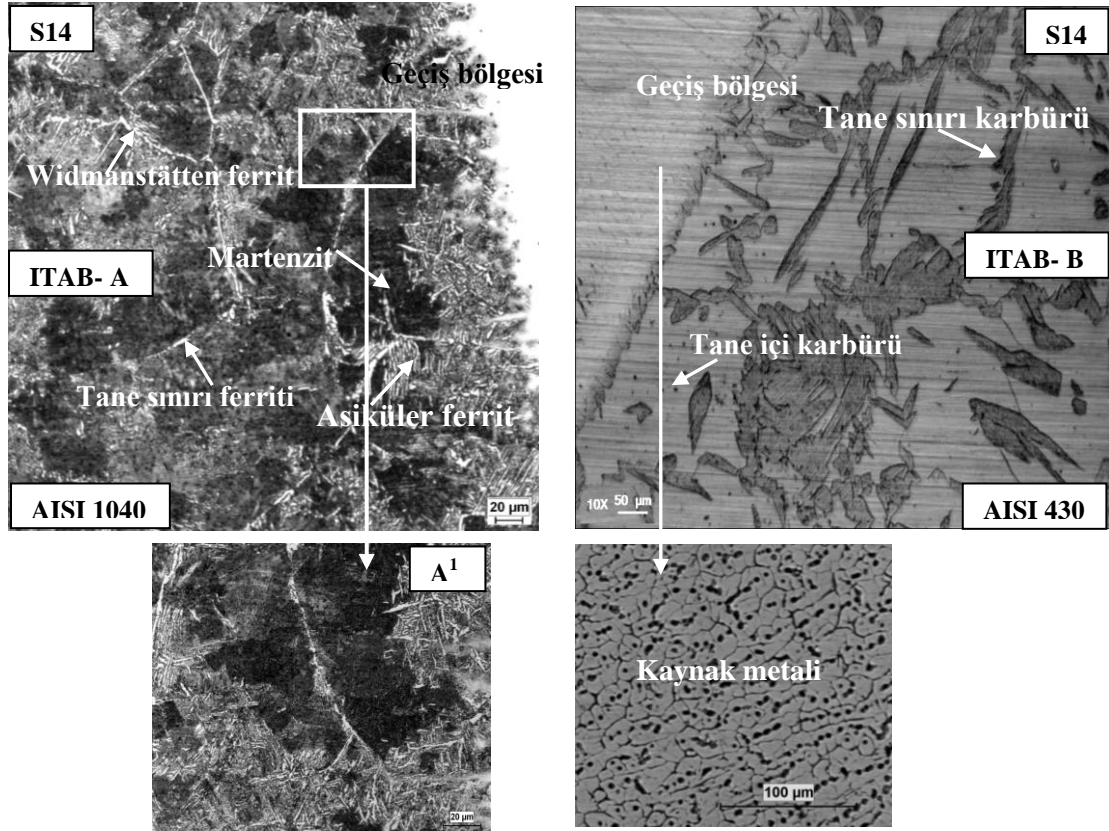


**Tablo 4.14.** S12 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

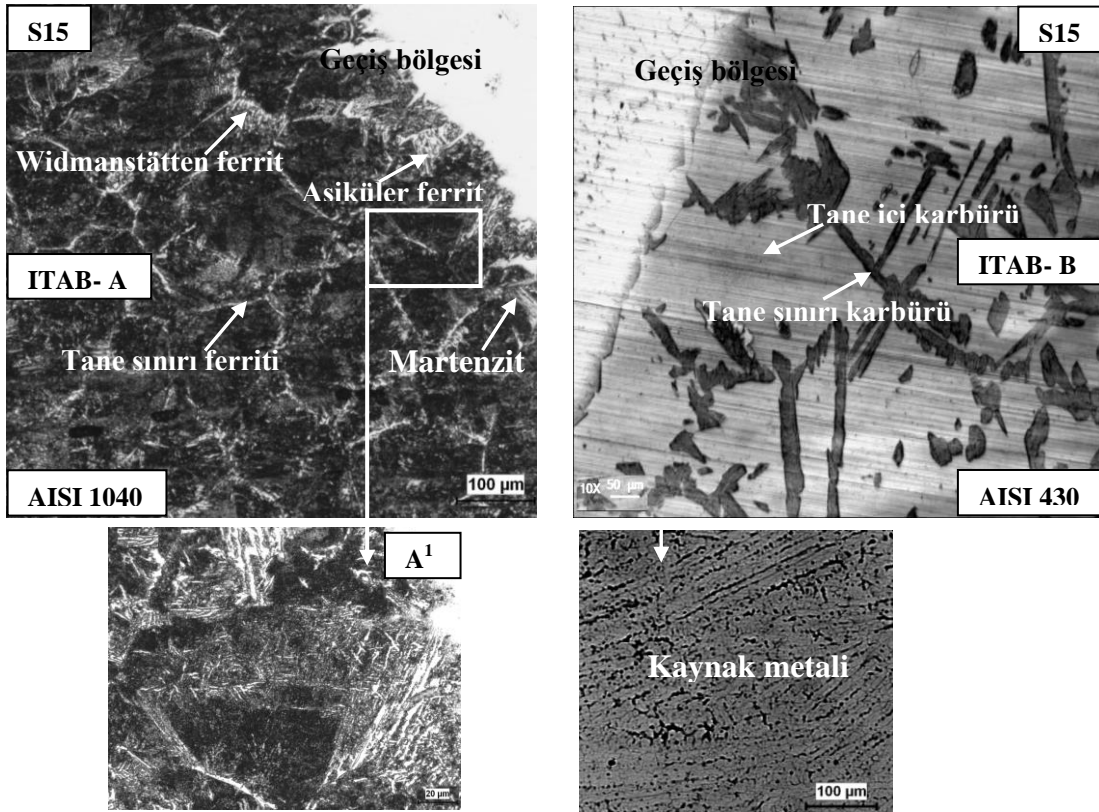
X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
44.859	2.0188	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.659	1.4403	5	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
82.036	1.1737	10	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.950	1.0133	2	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

1.1 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S14, S15 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar; Şekil 4.38, 4.39 ve 4.40' da verilmiştir. S14 numunesinde 0.01 m/dak. kaynak ilerleme hızında iri taneli bir katılaşmanın meydana geldiği ve artan plazma gaz debisine bağlı olarak, ITAB' de S11' e göre bir miktar artış kaydedilmiştir. Şekil 4.39' da S15 numunesinde; kaynak ilerleme hızı (0.02 m/dak.) artmasına rağmen, tane yapılarında bir miktar irileşme meydana gelmiştir. Ancak; Şekil 4.40' da, S16 numunesinde ise 0.03 m/dak. artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak yapı bozunmaları tespit edilmiştir. Bu resimler birbiriyle karşılaştırıldığında, artan akım şiddeti ve plazma gaz debisine bağlı olarak tane yapılarında irileşmeler görülmektedir. Bu sonuç, 130 A birleştirilen numuneler ile paralellik göstermektedir. S15 no' lu kaynaklı bağlantıda ITAB-A tarafında ortalama tane boyutu 0.150 mm; ITAB-B tarafında S14, S15 ve S16 no' lu numunede 0.25 mm, 0.3 mm ve 0.21 mm olarak kaydedilmiştir. Tane irileşmelerinde, artan akım şiddeti ve plazma gaz debisinin neden olduğu sıcaklık artışı önemli rol oynamaktadır. Çünkü; sıcaklık artışıyla birlikte tavlama etkisi artmakta ve bu da tane irileşmesine neden olmaktadır. Tane sınırlarında ise Cr ve C içeriği ile krom-karbürler oluşmuştur. Karbür oluşumuna AISI 1040 çeliğindeki C oranı sebep olmaktadır. Kaynak metalinde ise Schaffler diyagramına göre, ferrit + martenzit ve X-ray analizi sonuçlarına göre; Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> faz ve bileşiklerinin oluştuğu kaydedilmiştir.

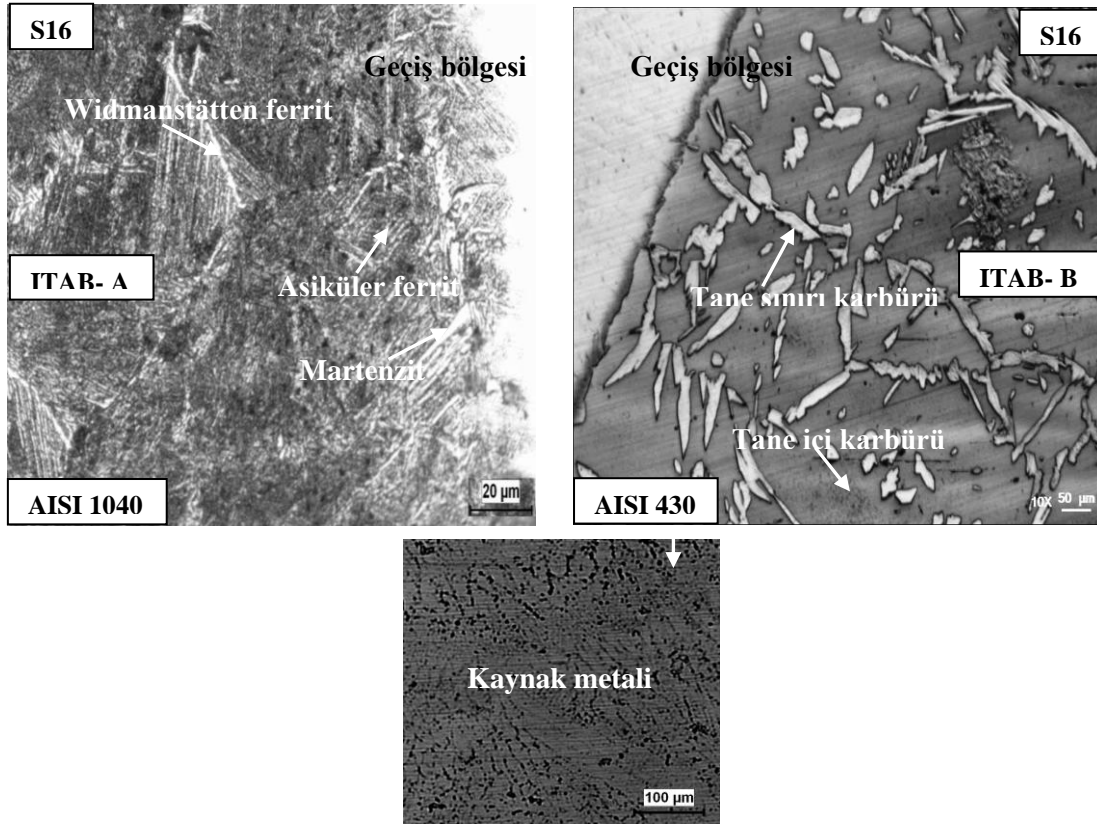
S14, S15 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.15' de görülmektedir. S14, S15 ve S16 numuneleri EDS analizleri açısından incelendiğinde; artan akım şiddetine bağlı olarak difüze olan Cr ve C miktarı artmıştır. S14 no' lu kaynaklı bağlantıya ait X-ray analiz grafiği (Şekil 4.41)' de ve oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 4.16' da görülmektedir.



Şekil 4.38. S14 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



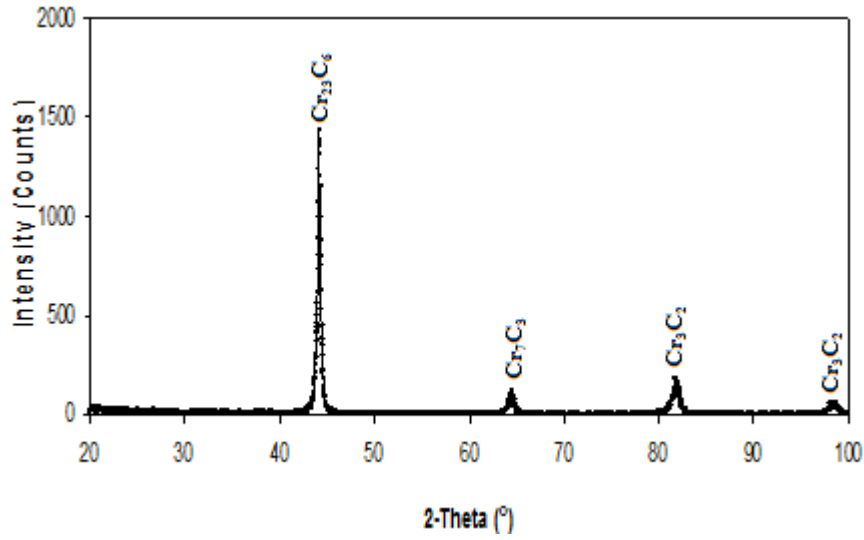
Şekil 4.39. S15 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.40. S16 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

Tablo 4.15. S14, S15 ve S16 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S14	1. Bölge	0.28	0.49	14.21	2.81	78.45	1.16
	2. Bölge	0.22	0.46	12.84	2.93	80.41	1.12
	3. Bölge	0.10	0.36	8.59	2.77	85.96	1.00
	4. Bölge	0.14	0.35	6.77	2.69	87.92	0.81
	5. Bölge	0.13	0.25	0.50	2.77	94.27	0.83
S15	1. Bölge	0.24	0.37	14.32	2.75	79.04	1.05
	2. Bölge	0.20	0.40	13.07	3.13	80.44	0.90
	3. Bölge	0.15	0.42	10.04	2.75	84.31	0.95
	4. Bölge	0.16	0.26	4.03	2.71	90.50	0.88
	5. Bölge	0.17	0.24	0.41	2.89	93.75	1.00
S16	1. Bölge	0.21	0.49	14.98	2.61	78.93	0.87
	2. Bölge	0.17	0.44	13.05	3.05	80.80	0.91
	3. Bölge	0.16	0.43	11.03	2.49	83.42	0.95
	4. Bölge	0.12	0.23	1.98	2.70	93.02	0.79
	5. Bölge	0.14	0.28	0.67	2.42	94.44	0.78



Şekil 4.41. S14 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

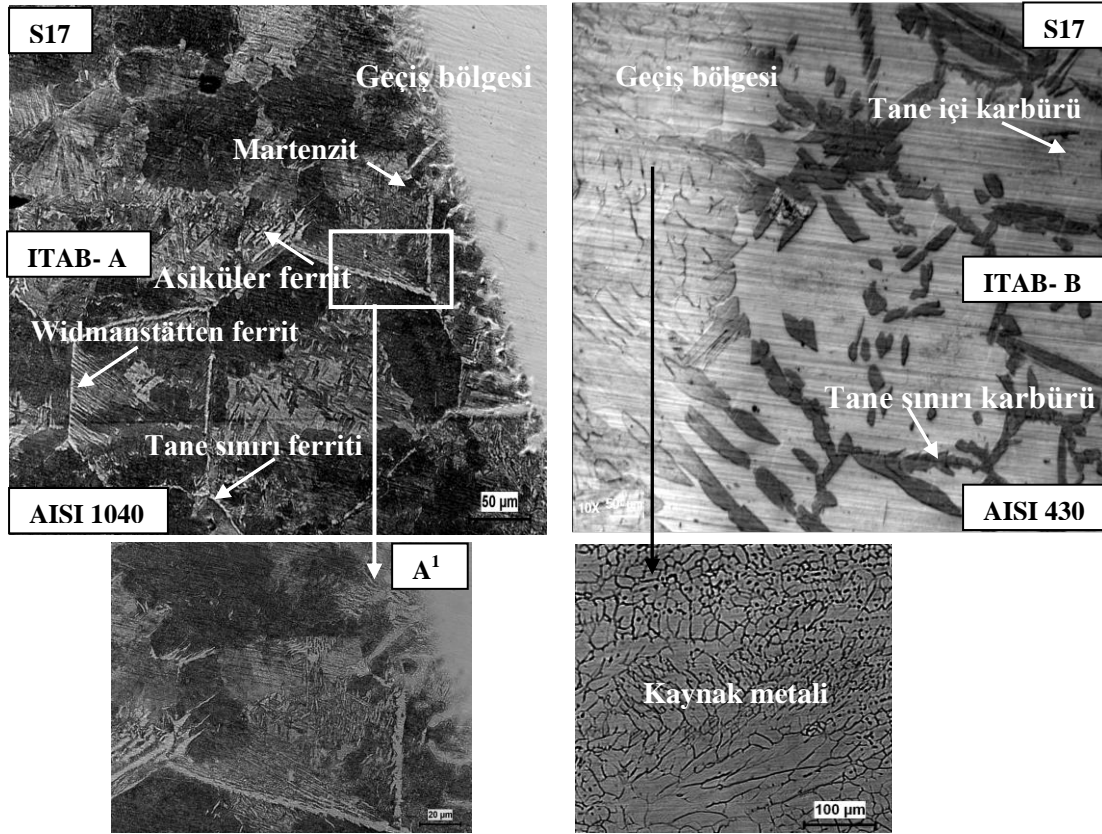
Tablo 4.16. S14 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å°)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
44.220	2.0466	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.487	1.4440	16	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
81.860	1.1758	50	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.850	1.0121	10	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	200

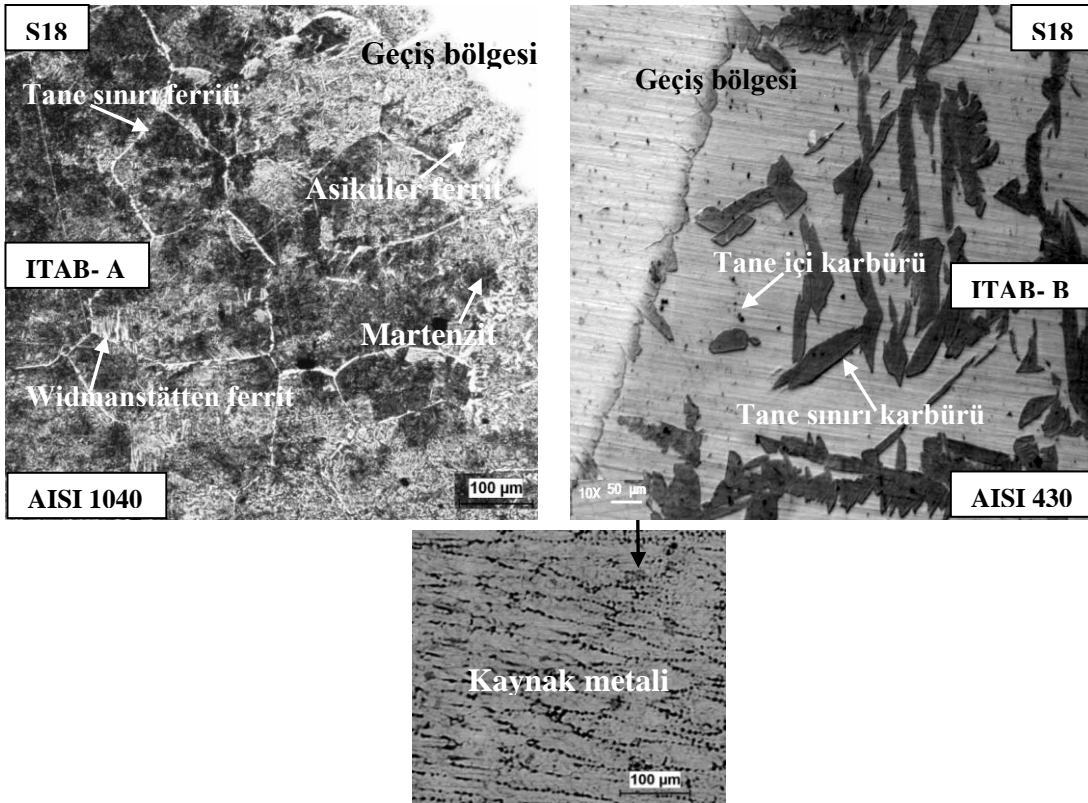
1.2 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S17, S18 ve S19 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar; Şekil 4.42, 4.43 ve 4.44' de verilmiştir. S17 numunesinde kaynaklı bağlantının birleşme arayüzeyi üzerinde alınan (kaynak havuzuna bitişik ITAB-A ve ITAB-B) mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, kaynak havuzuna bitişik her iki geçiş bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir, kaynak dikişinin ITAB-A ve ITAB-B taraflarına doğru ilerledikçe plazma gaz debisinin artışına paralel olarak ITAB' de tane irileşmesinin olduğu ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgeye dönüştüğü görülmektedir. Şekil 4.43' deki S18 numunesinde de artan plazma gaz debisine bağlı olarak, S12 ve S15 numunelerine kıyasla ITAB' de tane irileşmelerinin meydana geldiği açıkça görülmektedir. S17 ve S18 no' lu kaynaklı bağlantıda ITAB-A tarafında ortalama tane boyutu 0.180 mm 0.150 mm; ITAB-B tarafında ise 0.25 mm, 0.200 mm ve 0.25 mm olarak kaydedilmiştir. Ancak; Şekil 4.44' deki S19 numunesi incelendiğinde,

kaynak dikişinin homojen bir görünümüne sahip olduğu ancak; artan ilerleme hızına bağlı olarak ITAB' in dar bir aralıkta bulunduğu ve yapı bozunmalarının S13 ve S16 numuneleri ve 130 amperde 0.03 m/dak. kaynak ilerleme hızlarında yapılan birleştirmelere kıyasla kısmen de olsa azaldığı açıkça görülmektedir. Bütün numunelerde dikişin hemen yanında, ana metalin içine doğru uzanan kısmen ergimiş dar bir bölge görülmektedir. Bölgenin hemen yanında, bol miktarda asiküler ferrit adacıkları yer almaktadır. İri taneli bölgede, tane sınırlarından başlayan çok sayıda Widmanstätten ferrit ve tane sınırı ferriti mevcuttur. Schaffler diyagramı esas alınarak yapmış olduğumuz hesaplamalar sonucunda dikişte bir miktar martenzit oluştuğu ve ayrıca, tane içi ve tane sınırı karbürleri kaydedilmiştir. Çekme deneyleri sonucunda elde edilen kırık yüzeylerin SEM inceleme sonuçlarına göre, gevrek kırılma gösteren numunelerde karbür ve tane irileşmesi oluşumunun etkin olduğu görülmektedir.

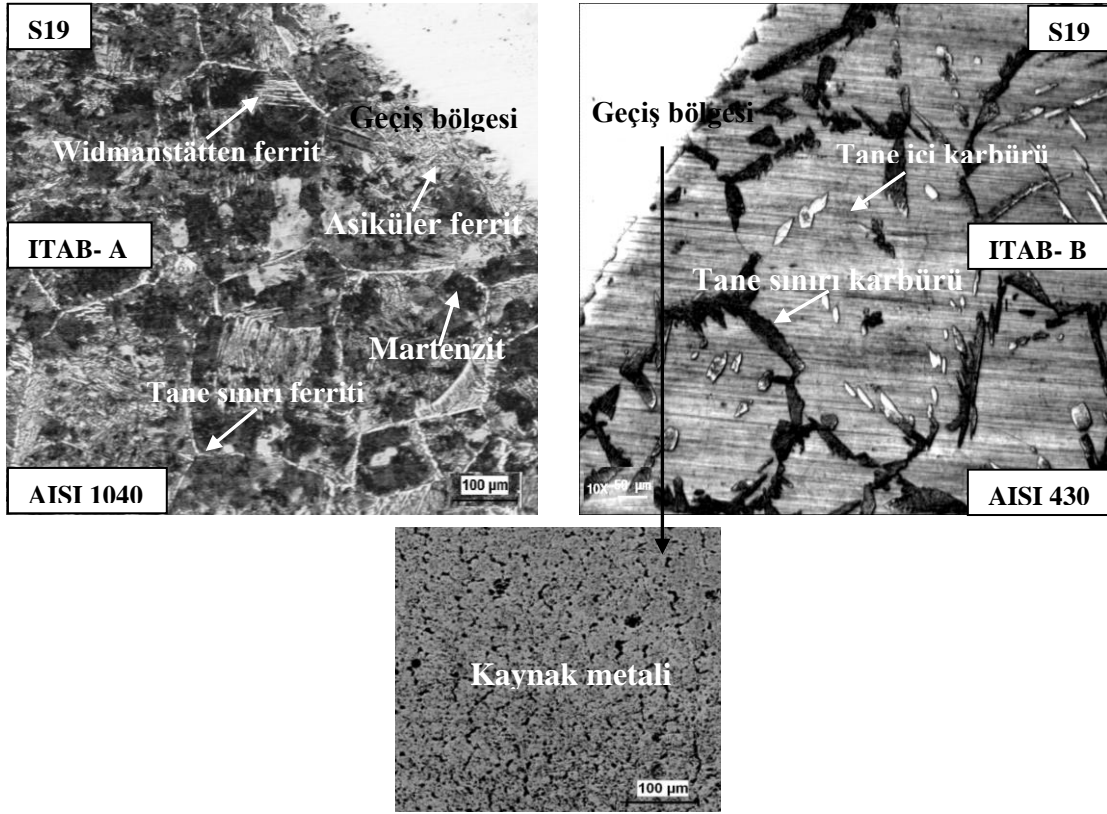
S17, S18 ve S19 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.17' de görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; artan plazma gaz debisine bağlı olarak difüze olan Cr ve C miktarı artmıştır. Çünkü, kaynak akım şiddeti ve plazma gaz debisinin artışına bağlı olarak oluşan enerji ve kaynak ergime sıcaklığının artış göstermesi difüzyonu artırmaktadır. Bu durum, birim zamanda ulaşılan sıcaklık derecesinin artmasıyla ilişkilendirilebilir. S17 no' lu kaynaklı bağlantıya ait X-ray analiz grafiği (Şekil 4.45)' de ve oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 4.18' de görülmektedir.



Şekil 4.42. S17 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



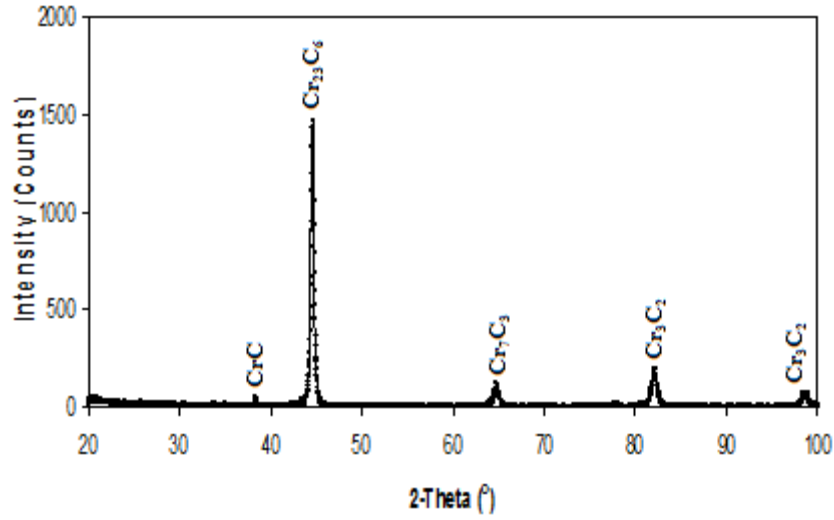
Şekil 4.43. S18 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.44. S19 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

Tablo 4.17. S17, S18 ve S19 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S17	1. Bölge	0.21	0.47	14.49	2.99	78.81	1.10
	2. Bölge	0.17	0.44	13.16	3.27	80.57	0.84
	3. Bölge	0.16	0.39	11.45	3.14	82.39	0.95
	4. Bölge	0.13	0.36	5.36	3.04	89.07	0.81
	5. Bölge	0.13	0.19	0.47	2.48	94.70	0.80
S18	1. Bölge	0.20	0.44	14.53	2.71	79.23	1.08
	2. Bölge	0.18	0.43	13.45	3.13	80.33	0.85
	3. Bölge	0.15	0.32	9.24	3.08	84.92	0.92
	4. Bölge	0.11	0.28	2.64	2.96	92.08	0.85
	5. Bölge	0.13	0.27	0.53	2.89	94.00	0.95
S19	1. Bölge	0.17	0.44	14.77	2.94	79.11	0.97
	2. Bölge	0.17	0.40	12.77	3.06	81.28	0.77
	3. Bölge	0.15	0.39	9.61	2.91	84.61	0.91
	4. Bölge	0.13	0.35	2.05	2.58	92.94	0.70
	5. Bölge	0.15	0.25	0.52	2.78	94.07	0.85



Şekil 4.45. S17 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

Tablo 4.18. S17 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

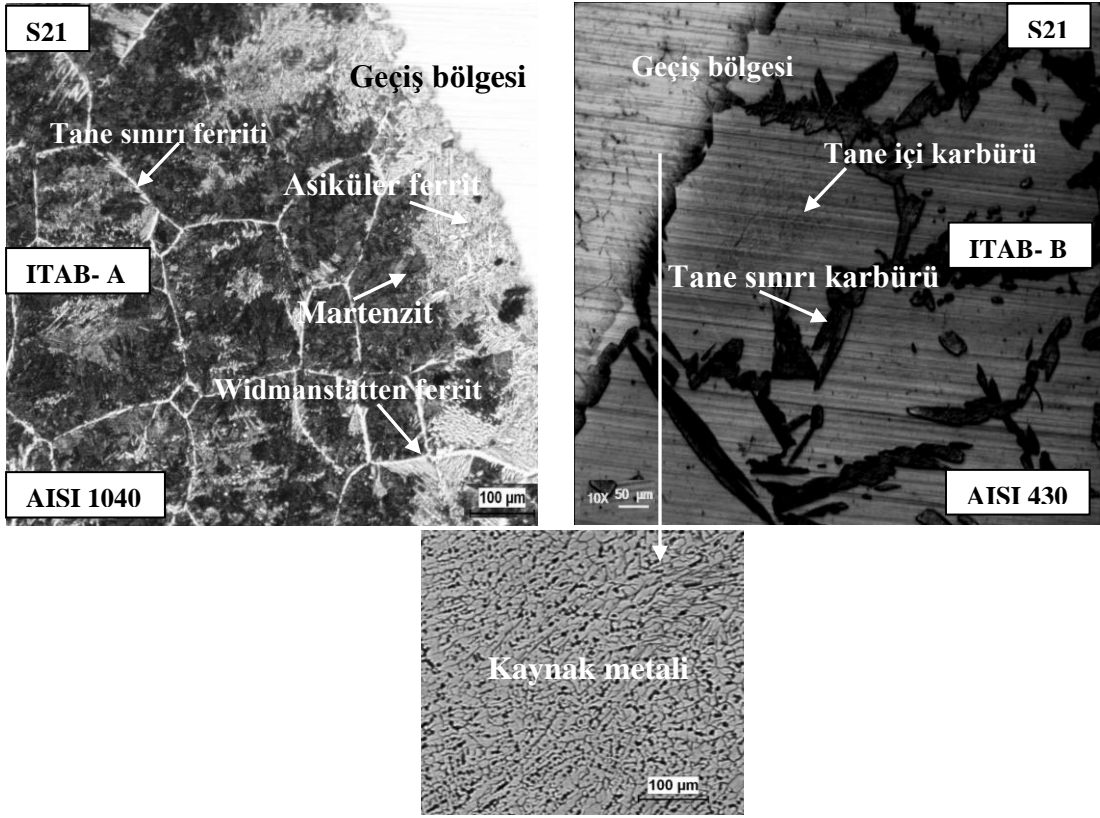
X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å°)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
38.218	2.3530		CrC	
44.620	2.0291	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.742	1.4387	20	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
82.138	1.1725	18	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.521	1.0166	18	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

140 (A) akım şiddeti, üç farklı plazma gaz debisi (1.0, 1.1 ve 1.2 lt/dak.), üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak PTA yöntemi ile birleştirilen S21, S22 ve S23 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar Şekil 4.46, 4.47 ve 4.48' de verilmiştir. S21 numunesinde 0.01 m/dak. kaynak ilerleme hızında, kaynak dikişinin ITAB-A ve ITAB-B taraflarına doğru ilerledikçe ITAB' de meydana gelen tane irileşmesi belirgin olmakla birlikte, 130 ve 135 (A) akım şiddetinde yapılan kaynaklara göre, daha çok arttığı ve daha sonra yapının hızlı soğuma etkisi altında kalan kısmında ise küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. S21 ve S22 no' lu kaynaklı bağlantıda ITAB-A tarafında ortalama tane boyutu 0.200 ve 0.150 mm; ITAB-B tarafında ise 0.3 mm, 0.3 mm ve 0.25 mm olarak tespit edilmiştir. Şekil 4.47' de S22 numunesinde, kaynak ilerleme hızı (0.02 m/dak.) artmasına rağmen tane yapılarında azda olsa irileşme meydana gelmiştir. Ancak, Şekil 4.48' de, S23 numunesinde ise 0.03 m/dak. artan ilerleme

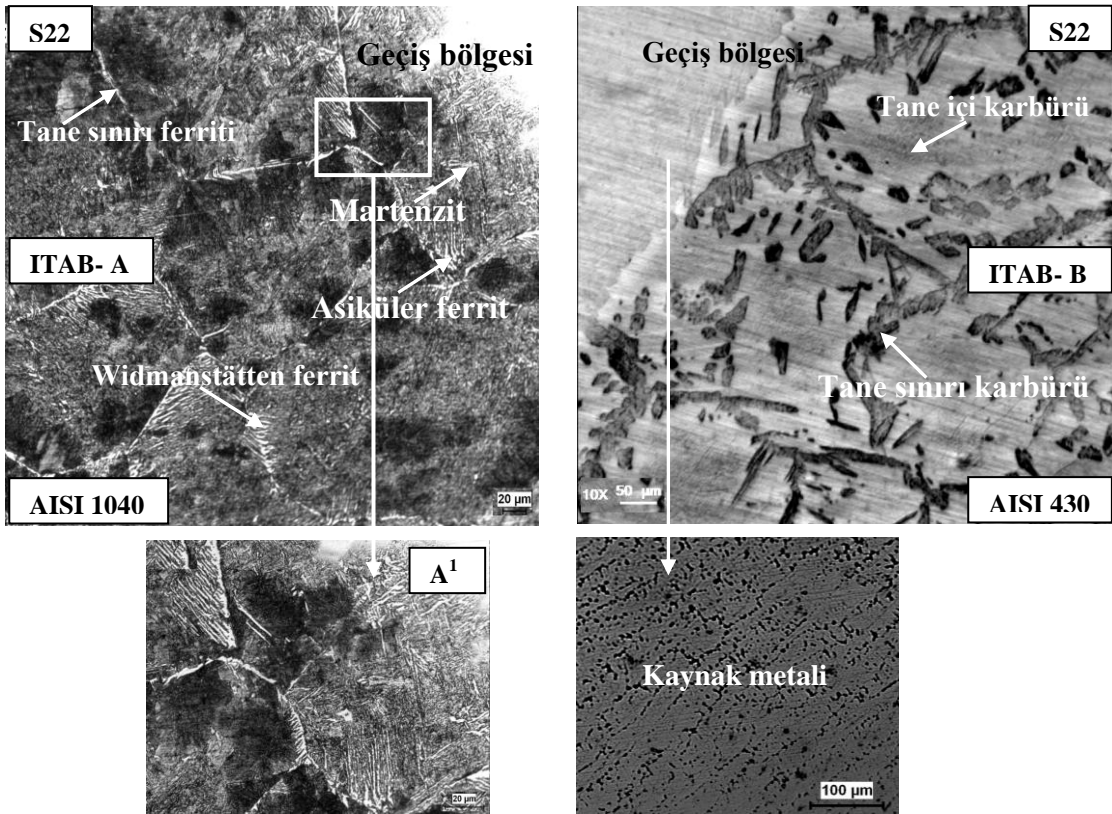


hızına bağlı olarak ITAB' in dar bir aralıkta bulunduğu ve yapı bozunmalarının azaldığı açıkça görülmektedir. Tane yapılarındaki bu değişmeye kaynak sıcaklığının neden olduğu düşünülmektedir. Artan akım şiddeti ve düşük ilerleme hızı, birim zamanda yüzeyde oluşan ısı enerjisini artırmaktadır ve böylece, sıcaklığın etkisiyle kaynak bölgesindeki mikroyapı özelliklerini değiştirerek ve oluşan fazla ısıyla tavlanarak, tane yapılarında irileşmelere neden olmaktadır. Ayrıca, ısı girdisinin artmasıyla, krom karbürlerin daha fazla parçalanması, karbür bileşiği bulunan nokta ve bölgeleri genişletmektedir.

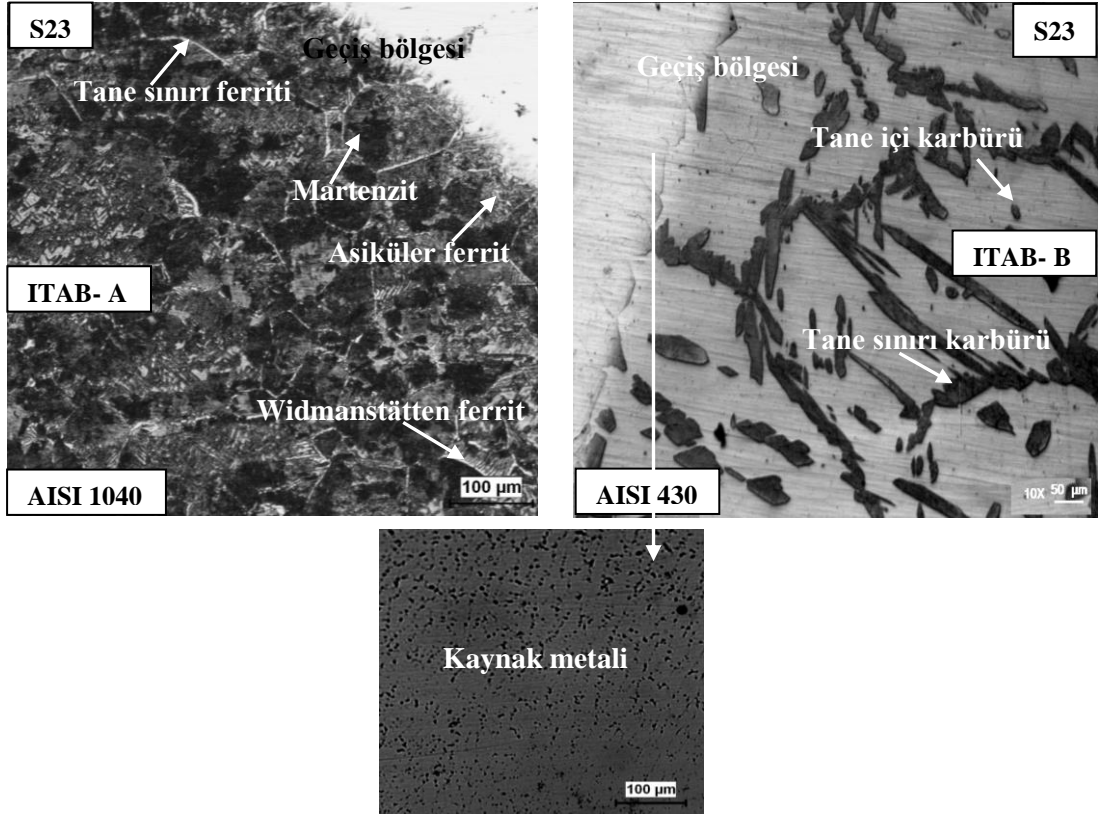
S21, S22 ve S23 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.19' da görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; AISI 1040 tarafında kısmen ergimiş bölgede karbon miktarı yüksektir ve burada krom karbürler tane sınırı karbürü olarak çökelmişlerdir. AISI 430 ferritik paslanmaz çelik malzemedan AISI 1040 karbonlu çelik malzemeye doğru krom elementi difüzyonu meydana gelirken, aynı mesafede AISI 1040 çelikten AISI 430 çeliğe doğru karbon elementi difüzyonu meydana geldiği görülmektedir. 0.01 m/dak.' lık kaynak ilerleme hızında, 0.02 m/dak. ve 0.03 m/dak.' lık kaynak ilerleme hızlarında yapılan birleştirmelere göre düşük ilerleme hızına bağlı olarak krom ve karbon elementi difüzyonu artmaktadır. Ancak, ilerleme hızı arttıkça krom ve karbon elementi difüzyonunda düşme görülmektedir. Bu durum, birim zamanda ulaşılan sıcaklık derecesinin azalmasıyla ilişkilendirilebilir. S21 no' lu kaynaklı bağlantıya ait X-ray analiz grafiği (Şekil 4.49)' da ve oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 4.20' de görülmektedir. X-ray analiz grafiği incelendiğinde; S21 numunesinde oluşan faz ve bileşiklerin yoğunluklarında düşük kaynak ilerleme hızı ve artan ısı girişine bağlı olarak artma görülmektedir.



Şekil 4.46. S21 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



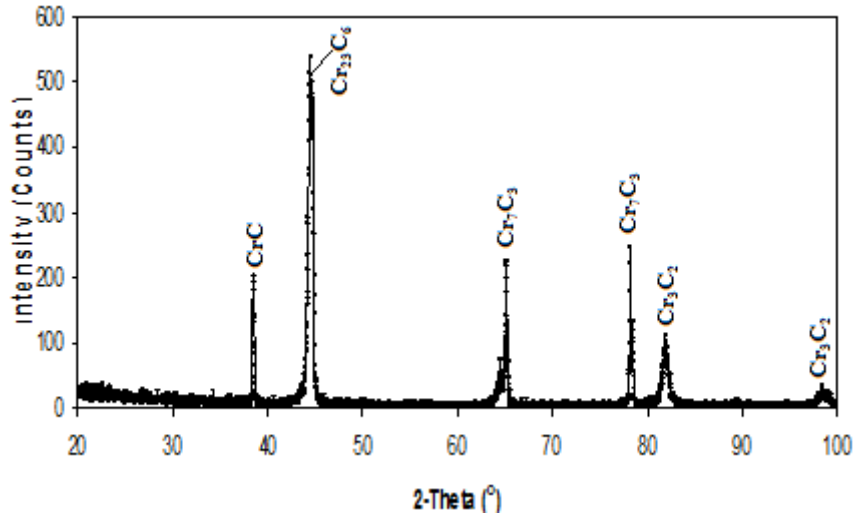
Şekil 4.47. S22 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.48. S23 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

Tablo 4.19. S21, S22 ve S23 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S21	1. Bölge	0.20	0.41	14.70	2.92	78.80	1.09
	2. Bölge	0.13	0.56	12.67	3.33	81.07	1.06
	3. Bölge	0.11	0.38	9.18	2.92	85.47	0.94
	4. Bölge	0.19	0.31	3.52	2.74	90.45	1.00
	5. Bölge	0.10	0.22	0.45	2.76	94.73	0.80
S22	1. Bölge	0.23	0.51	14.63	3.26	78.10	1.19
	2. Bölge	0.18	0.47	12.92	3.24	80.63	0.91
	3. Bölge	0.16	0.37	8.90	3.18	84.65	1.21
	4. Bölge	0.16	0.32	2.35	3.20	91.56	0.88
	5. Bölge	0.15	0.24	0.64	3.13	93.47	0.97
S23	1. Bölge	0.29	0.44	14.29	2.74	78.52	1.09
	2. Bölge	0.24	0.46	12.45	3.53	79.99	1.08
	3. Bölge	0.19	0.35	8.61	3.06	85.17	0.87
	4. Bölge	0.11	0.41	3.45	3.25	90.83	0.95
	5. Bölge	0.22	0.27	0.74	2.90	92.91	0.97



Şekil 4.49. S21 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

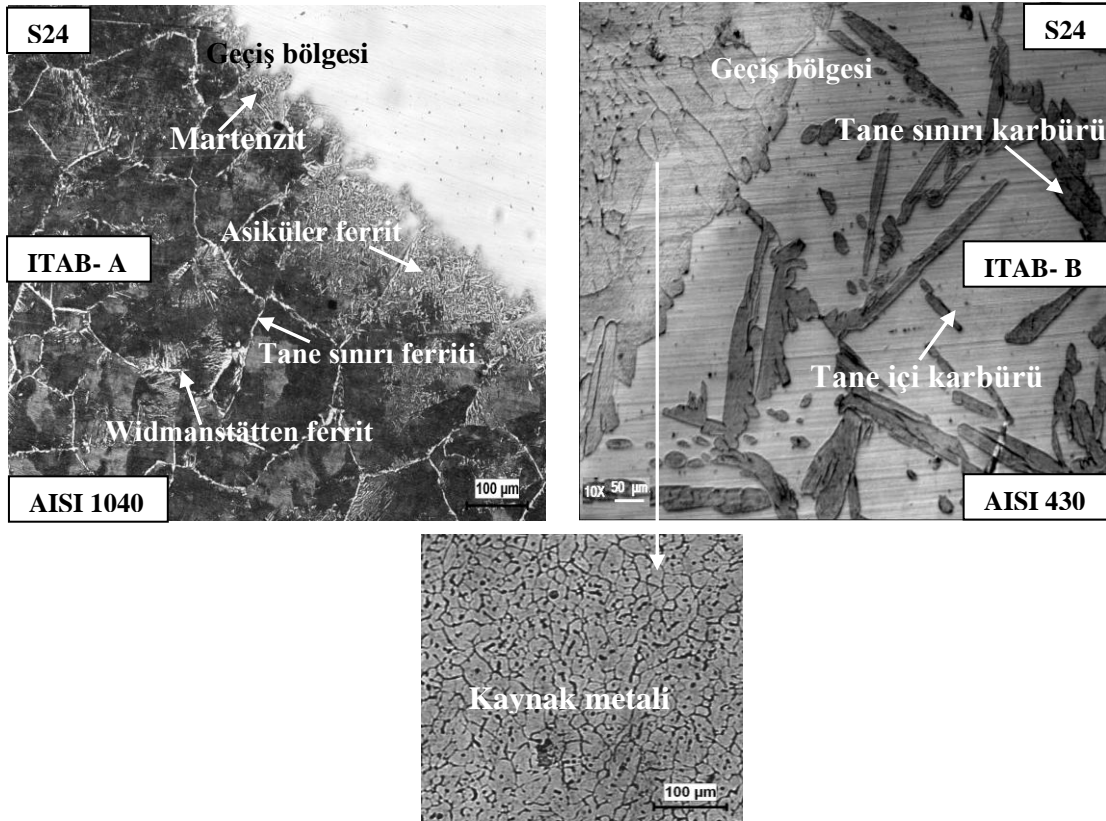
Tablo 4.20. S21 Numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
38.478	2.3377	25	CrC	100
44.380	2.0395	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
65.119	1.4313	16	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
78.240	1.2209	20	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
81.920	1.1751	50	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.441	1.0173	18	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

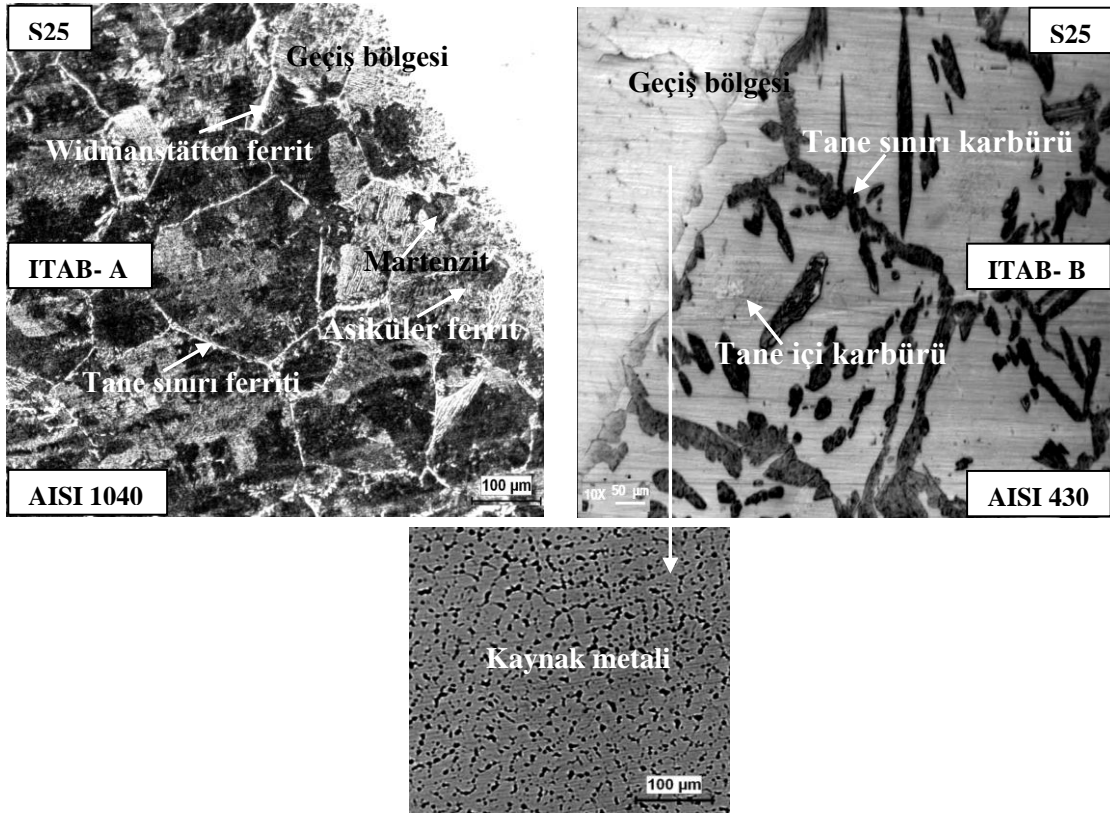
1.1 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S24, S25 ve S26 no' lu kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar Şekil 4.50, 4.51 ve 4.52' de verilmiştir. S24 numunesinde kaynaklı bağlantının birleşme arayüzeyi üzerinden alınan (kaynak havuzuna bitişik ITAB-A ve ITAB-B) mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, kaynak havuzuna bitişik her iki geçiş bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir, 0.01 m/dak. kaynak ilerleme hızında, artan plazma gaz debisine bağlı olarak, ITAB-A ve ITAB-B tane yapılarında S21' e göre bir miktar artış söz konusudur. Tanelerin, kaynak esnasındaki ilerleme hızıyla kaynak akımının uygunluğu nedeniyle, yetersiz ısınma yaşanmadığından düzenli bir dağılım sergilediği ve S24 no' lu kaynaklı bağlantının ITAB-A tarafında ortalama tane boyutu 0.150 mm; ITAB-B tarafında ise S24, S25 ve S26 No' lu numunelerde 0.25 mm, 0.3 mm ve 0.25 mm olarak kaydedilmiştir. Kaynak dikişinde oluşan karbürlerin PTA' nın yüksek enerji girdisine bağlı olarak daha homojen bir dağılım

sergilediği görülmektedir. 130 ve 135 (A) yapılan birleştirmelere göre artan ısı girdisine bağlı olarak ITAB'ın daha çok genişlediği ve aynı zamanda iri taneli bir katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir. Şekil 4.51' de S25 numunesinde, kaynak ilerleme hızı (0.02 m/dak.) artmasına rağmen tane yapılarında irileşme meydana gelmiştir. Ancak, Şekil 4.52' de, S26 numunesinde ise 0.03 m/dak. artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak yapı bozunmaları azda olsa tespit edilmiştir.

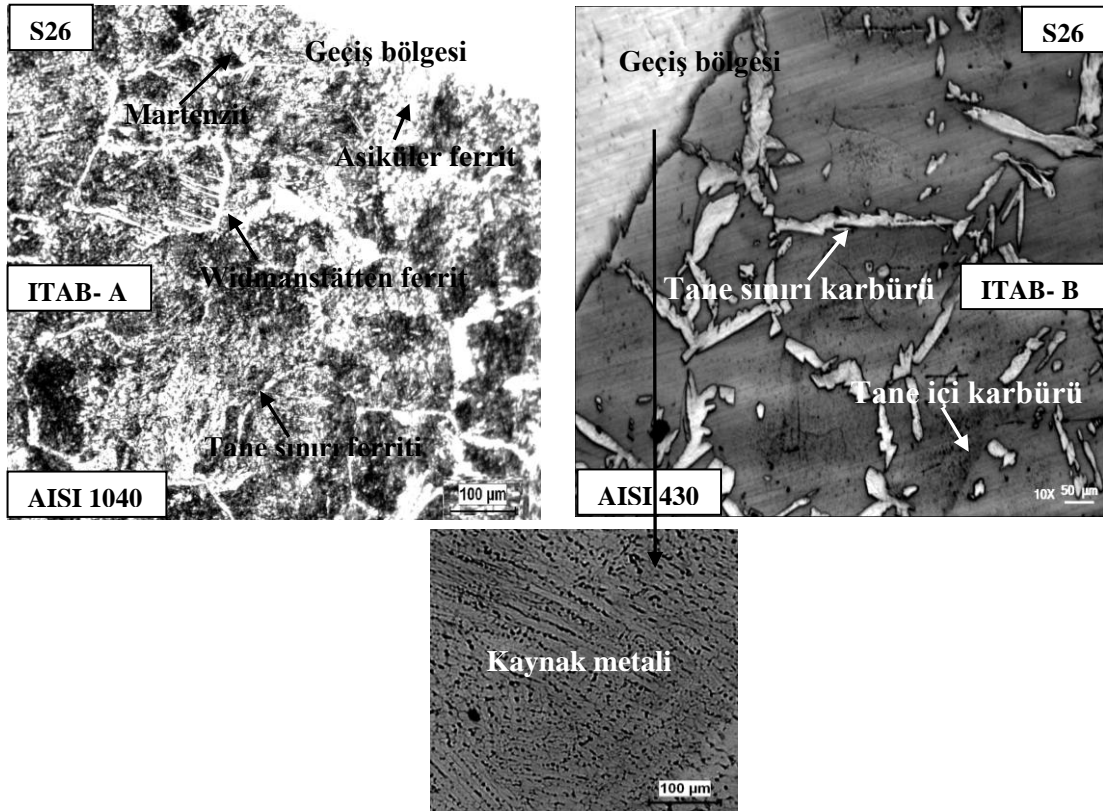
S24, S25 ve S26 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.21' de görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde artan akım şiddetine bağlı olarak Cr ve C difüzyonunda artma görülmüştür. Çünkü, kaynak akım şiddeti ve plazma gaz debisinin artışına bağlı olarak oluşan enerji ve kaynak ergime sıcaklığının artış göstermesi difüzyonu artırmaktadır. S24 no' lu kaynaklı bağlantıya ait X-ray analiz grafiği (Şekil 4.53)' de ve oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 4.22' de görülmektedir.



Şekil 4.50. S24 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



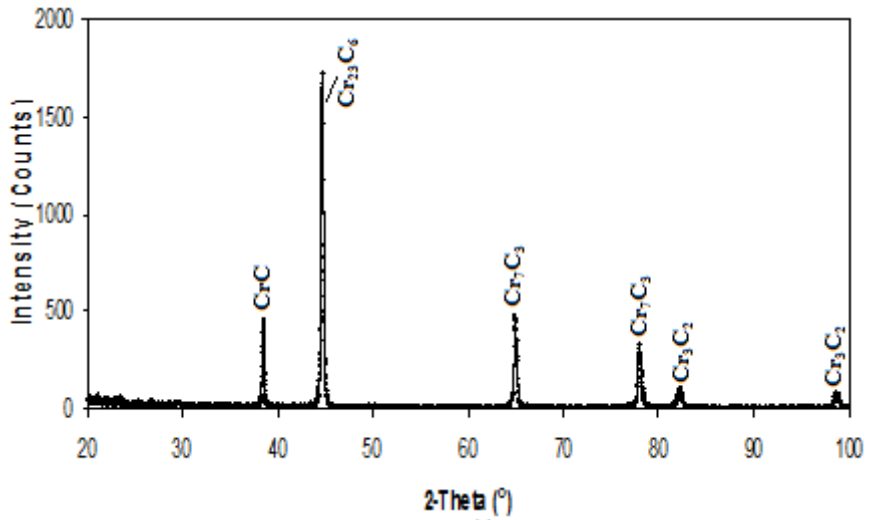
Şekil 4.51. S25 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.52. S26 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

**Tablo 4.21.** S24, S25 ve S26 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S24	1. Bölge	0.25	0.39	14.35	3.65	77.89	1.14
	2. Bölge	0.27	0.51	13.29	2.96	79.46	1.07
	3. Bölge	0.21	0.59	11.07	3.15	81.97	1.09
	4. Bölge	0.16	0.34	4.14	2.92	90.01	0.97
	5. Bölge	0.16	0.26	0.54	2.72	93.84	1.01
S25	1. Bölge	0.23	0.47	14.12	2.49	79.63	0.96
	2. Bölge	0.19	0.45	10.75	2.40	83.43	1.01
	3. Bölge	0.15	0.43	5.34	2.51	89.45	0.71
	4. Bölge	0.16	0.27	3.91	2.91	90.36	0.91
	5. Bölge	0.13	0.38	0.57	2.38	94.30	0.98
S26	1. Bölge	0.21	0.64	14.76	3.00	78.48	0.97
	2. Bölge	0.21	0.43	13.78	2.98	79.61	1.11
	3. Bölge	0.16	0.40	10.29	3.06	83.72	0.85
	4. Bölge	0.13	0.23	1.94	2.55	93.08	0.87
	5. Bölge	0.15	0.30	0.63	2.70	93.75	1.03



**Şekil 4.53.** S24 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

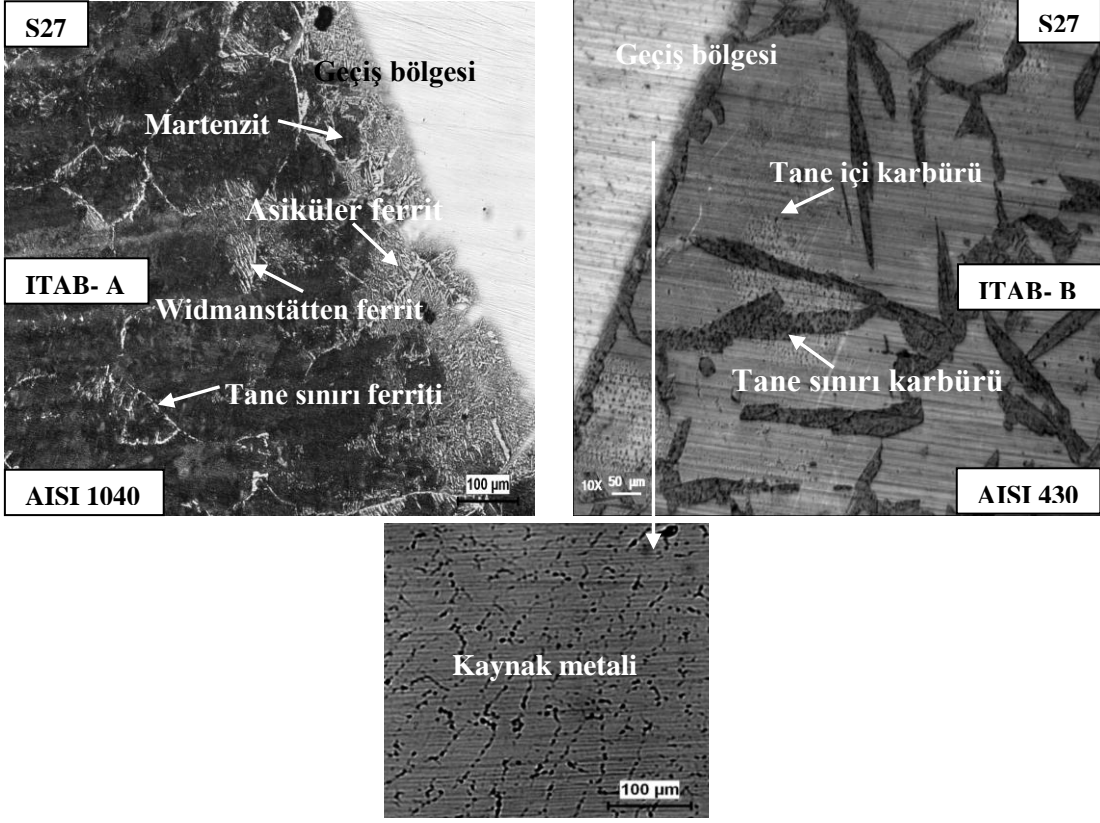
**Tablo 4.22.** S24 Numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å°)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
38.381	2.3434	100	CrC	100
44.581	2.0308	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.900	1.4356	14	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
77.921	1.2250	18	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	110
82.119	1.1727	35	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.617	1.0159	11	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

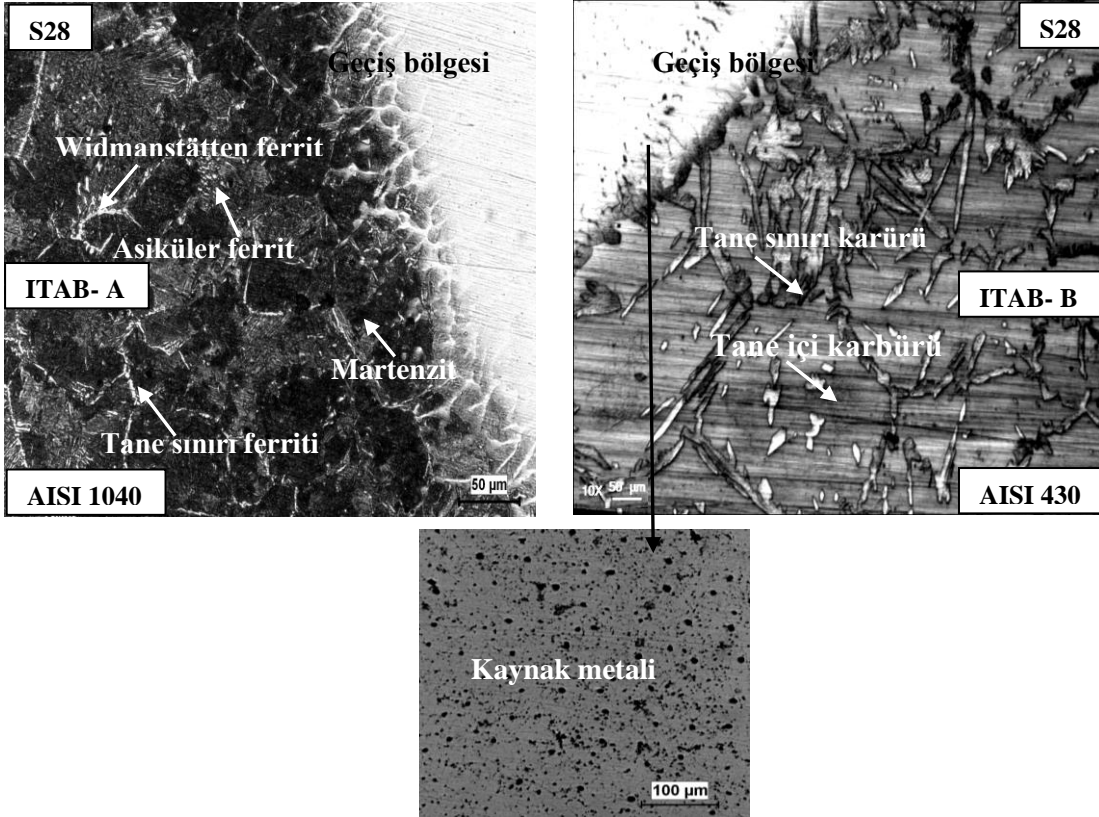
1.2 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S27, S28 ve S29 no' lu kaynaklı bağlantıların, birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar Şekil 4.54, 4.55, 4.56' da verilmiştir. Şekil 4.54' deki S27 numunesinin fotoğrafı incelendiğinde; 0.01 m/dak. kaynak ilerleme hızında, her iki tarafta ana malzemenin iç yapısında herhangi bir yapı bozunmasının meydana gelmediği, kaynak dikişinin ITAB-A ve ITAB-B taraflarına doğru ilerledikçe ITAB' da tane irileşmesinin olduğu ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgeye dönüştüğü görülmektedir. Şekil 4.55' deki S28 numunesinde de artan plazma gaz debisi ve akım şiddetine bağlı olarak, S8 ve S18 numunelerine kıyasla ITAB' de tane irileşmelerinin meydana geldiği açıkça görülmektedir. S27 no' lu kaynaklı bağlantıda ITAB-A tarafında ortalama tane boyutu 0.200 mm; ITAB-B tarafında ise 0.25 mm, 0.200 mm ve 0.25 mm olarak tespit edilmiştir. Ancak; Şekil 4.56' daki S29 numunesi incelendiğinde, kaynak dikişinin homojen bir görünüme sahip olduğu, ancak; artan ilerleme hızına bağlı olarak ITAB' ın dar bir aralıkta bulunduğu ve yapı bozunmalarının S13 ve S16 numuneleri ve 135 (A)' de 0.03 m/dak. kaynak ilerleme hızlarında yapılan birleştirmelere kıyasla azaldığı açıkça görülmektedir.

S27, S28 ve S29 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.23' de görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde, artan plazma gaz debisine bağlı olarak Cr ve C' nin difüzyon oranlarında artış görülmüştür. S27 no' lu kaynaklı bağlantıya ait X-ray analiz grafiği (Şekil 4.57)' de ve oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 4.24' de görülmektedir.

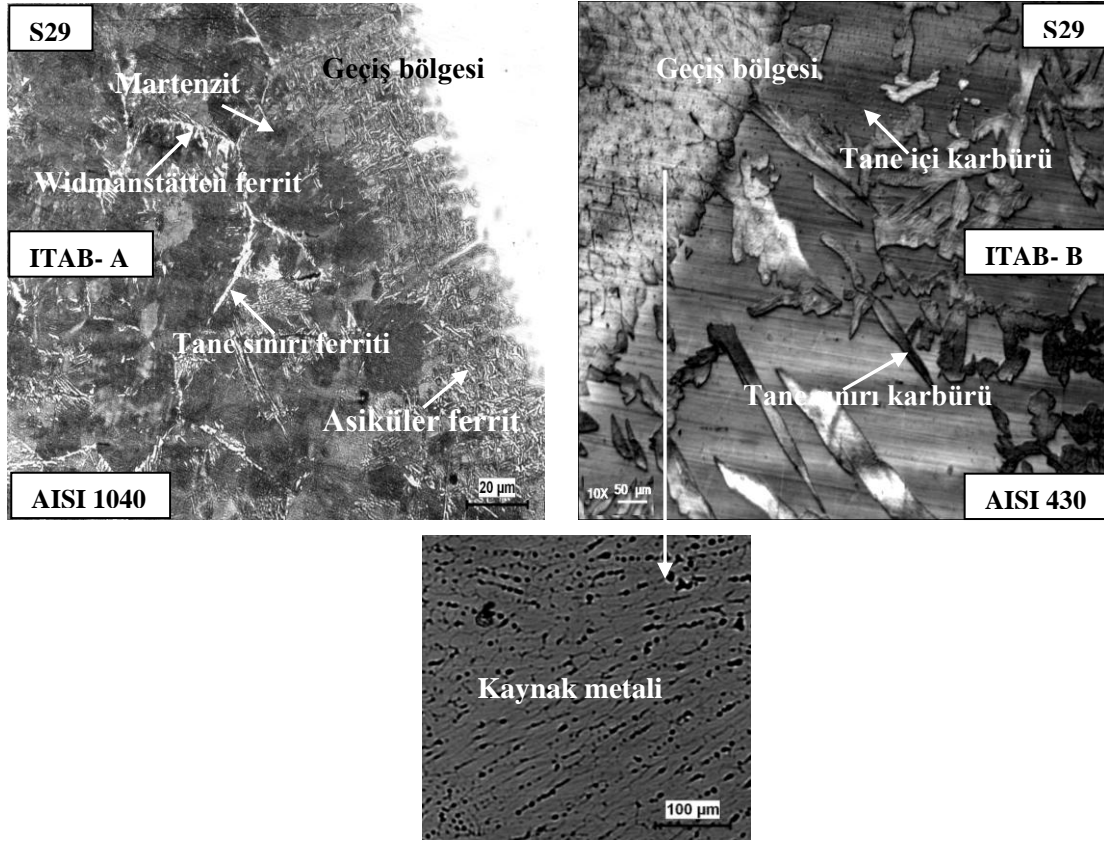




Şekil 4.54. S27 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



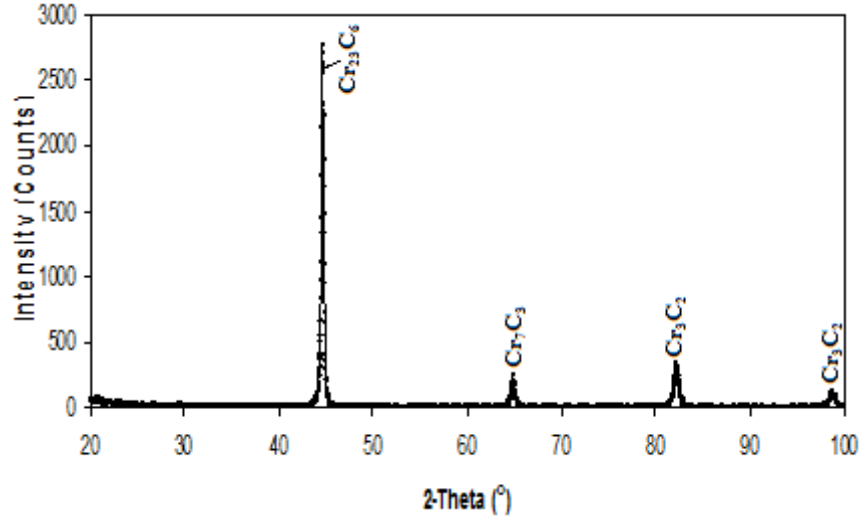
Şekil 4.55. S28 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.56. S29 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

Tablo 4.23. S27, S28 ve S29 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S27	1. Bölge	0.13	0.39	15.05	2.92	79.44	0.88
	2. Bölge	0.28	0.49	12.88	2.91	79.88	0.98
	3. Bölge	0.13	0.28	7.48	2.58	87.52	0.80
	4. Bölge	0.16	0.31	4.54	2.52	90.12	0.82
	5. Bölge	0.11	0.24	0.54	2.17	95.10	0.83
S28	1. Bölge	0.18	0.61	14.96	2.74	78.81	1.00
	2. Bölge	0.18	0.43	13.03	2.68	80.95	1.05
	3. Bölge	0.17	0.34	9.29	3.09	84.48	1.09
	4. Bölge	0.13	0.17	3.65	3.05	90.85	0.98
	5. Bölge	0.14	0.16	0.59	2.46	94.52	0.82
S29	1. Bölge	0.31	0.42	14.45	2.49	78.33	1.14
	2. Bölge	0.13	0.36	12.84	2.93	81.62	0.91
	3. Bölge	0.21	0.45	10.09	3.10	83.47	0.78
	4. Bölge	0.13	0.22	3.19	2.94	91.22	1.06
	5. Bölge	0.14	0.21	0.55	2.48	94.28	1.02



Şekil 4.57. S27 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

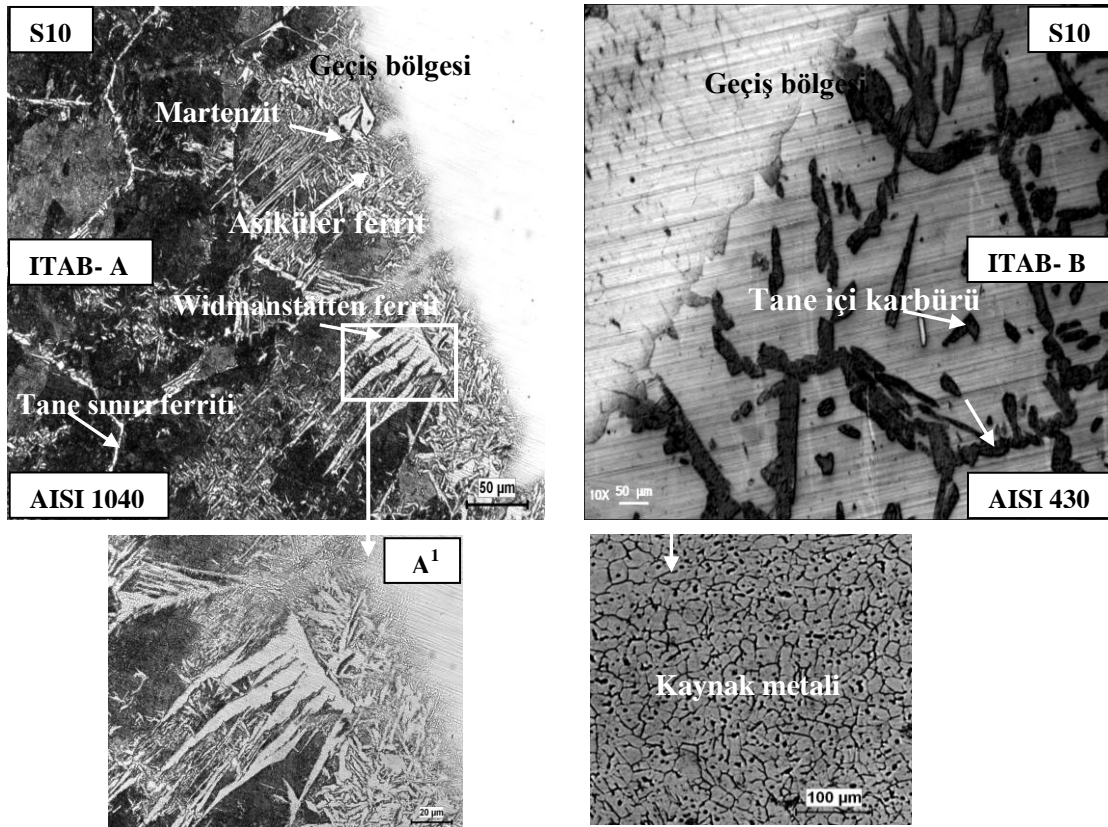
Tablo 4.24. S27 Numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
44.641	2.0282	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.901	1.4356	14	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
82.160	1.1722	35	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.641	1.0157	11	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

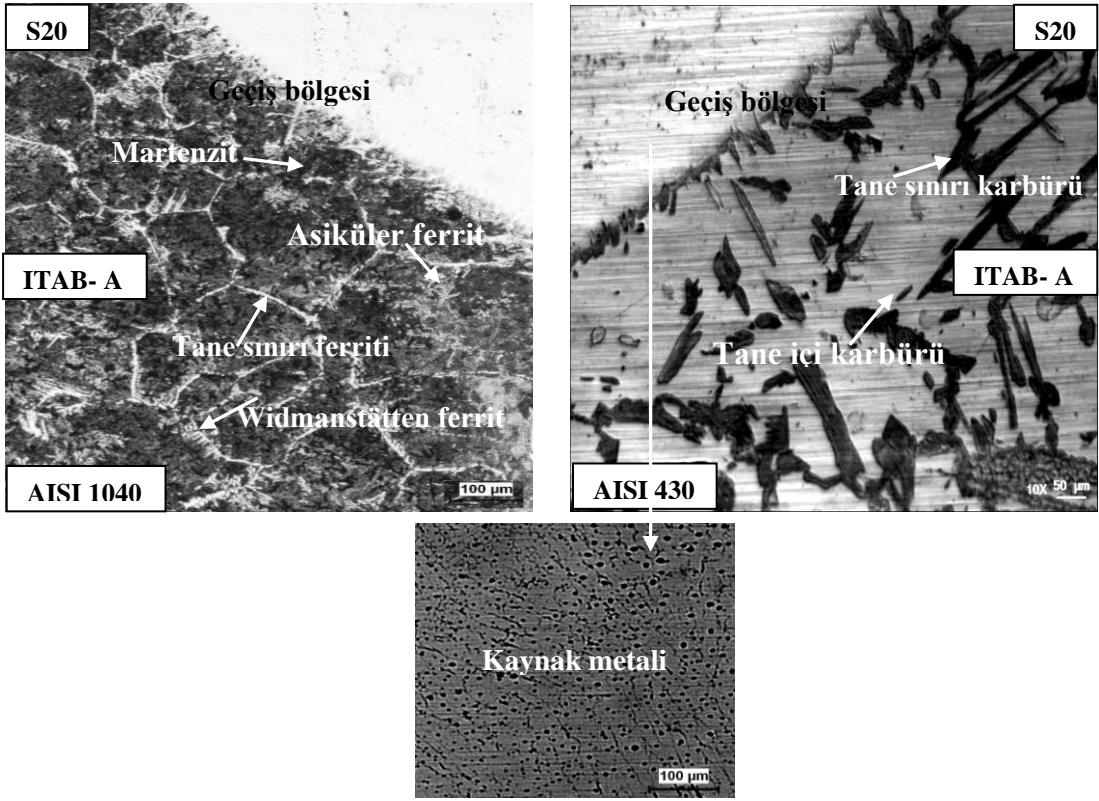
130, 135 ve 140 (A) akım şiddeti, 0.01 m/dak. sabit kaynak ilerleme hızında yapılan birleştirmelerin birleşme bölgesinde ortaya çıkan yapısal değişimi gösteren optik fotoğraflar Şekil 4.58, 4.59 ve 4.60' da verilmiştir. Fotoğraflar incelendiğinde; her üç numunede kaynaklı bağlantının birleşme arayüzeyi üzerinden alınan (kaynak havuzuna bitişik ITAB-A ve ITAB-B) mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, kaynak havuzuna bitişik her iki geçiş bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. Kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB' nin artan nozul çapına bağlı olarak enerji girdisinin artmasıyla daha çok genişlediği görülmektedir. S20 ve S30 no' lu kaynaklı bağlantılarda ITAB-A tarafında ortalama tane boyutu 0.180 ve 0.200 mm; ITAB-B tarafında ise S10, S20 ve S30 no' lu numunede 0.25 mm, 0.200 mm ve 0.21 mm olarak belirlenmiştir. Şekil 4.60' da 140 (A) ile birleştirilen numunede, Şekil 4.58 ve 4.59' da 130 ve 135 (A)' le birleştirilen numunelere kıyasla, kaynak dikişinin ITAB-A ve ITAB-B taraflarına doğru ilerledikçe ITAB' de meydana gelen tane irileşmesinin belirgin olmakla birlikte, daha

sonra yapının hızlı soğuma etkisi altında kalan kısmında ise küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. Kaynak metalinde oluşan tane içi ve tane sınırı karbürleri; çentik darbe deneyi sonrası elde edilen kırık yüzey SEM incelemelerine göre, bu numunelerin gevrek kırılma mekanizması sergilemesine neden olmaktadır.

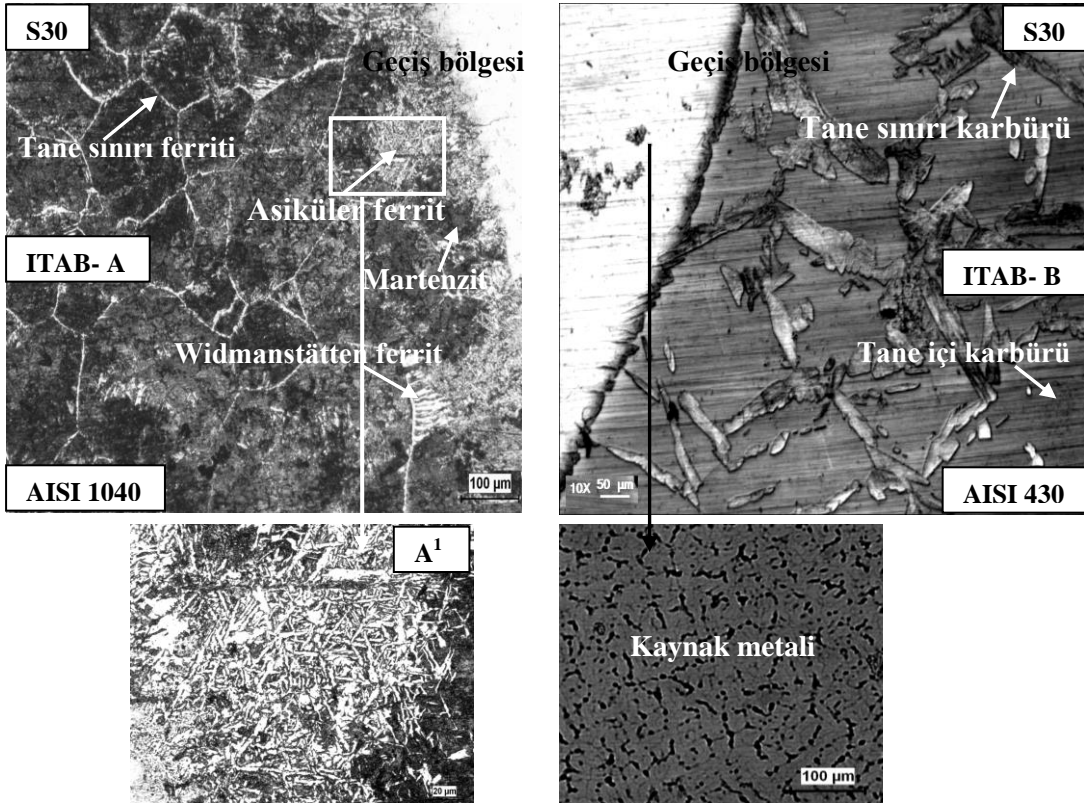
S10, S20 ve S30 no' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları Tablo 4.25' de görülmektedir. Numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde; artan kaynak akım şiddeti ve 0.01 m/dak.' lık kaynak ilerleme hızında, düşük ilerleme hızındaki ısı girişinin artışına bağlı olarak krom ve karbon elementi difüzyonu artmaktadır. S20, S30 no' lu kaynaklı bağlantılara ait X-ray analiz grafikleri (Şekil 4.61, 62)' de ve oluşan faz ve bileşikler ise Tablo 4.26, 27' de görülmektedir. X-ray analiz grafiği incelendiğinde; S30 numunesinde oluşan faz ve bileşiklerin yoğunluklarında düşük kaynak ilerleme hızı ve artan ısı girişine bağlı olarak artma görülmektedir.



Şekil 4.58. S10 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



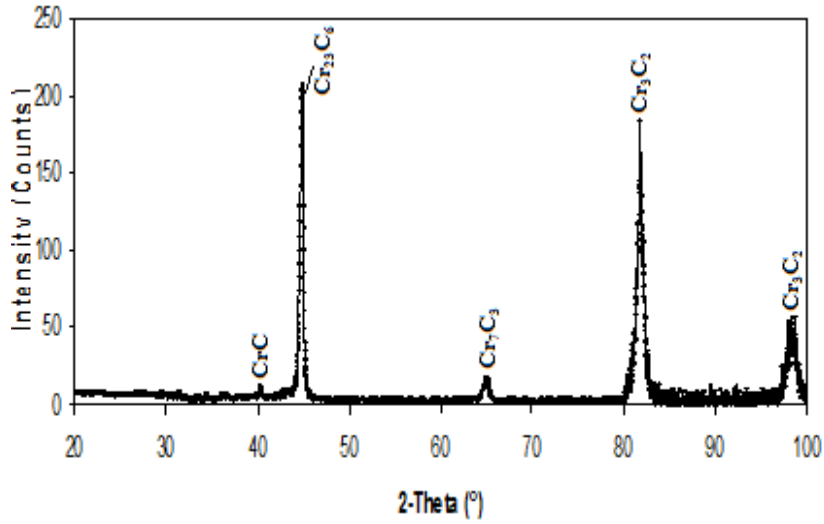
Şekil 4.59. S20 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı



Şekil 4.60. S30 No' lu kaynaklı bağlantının arayüzeyinden alınan optik mikroyapı fotoğrafı

**Tablo 4.25.** S10, S20 ve S30 No' lu kaynaklı bağlantılara ait EDS analiz sonuçları

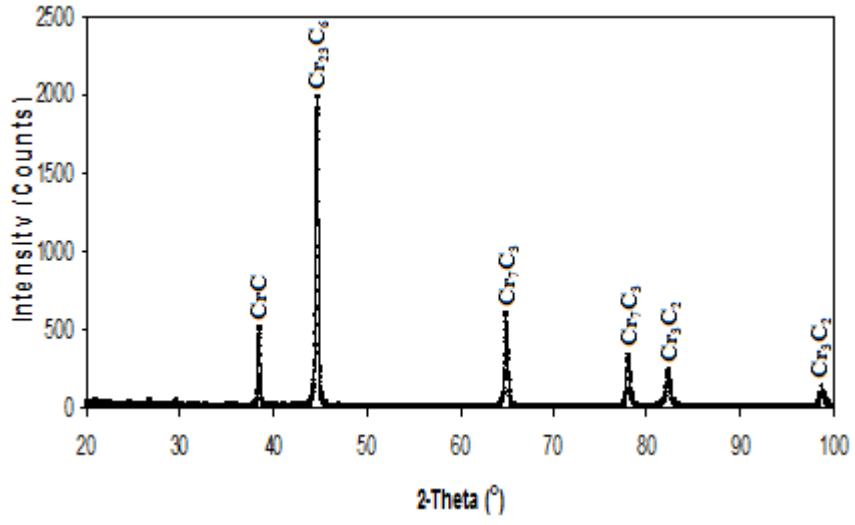
Numune No	Analiz Bölgeleri	Elementer (% Ağırlık)					
		C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
S10	1. Bölge	0.30	0.46	14.06	2.63	78.78	0.98
	2. Bölge	0.15	0.45	11.75	3.13	82.16	1.01
	3. Bölge	0.19	0.37	10.96	2.63	83.07	1.00
	4. Bölge	0.11	0.28	2.74	3.03	92.09	0.75
	5. Bölge	0.17	0.19	0.56	2.61	93.99	0.88
S20	1. Bölge	0.16	0.42	15.07	3.19	78.62	1.01
	2. Bölge	0.22	0.50	12.96	2.59	80.69	1.05
	3. Bölge	0.12	0.33	6.99	3.13	87.36	0.91
	4. Bölge	0.13	0.30	2.31	2.86	92.25	0.98
	5. Bölge	0.12	0.29	0.53	2.80	94.33	0.81
S30	1. Bölge	0.21	0.60	14.63	2.59	79.10	0.98
	2. Bölge	0.15	0.47	13.09	3.09	80.85	0.96
	3. Bölge	0.12	0.37	8.64	2.99	86.02	0.78
	4. Bölge	0.11	0.37	4.48	2.53	90.59	0.87
	5. Bölge	0.10	0.21	0.52	2.65	94.54	1.04



**Şekil 4.61.** S20 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

**Tablo 4.26.** S20 Numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
38.371	2.3404	23	CrC	100
44.097	2.0188	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.659	1.4333	7	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
83.056	1.1445	11	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.950	1.0133	2	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220



Şekil 4.62. S30 Numunesinin X-Işını analiz grafiği

Tablo 4.27. S30 numunesinin X-Işını analiz sonuçlarına göre tespit edilen fazlar

X-Ray Değerleri				
2 Theta (°)	d (Å)	Yoğunluk (I/I <sub>1</sub> )	Faz	(hkl)
38.401	2.3422	-	CrC	100
44.600	2.0300	100	Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	110
64.881	1.4360	14	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
77.942	1.2248	18	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	200
82.201	1.1718	35	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	211
98.699	1.0153	11	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	220

#### 4.4. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları ve İrdelenmesi

Üç farklı akım şiddeti, ilerleme hızı ve plazma gaz debisi kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantıların, birleşme merkezinden ana metale doğru çizgisel bir hat boyunca 0.5 mm aralıklarla yapılan mikrosertlik ölçüm sonuçları, sırasıyla Şekil 4.63, 4.64 ve 4.65.a, b ve c' de verilmiştir. S1-S30 no' lu bütün numunelerin sertlik eğrileri incelendiğinde, literatüre uygun olarak üç farklı bölgede (kaynak metali, ITAB-A ve ITAB-B) sertlik dağılımının değiştiği görülmektedir. Kaynak bölgesinde değişim gösteren ölçüm sonuçlarının esas malzemeye ulaşıldığında, AISI 430 ve AISI 1040 çeliklerinin ana sertlik değerlerine yakın sonuçlar elde edilmiştir.

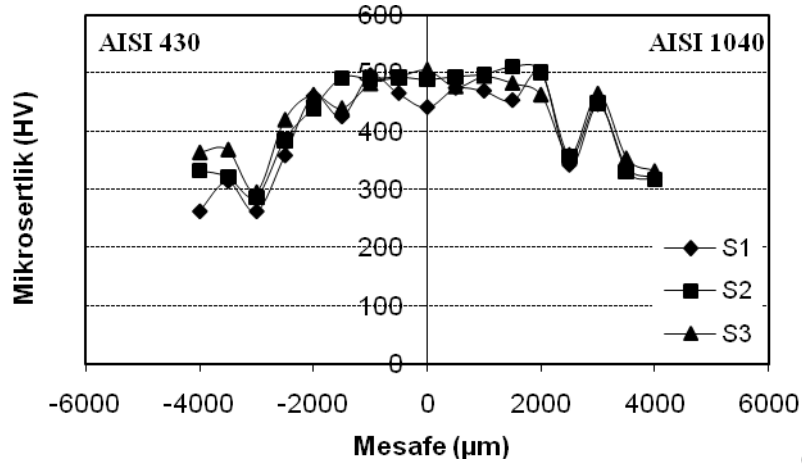
130 Amper, üç farklı plazma gaz debisi (1.0, 1.1, ve 1.2 lt/dak.), üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve 2.4 mm nozul çapı kullanılarak birleştirilen S1-S9 numunelerine ait sertlik profili incelendiğinde; her dokuz numunede de benzer bir sertlik dağılımının ortaya çıktığı görülmektedir. Bu dağılım, kaynak havuzunda maksimum, esas metale doğru gidildikçe düşüş kaydedilmiştir. Merkezdeki bu yükselme AISI 430 ve AISI 1040' in esas malzeme sertlik değerinden yüksek bir değerdir. Bütün kaynaklarda, bu yapıya benzer sonuçlar elde edilmiştir. Bu durum, Schaffler diyagramı esas alınarak yapmış olduğumuz hesaplamalar sonucunda dikişte bir miktar martenzit oluştuğu tespitimizi doğrulamaktadır. Kaynak dikişi içerisinde mikrosertlik değerlerinin yüksek çıkması; buralarda sertliği artırıcı krom-karbür fazlarının ortaya çıkması ve ani soğuma sonucunda az oranda da olsa martenzitik yapının ortaya çıkmasından ileri gelmektedir. Bu kaynaklı bağlantıların kaynak metali üzerinde alınan XRD analiz sonuçlarında CrC, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ve Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> bileşikleri saptanmıştır. Yüksek enerji girdisi sağlayan PTA yöntemiyle mikroyapıda oluşan yoğun karbürlerin daha homojen bir şekilde dağılması ve yine yapıda diğer sert fazların bulunması sertliği olumlu yönde etkilemiştir. Ayrıca, kaynak içerisinde mikrosertlik değerlerinin yüksek çıkması; bu bölgede sertliği artırıcı ani soğuma sonucunda az oranda da olsa tamamlanmamış dendritik yapının ortaya çıkmasından kaynaklanmaktadır. Sertlik profili, kaynak metaline bitişik ITAB-A ve ITAB-B bölgelerinde yani kaynak dikişinin hemen bitişğinde bir düşüş göstermektedir. Bu bölgelerdeki sertlik düşüşü, enerji girdisine bağlı



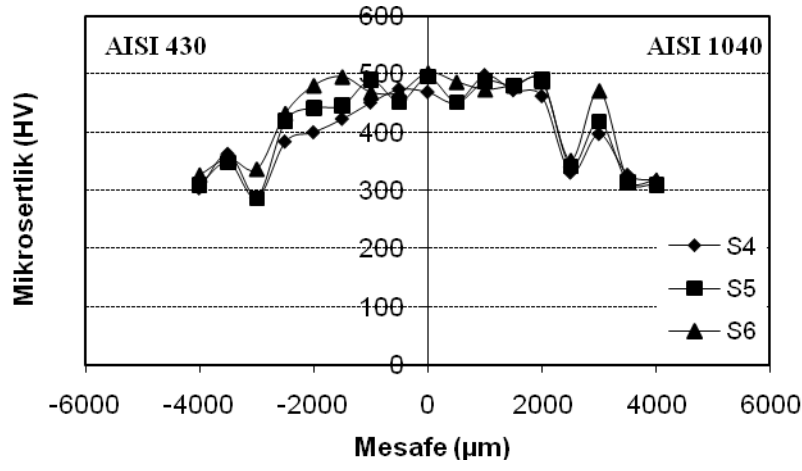
olarak uzun süre ısının tesiri altında kalmış olmaları sonucu tane irileşmesi ve konsantrasyon farkından dolayı AISI 1040 tarafında karbon, AISI 430 tarafında ise kromun, kaynak metaline difüzyonu sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Bu bölgelerden alınan EDS analiz sonucunda elde edilen elementer konsantrasyon profili bu değişimi desteklemektedir.

AISI 430 tarafında, kaynak metalinin hemen bitişiğinde sertliğin bir miktar yükseldiği görülmektedir. Bu sertlik artışı, mikroyapı fotoğraflarından, dikişin yanında tane sınırı karbürlerinin taneleri tamamen kuşattığı bölgede matris hareketini sınırlayarak, sertliği bir miktar artırdığı anlaşılmaktadır. Bütün kaynaklarda, bu yapıya benzer sonuçlar elde edilmiştir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak birim alanın ısının tesiri altında kalma süresini azaltacağı gerçeği, paslanmaz çeliklerin kaynağında oluşumu istenmeyen krom karbür oluşum aralığı olan  $T_{8-5}$  sıcaklığının hızlı geçmesine katkı sağlamaktadır. Bu gerçek esas alındığında, düşük ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı bağlantıların (S1, S4 ve S7) kaynak metalinde düşük sertlik değerleri elde edilmiş olunması sonucunu doğrulamaktadır.

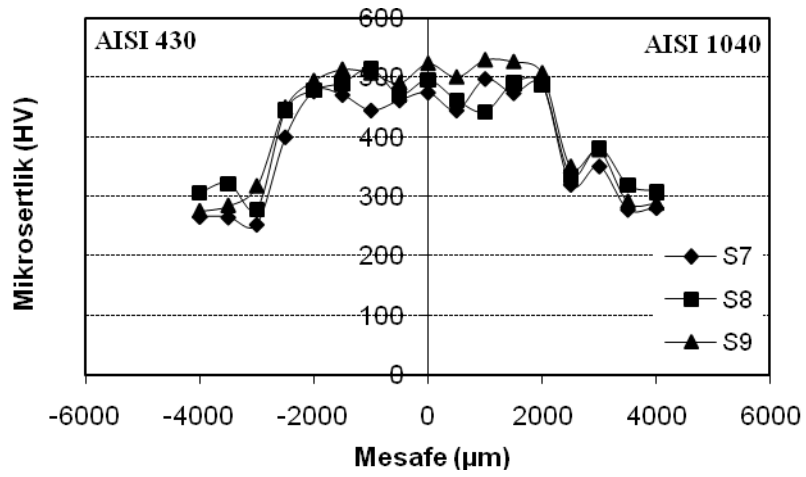
Şekil 4.63 (b)' de 1.1 lt/dak. ile birleştirilen S4, S5, S6 numuneleri ve Şekil 4.63 (c)' de 1.2 lt/dak.' da birleştirilen S7, S8, S9 numunelerine ait sertlik eğrileri görülmektedir. Grafikler incelendiğinde sertlik dağılım eğrilerinin, genelde birbirine benzer profiller sergilediği dikkat çekmektedir. Ancak; yüksek ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesi genişliğinde meydana gelen düşüşün sonucu olarak ölçüm sonuçlarında farklılıklara rastlanmaktadır. Gerek mikroyapı gerekse mikrosertlik analiz sonuçları, ilerleme hızı ve plazma gaz debisi parametrelerinin kaynak bölgesinin genişliği ve kaynak merkezindeki sertlik değerleri üzerine önemli etkisi olduğu sonucunu doğrulamaktadır. Kaynak merkezindeki en yüksek sertlik değeri S9 no' lu numunede 524 HV olarak elde edilmiştir. 130 Amper' de yapılan kaynakların tamamında, artan ilerleme hızıyla birlikte sertlik değerlerinde yükselişler görülmektedir. Tablo 4.28' de değişken parametreler kullanılarak gerçekleştirilen kaynaklı bağlantıların kaynak metali üzerinde alınan maksimum sertlik değerleri toplu olarak verilmiştir.



(a)



(b)

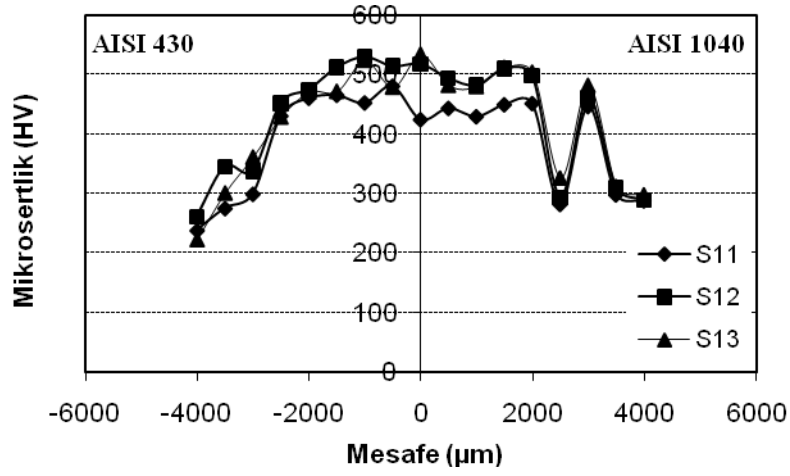


(c)

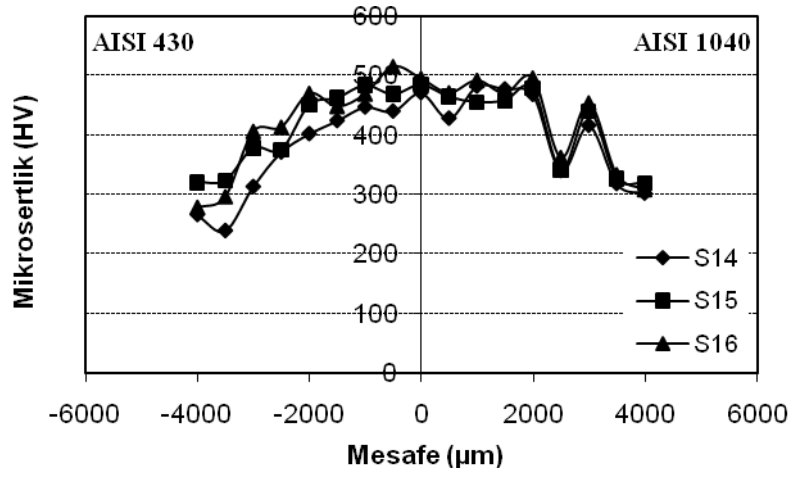
Şekil 4.63. S1-S9 No' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik grafikleri

135 Amper, üç farklı plazma gaz debisi (1.0, 1.1, ve 1.2 lt/dak.) ve üç farklı ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) kullanılarak birleştirilen S11-S19 numunelere ait kaynaklı bağlantılar üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm sonuçlarından elde edilen mikrosertlik eğrileri, sırasıyla Şekil 4.64.a, b ve c' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait sertlik profilleri incelendiğinde, sertlik değerlerinin dikiş bölgesinde maksimum, kaynak metali ile ITAB-A ve ITAB-B arayüzeyinde ani bir düşüş kaydederek esas malzemenin sertlik değerine kadar düştüğü görülmektedir. 130 amper kaynak gücünde yapılan kaynaklı bağlantılar ile kıyaslandığında, artan kaynak gücüne bağlı olarak mikrosertlik değerlerinin biraz arttığı, artan ilerleme hızına bağlı olarakta sertlik değerlerinin düştüğü görülmektedir. Eğrilere göre, artan akım şiddeti ve azalan ilerleme hızlarıyla birleştirilen numunelerin kaynak merkezindeki sertlik değerlerinde düşüş söz konusudur.

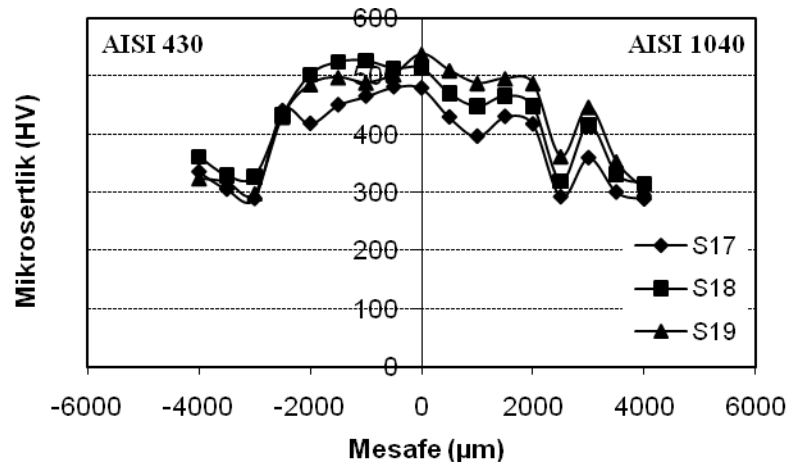
Kaynak metaline bitişik AISI 1040 tarafında, ana metalden kaynak metaline karbon difüzyonu sonucu karbonca fakirleşmiş iri taneli bölgede sertlik düşüşü, ince taneli bölgede ise sertlik yeniden artmakta ve daha sonra ana metalin orijinal sertlik değerine doğru azalmakta olduğu görülmektedir. AISI 430 tarafında kaydedilen ani sertlik düşüşü ana metalden kromun kaynak metaline difüzyonu sonucu ortaya çıktığı düşünülmektedir. Kaynak bölgesinden paslanmaz çeliğe doğru gidildikçe, karbon oranı düştüğünden karbür oluşumu azalmaktadır. Bu da sertliğin azalmasına neden olmuştur. Aynı şekilde AISI 1040 çeliği tarafında önce oluşan krom karbürlerle sertlik artmış, krom difüzyonunun bittiği yerde hızla azalmıştır. Ancak, ani soğuma sonucu martenzit oluşumu görülen yerlerde dar bir alanda sertlik değeri aniden yükselme göstermiştir. Ana malzemeye geçişle birlikte sertlik değerlerinde başka artış olmamıştır. 135 amper kaynak gücü kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantıların kaynak metali üzerinde alınan en yüksek sertlik değeri S19 no' lu numune üzerinde 538 HV olarak kaydedilmiştir.



(a)



(b)

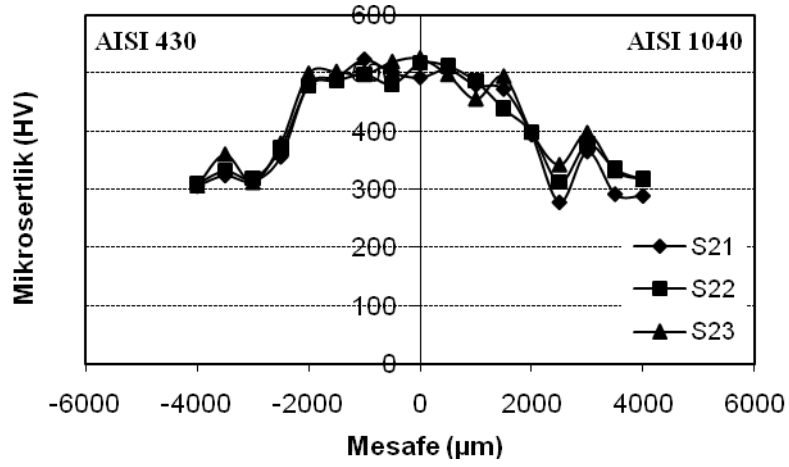


(c)

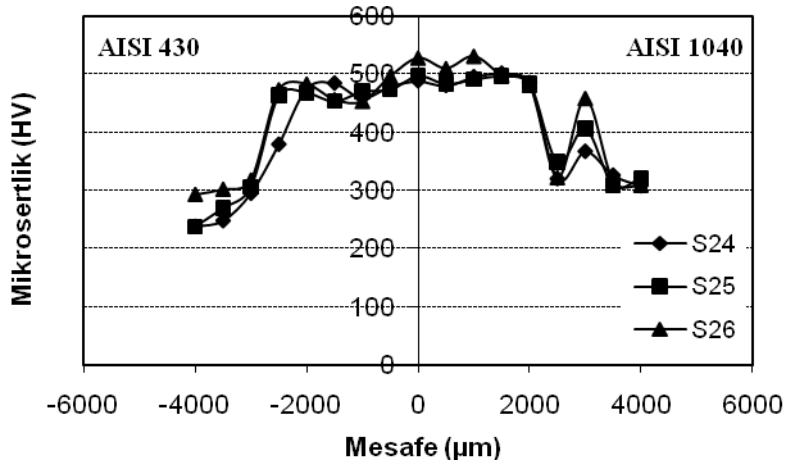
Şekil 4.64. S11-S19 No' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik grafikleri

140 Amper, üç farklı plazma gaz debisi (1.0, 1.1, ve 1.2 lt/dak.) ve üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) kullanılarak birleştirilen S21-S29 numunelere ait kaynaklı bağlantılar üzerinde alınan mikrosertlik ölçüm sonuçlarından elde edilen sertlik eğrileri, sırasıyla Şekil 4.65.a, b ve c' de verilmiştir. Eğrilerden görüleceği üzere, S21-S29 numunelerine ait sertlik profili incelendiğinde, sertliğin aynı şekilde kaynak merkezine doğru arttığı görülmektedir. Kaynak dikişi içerisinde mikrosertlik değerlerinin yüksek çıkması; buralarda sertliği artırıcı krom-karbür fazlarının artan akım şiddetine bağlı olarak daha fazla oluşması ve ani soğuma sonucunda az oranda da olsa martenzitik yapının ortaya çıkmasından ileri gelmektedir. S21-S29 numunelerinde ilerleme hızlarının mikrosertlik üzerindeki etkisi incelendiğinde, bu parametrenin kaynak merkezindeki sertlik değerlerini önemli derecede değiştirdiği görülmektedir. Yalnız burada dikişin maksimum sertliği (S29= 532 HV) ve 130 amperde kaynak edilen numuneden yüksektir.

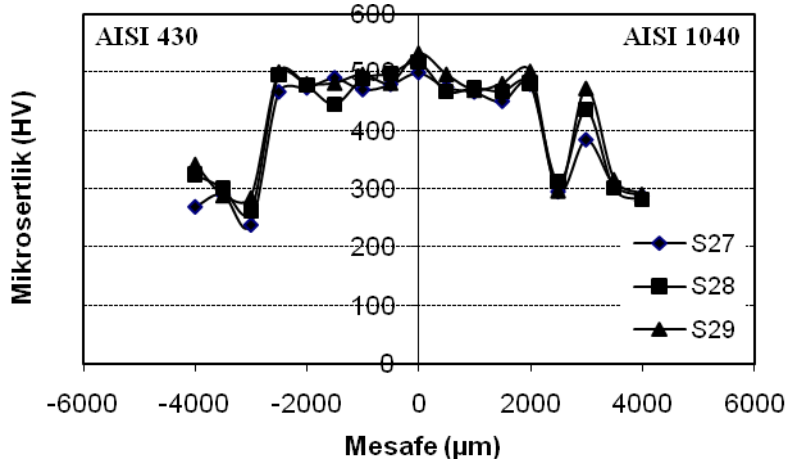
Grafikten de görüldüğü gibi, dikişte en yüksek sertlik değeri 140 amperde kaynak edilen numunelerde kaydedilmiştir. Bu numunelerde akımın yükselmesi ile AISI 1040 tarafında en yüksek sertlik değerlerinin kaydedildiği görülmektedir. Buna, daha fazla enerji girişinin sebep olduğu söylenebilir. 140 amperle kaynak edilen numunelerde AISI 430 tarafında, dikişin hemen yanında ölçülen sertlik sertliklerin yüksek olması da ölçümlerde karbürlere rastlanmış olmasındandır. Burada da yine karbon ve krom difüzyonunun tam olarak gerçekleştiği krom karbürlerin olduğu dikiş bölgesinde sertlik değerleri; yaklaşık olarak aynı kalmış, paslanmaz çelik bölgesinde karbon difüzyonunun görülmediği yerlerde sertlik aniden düşmüştür. Diğer yandan krom difüzyonunun bittiği sınır üzerinde de sertlik değeri hızla düşerken, daha sonra ani soğuyan noktalarda martenzitin oluşmasıyla sertlik yeniden yükselmiş, ısı etkilerinden uzak noktalarda da AISI 1040 çeliğinin orijinal sertlik değerine kadar düşme göstermiştir.



(a)



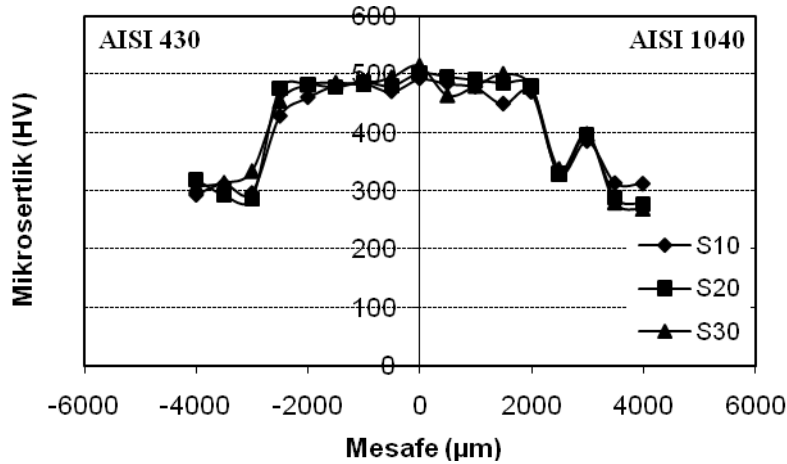
(b)



(c)

Şekil 4.65. S21-S29 No' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik grafikleri

130, 135 ve 140 A, sabit plazma gaz debisi (1.2 lt/dak.) ve sabit kaynak ilerleme hızı (0.01 m/dak.) kullanılarak birleştirilen S10, S20 ve S30 numunelerine ait bağlantıların mikrosertlik eğrileri, sırasıyla Şekil 4.66' da verilmiştir. Sertlik profili incelendiğinde, bu numunelerde de sertliğin ana metalden kaynak merkezine doğru karbür oluşumu nedeniyle arttığı açıkça görülmektedir. Kaynak dikişi içerisinde mikrosertlik değerlerinin yüksek çıkması; buralarda sertliği artırıcı krom-karbür fazlarının ortaya çıkması ve ani soğuma sonucunda ara bölgede az oranda da olsa martenzitik yapının ortaya çıkmasından ileri gelmektedir. Kaynak merkezinde elde edilen en yüksek sertlik değeri (S30= 515 HV)' dir. Bu numunelerde akımın yükselmesi ile AISI 1040 tarafında en yüksek sertlik değerlerinin kaydedildiği görülmektedir. Buna, daha fazla enerji girişinin sebep olduğu söylenebilir. Ayrıca, AISI 1040 tarafında dikişin hemen kenarında sert bir düşüş göstermektedir. Çünkü, bu bölge de kısmen erimiş ve karbonca fakirleşmiş olan bölgedir. Sonuç olarak, ısı girdisinin yüksek soğutma hızının fazla olduğu durumlarda; hem kaynak bölgesinin sertliği yüksek olmakta ve hem de martenzit oluşumu arttığından, karbür oluşmayan difüzyonun etkili olmadığı noktalarda da sertlik değerleri artarak, kaynak bölgesinin sertlik değerlerine yaklaşmaktadır.



Şekil 4.66. S10, S20 ve S30 No' lu kaynaklı bağlantılara ait mikrosertlik grafikleri

**Tablo 4.28.** Değişken parametrelere göre kaynak merkezinden elde edilen sertlik değerleri

Malzeme	Numune Kodu	Akım Şiddeti (A)	Plazma Gaz Debisi (lt/dak.)	İlerleme Hızı (m/dak.)	Sertlik (HV)
AISI 430 /AISI 1040	S1	130	1.0	0.01	441
	S2		1.0	0.02	488
	S3		1.0	0.03	505
	S4		1.1	0.01	469
	S5		1.1	0.02	495
	S6		1.1	0.03	502
	S7		1.2	0.01	475
	S8		1.2	0.02	496
	S9		1.2	0.03	524
	S10		1.2	0.01	492
AISI 430 /AISI 1040	S11	135	1.0	0.01	424
	S12		1.0	0.02	518
	S13		1.0	0.03	533
	S14		1.1	0.01	471
	S15		1.1	0.02	484
	S16		1.1	0.03	495
	S17		1.2	0.01	479
	S18		1.2	0.02	513
	S19		1.2	0.03	538
	S20		1.2	0.01	501
AISI 430 /AISI 1040	S21	140	1.0	0.01	492
	S22		1.0	0.02	517
	S23		1.0	0.03	525
	S24		1.1	0.01	488
	S25		1.1	0.02	497
	S26		1.1	0.03	528
	S27		1.2	0.01	499
	S28		1.2	0.02	517
	S29		1.2	0.03	532
	S30		1.2	0.01	515



## 4.5. Kaynaklı Bağlantıların Mekanik Test Sonuçları

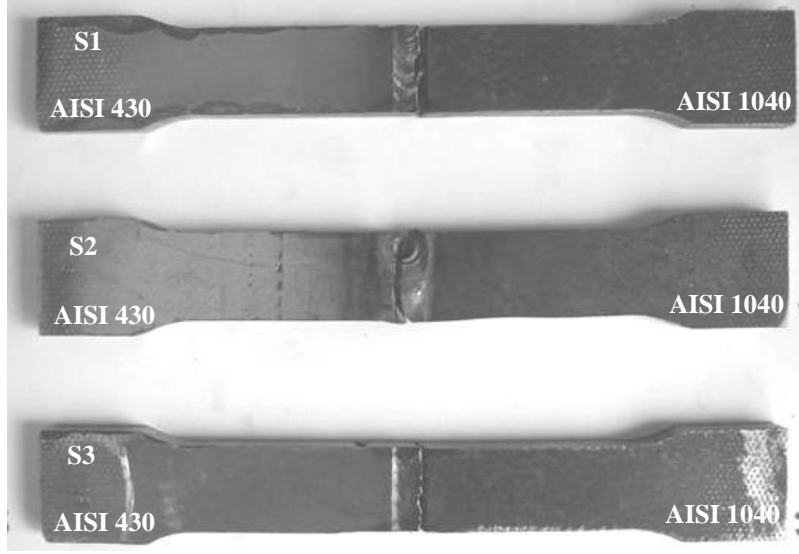
### 4.5.1. Çekme Deneyi Sonuçları

Çekme deneyleri; 20000 N yük kapasitesine sahip Instron marka çekme test cihazında 1 mm/dak. çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Gerilme-uzama eğrilerine ait veriler cihazdan okunarak belirlenmiştir. Değişken parametreler kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılara uygulanan çekme deneyi test sonuçları, gerilme-uzama grafikleri Şekil 4.67 ve 4.76' da verilmiştir.

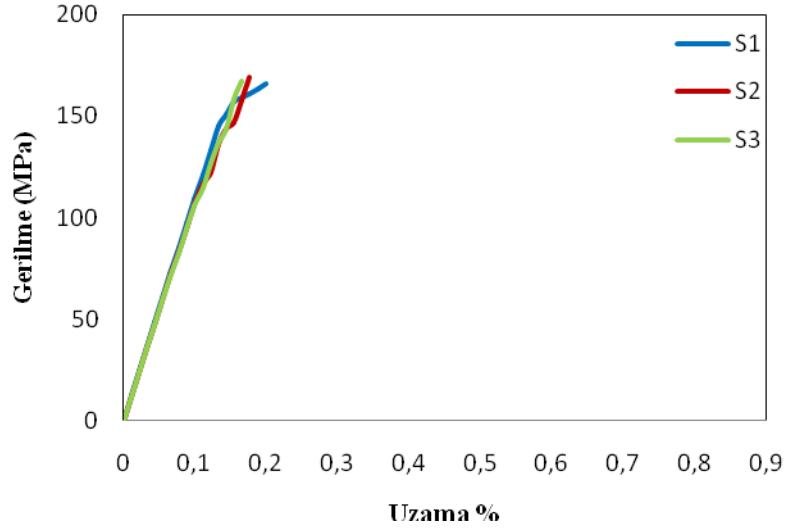
Kaynaklı numunelere uygulanan çekme testi sonucunda elde edilen veriler incelendiğinde; bütün numunelerin belli bir akma noktası göstermeksizin gevrek kırıldıkları ve bu kırılmaların genelde AISI 1040 tarafında gerçekleştiği görülmektedir. Ancak; bazı numunelerde kırılmaların kaynak metali ortasında ya da AISI 430 tarafında kırılmış olmaları kaynak metalindeki bağlantısız bölgelerin varlığı ve kaynak nozulunun iki kaynak metali arayüzeyinde yapmış olduğu sapmadan ve AISI 1040 tarafında oluşan gevrek martenzit fazından kaynaklandığı düşünülmektedir.

130 A akım şiddeti, 1.0 lt/dak. plazma gaz debisi, üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak birleştirilen S1, S2 ve S3 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.67.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Elde edilen çekme grafiği incelendiğinde, artan ilerleme hızına bağlı olarak maksimum çekme değerinde azalma kaydedilmiştir. Maksimum çekme değerindeki bu azalma, nüfuziyet derinliği ile doğrudan ilişkilidir. İki metal çifti arayüzeyindeki bağlantısız bölgenin varlığı ve artması az da olsa çentik etkisi yaratmakta ve yapılan çekme testlerinin kırılma davranışı üzerine önemli rol oynamaktadır. Yapılan çekme test sonuçlarından kaynaklı bağlantılara ait maksimum çekme gerilmesi değerleri Tablo 4.30' da verilmiştir. S1 ve S2 numunelerinde kırılmanın AISI 1040 tarafında gerçekleşmesi, karbonlu çeliklerin ergitme kaynak yöntemleri ile birleştirilmesinde ortaya çıkan yapısal değişikliğin etkili olduğu bilinmektedir. Bu numunelere ait arayüzey mikroyapıları incelendiğinde; AISI 1040 tarafında yani ITAB-A da kaynak sonrası tane irileşmesi ve yer yer çita ve plaka martenzit olduğu görülmektedir. Martenzit sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir. Hacim merkezli kristal yapıda olduğu gibi dislokasyonların kolayca hareket edebileceği sıkı paket kayma düzlemleri yoktur. Ayrıca, karbon ve krom içeriği yüksek olduğunda karbür parçacıklarının çökmesi

dağılım mukavemetlenmesi sağlar, fakat; aynı zamanda gevrekleşmeye ve kırılganlığa da sebep olur (Erdoğan, 2002). Bütün karbürler, kayma düzlemleri içermeyen karmaşık kristal kafeslerine sahiptirler ve bu nedenle, sert ve kırılğandırılar (Anık, 1984). Sonuç olarak, tane irileşmesi ve taneler arası karbür çökelmeleri kaynaklı bağlantının mekanik özelliklerini olumsuz etkiler. İlk durumda, tane büyümesi ve çökeltiler kayda değer bir şekilde özellikleri etkiler, son durumdayken martenzitin hali ve miktarı mekaniksel tepkiye katkıda bulunur. Bu yüzden tamamen ferritik mikroyapılarda, çökeltilerin halinin tokluk ve süneklik üzerine, özellikle iri tane boyutu ile birleştiğinde daha kuvvetli bir etkiye sahip olduğu görülmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005). Hunter ve Eagar, (1980), yapmış oldukları çalışmada; hem ITAB ve kaynak metalindeki aşırı derecede ince partiküllerin çökmesini, hem de tane boyutunu, kaynakların sünekliğindeki düşmeyle ilişkilendirmişlerdir. Thomas ve Apps (1980), yapmış oldukları çalışmada; hem tane büyümesi hem de tokluk arasındaki ilişki yalnızca tane büyümesine bağlı olmadığı, bununla birlikte kaynaklı bağlantıların mukavemetinin ITAB' da meydana gelen martenzitin küçük bir miktarı ile de ilişkili olduğunu vurgulamışlardır.



(a)

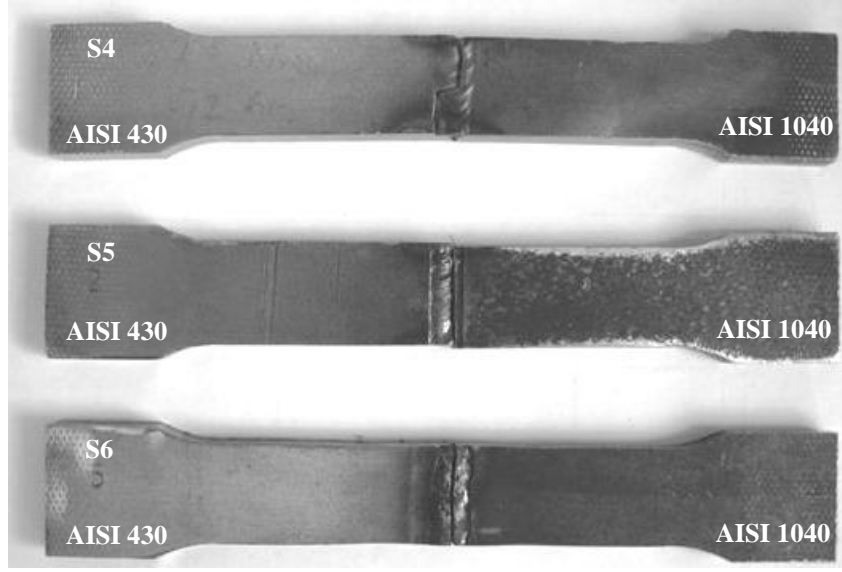


(b)

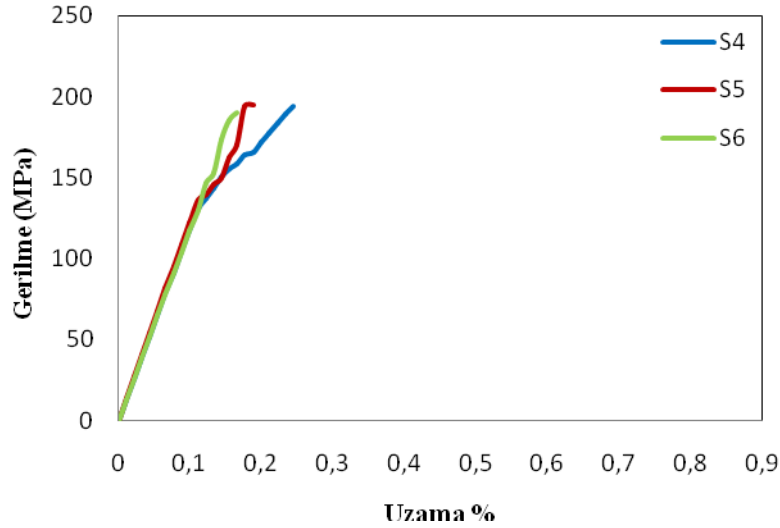
**Şekil 4.67.a** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S1, S2 ve S3 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 130 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.0 lt/ dak. d= 2.4 mm)

Plazma gaz debisi 0.1 lt/dak. artırılarak birleştirilen S4, S5 ve S6 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.68.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Eğrilerin tamamında, artan plazma gaz debisine bağlı olarak, numunelerin gerilme ve uzama değerlerinde 1.0 lt/dak. plazma gaz debisi ile birleştirilen numunelere göre bir miktar artış kaydedildiği görülmüştür. Bu durum, artan plazma gaz debisiyle, nüfuziyet derinliğinin artması ile ilişkilendirilebilir. Ancak, işlem parametreleri incelendiğinde; artan ilerleme hızının bağlantılarda, gerilme değerinin düşmesine neden olduğu görülmektedir. Yeterli uzama göstermeden ve boyun vermeksizin kırılan bu

numunelerde kırılma, her üç numunede farklı hatlarda meydana geldiği görülmektedir. Kırılma hatlarında meydana gelen bu farklılığın değişken parametrelerden kaynaklandığı düşünülmemektedir. Farklı kimyasal kompozisyona sahip iki metal çiftinin (AISI 430/AISI 1040) ergitmeli kaynak yöntemi ile sağlıklı birleştirilmesi durumunda kırılma ya AISI 1040 tarafında ya da kaynak havuzunda meydana gelmesi gerekir. Bu kaynaklı bağlantıların arayüzeyinden alınan mikrosertlik analiz sonuçlarından, en yüksek sertlik değeri kaynak metalinde kaydedilmiştir. Kırılmanın S4 numunesinde çapraz, S5 numunesinde AISI 1040 tarafında ve S6 no' lu numunede ise kaynak metalinde gerçekleştiği görülmektedir. Temelde önemli bir çelişki görülmeyle birlikte bu farklılığın, artan ilerleme hızına bağlı olarak birim alanın nozul ucunda oluşan enerjinin etkisi altında kalma süresini kısaltacağı ve bunun sonucunda, düşük nüfuziyet derinliği ve bağlantısız bölgenin büyüklüğünden kaynaklandığı düşünülmektedir. Kaynaklı bağlantılarda çatlak ya da bağlantısız bölgelerin varlığı, daha düşük katılma sıcaklıklarının sonucunda daha yüksek olan elementel segregasyonun yeri ve tane sınırları katılmasısıyla ilişkilidir. İlk katılma fazı ferrit olduğundan, kaynak katılma çatlakları genelde azdır. Ferritik paslanmaz çeliklerin tümü ilk ferrit gibi katılır ve bu yüzden, bu çeliklerde çatlak nispeten nadirdir (Lippold ve Kotecki, 2005). Martenzit, ferrite nazaran kırılma ve yok denecek kadar düşük deformasyon karakteristiğinde olduğundan dolayı, kırılma bir kaynağı olarak bahsedilir (Thielsch, 1951; Folkhard, 1998; Castro ve De Cadenet, 1974). Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan en önemli sorunlardan bir tanesi, bu malzemenin 1150 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda tane irileşmesine karşı eğilimleridir. Kaynak sırasında ITAB' ın bir kısmı 1150 °C' nin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısınır ve dolayısı ile bu bölgede aşırı bir tane irileşmesi olur. Bu tür çeliklerde, östenit-ferrit dönüşmesi olmadığından ısı işlem yardımıyla taneleri küçültmenin olanağı yoktur. İri taneli bir yapı haline geçince gevrekleşirler ve çentik darbe mukavemeti düşer, geçiş sıcaklığı yükselir. Ayrıca, karbon oranı artması yüksek sıcaklık tokluğunu azaltır. Karbon oranı arttıkça iki zıt mekanizma tokluğu etkiler. Karbon oranı arttıkça asiküler ferrit ve mikro faz içerisindeki tane sınırı sementit filmi ve kalıntı östenit hacim oranı artmaktadır. Asiküler ferrit tokluğu artırırken sementit ve kalıntı östenit tokluğu düşürür. Kaynak ısı enerjisi azaldıkça kaynak metali tokluğunu artırmak için, karbon oranında azaltma yapılması önerilmektedir (Yükler, 1993).



(a)

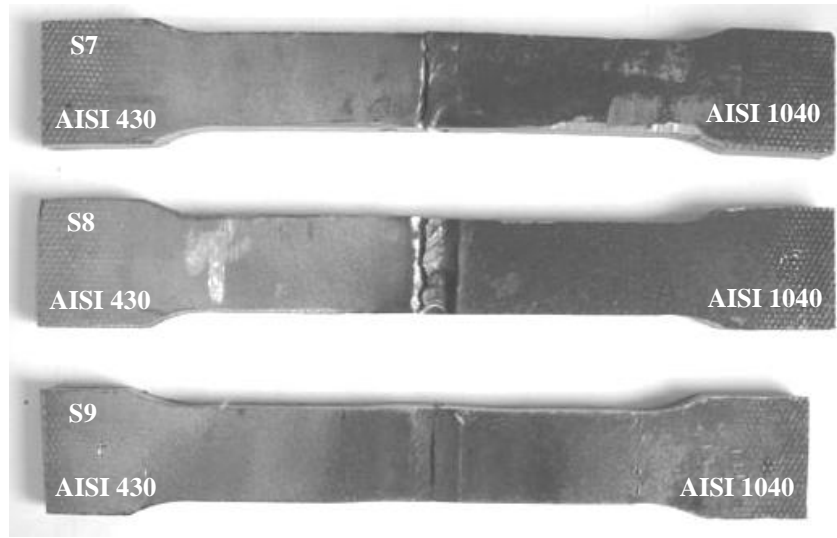


(b)

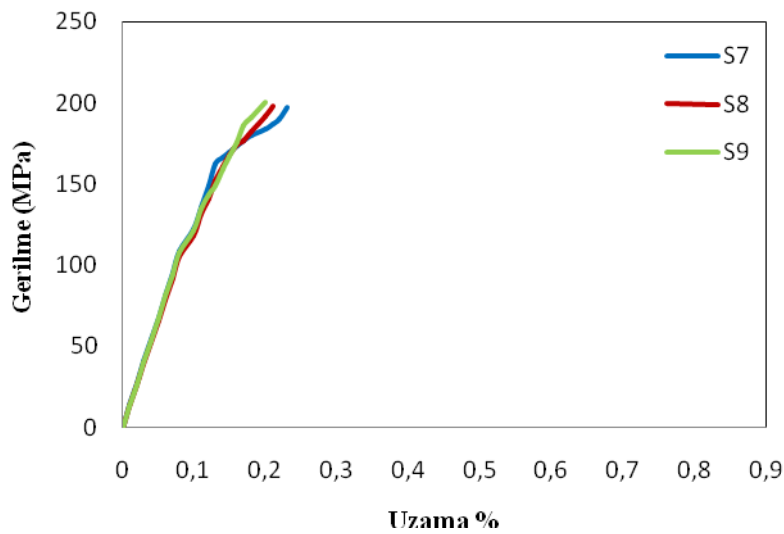
**Şekil 4.68.a)** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S4, S5 ve S6 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 130 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.1 lt/ dak. d= 2.4 mm)

1.2 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S7, S8 ve S9 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.69.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Her üç numunede, artan plazma gaz debisine bağlı olarak, numunelerin gerilme ve uzama değerlerinde 1.0 ve 1.1 lt/dak. ile birleştirilen numunelere göre bir miktar artış söz konusudur. Bu kaynaklı bağlantılara ait kırılma hattının meydana geldiği makro fotoğraflar (Şekil 4.68.a) incelendiğinde, kırılma S7 ve S8 no' lu numunelerde AISI 430 tarafında, S9 no' lu numunede ise kaynak metali ortasında kırıldığı görülmektedir. Bu numunelere ait arayüzey mikrosertlik dağılımı ve mikroyapı fotoğrafları

incelendiğinde, S7 ve S8 no' lu kaynaklı numunelerde daha yüksek nüfuziyet derinliğine ulaşılmasına rağmen, kaynak metali ile ITAB-B arayüzeyinde önemli sayılabilecek derecede tane irileşmesi, yoğun martenzit oluşumu ve yoğun krom karbür çökmesinin olduğu görülmektedir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak birim alanın ısının tesiri altında kalma süresini kısaltacak ve bu da, hem kaynak metalinde hem de ITAB-B de krom karbür oluşumunu sınırlandıracaktır. Bu numunelerde ulaşılan bu yapısal değişimin kırılmayı önemli derecede tetiklediği düşünülmektedir. İlerleme hızı artırılarak birleştirilen bu üç kaynaklı bağlantı kendi aralarında kıyaslandığında en düşük nüfuziyet derinliği ve çekme mukavemeti S9 no' lu numunede kaydedilmiştir.



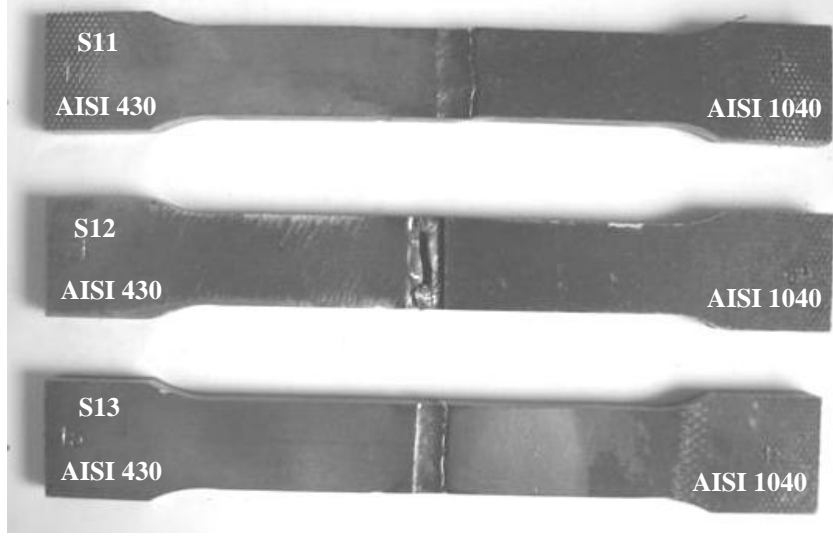
(a)



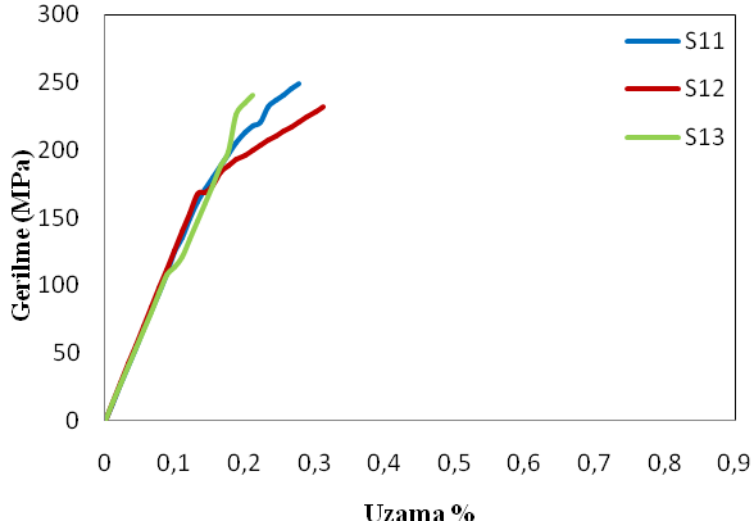
(b)

**Şekil 4.69.a** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S7, S8 ve S9 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 130 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.2 lt/ dak. d= 2.4 mm)

135 A akım şiddeti, 1.0 lt/dak. plazma gaz debisi, üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak birleştirilen S11, S12 ve S13 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme yüzey görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.70.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Eğrilerin tamamında, artan akım şiddetine bağlı olarak artan ısı girdisi nedeniyle nüfuziyet derinliği artmış olup, numunelerin gerilme ve uzama değerlerinde 130 A ile birleştirilen numunelere göre, bir miktar artış kaydedilmiştir. S11 ve S13 no' lu kaynaklı bağlantı AISI 1040 tarafında kırılırken, S12 no' lu numunede düzensiz bir kırılma hattının oluştuğu görülmektedir. S12 no' lu numune kırılma düzeninde meydana gelen bu farklılığın, birleşme bölgesindeki bağlantısız bölge ya da boşluğun sebep olduğu düşünülmektedir. Bu numuneye ait kırık yüzey fotoğrafı incelendiğinde kırılmada düzlem kaymasına sebep olan boşlukların olduğu gözlenmektedir.



(a)



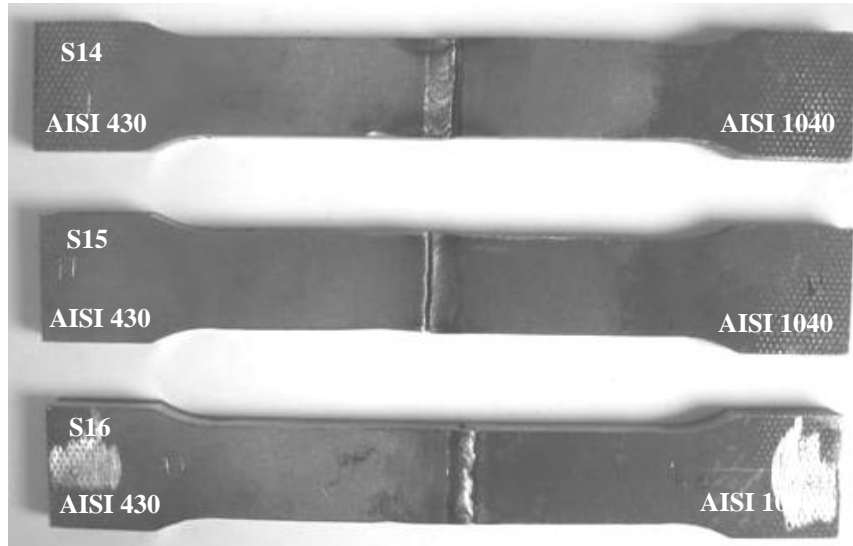
(b)

**Şekil 4.70.a)** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S11, S12 ve S13 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 135 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.0 lt/ dak. d= 2.4 mm)

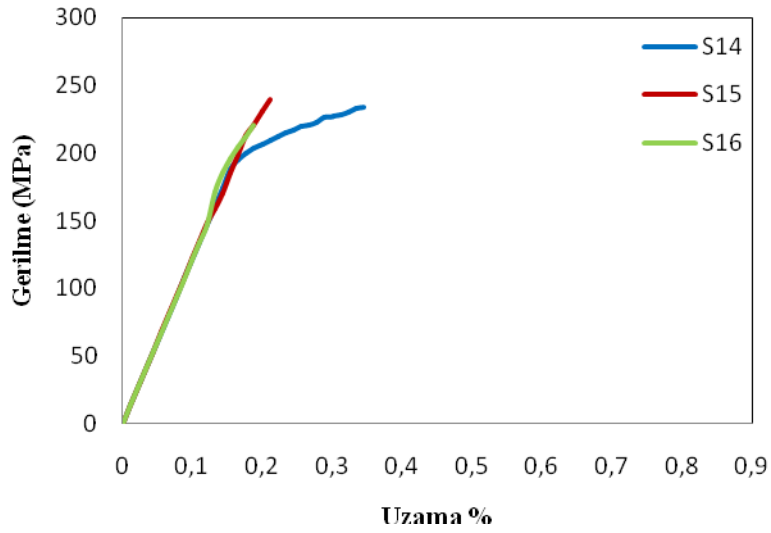
135 A ve 1.1 lt/dak. plazma gaz debisi ve üç farklı ilerleme hızı (0.01, 0.02, 0.03 m/dak) kullanılarak birleştirilen S14, S15 ve S16 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.71.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Her üç kaynaklı bağlantının boyun vermeksizin gevrek bir kırılma sergiledikleri görülmektedir. Bu numunelere ait kırılma mekanizmaları incelendiğinde kırılmanın, S14 no' lu numunede AISI 1040, S15 ve S16 no' lu numunelerde ise AISI 430 tarafında gerçekleştiği görülmektedir. Akım şiddeti ve plazma gaz debisi artırılarak gerçekleştirilen bu kaynaklı bağlantılarda elde edilen maksimum çekme değerinde 130 A ile birleştirilen



numunelere göre bir miktar artış söz konusudur. Bu durum, artan akım şiddetiyle ulaşılan sıcaklık derecesinin artması ve artan plazma gaz debisinin ergiyik metal içerisinde oluşturduğu boşalmayı artırması ile birlikte, nüfuziyet derinliğinin artması ile ilişkilendirilebilir. S16 no' lu numune kaynak metalinde düzgün bir krater dağılımının olmayışı, artan ilerleme hızına bağlı olarak ortaya çıkmıştır.



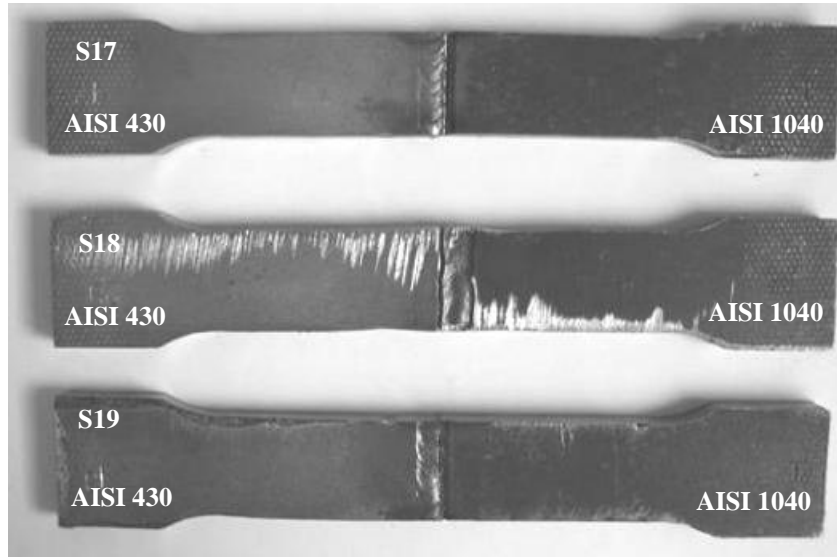
(a)



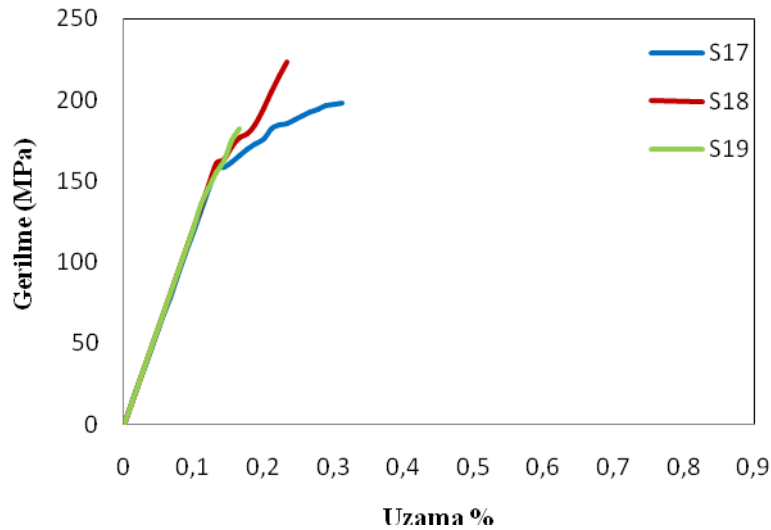
(b)

**Şekil 4.71.a)** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S14, S15 ve S16 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 135 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.1 lt/ dak. d= 2.4 mm)

1.2 lt/dak plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S17, S18 ve S19 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.72.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Eğrilerin tamamında, artan plazma gaz debisine bağlı olarak, numunelerin gerilme ve uzama değerlerinde 1.0 ve 1.1 lt/dak. ile birleştirilen numunelere göre bir miktar artış söz konusudur. Bu numunelere ait kırılma mekanizmaları incelendiğinde; kırılmanın, S18 no' lu numunede AISI 430, S17 ve S19 no' lu numunelerde ise AISI 1040 tarafında gerçekleştiği görülmektedir.



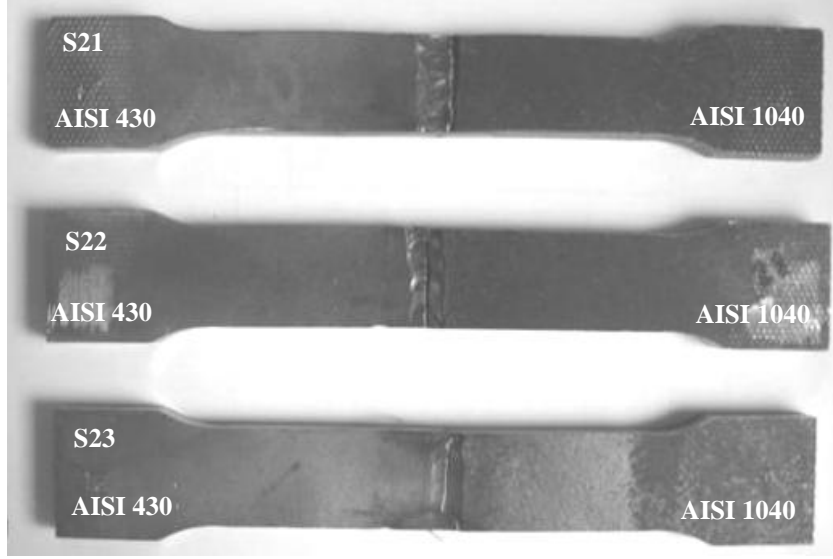
(a)



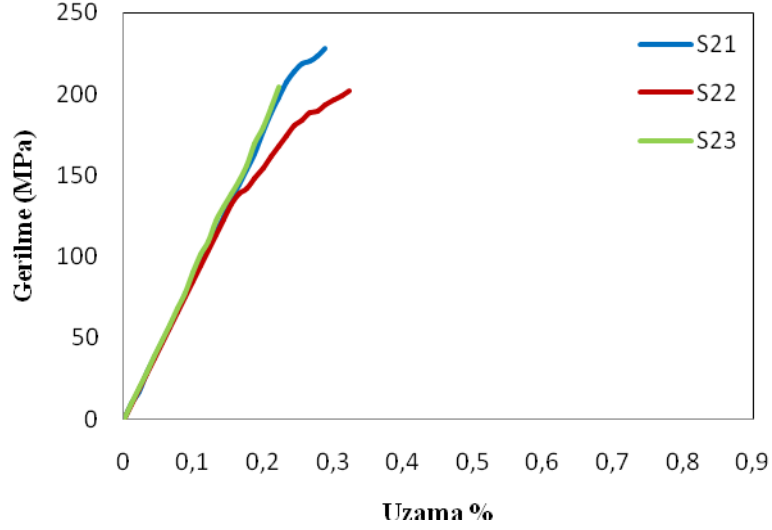
(b)

**Şekil 4.72.a)** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S17, S18 ve S19 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 135 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.2 lt/ dak. d= 2.4 mm)

140 A akım şiddeti, 1.0 lt/dak. plazma gaz debisi, üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak.) ve çapı 2.4 mm olan nozul kullanılarak birleştirilen S21, S22 ve S23 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.73.a ve b' de verilmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait kırılma mekanizması incelendiğinde (Şekil 4.73.a); önceki kaynaklı bağlantılara benzer, kaynak sonrası birleşme arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişimin derecesi, nüfuziyet derinliği ve bağlantısız bölgelerin varlığı sonucu, farklı kırılma hatlarında kırıldıkları görülmektedir. Bu kaynaklı bağlantılara ait çekme eğrileri incelendiğinde, en büyük maksimum çekme değeri en yüksek nüfuziyet derinliğine sahip olan S21 no' lu numunede  $228.2 \text{ N/mm}^2$  olarak kaydedilmiştir. Eğrilerin tamamında, akım şiddetine bağlı olarak, numunelerin gerilme ve uzama değerlerinde 130 ve 135 A ile birleştirilen numunelere göre bir miktar artış söz konusudur. Çünkü, daha yüksek sıcaklıklardan soğuma gerçekleştiği ve soğuma hızı azaldıkça daha sünek kaynak metali olduğu ve daha yüksek ısı girdisi nedeniyle gevrek martenzit fazı oranı azaldığı için, çekme dayanımının arttığı gözlenmektedir.



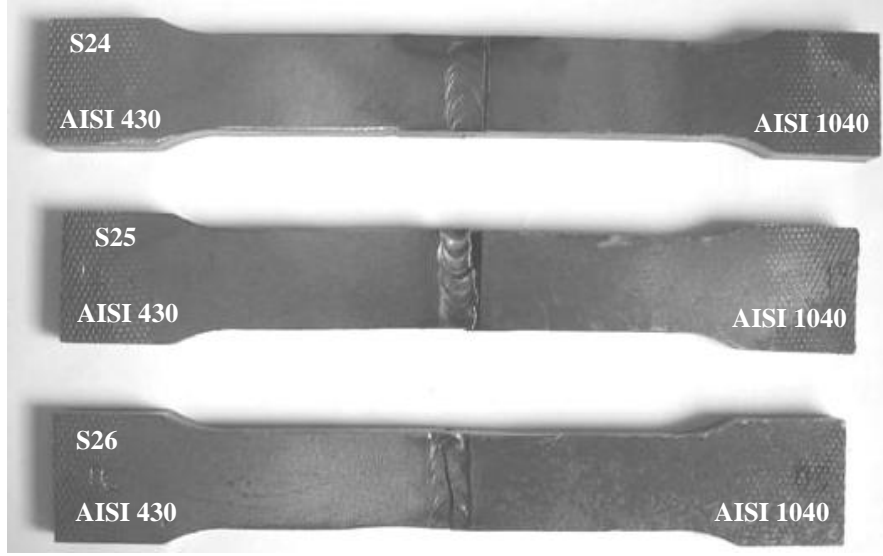
(a)



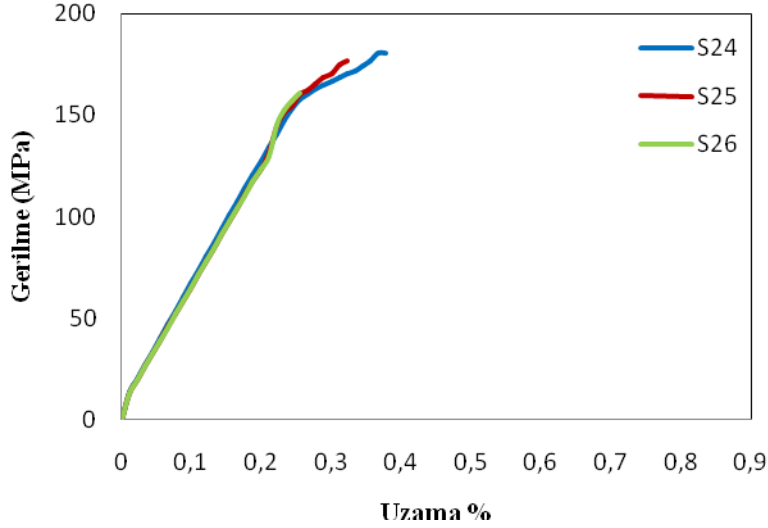
(b)

**Şekil 4.73.a)** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S21, S22 ve S23 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 140 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.0 lt/ dak. d= 2.4 mm)

1.1 lt/dak. plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S24, S25 ve S26 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.74.a ve b' de verilmiştir. Bu kaynaklı numunelere ait çekme eğrileri incelendiğinde; artan kaynak gücüne bağlı olarak, daha yüksek sıcaklıklardan soğuma gerçekleştiği ve soğuma hızı azaldıkça daha sünek kaynak metali olduğu için çekme dayanımının arttığı, ancak; artan ilerleme hızına bağlı olarak, gittikçe azalan ısı girdisi nedeniyle, çekme dayanımının düştüğü ve sünekliğin fazla değişmediği görülmektedir.



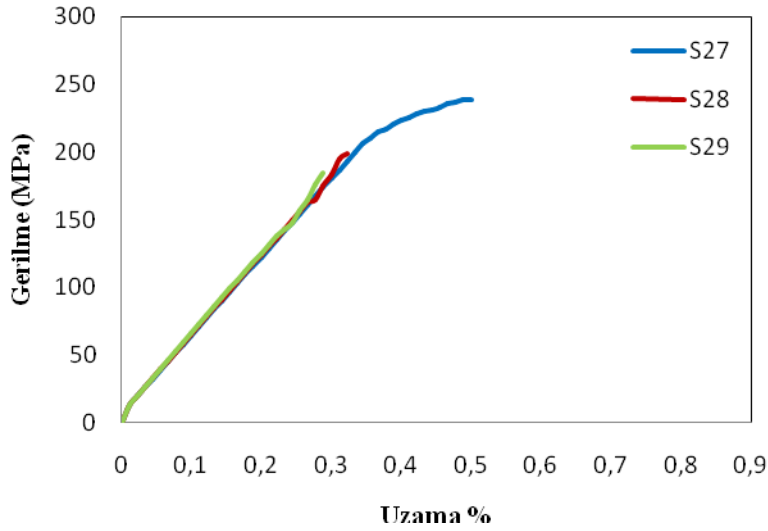
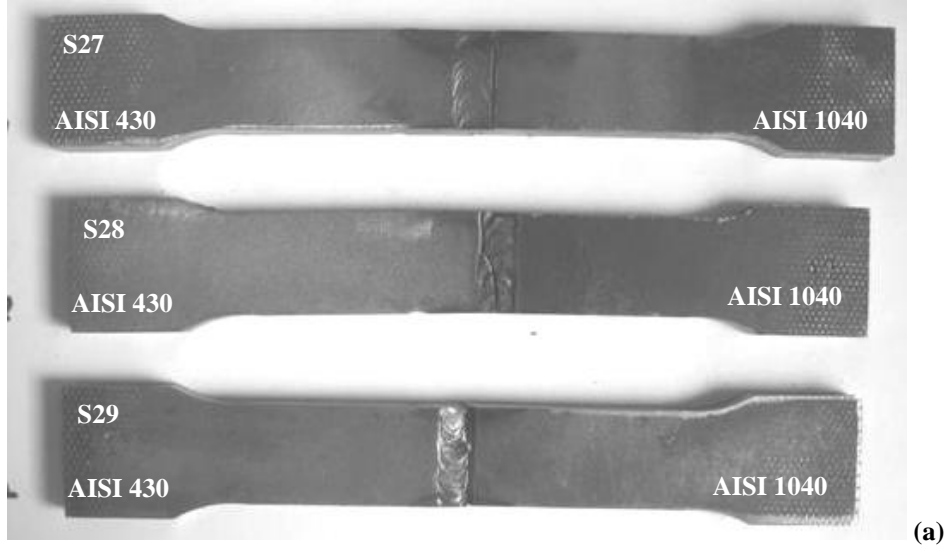
(a)



(b)

**Şekil 4.74.a)** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S24, S25 ve 26 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 140 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.1 lt/ dak. d= 2.4 mm)

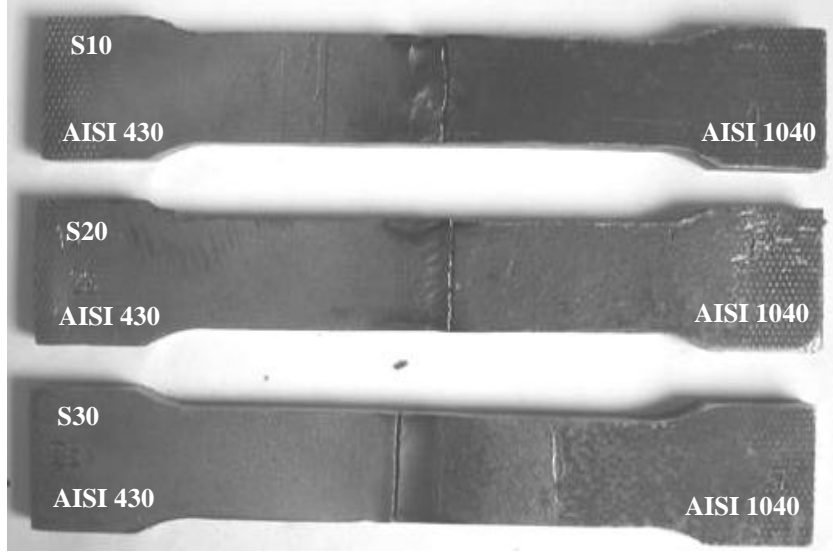
1.2 lt/dak plazma gaz debisi kullanılarak birleştirilen S27, S28 ve S29 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme yüzeyi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.75.a ve b' de sırasıyla verilmiştir. Bu kaynaklı numunelere ait çekme eğrileri incelendiğinde; artan kaynak gücü ve plazma gaz debisine bağlı olarak meydana gelen çöküntüler nedeniyle oluşan boşlukların çekme dayanım değerlerini düşürdüğü görülmektedir. Bu numunelere ait kırılma mekanizmaları incelendiğinde (Şekil 4.75.a); kırılmanın, S27 ve S29 no' lu numunede AISI 1040, S28 no' lu numunede AISI 430 tarafında gerçekleştiği görülmektedir.



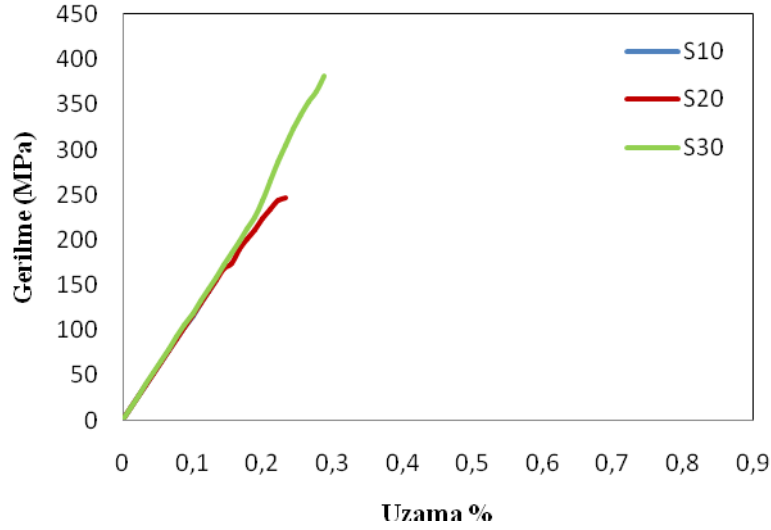
**Şekil 4.75.a)** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S27, S28 ve S29 kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 140 A V= 0.01, 0.02, 0.03 m/dak. D= 1.2 lt/ dak. d= 2.4 mm)

130, 135 ve 140 A akım şiddeti, 1.2 lt/dak. plazma gaz debisi, 0.01 m/dak'. lık kaynak ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen S10, S20 ve S30 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme numunesi görüntüleri ve gerilme-uzama grafiği Şekil 4.76.a-b' de verilmiştir. 3.2 mm' lik nozul çapı ve düşük kaynak ilerleme hızlarında yapılan bağlantılarda artan akım şiddetine paralel olarak gerilme-uzama değerlerinde artış söz konusudur. Ancak, işlem parametreleri incelendiğinde; artan nozul çapının bağlantılarda, gerilme değerinin daha da düşmesine neden olduğu görülmektedir. Bu sonuç makroyapıda tespit edilen nüfuziyeti az bölgelerin artan varlığıyla doğrudan ilişkilidir. Çünkü, nozul çapı büyüdükçe plazma

arkının daralarak yüksek sıcaklık ve enerji yoğunluğu üretmemesi, malzemede nüfuziyetin azalmasına neden olmaktadır. Bu numunelere ait kırılma mekanizmaları incelendiğinde (Şekil 4.75.a); kırılmanın, S10 ve S20 no' lu numunede AISI 1040, S30 no' lu numunede AISI 430 tarafında gerçekleştiği ve sünekliğin azaldığı görülmektedir.



(a)



(b)

**Şekil 4.76.a** Çekme test sonucu kaynaklı numunelerin kırılma noktasını gösteren makro resimler  
**b)** S10, S20 ve S30 Kaynaklı numunelere ait gerilme-uzama eğrileri  
(I= 130, 135, 140 A V= 0.01 m/dak. D= 1.2 lt/ dak. d= 3.2 mm)

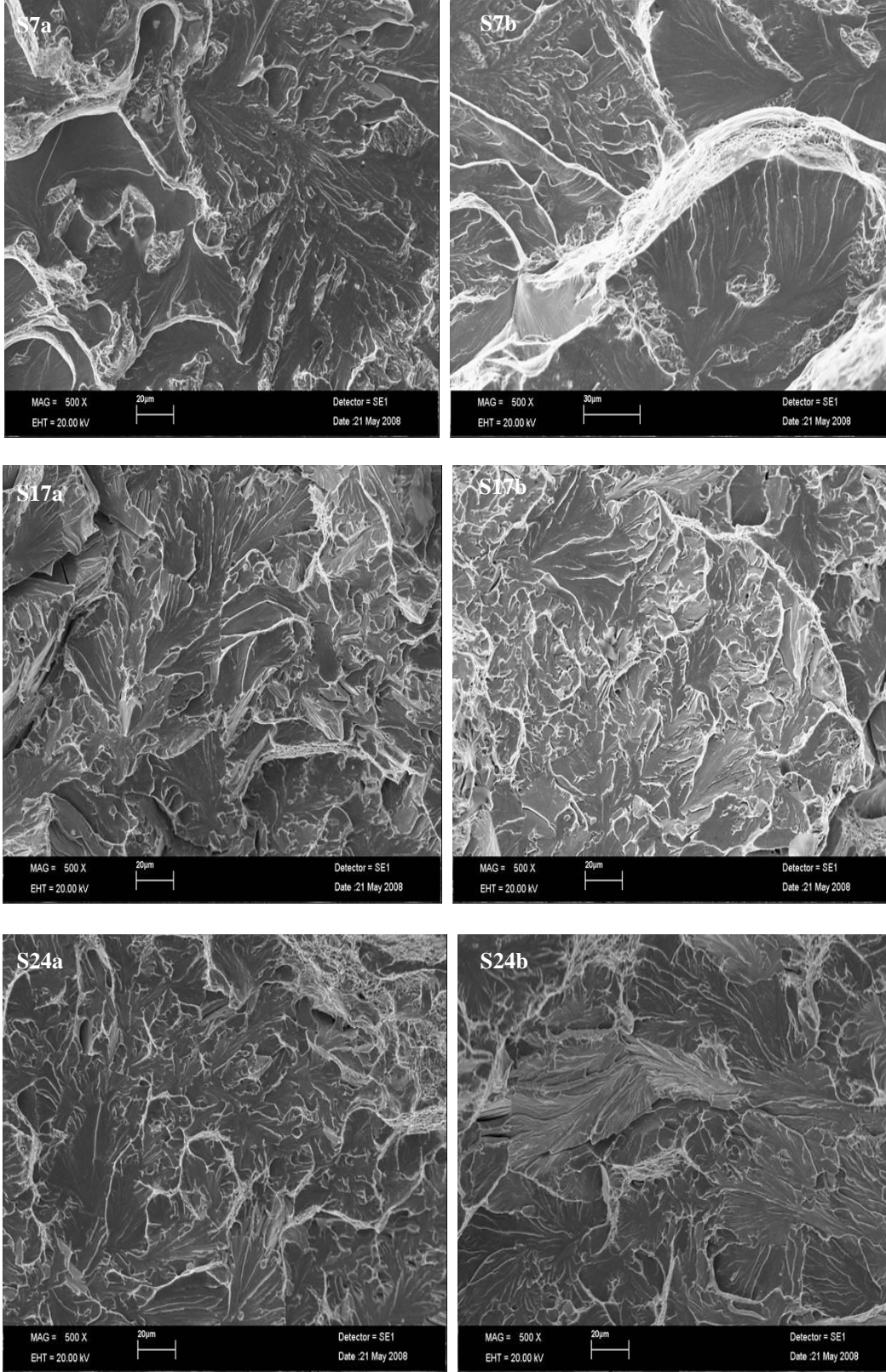
**Tablo 4.29.** Değişken parametrelere göre çekme test sonuçları

Malzeme	Numune Kodu	Akım Şiddeti (A)	Plazma Gaz Debisi (lt/dak.)	İlerleme Hızı (m/dak.)	Çekme Mukavemeti (N/mm <sup>2</sup> )
AISI 430 /AISI 1040	S1	130	1.0	0.01	178.8
	S2		1.0	0.02	169.1
	S3		1.0	0.03	167.1
	S4		1.1	0.01	194.8
	S5		1.1	0.02	194.4
	S6		1.1	0.03	189.7
	S7		1.2	0.01	200
	S8		1.2	0.02	198.0
	S9		1.2	0.03	197.1
	S10		1.2	0.01	155.6
AISI 430 /AISI 1040	S11	135	1.0	0.01	249.1
	S12		1.0	0.02	240.3
	S13		1.0	0.03	232.1
	S14		1.1	0.01	239.1
	S15		1.1	0.02	233.6
	S16		1.1	0.03	220.3
	S17		1.2	0.01	223.5
	S18		1.2	0.02	216.4
	S19		1.2	0.03	181.8
	S20		1.2	0.01	247.2
AISI 430 /AISI 1040	S21	140	1.0	0.01	228.2
	S22		1.0	0.02	204.5
	S23		1.0	0.03	202.2
	S24		1.1	0.01	238.4
	S25		1.1	0.02	198.5
	S26		1.1	0.03	184.3
	S27		1.2	0.01	180.7
	S28		1.2	0.02	177
	S29		1.2	0.03	160.7
	S30		1.2	0.01	381.28

#### 4.5.2. Kaynaklı Bağlantıların Çekme Deneyi Sonrası Kırılma Yüzeyi Analizleri

AISI 430/AISI 1040 çelik çiftine ait kaynaklı bağlantılarda çekme testi sonrası meydana gelen kırık yüzey fotoğrafları Şekil 4.77' de verilmiştir. Kırık yüzey fotoğrafları incelendiğinde; çekme testi sonrası kopmalar, genel olarak AISI 1040 tarafında görülmüş olup, kopan tanelerin kristalin balıksırtı görünümünde olduğu ve numunelerin gevrek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir. Kırılma morfolojisi, ferritik paslanmaz çeliklerde gevrek kırılmanın karakteri olan taneler arası çatlaktır, ITAB ve kaynak metalinde aşırı tane büyümesi olduğu ifade edilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005). Kırılma yolu, ferrit ve martenzit sınırları arasında ara yüzeyde ve ferrit tane sınırları boyuncadır.



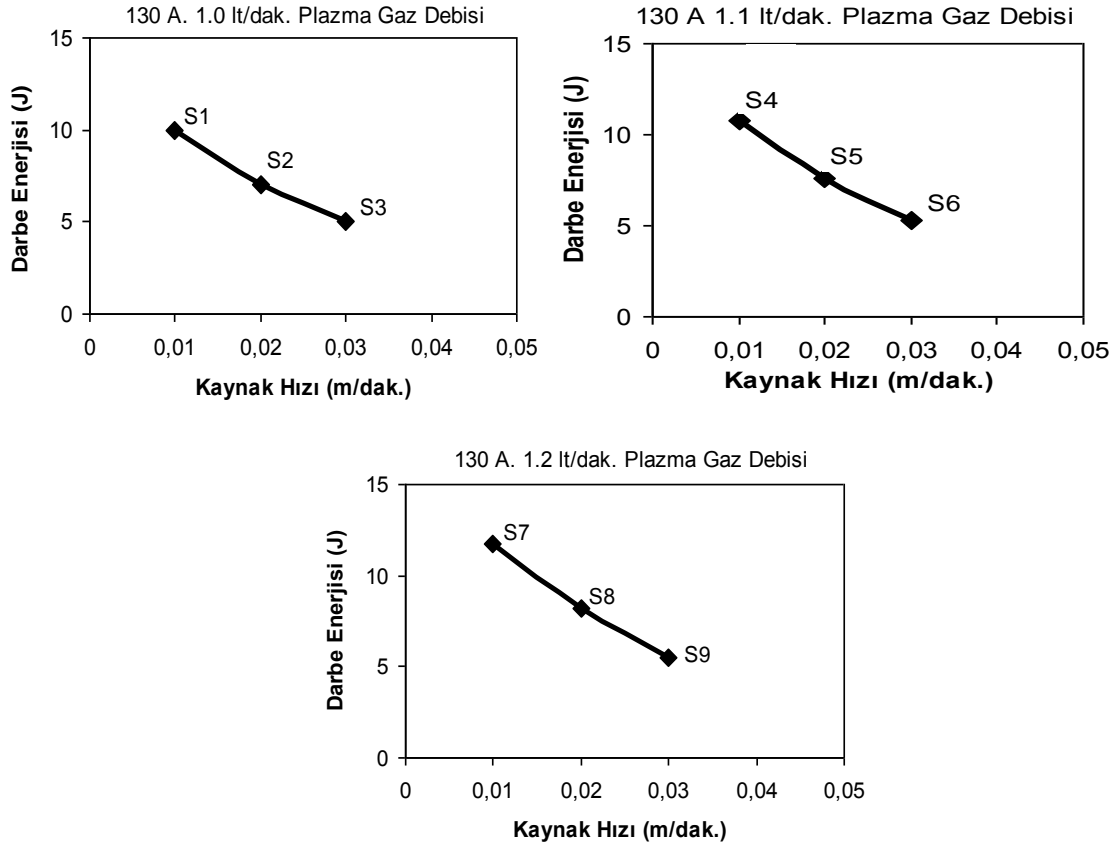


Şekil 4.77. 130, 135 ve 140 A ile birleştirilen S1, S11 ve S21 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çekme testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü

### 4.5.3. Çentik Darbe Deneyi Sonuçları

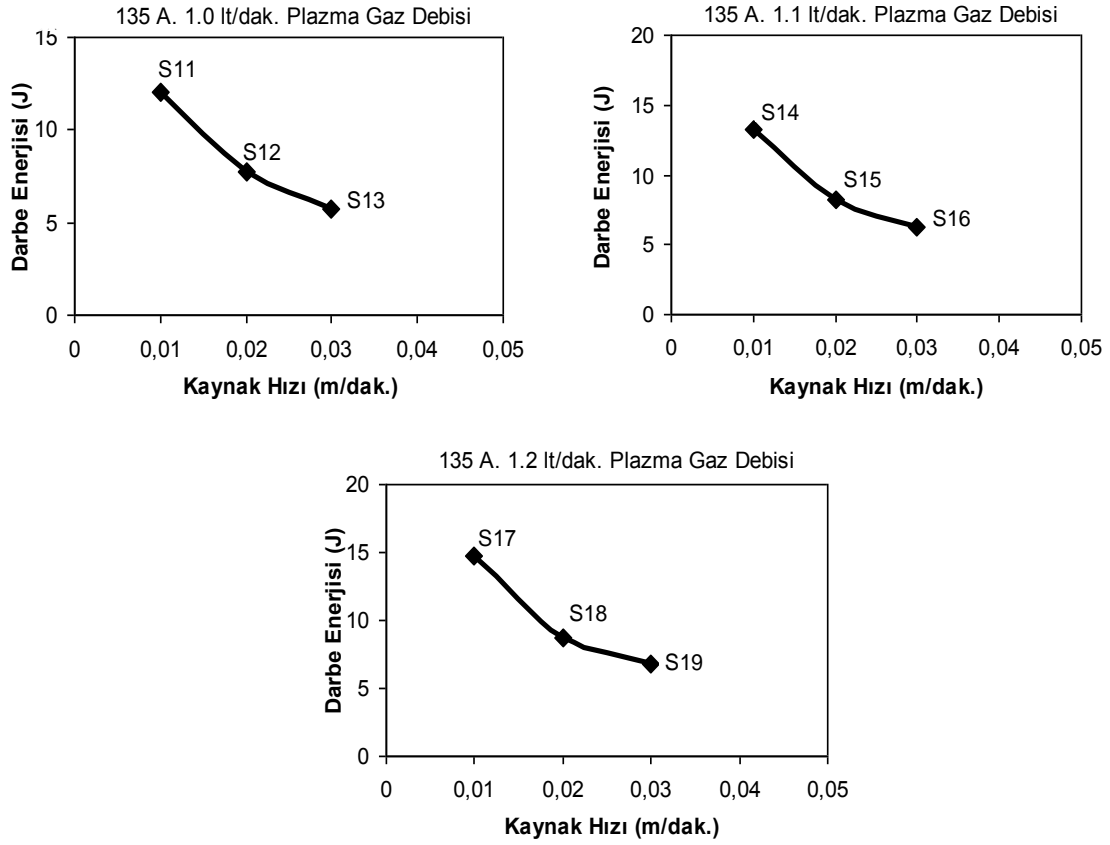
Çentik darbe deneyleri, Instron 8503 marka çentik darbe test cihazı ve 300 Joule kapasiteli çekiç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Değişken parametreler kullanılarak anahtar deliği plazma kaynak yöntemi ile birleştirilen kaynaklı bağlantılara uygulanan çentik darbe test sonuçları ve bunlara ait grafikler Şekil 4.78 ve 4.81’ de verilmiştir.

130 Amper akım şiddeti, üç farklı plazma gaz debisi (1.0, 1.1, 1.2 lt/dak.) ve üç farklı kaynak ilerleme hızı (0.01 m/dak., 0.02 m/dak., 0.03 m/dak.) kullanılarak birleştirilen S1-S9 numunelerine ait çentik darbe test sonuçları grafiği Şekil 4.78’ de verilmiştir. Numunelerin çentik darbe dayanım değerleri incelendiğinde; artan ilerleme hızına bağlı olarak çentik darbe dayanım değerlerinde düşme gözlenmiştir. Çentik darbe değerindeki bu düşüş; nüfuziyet derinliği, bağlantısız bölgelerin varlığı ve birleşme bölgesinde meydana gelen yapısal değişim ile doğrudan ilişkilidir. Bağlantısız bölgenin varlığı ve büyüklüğünün çentik etkisi yaratacağı ve yapılan çentik darbe testlerinin kırılma davranışı üzerine etkili olduğu bilinmektedir. Kırılan bu numunelerde kırılma, martenzitik yapı oluşumu nedeniyle AISI 1040 tarafında gerçekleşmiştir. Anahtar deliği plazma kaynağının birleşme mekanizması üzerinde kaynak ilerleme hızı ve plazma gaz debisi önemli bir etkiye sahiptir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak birim hücrenin ısı tesiri altında kalma süresini kısaltacağı ve böylece, yüksek sıcaklıktan hızlı bir soğuma gerçekleşmektedir. Bunun sonucunda hem kaynak metali hem de ITAB’ de arzu edilmeyen sert ve düşük tokluklu yapının oluşması kaçınılmazdır. Ayrıca, yüksek karbon ve krom içeriğine sahip iki metal çiftinin ergitmeli kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde, krom-karbür parçacıklarının çökmesi dağılım mukavemetlenmesi sağlar ve kırılma eğilimine sebep olur. Çentik darbe grafikleri incelendiğinde; en düşük ilerleme hızlarında kaynaklanan numunelerde (S1, S4 ve S7) maksimum çentik darbe değerleri kaydedilmiş olup, ilerleme hızı kademeli artırılarak birleştirilen numunelerde (S2, S3, S5, S6, S8 ve S9) düşüş kaydedilmiştir. Aynı zamanda, artan plazma gaz debisine bağlı olarak kaynaklı bağlantıların çentik darbe dayanımlarında bir miktar yükseliş kaydedilmiştir. Bu durum artan plazma gaz debisiyle oluşan daha yüksek sıcaklık ve enerji yoğunluğuyla ulaşılan sıcaklık derecesinin artması sonucunda nüfuziyet derinliğinin artması ile ilişkilendirilebilir.



Şekil 4.78. S1-S9 Kaynaklı numunelere ait çentik darbe dayanım grafiği

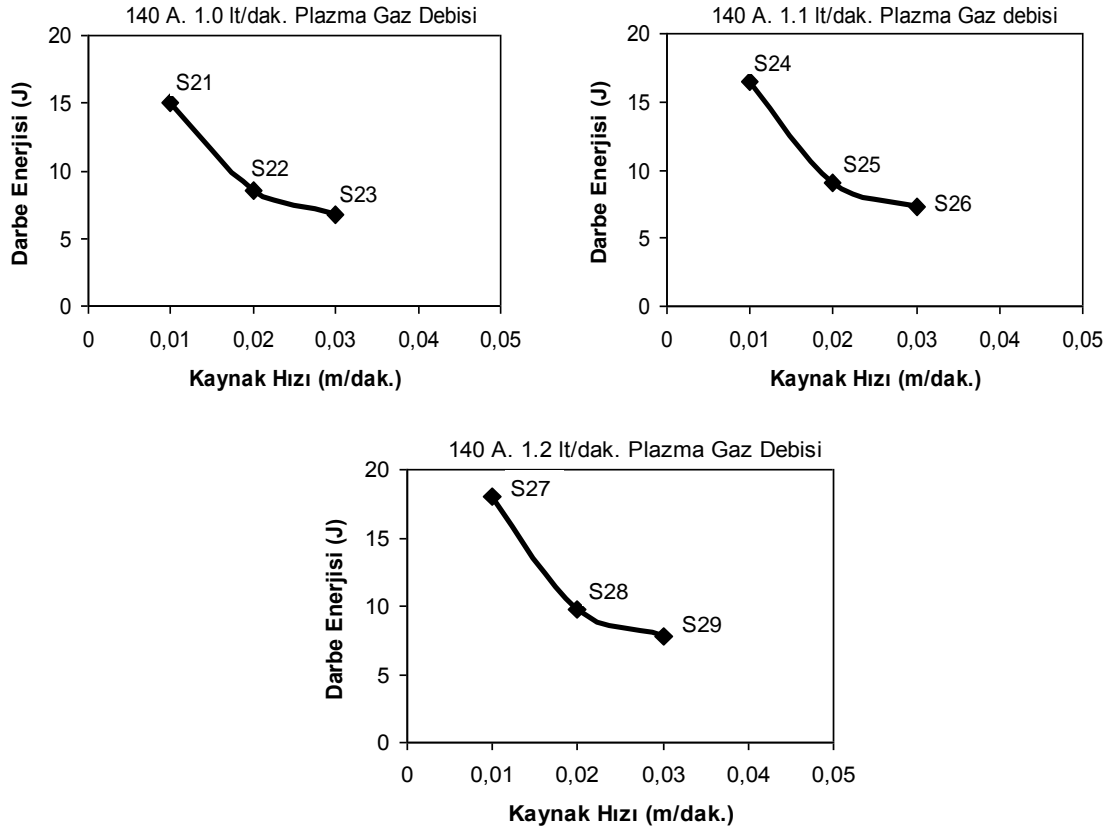
135 Amper akım şiddeti, üç farklı plazma gaz debisi, üç farklı kaynak ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen S11-S19 numunelerine ait çentik darbe test sonuçlarının grafiği Şekil 4.79' da verilmiştir. Grafiklerin tamamında, artan akım şiddetine bağlı olarak, numunelerin çentik darbe dayanım değerlerinde 130 Amper ile birleştirilen numunelere göre bir miktar artış söz konusudur. Bu durum, artan akım şiddetiyle ulaşılan sıcaklık derecesinin artması sonucunda nüfuziyet derinliğinin artması ve oluşan martenzitin kısmen sünek fazlara dönüşmesi ve gerginliğini atması ile ilişkilendirilebilir. Ancak; işlem parametreleri incelendiğinde, artan ilerleme hızının bağlantılarda, çentik darbe dayanım değerlerinin düşmesine neden olduğu görülmektedir. Bu durum, plazma gaz debisinin düşüklüğüne ve kademeli olarak artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak azalan nüfuziyet derinliği sebebiyle bağlantılarda oluşan boşluk ve bağlantısız bölgelerin varlığının çentik etkisi yaparak, gerilimlerin yoğunlaşmasına neden olması ve malzemenin tokluğunun düşürmesiyle ilişkilendirilebilir.



Şekil 4.79. S11-19 Kaynaklı numunelere ait çentik darbe dayanım grafiği

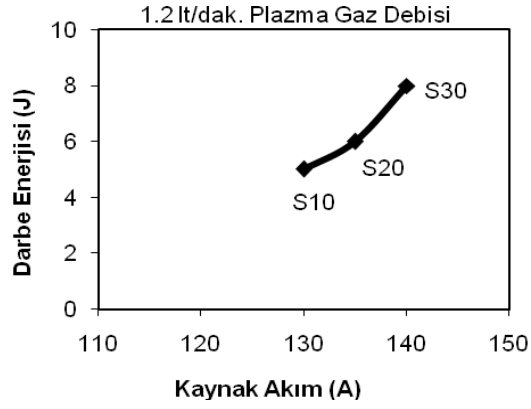
140 A akım şiddeti, üç farklı plazma gaz debisi ve üç farklı kaynak ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen S21-S29 numunelerine ait çentik darbe test sonuçları ve grafiği Şekil 4.80' de verilmiştir. Grafiklerin tamamında numunelerin çentik darbe dayanım değerleri 130 ve 135 A akım şiddetiyle birleştirilen kaynaklı bağlantılarla karşılaştırıldığında; bu numunelerde artan plazma gaz debisi ve akım şiddeti nedeniyle, kaynak ısı girdisinin artmasına bağlı artan nüfuziyet derinliği ve tavlama etkisiyle aşırı gevrek martenzitin oluşmaması nedenleriyle çentik darbe dayanımı gittikçe artmaktadır. Çentik darbe grafikleri incelendiğinde; S24 numunesinin 18 J, S25 numunesinin 14.75 J ve S26 numunesinin 12.50 J maksimum çentik darbe dayanım değerlerine sahip olduğu görülmektedir. Plazma gaz debisi 0.2 lt/dak. artırılarak birleştirilen S27, S28 ve S29 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çentik darbe test sonuçları incelendiğinde artan akım şiddeti ve plazma gaz debisine bağlı olarak maksimum çentik darbe dayanım değerlerinde 1.0 ve 1.1 lt/dak. ile birleştirilen numunelere göre düşüş olduğu gözlenmektedir. Bu düşüşe, artan akım şiddeti ve yüksek plazma gaz debisi nedeniyle kaynaklı bağlantıların yüzeyinde

oluşan çöktüntülerin neden olduğu düşünülmektedir.



Şekil 4.80. S21-S29 Kaynaklı numunelere ait çentik darbe dayanım grafiği

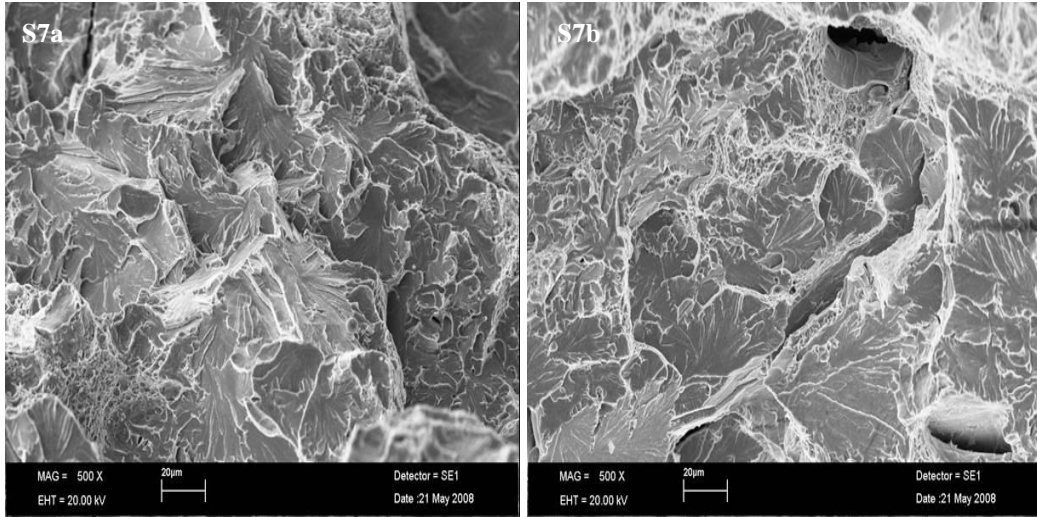
130, 135 ve 140 A kaynak akım şiddeti, 1.2 lt/dak. plazma gaz debisi, 0.01 m/dak.'lık sabit kaynak ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen S10, S20 ve S30 numunelerine ait çentik darbe test sonuçları grafiği Şekil 4.81' de verilmiştir. 3.2 mm' lik nozul çapı ve düşük kaynak ilerleme hızlarında yapılan bağlantılarda artan akım şiddetine paralel olarak çentik darbe dayanım değerlerinde artış söz konusudur. Ancak, işlem parametreleri incelendiğinde; artan nozul çapının bağlantılarda, dayanım değerinin daha da düşmesine neden olduğu görülmektedir. Bu sonuç makroyapıda tespit edilen nüfuziyetsiz bölgelerin artan varlığıyla doğrudan ilişkilidir. Çünkü; nozul çapı büyüdükçe plazma arkının daralarak yüksek sıcaklık ve enerji yoğunluğu üretememesi ve böylece malzemede yeterli nüfuziyete ulaşamamasına neden olmaktadır.

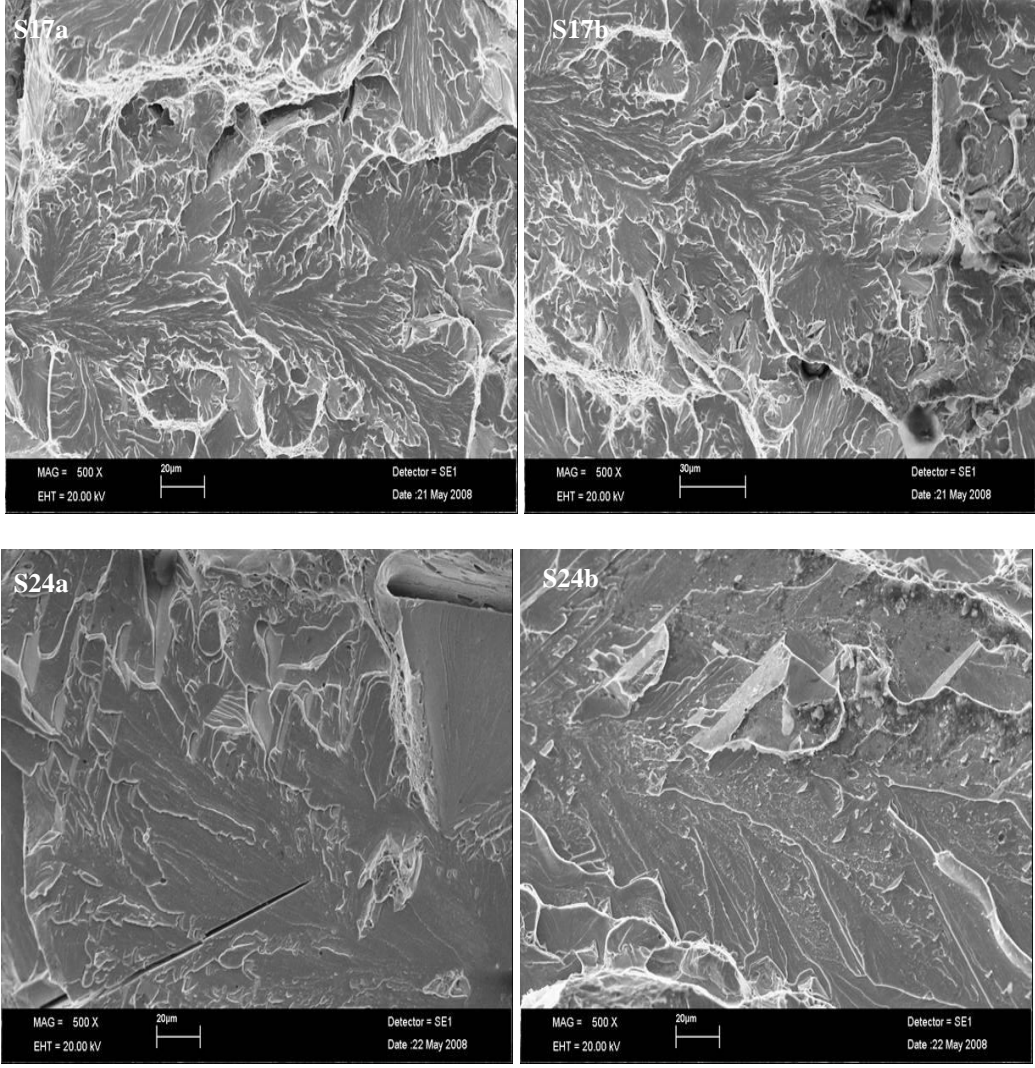


Şekil 4.81. S10, S20 ve S30 Kaynaklı numunelere ait çentik darbe dayanım grafiği

#### 4.5.4. Kaynaklı Bağlantıların Çentik Darbe Testi Sonrası Kırılma Yüzeyi Analizleri

AISI 430/AISI 1040 çelik çiftine ait kaynaklı bağlantılarda çentik darbe testi sonrası meydana gelen kırık yüzey fotoğrafları Şekil 4.82’ de verilmiştir. Kırık yüzey fotoğrafları incelendiğinde; kopan tanelerin kristalin balıksırtı görünümünde olduğu ve numunelerin gevrek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir.





**Şekil 4.82.** 130, 135 ve 140 Amper ile birleştirilen S7, S17 ve S24 no' lu kaynaklı bağlantılara ait çentik darbe testi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü

## 5. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada; AISI 430/AISI 1040 çelik çifti farklı üretim parametreleri (gaz akış debisi, akım şiddeti, kaynak ilerleme hızı ve nozul çapı) kullanılarak anahtar deliği plazma ark kaynak yöntemi ile birleştirilerek üretim parametrelerinin kaynaklı bağlantıların birleşme bölgesinde meydana gelen mikroyapısal değişim ve mekanik özellikler üzerine olan etkileri incelenmiş olup, elde edilen sonuçlar aşağıdaki şekilde sıralanmıştır.

1. 10 mm kalınlığa sahip AISI 430 ferritik paslanmaz ve AISI 1040 çelik çifti, ilave tel kullanmadan ve kaynak ağzı açmaksızın, tek pasoda anahtar deliği plazma kaynak yöntemi ile birleştirilebilmektedir.

2. Alın pozisyonunda tek taraftan PTA yöntemi ile birleştirilen AISI 430/AISI 1040 kaynaklı bağlantılar üzerinden alınan mikroyapı ve mekanik test analiz sonuçlarından, işlem parametrelerinin birleşme kalitesi ve nüfuziyet derinliği üzerinde önemli rol oynadığı belirlenmiştir. Uygun akım şiddeti, plazma gaz debisi ve ilerleme hızı kombinasyonları kullanılarak kaynak kalitesini artırmak mümkün olabilmektedir.

3. Kaynaklı bağlantılara ait kaynak sonrası yüzey ve arayüzeyinden alınan makro fotoğraflar incelendiğinde, kaynak ağzı açmaksızın ve tek pasoda yapılan kaynaklarda, herhangi bir kaynak hatasının olmadığı kusursuz birleştirmeler görülmektedir. Ara kesit yüzeyinde alınan makro fotoğraflar incelendiğinde; ilerleme hızına bağlı olarak farklı ergiyik metal profilleri gözlenmiştir. Yüksek ilerleme hızları kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda, nüfuziyet derinliğinde önemli bir düşüş kaydedilmiştir. Ayrıca, eriyik metal profilinde arzu edilen şarap fincanı yani anahtar deliğinin yeterince oluşmadığı görülmektedir.

4. Farklı işlem parametreleri kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantıların arayüzeyinde meydana gelen yapısal değişim ve ergiyik metalin profili üzerinde farklılık göstermektedir. Yüksek kaynak ilerleme hızında (0.02, 0.03 m/dak.) gerçekleştirilen anahtar deliği plazma kaynak işlemlerinin tamamında, nüfuziyet derinliğinde azalma kaydedilmiştir. Nüfuziyet derinliği, azalan ilerleme hızına bağlı olarak artmış ve artan plazma gaz debisi ve akım şiddeti ile 10 mm' ye çıkararak yüzde yüz kaynaklanma sağlandığı belirlenmiştir. Özellikle 0.01 m/dak.' lık kaynak ilerleme hızı ile yapılan



kaynaklı bağlantılarda, literatüre uygun anahtar deliği dikişi profili meydana geldiği görülmüştür. 1.1 lt/dak.'lık plazma gaz debisi ve 140 A akım şiddeti kullanılarak yapılan birleştirmelerde tam anahtar deliği profilinin elde edildiği belirlenmiştir.

5. Kaynaklı bağlantının birleşme arayüzeyi üzerinden alınan (kaynak havuzuna bitişik ITAB-A ve ITAB-B) mikroyapı fotoğrafı incelendiğinde, kaynak havuzuna bitişik her iki geçiş bölgesinde çatlak, boşluk ve bağlantısız bölgelerin olmadığı görülmektedir. ITAB-A ve ITAB-B taraflarına doğru ilerledikçe, ısı girdisinin yapmış olduğu tavlama etkisiyle tane irileşmesinin olduğu ve daha sonra yapının hızlı soğuma etkisinde kalan kısmında ise küçük taneli homojen bölgeye dönüştüğü görülmektedir.

6. Kaynaklı bağlantıların birleşme ara yüzeyinden alınan mikroyapı fotoğraflarının tamamında ITAB-A tarafında, literatüre uygun olarak beş farklı bölgenin varlığı belirlenmiştir. Bunlar; dikişin hemen yanında kısmen erimiş bölge "A": İri taneli bölge; "B": İnce taneli bölge "C": Kısmen dönüşmüş bölge "D": Ana malzeme, "E": olarak tamamen mikroyapı karakteristiğine bağlı olarak adlandırılmıştır. İri taneli bölgede (kaynak havuzuna bitişik) hakim yapı; asiküler ferrit, widmanstatten ferrit, tane sınırı ferriti ve martenzit' tir. Bu yapıların yoğunluğu kullanılan üretim parametrelerine bağlı olarak farklılık göstermektedir. Kaynak metaline bitişik ITAB-B bölgesinde (AISI 430 tarafı) hakim yapı, irileşmiş ferrit taneleri, tane içi ve tane sınırlarına çökelmiş krom karbürü çökeltilerinden oluşmaktadır. Oluşan krom karbürlerin çeşit ve yoğunlukları değişen işlem parametrelerine göre farklılık sergilemektedir. Bilhassa, yüksek ilerleme hızlarında yapılan kaynaklı bağlantılarda, krom karbür çökeltilerin yoğunluğunda düşüş kaydedilmiştir.

7. Kaynak metalinde ulaşılan yapıda, Schaffler diyagramı esas alınarak yapılan hesaplamalar sonucu  $Cr_{eş} = 16.876$  ve  $Ni_{eş} = 1.965$  değerlerinde ferrit + martenzit meydana geldiği belirlenmiştir. Bu kaynaklı bağlantılara ait kaynak metali üzerinden alınan XRD analiz sonuçlarında  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$ ,  $Cr_3C_2$  ve CrC krom-karbür fazlarının olduğu tespit edilmiştir.

8. Kaynaklı bağlantıların birleşme yüzeyi üzerinde alınan EDS analizleri incelendiğinde; AISI 430 ferritik paslanmaz çelik malzemedan AISI 1040 karbonlu çelik malzemeye doğru krom elementi, AISI 1040 çelikten AISI 430 çeliğe doğru karbon elementi difüzyonu meydana geldiği görülmektedir. Yüksek akım şiddeti ve düşük ilerleme hızı kullanılarak yapılan kaynaklı bağlantılarda bahsi olunan krom ve karbon difüzyonu artmaktadır.

9. Plazma gaz debisindeki artış, kaynak metalindeki boşaltmayı artırarak nüfuziyet derinliğini artırmakta, bu da bu çelik çiftinin kaynağında bağlantının mekanik özelliklerini, çekme ve çentik darbe dayanımını geliştirmektedir

10. 130 A birleştirilen numunelere uygulanan çekme test sonuçları incelendiğinde, tane irileşmesi ve artan ilerleme hızına bağlı olarak bağlantısız bölgelerin varlığı sonucunda numunelerde, maksimum çekme değerinde azalma kaydedilmiştir. Maksimum çekme değerindeki bu azalma, nüfuziyet derinliği ile doğrudan ilişkilidir. İki metal çifti arayüzeyindeki bağlantısız bölgenin varlığı ve büyüklüğü çentik etkisi yaratacağı ve yapılan çekme testlerinin kırılma davranışı üzerine önemli rol oynamaktadır. Bütün numunelerin belli bir akma noktası göstermeksizin kristalin balıksırtı görünümünde gevrek kırıldıkları ve bu kırılmaların genelde AISI 1040 tarafında gerçekleştiği görülmektedir.

11. 135 ve 140 A akım şiddetinde birleştirilen kaynaklı bağlantıların çekme gerilme değerleri, 130 A göre yüksek çıkmıştır. Bu durumun düşük akım şiddeti kullanılarak yapılan kaynaklarda, yüksek ilerleme hızında malzemede yeterli nüfuziyete ulaşılamaması ve bağlantısız bölgelerin çoğalması nedeniyle olduğu düşünülmektedir. 135 ve 140 A ile birleştirilen numunelerin, düşük ilerleme hızlarında oluşan yüksek ısı girdisi nedeniyle nüfuziyet derinliğinin artış göstermesi, bu bağlantılardaki çekme mukavemet değerlerinin artmasına neden olmaktadır. Ayrıca, çekme mukavemeti üzerinde ilerleme miktarı ve akım şiddetinin ne kadar etki gösterdiği gerilme-uzama eğrilerinden tespit edilmiştir.

12. 130, 135 ve 140 A kullanılarak birleştirilen kaynaklı bağlantılarda, çekme testi sonucu oluşan kopmalar gevrek martenzit fazının oluştuğu AISI 1040 tarafında meydana gelmiştir.

13. Çentik darbe dayanımı; artan plazma gaz debisi ve akım şiddeti ile artmaktadır. Ancak, çentik darbe testi esnasında bağlantısız bölgelerin, çentik etkisine yol açtığı düşünülmektedir. En yüksek çentik darbe dayanımı  $S_{24} = 18 \text{ J}$  olarak tespit edilmiştir.

14. Kaynaklı bağlantıların, birleşme hattına dik doğrultuda yapılan sertlik taraması sonucu elde edilen sertlik verilerinin, malzemelerin birbirinden farklı olan sertlik karakteristiklerine uygun şekilde biçimlendiği görülmektedir.

15. Sertlik dikişte maksimum olmakta, kaynak dikişi içerisinde mikrosertlik değerlerinin yüksek çıkması; buralarda sertliği arttırıcı krom-karbür fazlarının ortaya çıkması ve ani soğuma sonucunda az oranda da olsa martenzitik yapının oluşmasından ileri gelmektedir.

**16.** Yüksek amper ve düşük kaynak hızlarında yapılan anahtar deliği plazma kaynak işlemlerinde, kaynak bölgesindeki sertlik değerinin, düşük amper ve yüksek kaynak hızlarında yapılan kaynaklı bağlantıların kaynak bölgesinde elde edilen sertlik değerinden daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Bu durumun, ilerleme hızındaki artış ile ulaşılan sıcaklık derecesinin düşmesiyle doğrudan ilişkili olduğu belirlenmiştir.

**17.** Kaynak merkezinde ölçülen en yüksek sertlik değeri, S19 numunesinde 538 HV ve en düşük sertlik değeri S11 numunesinde 424 HV ve iri taneli bölgede en yüksek sertlik değeri S19 numunesinde 362 HV ve iri taneli bölgede elde edilen en düşük sertlik değeri S21 numunesinde 278 HV olarak ölçülmüştür. Bütün numunelerin sertlik eğrileri incelendiğinde, yüksek ilerleme miktarının sertlik değerlerinde kademeli bir artışa yol açtığı belirlenmiştir.

**18.** 0.01, 0.02 ve 0.03 m/dak. kaynak ilerleme hızı ile birleştirilen numuneler birbiri arasında karşılaştırıldığında, en yüksek sertlik değerlerine 0.03 m/dak. ilerleme hızıyla birleştirilen bağlantılarda ulaşılmıştır. 0.01 m/dak. kaynak ilerleme hızı ile birleştirilen numunelerin kaynak işlem sıcaklıklarının, 0.02 ve 0.03 m/dak. kaynak ilerleme hızlarında birleştirilen numunelere göre yüksek olması, bu numunelerde elde edilen sertlik değerlerinde bir miktar düşüşe yol açtığı tespit edilmiştir.

## KAYNAKLAR

1. Anık, S., 1991, Kaynak tekniği el kitabı, Gedik Holding Yayını, İstanbul.
2. Anık, S., Tülbentçi, K., 1983, Tozaltı kaynak tekniği, Türk Kaynak Cemiyeti Yayını No: 19.
3. Anık, S., Tülbentçi, K., Kaluç, E., 1991, rtl elektrodlarla elektrik ark kaynağı, İstanbul.
4. Anık, S., Anık, E.S., Vural, M., 1993, 1000 Soruda kaynak teknolojisi el kitabı, Cilt: 1, Birsen Yayın evi, İstanbul.
5. Aran, A., 2003, Paslanmaz elik üretimi kullanımı standartları, 3. Baskı, Sarıtaş Teknik Yayın No: 1, İstanbul.
6. Askeland, D.R., 1984, The Science and engineering of materials, PWS Engineering, Boston.
7. ASM, 2001, ASM Metals Handbook, 8 thed., V: 8, ASM International, Materials Park, OH. P. 424.
8. Baerlecken, E., Fischer, W., Loenz, K., 1961, Investigations concerning the transformation behavior, the notched impact toughness and the susceptibility to intergranular corrosion of iron-chromium alloys with chromium contents to 30%, Stahl und Eisen, V: 81 (12), 768.
9. Baker, R.G., Nutting, J., 1959, Journal of Iron Steel Inst., 192, 257-268.
10. Bandel, G., Tofaute, W., 1941, Arch. Eisenhut., V: 15 (7), 307.
11. Bhadeshia, H.K.D.H., 1999, The kainete transformation: unresolved issues, Materials Science And Engineering A, V: 273-275, 58-66.
12. Binder, W.O., Spindelow, H.R., 1951, The influence of chromium on the mechanical properties of plain chromium steels, Transactions Of The American Society For Metals, V: 43, 759-772.
13. Bond, A.P., 1969, Mechanisms of intergranular corrosion in ferritic stainless steels, Transactions Of AIME, V: 245 (8), 2127-2134.
14. Brooks, J.A., Lippold, J.C., 1993, Selection of wrought austenitic stainless steels, ASM Metal Handbooks, V: 6, 456-469.
15. Castro, R., Tricot, R., 1962, Etudes des transformations isothermes dans les aciers inoxydables semi-ferritiques a 17% de chrome, Memories Scientifiques De La Revue De Metallurgie, Part 1, 59: 571-586; Part 2, 59: 587-596.
16. Castro, R.J., Tricot, R., 1964, Study of the isothermal transformations in 17% Cr stainless steels, 2: Influence of Carbon and Nitrogen, Metal Treatment And Drop Forging, V: 31 (231), 469.
17. Castro, R.J., De Cadenet, J.J., 1974, Welding metallurgy of stainless steel and heat-resisting steels, Cambridge University Press, Cambridge.
18. Correa, E.O., Costa, S.C., 2007, Weldability of iron-based powder metal materials using

- pulsed plasma arc welding process, *Journal Of Materials Processing Technology*, V: 198, 323-329.
19. Craig, E., 1988, The plasma arc welding a review, *Welding Journal*, V: 67 (2), 19-25.
  20. Davis, J.R., 2003, Selection of wrought martensitic stainless steels, *ASM Metal Handbooks*, V: 6, 432-441.
  21. Demo, J.J., 1971, Mechanism of high temperature embrittlement and loss of corrosion resistance in AISI 446 stainless steel, *Corrosion*, V: 27 (12), 531.
  22. Demo, J.J., 1977, Structure and constitution of wrought ferritic stainless steels, In *Handbook Of Stainless Steels*, D. Peckner And I. M. Bernstein, Eds., McGraw-Hill, Newyork.
  23. DeRosa, S., Jacobs, M.H., Jones, D.G., Sherhod, C., 1979, Studies of TIG weld pool solidification and weld bead microstructure in stainless steel tubes, In *Solidification And Casting Of Metals*, Metals Society, London, p. 416.
  24. Du, X., Whiteman, J.A., Thomson, R.C., Bhadeshia, H.K.D.H., 1992, Modelling the carbide composition changes in Cr<sub>2</sub>Mo<sub>4</sub>V steel during long-term tempering, *Materials Science And Engineering A*, V: 154 (2), 197-205.
  25. Elsayy, A.H., 2001, Characterisation of the gtaw fusion line phases for süperferritic stainless steel weldment, *Journal Of Materials Processing Technology*, V: 118, 128-132.
  26. Erdoğan, M., 2002, Malzeme bilim ve mühendislik malzemeleri, Cilt: 1, Nobel Yayın Dağıtım, 326-331, Ankara.
  27. Eryürek, İ.B., Bodur, O., Dikicioğlu, A., 1995, Kaynak teknolojisinin esasları, Birsen Yayınevi, İstanbul.
  28. Folkhard, E., 1998, *Welding metallurgy of stainless steels*, Springer-Verlag, Berlin (In German; English Translation).
  29. Güleç, Ş., Aran, A., 1985, Malzeme bilgisi, Cilt: 1, İ.T.Ü. Makine Fakültesi, 115-120, İstanbul.
  30. Grobner, P.J., 1973, The 885 °F (475 °C) embrittlement of ferritic stainless steels, *Met. Trans*, V: 4, 251-260.
  31. Grubb, J.F., Wright, R.N., 1979, The role of C and N in the brittle fracture of Fe-26Cr, *Metallurgicall Transactions*, V: 10A, 1247-1255.
  32. Hayden, H.W., Flooren, S., 1950, The influence of martensite and ferrite on the properties of two-phase stainless steels having microduplex microstructures, *Metallurgicall Transactions*, V: 1, 1955-1959.
  33. Hooper, R.A.E., 1972, Ferritic stainless steels, *Sheet Metal Industries*, V: 49 (1), 26.
  34. Hosoi, Y., Wade, N., Kunimitsu, S., Urita, T., 1986, Precipitation behavior of laves phase and its effect on toughness of 9Cr-2Mo ferritic-martensitic steel, *Journal Of Nuclear*

- Materials, V: 141-143 (1), 461-467.
35. Hunter, G.B., Eagar, T.W., 1980, Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds, Metallurgical Transactions, V: 11A, 213-218.
  36. Hsu, Y.F., Rubinsky, B., 1988, Two-dimensional heat transfer study on the keyhole plasma arc welding process, International Journal Of Heat And Mass Transfer, V: 31 (7), 1409-1421.
  37. Igarashi, M., Fujitsuna, N., Kimura, K., Muneki, S., 1998, 6th Leige conference on materials for advance power engineering, 259-268, Japan.
  38. Jackson, C.E., Tomsic, M.J., 1974, Energy distribution in keyhole mode plasma arc welds, Welding Journal, V: 53 (3), 109-115.
  39. Jin, X., Li, L., 2003, An experimental study on the keyhole shapes in laser deep penetration welding, Optics and Lasers In Engineering, V: 41, 779-790.
  40. Kah, D.H., Dickinson, D.W., 1981, Weldability of ferritic stainless steels, Welding Journal, V: 60 (8), 135-142.
  41. Kaltenhauser, R.H., 1971, Improving the engineering properties of ferritic stainless steels, Metals Engineering Quarterly, V: 11 (2), 41-47.
  42. Kaluç, E., 1990, Ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin kaynağı, Gedik Kaynak Dünyası, İstanbul.
  43. Kaluç, E., Tülbentçi, K., 1995, Paslanmaz çelikler ve kaynaklanabilirliği, Seminer Notu, KOÜ Kaynak Teknolojisi Araştırma Uygulama ve Eğitim Merkezi, 244s, Kocaeli.
  44. Kaluç, E., 1993, Plazma arki ile kesme ve kaynak, Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi.
  45. Kaluç, E., Taban, E., 2004, Plazma arki ile kaynak ve endüstriyel uygulamaları, Makina Tek., Sayı. 84.
  46. Karadeniz, S., 1990, Plazma tekniği, TMMOB, Yayın No: 137, Ankara.
  47. Kayalı, E.S., Ensari, C., Dikeç, F., 1996, Metalik malzemelerin mekanik deneyleri, İ.T.Ü Kimya Metalurji Fak., Ofset Atölyesi, 117-130, İstanbul.
  48. Keanini, R.G., Rubinsky, B., 1990, Plasma arc welding under zero and normal gravity, Welding Journal, V: 69 (6), 41-50.
  49. Kiesheyer, H., Brandis, H., 1977, Ausscheidungs-und versprödungsverhalten nickel-haltiger superferite (precipitation and embrittlement of nickel containing superferites), Zeitschrift Für Werkstoffech, V: 8 (3), 69-77.
  50. Korkut, M.H., 1997, Ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ve aşınması üzerine karbür yapıcı elementlerin etkilerinin araştırılması, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Elazığ.
  51. Kou, S., 2003, Welding metallurgy, John Wiley & Sons, Inc, Publication, ABD.

52. Krivobok, V.N., 1935, Transactions of the american society for metals, pp. 1-56.
53. Krysiak, K F., Grubb, J.F., Campbell, R.D., 1993, Selection of wrought ferritic stainless steels, ASM Metals Handbook, V: 6, 443-454.
54. Kurt, B., Orhan, N., Somunkıran, İ., Kaya, M., 2009, The effect of austenitic interface layer on microstructure of AISI 420 martensitic stainless steel joined by keyhole PTA welding process, Materials and Design, V: 30, 661-664.
55. Lacombe, P., Baroux, B., Beranger, G., 1993, Stainless steels, Les Editions De Physique, Les Ulis, France.
56. Lathabai, S., Jarvis, B.L., Barton, K.J., 2000, Comparison of keyhole and conventional gas tungsten arc welds in commercially pure titanium, Materials Science and Engineering, V: A209, 81-93.
57. Lesnewich, A., 1978, In weldability of steels, 3rd ed., Eds. R.D. Stout and W.D. Doty, Welding Research Council, New York, p. 5.
58. Lippold, J.C., 1993, Introduction to the selection of stainless steels, ASM Metal Handbooks, V.6, 431.
59. Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, A John Wiley Sons, Inc., Publication, 88-135.
60. Marcincowski, M.J., Fisher, R.M., Szirmae, A., 1964, Effect of 500 °C aging on the deformation behavior of an iron-chromium alloy, Trans. AIME, V: 230, 676-689.
61. Marimuthu, M., 2002, Desing of welding alloys creep and toughness, Doctor Dissertation, University Of Cambridge Department Of Materials Science And Metallurgy, Cambridge.
62. Martikainen, J., 1995, Conditions for achieving high-quality welds in the plasma-arc keyhole welding of structural steels, J. Mater. Process. Technol., V: 52 (1), 68-75.
63. Mohandas, T., Ridley, G.M., Naveed, M., 1999, A comparative evaluation of gas tungsten and shield metal arc welds of a ferritic stainless steel, Journal Of Materials Processing Technology, V: 94, 133-140.
64. Nichol, T.J., Davis, J.A., 1978, Intergranular corrosion testing and sensitization of two high-chromium ferritic stainless steels, in intergranular corrosion of stainless alloys, ASTM STP 656, R. F. Steigerwald, Ed., American Society For Testing And Materials, West Conshohocken, PA, pp. 179-196.
65. Nishio, Y., Ohmae, T., Yoshida, Y., Miura, A., 1971, Weld cracking and mechanical properties of 17% chromium steel weldment, Welding Journal, V: 50 (1), 9-18.
66. Noble, D.N., 1992, Plasma arc cutting and welding, Welding Design And Fabrication, 23-56.
67. Noble, D.N., 1993, Selection of wrought duplex stainless steels, ASM Metals Handbook, V: 6, 471-479.

68. Odabaş, C., 2007, Paslanmaz çeliklerin kaynağı, Kaynak Teknolojisi, 2. Baskı, 151-230, İstanbul.
69. Oğuz, B., 1985, Plazma arkla kaynak ve kesme, Oerlikon Kaynak Bilimi, Sayı: 2, 3-43.
70. Plumtree, A., Gullberg, R., 1980, The influence of interstitial and some substitutional alloying elements, in toughness of ferritic stainless steels, ASTM STP 706, R.A. Lula, Ed., American Society For Testing And Materials, West Conshohocken, PA, pp. 34-35.
71. Pollard, B., 1974, Effect of titanium on the ductility of 26% chromium, Low Interstitial Ferritic Stainless Steel, Metals Technology, V: 1, 31.
72. Pollard, B., 1993, Selection of wrought precipitation-hardening stainless steels, ASM Metals Handbook, V: 6, 482-493.
73. Pollard, B., 1993, Welding brazing and soldering, ASM Metals Handbook, V: 6, Materials Park, OH.
74. Reynolds, A.P., Tang, W., Gnaupel-Herold, T., Prask, H., 2003, Structure, properties and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds, Scripta Materialia, V: 48 (9), 1289-1294.
75. Richter, J., Finke, P., 1976, Freiburger forschungschefte metallurgie, B172: 55.
76. Rosellini, C., Jarvis, L., 2009, The keyhole TIG welding process a true option to join valuable materials, I. International Conference On Welding Technologies, 11-13 June, 94-100, Gazi University, Ankara, Turkey.
77. Sakai, T., Suzuki, H.G., 1999, IV. International conference on recrystallisation and related phenomena, Japan Institute Of Metals, pp: 289-294, Japan.
78. Sawhill, J.M., Bond, A.P., 1976, Ductility and toughness of ferritic stainless steel welds, Welding Journal, V: 55 (2), 33-41.
79. Schwartz, M.M., 1979, Metals joining manual, McGraw-Hill, New York, pp. 2-1 to 3-40.
80. Semchysen, M., Bond, A.P., Dundas, H.J., 1971, Effects of compositions on ductility and toughness of ferritic stainless steels, In Proceedings Of The Symposium Toward Improved Ductility And Toughness, Kyoto, Japan, p. 239.
81. Senior, B.A., 1989, Estimate of the surface tension of creep cavities in austenitic weld metal at 650 °C, Materials Science And Engineering A, V: 111, L1-L2.
82. Shortsleeve, F.J., Nicholson, M.E., 1951, Transformations in ferritic chromium steels between 1100 and 1500 °F (595 and 815 °C), Trans. ASM, V: 43, 142-156.
83. Smith, J.J., Farrar, R.A., 1993, Influence of microstructure and composition on mechanical properties of some AISI series weld metals, International Materials Reviews, V: 38, Num.1.
84. Stachowiak, G.W., Batchelor, A.W., 1996, Surface hardening and deposition of coatings on metals by a mobile source of localized electrical resistive heating, Journal of Materials Processing Technology, V: 57 (3-4), 288-297.



85. Taşkın, M., Çalığülü, U., Gür, A.K., Dikbaş, H., 2009, AISI 304-AISI 1010 çeliklerin 100 cm/dak. ilerleme hızında lazer kaynağı ile birleştirilmesinde kaynak gücünün birleşmeye etkisinin araştırılması, I. Uluslararası Kaynak Teknolojileri Konferansı, Gazi Üniversitesi, Ankara, Türkiye.
86. Thielsch, H., 1951, Physical and welding metallurgy of chromium stainless steels, *Welding Journal*, V: 30 (5), 209-250.
87. Thomas, R., Apps, R.L., 1980, Weld heat-affected zone properties of AISI 409 ferritic stainless steel, In *Toughness Of Ferritic Stainless Steels*, ASTM STP 706, R. A. Lula, Ed., American Society For Testing And Materials, West Conshohocken, PA, pp. 161-183.
88. Tomsic, M.J., Jackson, C.E., 1974, Energy distribution in keyhole mode plasma arc welds, *Welding Journal*, 53 (3), 109-115.
89. Tülbentçi, K., 1998, MIG-MAG gazaltı kaynak yöntemi, Arctech Yayın No: 2, İstanbul.
90. T.S 138 EN 10002-1, 2004, Metalik malzemelerin-çekme deneyi, T.S.E.
91. T.S 14556 EN 10004, 2004, Metalik malzemelerin-çentik darbe deneyi, T.S.E.
92. URL-1, [www.acametal.com](http://www.acametal.com), 2009.
93. URL-2, [www.stainless-steel-world.net](http://www.stainless-steel-world.net), 2009.
94. URL-3, [www.migweld.de](http://www.migweld.de), 2009.
95. URL-4, [www.kaynaknet.com](http://www.kaynaknet.com), 2009.
96. URL-5, [www.arcraftplasma.com](http://www.arcraftplasma.com), 2009.
97. URL-6, [www.industrialmotionsystems.com](http://www.industrialmotionsystems.com), 2009.
98. URL-7, [www.pro-fusiononline.com](http://www.pro-fusiononline.com), 2009.
99. URL-8, [www.twi.co.uk](http://www.twi.co.uk), 2009.
100. URL-9, [www.efunda.com](http://www.efunda.com), 2009.
101. Ureña, A., Otero, E., Utrilla, M.V., Múnez, C.J., 2007, Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding, *Journal Of Materials Processing Technology*, V: 182, 624-631.
102. Ürgen M., Çakır, A., 1990, Molibdenin paslanmaz çeliklerin korozyonu üzerindeki etkisi, II. Korozyon Sempozyumu, ODTÜ, Ankara.
103. Villafuerte, J.C., Kerr, H.W., 1990, The Effect of alloy composition and welding conditions on columnar-equiaxed, *Transitions In Ferritic Stainless Steel Gas-Tungsten Arc Welds*, *Metallurgical Transactions*, V: 21A (7), 2009-2019.
104. Villat, M., 1986, Functionally effective coatings using plasma spraying, *Sulzer Technical Review*, V: 19 (1), 23-26.
105. Vitek, J.M., David, S.A., 1985, Metastable equilibrium of ferrite in type 308 stainless steel, *Scripta Metallurgica*, V: 19 (1), 23-26.
106. Yıldırım, M.M., Doğan, Z. S., Çakan, A., Pakdil, M., 2001, Mühendislik malzemeleri,

Mustafa Kemal Üniversitesi Yayınları No: 10, İskenderun, Cilt: 1, 136-141.

107. Yıldırım, M. M., 1981, Malzeme bilgisi, F.Ü. Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü, Yayın No: 61.
108. Zappfe, C. , Worden, C.O., 1951, A notch-bend test, *Welding Journal*, V: 30 (1), 47-54.
109. Zhang, Y.M., Zhang, S.B., 1998, Doubled-sided arc welding for increasing weld joint penetration, *Welding Journal*, V: 77 (6), 57-61.
110. Zhang, Y.M., Zhang, S.B., 1999, Welding aluminum alloy 6061 with opposing dual torch GTAW process, *Welding Journal*, V: 78 (6), 202-206.
111. Zhang, Y.M., Zhang, S.B., 2002, Process for deep narrow penetration, Approved By the National Science Foundation Under Grant DMI-9812981 And The Center For Robotics And Manufacturing Systems At The University Of Kentucky.
112. Zheng, B., Wang, H.J., Wang, Q.L., 1998, Front image sensing of the keyhole puddle in the variable polarity PAW of aluminum alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, V: 83, 286-298.
113. Zhou, L., Seemann, K., Fischer, A., Lugscheider, E., 2003, Study on atmospheric plasma spraying of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> using on-line particle monitoring, *Surface and Coatings Technology*, V: 168 (2-3), 186-190.
114. Washko, S.D., Grubb, J.F., 1991, The effect of niobium and titanium dual stabilization on the weldability of 11% chromium ferritic stainless steels, In *Proceedings Of The International Conference On Stainless Steels*, Chiba, Japan, Published By Iron And Steel Institute Of Japan.
115. Williams, R.O., 1958, Further studies of the iron-chromium system, *Trans. AIME*, 212: 497.
116. Wright, R.N., 1971, Mechanical behavior and weldability of a high chromium ferritic martensitic stainless steel as a function of purity, *Welding Journal*, V: 50 (10), 434- 440.
117. Woodhead, J.R., Wright, R.N., 1977, Fe-Cr-Mn micro-duplex ferritic martensitic stainless steels, *Metallurgical Transactions*, PA: 1977-2007.
118. Wright, R.N., 1980, Toughness of ferritic stainless steels, *ASTM STP 706*, R. A. Lula, Ed., American Society For Testing And Materials, West Conshohocken, PA, pp. 2-33.

## ÖZGEÇMİŞ

1971 yılında Sivas' ta doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Sivas' ta, yüksek öğrenimini Ankara Gazi Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi' nin Metal Eğitimi Bölümü' nde tamamladı. 2002-2004 yılında Elazığ Fırat Üniversitesi, Fen bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi Anabilimdalı Döküm Programı' nda Yüksek Lisans öğrenimini tamamladı. 2004 yılında Doktora öğrenimine Metalurji Eğitimi Anabilimdalı Kaynak Programı' nda başladı. Halen Milli Eğitim Bakanlığı' na bağlı Elazığ Mesleki Eğitim Merkezi' nde Metal Teknolojisi Öğretmeni olarak görev yapmaktadır.