

**FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AISI 304–430 PASLANMAZ–AISI 1010 ÇELİK ÇİFTLERİNİN LAZER YÖNTEMİ
İLE KAYNAĞINDA BİRLEŞME ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Uğur ÇALIGÜLÜ

Anabilim Dalı: Metalurji Eğitimi

Programı: Kaynak

KASIM-2009

**AISI 304–430 PASLANMAZ–AISI 1010 ÇELİK ÇİFTLERİNİN LAZER YÖNTEMİ
İLE KAYNAĞINDA BİRLEŞME ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Uğur ÇALIGÜLÜ

(05122204)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 18/Kasım/2009

Tezin Savunulduğu Tarih : 07/Aralık/2009

Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN (F.Ü)

Diğer Jüri Üyeleri : Prof. Dr. Nuri ORHAN (F.Ü)

Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM (F.Ü)

Prof. Dr. Mustafa AKSOY (F.Ü)

Doç. Dr. Sedat KOLUKISA (D.Ü)

ÖNSÖZ

“AISI 304–430 Paslanmaz–AISI 1010 Çelik Çiftlerinin Lazer Yöntemi ile Kaynağında Birleşme Özelliklerinin İncelenmesi” adlı doktora tezimin hazırlanmasında bana her türlü konuda yardımcı olan saygıdeğer hocam Yrd. Doç. Dr. Mustafa TAŞKIN’a teşekkür eder, saygı ve şükranlarımı sunarım.

Ayrıca başta, Metal Eğitimi Bölüm Başkanı Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM ve Kaynak A.B.D. Başkanı Prof. Dr. Nuri ORHAN olmak üzere tüm değerli hocalarıma ve aileme de teşekkürü bir borç bilirim.

Uğur ÇALIGÜLÜ
ELAZIĞ – 2009

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ	I
İÇİNDEKİLER	II
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER LİSTESİ	IX
TABLolar LİSTESİ	XIII
1. GİRİŞ	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER	6
2.1. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Özellikleri	8
2.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler	9
2.3. Martenzitik Paslanmaz Çelikler	12
2.4. Ostenitik Paslanmaz Çelikler	15
2.4.1 Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması	15
2.4.2 Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökeltiiler	20
2.4.2.1 Ostenitik Paslanmaz Çeliklerdeki Karbürler	21
2.4.2.1.1 MX Çökeltiiler	22
2.4.2.1.2 M ₂ X Çökeltiiler	22
2.4.2.1.3 M ₃ C Karbürü	22
2.4.2.1.4 M ₇ C ₃ Karbürü	23
2.4.2.1.5 M ₂₃ C ₆ Karbürü	23
2.4.2.1.6 M ₆ C Karbürü	25
2.4.2.2 Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar	25
2.4.2.2.1 Sigma (σ) Fazı	26
2.4.2.2.2 Laves Fazı	27
2.4.2.2.3 Z-Fazı	29
2.4.2.2.4 Kapa (χ) Fazı	29
2.4.2.2.5 Chi (G) Fazı	29
2.5. Dupleks Paslanmaz Çelikler	30
2.6. Çökeltme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler	31

2.7.	Birleştirme Yöntemleri	33
2.7.1.	Kaynak.....	33
2.7.2.	Sert Lehim	34
2.8.	Isıl İşlemler	35
2.8.1.	Tavlama	35
2.8.2.	Malzemeler	35
2.8.3.	Korozyon Dayanımı	36
2.9.	Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Diğer Konular.....	36
2.9.1.	Kaynak Ağızı Hazırlığı.....	36
2.9.2.	Kaynak Parametreleri	36
2.9.3.	Kaynak Sonrası işlemler.....	37
2.9.3.1.	Fırçalama	37
2.9.3.2.	Taşlama ve Parlatma.....	37
2.9.3.3.	Kumlama	38
2.9.3.4.	Dağlama.....	38
2.9.4.	Kaynaklı Bölgenin Korozyon Dayanımı	38
2.9.4.1.	Kaynak sonrası çözme tavı.....	38
2.9.4.2.	Karbon miktarını sınırlama.....	39
2.9.4.3.	Karbonu kararlı kılma (stabilize etme).....	39
2.9.4.4.	Kaynak Çatlağı	39
2.9.5.	Isı İletkenliği.....	40
2.9.6.	Uzama Kabiliyeti.....	40
2.9.7.	Elektrik İletme Direnci	41
2.9.8.	Tane Büyümesi	41
2.9.9.	Krom-Oksit Oluşumu	41
2.9.10.	Karbür Çökmesi.....	41
2.9.11.	Sigma Fazı	43
2.10.	Sade Karbonlu Çelikler	43
3.	PASLANMAZ ÇELİKLERE UYGULANABİLEN KAYNAK YÖNTEMLERİ	45
3.1.	Ergitme Kaynağı Yöntemleri.....	46

3.1.1.	Elektrik Ark Kaynağı.....	46
3.1.2.	Gazaltı Kaynak Yöntemleri.....	46
3.1.2.1.	TIG Kaynağı.....	47
3.1.2.2.	MIG Kaynağı.....	47
3.1.2.3.	Plazma Ark Kaynağı.....	47
3.1.3.	Lazer Kaynağı.....	48
3.1.4.	Tozaltı Kaynağı	49
3.2.	Elektrik Direnç Kaynak Yöntemleri.....	49
3.2.1.	Direnç-Basınç Kaynağı.....	49
3.2.2.	Saplama Kaynağı.....	50
3.3.	Katı Hal Kaynak Yöntemleri.....	51
3.3.1.	Difüzyon Kaynağı	51
3.3.2.	Sürtünme Kaynağı	52
3.3.3.	Ultrason Kaynağı.....	52
3.3.4.	Soğuk Basınç Kaynağı	53
3.3.5.	Patlamalı Kaynak.....	53
3.3.6.	Sürtünme Karıştırma Kaynağı	53
3.4.	Lazerin Tanımı ve Tarihçesi.....	54
3.4.1.	Tanım.....	54
3.4.2.	Lazer Kaynağının Gelişimi.....	55
3.4.3.	Lazerin Çalışma Prensipleri.....	57
3.4.4.	Lazer Türleri	58
3.4.4.1.	Katı Hal Lazerleri	59
3.4.4.2.	Yarı İletken Lazerler.....	59
3.4.4.3.	Gaz Lazerler	59
3.4.4.4.	Sıvı Lazer.....	60
3.4.5.	Katı Hal Lazerlerin Çalışma Prensipleri.....	60
3.4.6.	Gaz Lazerlerin Çalışma Prensipleri.....	61
3.4.7.	Lazer Işını Kesitindeki Yoğunluk Dağılımları	62
3.4.8.	Lazer Uygulamaları	63
3.4.9.	Lazer Işınıyla Kaynak Prensibi.....	64

3.4.9.1.	CO ₂ Lazeriyle Kaynak.....	60
3.4.9.2.	Katı Hal Lazeriyle Kaynak.....	66
3.4.10.	Lazer Kaynağının Parametreleri.....	67
3.4.11.	Lazer Işın Kaynağıyla Kaynak Edilebilen Metaller ve Alaşımları.....	68
3.4.12.	Lazer Kaynağının Avantajları ve Dezavantajları	69
3.4.12.1.	Lazer Kaynağının Avantajları	69
3.4.12.2.	Lazer Kaynağının Dezavantajları	69
4.	METALİK MALZEMELERE UYGULANABİLEN MUAYENE YÖNTEMLERİ	70
4.1.	Mekanik Muayene Yöntemleri.....	71
4.1.1.	Çekme Deneyi	71
4.1.2.	Basma Deneyi.....	74
4.1.3.	Çentik Darbe Deneyi	75
4.1.4.	Eğme ve Katlama Deneyleri.....	76
4.1.5.	Sertlik Ölçme Deneyleri	77
4.1.6.	Mikrosertlik Ölçme Deneyi.....	78
4.1.7.	Derin Çekme Deneyi	79
4.1.8.	Sürünme Deneyi	79
4.1.9.	Yorulma Deneyi	79
4.1.10.	Kıvılcım Deneyi	80
5.	LİTERATÜR ÇALIŞMALARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	81
6.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	84
6.1.	Çalışmanın Amacı	84
6.2.	Malzeme ve Metod	86
6.3.	Numunelerin Hazırlanması.....	86
6.4.	Lazer Kaynağı ile Birleştirme.....	88
6.5.	Mikrosertlik Ölçümleri	91
6.6.	Çekme Deneyleri	92
6.7.	Kaynak Sonrası Mikroyapı Karakterizasyonları	93
7.	DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA	94
7.1	AISI 430 / AISI 1010 Kaynaklı Numunelerin SEM Analizleri.....	94

7.2	AISI 430 / AISI 1010 Kaynaklı Numunelerin EDS Analizleri	106
7.3	AISI 304 / AISI 1010 Kaynaklı Numunelerin SEM Analizleri.....	108
7.4	AISI 304 / AISI 1010 Kaynaklı Numunelerin EDS Analizleri	122
7.5	AISI 430 / AISI 304 Kaynaklı Numunelerin SEM Analizleri.....	124
7.6	AISI 430/AISI 304 Kaynaklı Numunelerin EDS Analizleri	137
7.7	AISI 430/AISI 1010 Numunelerin Kırık Yüzeylerinin İncelenmesi.....	139
7.8	AISI 304/AISI 1010 Numunelerin Kırık Yüzeylerinin İncelenmesi.....	140
7.9	AISI 430/AISI 304 Numunelerin Kırık Yüzeylerinin İncelenmesi.....	141
7.10	AISI 304/AISI 430 Paslanmaz-AISI 1010 Numunelerin X-Ray Analizleri ..	142
8.	SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	143
8.1	Sonuçlar	143
8.2	Öneriler	145
9.	KAYNAKLAR.....	147
	ÖZGEÇMİŞ	

ÖZET

Bu çalışmada, AISI 304–430 paslanmaz-AISI 1010 düşük karbonlu çelik çiftlerinin lazer yöntemi ile kaynağında birleşme özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır. AISI 430–1010, AISI 304–1010 ve AISI 430–304 olmak üzere, farklı türdeki numune grupları kendi aralarında; 2000, 2250 ve 2500 W kaynak güçlerinde; 100, 200 ve 300 cm/dk kaynak hızlarında, argon ve helyum koruyucu gaz atmosferlerinde, lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmişlerdir. Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmiş numunelerin kaynak kalitesinin belirlenebilmesi için metalografik ve mekanik testler uygulanmıştır. Numunelerin metalografik olarak; optik mikroskop ve SEM görüntüleri ile kaynak bölgesi incelenmiş, oluşması muhtemel intermetalik fazlar EDS ve X-Ray analizleri yardımıyla tespit edilmiştir. Kaynaklı bağlantıların mekanik dayanımları çekme testi ile belirlenmiş ve birleşme bölgelerinin mikrosertlik profilleri çıkarılmıştır. Yapılan incelemeler sonucunda; bütün malzeme çiftlerinin lazer kaynaklarında, artan ilerleme hızına bağlı olarak dikiş bölgesinin ve ısının tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) genişliğinin azaldığı, ancak artan kaynak gücüne bağlı olarak bu aralığın arttığı belirlenmiştir. Artan kaynak gücüne ve ilerleme hızına bağlı olarak bütün malzemelerde dikiş bölgesinde mikrosertlik değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. Artan kaynak gücüne bağlı olarak AISI 430/1010 malzemede de karbon-krom, AISI 304–1010 ve AISI 430–304 malzemelerde ise krom-nikel-karbon difüzyonunun arttığı, ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak da bu difüzyonunun azaldığı tespit edilmiştir. Çekme testleri açısından incelendiğinde bütün malzemelerde; artan kaynak gücüne ve kritik soğuma hızına bağlı olarak çekme dayanımının arttığı, ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak da çekme dayanımının azaldığı gözlenmektedir. Kaynaklı birleştirmeler açısından ise en iyi birleştirmelerin AISI 430/AISI 1010 malzeme çiftinde 2250 W kaynak gücünde ve 200 cm/dk. ilerleme hızında, AISI 304/AISI 1010 malzeme çiftinde 2500 W kaynak gücünde ve 100 cm/dk. ilerleme hızında, AISI 430/AISI 304 malzeme çiftinde 2500 W kaynak gücünde ve 100 cm/dk. ilerleme hızında, helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde elde edildiği görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: AISI 304, AISI 430, AISI 1010 çelikler, Lazer Kaynağı, Birleşme Karakteristikleri.

SUMMARY

The Investigation of Joinability Characteristics in the Laser Welding Method Couples of AISI 304-430 Stainless-AISI 1010 Steel

In this study, the joining characteristics of AISI 304-430 stainless-AISI 1010 low carbon steels by using laser welding technique were investigated experimentally. Dissimilar materials couples from AISI 430-1010, AISI 304-1010 and AISI 430-304 steels were joined by laser welding with welding powers of 2000-2250-2500 W and welding speeds of 100, 200 and 300 cm/minute under argon and also helium atmosphere. Metallographic and mechanic of tests were carried out to determine welding qualities of the samples. Welding regions of the samples were examined by optic microscope, SEM and the intermetallic phases formed were determined by EDS and X-Ray analysis. Mechanical strength of welded samples were found by tensile test. Microhardness distributions of weldments were also measured by microhardness test. The result of experiments showed that by increasing of welding speeds the widths of the welding zone and heat affected zone (HAZ) decreased. On the other hand, by increasing of welding powers the widths of the both zones increased. Microhardness values rised along the interface of the welded pairs depending on the increase in the welding power and welding speed. The increased with the increase in welding power the chromium-carbon diffusion in AISI 430/AISI 1010 steel pairs, the chromium-nickel-carbon diffusion in AISI 304/AISI 1010 and AISI 430/AISI 304 steel pairs welding interfaces. However it decreased with the welding speed. At elevated welding powers the tensile strengths of samples the increased with the increase in welding power and critical cooling rate. However it decreased with the welding speed. The best joints were obtained under the helium atmosphere in AISI 430/AISI 1010 steel pairs with a welding power of 2250 W and a welding speed of 200 cm/minute, AISI 304/AISI 1010 steel pairs with a welding power of 2500 W and a welding speed of 100 cm/minute, AISI 430/AISI 304 steel pairs with a welding power of 2500 W and a welding speed of 100 cm/minute.

Keywords: AISI 304, AISI 430, AISI 1010 steels, Laser Welding, Joining Characteristics.

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1	1000 ⁰ C'deki 9Cr-W Çeliğinde W'nin Sürünme Süresince M ₂₃ C ₆ Karbür Çapına Etkisi	24
Şekil 2.2	Laves fazı reaksiyonu	28
Şekil 2.3	Ferrit içeriği ve katılaşma şeklinin belirlenmesi için kullanılan WRC 1992 diyagramı	30
Şekil 2.4	Lazer Kaynağı.....	48
Şekil 3.1	Enerji seviyesi diyagramı	57
Şekil 3.2	Q anahtarlı yakut (Cr ⁺³ Ruby) lazer	58
Şekil 3.3	Yarı iletken lazerler	59
Şekil 3.4	Lazer ışını kesitindeki yoğunluk dağılımı	62
Şekil 3.5	Lazer Işınıyla Kaynağın Prensibi	65
Şekil 3.6	CO ₂ lazerinin şematik resmi	66
Şekil 3.7	Katı hal lazerinin şematik resmi	67
Şekil 4.1	Numunelerin çekme standartlarına göre hazırlanması	71
Şekil 4.2	Gerilme-uzama ilişkisi.....	72
Şekil 4.3	Kırılma şekilleri.....	73
Şekil 4.4	Yapı ve yay çeliklerinin gerilme-uzama ilişkisi	74
Şekil 4.5	Malzemelerin çekme-basma eğrileri	75
Şekil 4.6	Çentik darbe deneyi numune standartları	75
Şekil 4.7	Çentik darbe deneyinin şematik gösterimi	76
Şekil 4.8	Vickers sertlik ölçme yönteminin şematik resmi	78
Şekil 6.1	Deneylerde kullanılan lazer kesme tezgahının resmi	87
Şekil 6.2	Lazer Işınıyla Kaynağın Prensibi	88
Şekil 6.3	Deneylerde kullanılan CO ₂ lazer kaynak tezgahının resmi	90
Şekil 6.4	CO ₂ lazerinin şematik resmi	90
Şekil 6.5	Lazer kaynağıyla birleştirilmiş numunelerin görüntü resmi.....	90

Şekil 6.6	Mikrosertlik ve SEM-EDS analizlerinin incelenmesi için hazırlanan numuneler	91
Şekil 6.7	Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmiş numunelerin sertlik ölçüm noktaları...	91
Şekil 6.8	Çekme testi deneyinde kullanılan numunenin ölçüleri	92
Şekil 6.9	Çekme testi deneyinde kullanılan numunenin görüntü resimleri	92
Şekil 7.1	AISI 430/AISI 1010 (2000-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	94
Şekil 7.2	AISI 430/AISI 1010 (2000-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	95
Şekil 7.3	AISI 430/AISI 1010 (2000-200-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	96
Şekil 7.4	AISI 430/AISI 1010 (2000-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	96
Şekil 7.5	AISI 430/AISI 1010 (2000-300-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	97
Şekil 7.6	AISI 430/AISI 1010 (2000-300-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	98
Şekil 7.7	AISI 430/AISI 1010 (2000 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri	99
Şekil 7.8	AISI 430/AISI 1010 (2250-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	99
Şekil 7.9	AISI 430/AISI 1010 (2250-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	100
Şekil 7.10	AISI 430/AISI 1010 (2250-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	101
Şekil 7.11	AISI 430/AISI 1010 (2250-300-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	101
Şekil 7.12	AISI 430/AISI 1010 (2250 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.....	102
Şekil 7.13	AISI 430/AISI 1010 (2500-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	103
Şekil 7.14	AISI 430/AISI 1010 (2500-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	103
Şekil 7.15	AISI 430/AISI 1010 (2500-200-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	104
Şekil 7.16	AISI 430/AISI 1010 (2500-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	104
Şekil 7.17	AISI 430/AISI 1010 (2500-300-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	105
Şekil 7.18	AISI 430/AISI 1010 (2500 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri	106
Şekil 7.19	AISI 430/1010 (2500-100-Helyum) Numunesinin EDS Analizi ve % Element Difüzyonu	107
Şekil 7.20	AISI 304/AISI 1010 (2000-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	109
Şekil 7.21	AISI 304/AISI 1010 (2000-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	109

Şekil 7.22	AISI 304/AISI 1010 (2000-200-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	110
Şekil 7.23	AISI 304/AISI 1010 (2000-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	111
Şekil 7.24	AISI 304/AISI 1010 (2000-300-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	111
Şekil 7.25	AISI 304/AISI 1010 (2000-300-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	112
Şekil 7.26	AISI 304/AISI 1010 (2000 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri	113
Şekil 7.27	AISI 304/AISI 1010 (2250-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	113
Şekil 7.28	AISI 304/AISI 1010 (2250-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	114
Şekil 7.29	AISI 304/AISI 1010 (2250-200-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	115
Şekil 7.30	AISI 304/AISI 1010 (2250-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	115
Şekil 7.31	AISI 304/AISI 1010 (2250-200-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	116
Şekil 7.32	AISI 304/AISI 1010 (2250-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	117
Şekil 7.33	AISI 304/AISI 1010 (2250 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri	118
Şekil 7.34	AISI 304/AISI 1010 (2500-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	118
Şekil 7.35	AISI 304/AISI 1010 (2500-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	119
Şekil 7.36	AISI 304/AISI 1010 (2500-200-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	119
Şekil 7.37	AISI 304/AISI 1010 (2500-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	120
Şekil 7.38	AISI 304/AISI 1010 (2500-300-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	121
Şekil 7.39	AISI 304/AISI 1010 (2500-300-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	121
Şekil 7.40	AISI 304/AISI 1010 (2500 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri	122
Şekil 7.41	AISI 304/1010 (2500-100-Helyum) Numunesinin EDS Analizi ve % Element Difüzyonu	123
Şekil 7.42	AISI 430/AISI 304 (2000-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	125
Şekil 7.43	AISI 430/AISI 304 (2000-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	126
Şekil 7.44	AISI 430/AISI 304 (2000-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	126
Şekil 7.45	AISI 430/AISI 304 (2000-300-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	127
Şekil 7.46	AISI 430/AISI 304 (2000-300-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	128
Şekil 7.47	AISI 430/AISI 304 (2000 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri	128

Şekil 7.48 AISI 430/AISI 304 (2250-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	129
Şekil 7.49 AISI 430/AISI 304 (2250-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	130
Şekil 7.50 AISI 430/AISI 304 (2250-200-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	130
Şekil 7.51 AISI 430/AISI 304 (2250-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	131
Şekil 7.52 AISI 430/AISI 304 (2250-300-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	132
Şekil 7.53 AISI 430/AISI 304 (2250-300-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	132
Şekil 7.54 AISI 430/AISI 304 (2250 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri	133
Şekil 7.55 AISI 430/AISI 304 (2500-100-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	134
Şekil 7.56 AISI 430/AISI 304 (2500-100-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	134
Şekil 7.57 AISI 430/AISI 304 (2500-200-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	135
Şekil 7.58 AISI 430/AISI 304 (2500-200-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	135
Şekil 7.59 AISI 430/AISI 304 (2500-300-Argon) numunesinin SEM görüntüsü	136
Şekil 7.60 AISI 430/AISI 304 (2500-300-Helyum) numunesinin SEM görüntüsü	136
Şekil 7.61 AISI 430/AISI 304 (2500 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri	137
Şekil 7.62 AISI 430/304 (2500-100-Argon) Numunesinin EDS Analizi ve % Element Difüzyonu	138
Şekil 7.63 AISI 430/1010 Numunelerinin Çekme Sonrası Oluşan Kırık Yüzeylerinin SEM Görüntüsü	140
Şekil 7.64 AISI 304/1010 Numunelerinin Çekme Sonrası Oluşan Kırık Yüzeylerinin SEM Görüntüsü	140
Şekil 7.65 AISI 430/304 Numunelerinin Çekme Sonrası Oluşan Kırık Yüzeylerinin SEM Görüntüsü	141
Şekil 7.66 AISI 430/304 Numunelerinin Çekme Sonrası Oluşan Kırık Yüzeylerinin SEM Görüntüsü	141

TABLÖLAR LİSTESİ

Sayfa No

Tablo 2.1 Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Özellikleri	8
Tablo 2.2 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	9
Tablo 2.3 I. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler.....	11
Tablo 2.4 II. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler	11
Tablo 2.5 III. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler	12
Tablo 2.6 Standart tip martenzitik paslanmaz çelikler.....	12
Tablo 2.7 Martenzitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığı mekanik özellikleri	13
Tablo 2.8 Süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri	14
Tablo 2.9 Martenzitik paslanmaz çelikler için ön tav, kaynak ısı girdisi ve son tav gereksinimi	15
Tablo 2.10 AISI 200 ve 300 serisi ostenitik paslanmaz çelikler	17
Tablo 2.11 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	18
Tablo 2.12 Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri	31
Tablo 2.13 Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri.....	32
Tablo 6.1 Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri	86
Tablo 6.2 Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin tipik özellikleri	86
Tablo 6.3 Lazer kesme tezgahının genel özellikleri	87
Tablo 6.4 Çalışmada kullanılan kaynak değerleri.....	89
Tablo 6.5 Metalografik çalışmada kullanılan dağılayıcı konsantrasyonları	93
Tablo 7.1 AISI 430 / AISI 1010 malzeme çiftlerinin çekme test sonuçları.....	108
Tablo 7.2 AISI 304 / AISI 1010 malzeme çiftlerinin çekme test sonuçları.....	124
Tablo 7.3 AISI 403 / AISI 304 malzeme çiftlerinin çekme test sonuçları.....	139

1. GİRİŞ

Teknolojideki hızlı gelişmeler, yeni kaynak yöntemlerine duyulan ihtiyacı gittikçe artırmaktadır. Mevcut geleneksel malzemelerin tek başlarına teknolojik gelişmelere cevap veremez hale gelmesi, araştırmacıları farklı kaynak yöntemlerine yönlendirmiştir. Bu durum da yeni kaynak yöntemleri ile üretilen alaşımların hem ticari kullanımlarına, hem de yeni metalurjik araştırmaların yapılması çalışmalarına hız verilmesine yol açmıştır.

Çağımız endüstrisinin vazgeçilmez malzemeleri arasına giren paslanmaz çeliklerin her geçen gün kullanım alanlarının artmasının temel nedeni; korozyon ortamlarda, mekanik özelliklerini yitirmeden gösterdikleri yüksek korozyon dirençleridir. Her türde ve biçimde bulunabilen ve kolaylıkla şekillendirilebilen bu çeliklerin geliştirilmiş kaynak yöntemleri ile başarılı bir biçimde kaynak edilebilmeleri uygulama alanlarını daha da genişletmektedir. Çelikte korozyon ve oksidasyona karşı mukavemeti artıran ve katılması mutlaka gereken alaşım elementi kromdur. Krom, çeliği küçük taneli yapmasının yanı sıra, kritik soğuma hızını azaltarak şiddetli sertleştirici etkide bulunur. Paslanmaz çelikler, paslanmazlık özelliklerine sahip olabilmeleri için bileşimlerinde en az % 12 Cr içermek zorundadırlar. Yüksek sıcaklıklarda oksidasyon dirençleri de artan krom miktarına bağlı olarak yükselmektedir (Feldstein, 1993).

Paslanmaz çelikler, en az % 12 Cr içeriğine sahip “paslanmazlık” özelliği gösteren malzemelerdir. Genel olarak bu malzemeler incelendiğinde; Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni denge sistemlerine sahip olduklarını görülür. Paslanmaz çelikler, mikroyapılarına göre; Ferritik, Ostenitik, Martenzitik, Dupleks ve Çökelme sertleşmesi yapabilen çelikler olmak üzere beş grupta incelenir (Lippold, 1981). Ferritik paslanmaz çeliklerin tamamı ergime sıcaklığından oda sıcaklığına kadar ferritik olarak bilinen hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafes sistemine sahip, genellikle % 11–28 arasında Cr bulunduran çeliklerdir (Krysiak ve diğ., 1993). Ostenitik paslanmaz çelikler, geniş bir sıcaklık aralığında (oda sıcaklığından ergime sıcaklığına kadar) tek fazlı yüzey merkezli kübik (YMK) bir kristal kafes sistemine sahiptir. Bu alaşımlardan AISI 300 serisi, genellikle % 8-20 Ni ve % 16-25 Cr içerir (Brooks ve Lippold, 1993).

Martenzitik paslanmaz çelikler, hacim merkezli kübik (HMK) veya sertleştirilmiş halde tetragonal kristal kafes sistemine sahip Cr-C alaşımlarıdır. Martenzitik paslanmaz çelikler atmosferik korozyona karşı dirençli olup, Cr içerikleri genellikle % 11-18, C içeriği ise % 1- 2 arasında değişmektedir (Davis, 1993).

Dupleks paslanmaz çelikler; Fe, Cr, Ni sistemine dayalı iki fazlı alaşımlardır. Bu alaşımlar, mikroyapıda eşit oranda HMK ferrit ve YMK ostenit bulundurur. Dupleks paslanmaz çelikler düşük karbon içeriği (% < 0.03) ve Mo, N, W ve Cu katkılarıyla bilinirler. Genellikle % 20-30 Cr ve % 5-10 Ni içerirler. Dupleks paslanmaz çeliklerin alaşım katkıları hem ostenit hem de ferrit oluşturmalarıdır. Bu malzemelerde kullanılan ana alaşım elementleri içerisinde Cr ve Mo ferrit oluşturmaları, Ni, C, N ve Cu ostenit oluşturmalarıdır (Noble, 1993).

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler üstün korozyon direncine sahip Fe-Cr-Ni alaşımlarıdır. Bu alaşımlar, Cu, Al, Ti, Nb ve Mo gibi elementlerin biri veya birkaçı kullanılarak çökelme sertleşmeli martenzitik ve ostenitik hale gelirler (Pollard, 1993). Paslanmaz çeliklerde Ni, C, Mn ve N gibi elementler ostenit oluşturmaları; Cr, Si, Mo, ve Nb gibi elementler ise ferrit oluşturmaları elementler olarak kullanılırlar. Paslanmaz çelik grubu içerisinde en yaygın kullanım alanına, % 70'lik oranla ostenitik paslanmaz çelikler sahiptir. Bunu sırayla; ferritik, martenzitik, dupleks ve çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler takip etmektedir (Yıldırım, 1984).

Sade C'lu çelikler, yapılarında Mn, Si, P, O, N gibi, çelik üretim yöntemlerinden gelen elementler bulunduran demir karbon alaşımlarıdır. Bu malzemeler, ucuz ve kolay şekillendirilebilen malzemeler olup, sertleşme yetenekleri azdır. Ayrıca korozyon dayanımları düşük olduğu için, bu malzemelerin korozyona maruz kalan kısımlarının paslanmaz çeliklerle birleştirilmesi önem kazanmaktadır. Yapılarındaki C oranına göre; düşük C'lu çelikler (% 0,05–0,3 C), orta C'lu çelikler (% 0,3–0,8 C), ve yüksek C'lu çelikler (% 0,8–1,7 C) olmak üzere 3 gruba ayrılırlar (Yıldırım ve diğ., 2001).

Paslanmaz çelikler, genel olarak bütün ergitme ve katı hal kaynak yöntemleri ile birleştirilebilmektedirler. Ergitme kaynak yöntemleri içerisinde yaygın olarak; elektrik-ark, tozaltı, MIG, TIG, plazma, elektron ışın, direnç kaynağı ve lazer kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Paslanmaz çeliklerde genel olarak karbon oranı < 0,3 olduğu için kaynak esnasında tane sınırlarında Cr₂₃C₆ (krom karbürü) oluşmakta ve tane sınırı korozyonu meydana gelmektedir. Bunu önlemek için malzemeyi 1150 °C'de her mm kalınlık için 2 dk. tavlama yapmak gerekir. Bunun dışında; 900-700 °C sıcaklık aralığını çok hızlı

geçmek, ince çaplı elektrot kullanmak, küçük adım/paso yöntemi ile kaynak yapmak ve malzemeyi hızlı soğutmak gibi bir takım faktörler de dikkate alınarak bu olumsuzluk ortadan kaldırılabılır. Ayrıca ferritik ve ostenitik paslanmaz çeliklerde kaynak sonrasında olması muhtemel intermetalik fazlarda (örneğin sigma (σ) fazı) kaynak kalitesi olumsuz yönde etkilemektedir. Lazer kaynağı, yeni veya özellikleri geliştirilmiş malzemelerin mevcut ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak edilmesinden doğan bu problemleri ortadan kaldırdığı için son yıllarda geniş bir uygulama alanı bulmuştur. Klasik kaynak yöntemleri ile bu malzemeleri kaynak etmek güçtür. Ergitme kaynağında viskozitenin yüksekliği, ergime esnasında kaynak bölgesinde akıcılığın düşüklüğü ve istenmeyen reaksiyonların olması gibi faktörler kaynağın mukavemetini düşüren en önemli özelliklerdir. Dolayısıyla, bu malzemeler için çatlama riskini ortadan kaldıracak ve içyapıda en az değişikliğe yol açacak birleştirme yöntemleri kullanılması zorunludur (Taşkın ve diğ., 2005).

Lazer kaynağı da bir ergitme kaynak yöntemi olup; yüksek kaynak ilerleme hızı, derin nüfuziyet, düşük çarpılma ve düşük toplam ısı girdisi gibi avantajlarından dolayı; klasik ergitme kaynaklarına göre daha üstündür. Ayrıca, lazer ışınının hassas olarak odaklanabilmesi ve belirli bir açıyla kaynak bölgesine yönlendirilebilmesi; kaynak dikişinin ark kaynağına nazaran çok dar olmasını sağlamaktadır. Buna ilaveten, toplam ısı girdisinin düşük olması mikroyapı içerisindeki değişimlerin azalmasını ve dolayısıyla mekanik özelliklerdeki değişimin daha düşük mertebelerde olmasını sağlamaktadır. Böylece kaynak yapılan levhalarda oluşan çarpılmalar daha düşük mertebede olmakta ve lazer kaynağı daha avantajlı duruma gelmektedir. Diğer bir yandan lazer ışınının klasik ergitme kaynaklarına göre çok küçük çaplı bir bölgeye odaklanabilmesi çok ince parçaların birleştirilmesinde veya kesilmesinde kullanılmasını mümkün kılmaktadır. Ancak lazer kaynağının bazı dezavantajları da vardır. Bunlar; yüksek donanım maliyeti, çok temiz ve hassas yüzey hazırlama ihtiyacı, koruyucu atmosfer gereksinimi ve parça boyutları büyüdükçe maliyetin artmasıdır (Triantafyllidis ve diğ., 2003).

Lazer teknolojisinin endüstriyel kullanımını artıran bir başka husus bu yöntemin ark kaynağı ile birlikte kullanıldığı hibrit kaynak uygulamasıdır. Hibrit kaynak yöntemi; ark kaynak yöntemiyle birleştirilmesi mümkün olmayan kalın kesitli malzemelerin, kaynak işlemini daha geniş toleranslarda ve daha yüksek kaynak hızında gerçekleştirmektedir (Yavuz ve Çam, 2005).

Lazer iletim kaynağının kalitesini etkileyen esas parametreler şunlardan oluşmaktadır. Lazerin dalga boyu ve kullanılan merceklerin lazer demetini yutma oranı,

lazer ışının gücü, lazer ışınının leke boyutu, lazerin çalışma modu (sürekli dalga veya darbeli), lazer ışınının odak uzaklığı ve odak noktası, iş parçasının kimyasal bileşemi, iş parçasının fiziksel geometrisi, iş parçasının kalınlığı, iş parçasının yüzey durumu, koruyucu gaz: karışım oranı, akış hızı, basınç, meme boyutu ve pozisyonu, kaynak karakteristiği: kaynak hızı, birleştirme geometrisi, aralık toleransı bu özellikleri oluşturur (Özcan ve diğ., 2004). Lazer ışın kaynağıyla kaynak edilebilen metaller arasında; alüminyum ve alaşımları, düşük ve orta C'lu çelikler, titanyum ve alaşımları, nikel ve alaşımları, magnezyum ve alaşımları ile paslanmaz çelikler yer almaktadır (Kaluç, 2004; Kuhn, 1998). Lazer kaynağının; CO₂ lazeri, katı hal (Nd: YAG) lazeri, iyon lazeri, He-Ne lazeri ve excimer lazeri gibi çeşitleri bulunmaktadır. CO₂ lazeri maddi değeri en yüksek olarak lazer çeşitlerinin başında yer almaktadır. Genellikle endüstriyel uygulamalarda kendini gösteren CO₂ lazeri; markalama, yüzey sertleştirme, kesme ve kaynak işlemlerinde yoğun olarak kullanılmaktadır. Günümüzde CO₂ lazerlerde 20 kW ile Nd: YAG lazerlerde 9 kW güce sahip lazer kaynak sistemleri üretilmektedir. Bu yüksek kapasiteli lazer kaynak sistemleri ile 10 mm kalınlığındaki alaşımlı çelikler tek pasoda birleştirilebilmektedir. Bunun yanı sıra, son yıllarda taşımacılık sektöründe, özellikle otomotiv ve uçak sanayinde, bilimsel araştırmalarda, haberleşme, tıp ve askeri alanlarda klasik kaynak yöntemlerine alternatif olarak lazer kaynağının kullanımı her geçen gün artmaktadır. Özellikle lazer kaynağı, kaynak otomasyonuna uygun olmasından dolayı seri üretim yapan endüstri alanlarında da hızla kullanılmaktadır (Pakdil ve diğ., 2005; Uzun ve diğ., 2004).

Bu çalışmanın amacı, piyasada yaygın kullanım alanına sahip AISI 304 Ostenitik-AISI 430 ferritik paslanmaz çelikleri, AISI 1010 sade karbonlu çelik ile farklı kaynak parametrelerinde lazer kaynak yöntemiyle birleştirmek, birleşme sonrası yapılacak metalografik ve mekanik testlerle kaynak kalitesini tespit etmektir. Yapılan çalışmalar sonucunda; AISI 304/430-AISI 1010 malzemelerin birleştirilmesinde en uygun kaynak parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmaktadır. Konu ile ilgili çalışmalar incelendiğinde; paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde mekanik, metalurjik ve yöntem açısından problemler olduğu görülmektedir. AISI 304-430 paslanmaz çeliklerin kaynağında istenmeyen dönüşümleri önlemek ana amaçtır, bu amacı gerçekleştirmek için düşük ısı girdisine ve yüksek kaynak hızına sahip lazer kaynak yöntemi tercih edilmektedir.

Yukarıda belirtilen amaca ulaşabilmek için kaynak işlemi yapılırken literatür bilgilerinden yararlanılmış ve bu sayede kalite seviyeleri için mümkün olduğunca olası hatalar önlenmeye çalışılmıştır. Üretilen kaynaklı parçaların, yeterli kaynak kalite

seviyelerinde olup olmadıkları metalografik olarak kontrol edilen parçalar, mekanik testlere tabi tutulmuş ve mukavemet değerleri tespit edilmiştir. Bu aşamadan sonra numunelerin kaynak kalitelerinin mukavemet ile ilişkisi belirlenmiş ve hangi kaynak kalite değerinde hangi mukavemet değerlerine ulaşılabilceği tespit edilmiştir.

Çalışmanın birinci bölümünde; tez konusunun seçim nedenine bağlı olarak, malzeme biliminin ihtiyaçları, paslanmaz çeliklerin ve lazer kaynağının kullanım nedenlerinin ortaya konulmasını kapsamıştır.

Çalışmanın ikinci bölümünde; paslanmaz çelikler ve sade karbonlu çelikler hakkında genel bilgiler verilmiş, çalışmada kullanılan AISI 304-AISI 430 paslanmaz çeliklerin ve AISI 1010 çeliğinin kullanım nedenleri açıklanmış, bu çeliklerin uygulama alanlarından örnekler verilmiştir. Ayrıca AISI 304-AISI 430 paslanmaz çeliklerin ve AISI 1010 çeliğinin alaşım sistemlerinin sahip oldukları özellikler literatürden taranmış ve bu alaşımların faz diyagramlarından çalışmayı ilgilendiren bölgeler irdelenmiştir. Çalışmanın üçüncü bölümünde; lazer kaynağı hakkında literatür araştırmalarından elde edilen bilgiler verilmiştir. Çalışmayı ilgilendiren kaynak yöntemlerinden biri olan lazer kaynağı, mekanizmaları, lazer kaynağının avantajları ve lazer kaynağının uygulamaları detaylı olarak açıklanmıştır.

Çalışmanın dördüncü bölümünde; metalik malzemelere uygulanabilen muayene yöntemleri hakkında literatür araştırmalarından elde edilen bilgiler verilmiştir. Çalışmayı ilgilendiren muayene yöntemlerinden biri olan çekme deneyi ve sertlik yöntemleri detaylı olarak açıklanmıştır. Çalışmanın beşinci bölümünde; literatür çalışmaları değerlendirilerek deneysel çalışmanın amaca uygun olarak gerçekleştirilmesine çalışılmıştır.

Çalışmanın altıncı bölümünde; deneysel çalışmanın amacı açıklanmış, AISI 304-AISI 430 paslanmaz çeliklerin ve AISI 1010 çeliğinin, lazer kaynağı aşamalarında uygulanan parametreler ortaya konulmuştur. Lazer kaynağı ile birleştirme, birleştirilen numunenin mikroyapı karakterizasyonları için hazırlanması, ayrıca; deney numunesine kaynak sonrası uygulanacak olan mikrosertlik ölçümleri, çekme ve bindirme kayma deneyleri, SEM, EDS ve X-Ray analizlerinin yöntemi belirlenmiştir.

Çalışmanın yedinci bölümünde; lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiş deney numunelerinin kaynak sonrası; kaynak gücü, ilerleme hızı ve koruyucu gaz için analizleri yapılmış ve daha sonra deney sonuçları yorumlanmıştır. Çalışmanın sekizinci bölümünde; elde edilen sonuçlar özetlenmiş ve gelecekte konu ile ilgili yapılacak çalışmalara öneriler verilmiştir.

2. PASLANMAZ ÇELİKLER

Çağımız endüstrisinin vazgeçilmez malzemeleri arasına giren paslanmaz çeliklerin her geçen gün kullanım alanlarının artmasının temel nedeni; koroziif ortamlarda, mekanik özelliklerini yitirmeden gösterdikleri yüksek korozyon dirençleridir. Her türde ve biçimde bulunabilen ve kolaylıkla şekillendirilebilen bu çeliklerin geliştirilmiş kaynak yöntemleri ile başarılı bir biçimde kaynak edilebilmeleri uygulama alanlarını daha da genişletmektedir. Çelikte korozyon ve oksidasyona karşı mukavemeti arttıran ve katılması mutlak gereken alaşım elementi kromdur. Krom, çeliği küçük taneli yapmasının yanı sıra kritik soğuma hızını azaltarak şiddetli sertleştirici etkide bulunur. Paslanmaz çelikler, paslanmazlık özelliklerine sahip olabilmeleri için bileşimlerinde en az % 12 Cr içermek zorundadırlar. Yüksek sıcaklıklarda oksidasyon dirençleri de, artan krom miktarına bağlı olarak yükselmektedir (Feldstein, 1993).

Aslında çelikler diğer demir alaşımlarının büyük bir kısmı gibi, atmosferde oksitlenirler ve yüzeylerinde pas olarak adlandırdığımız bir oksit tabakası oluşur. Alüminyum ve kromun yüzeyinde oluşan koruyucu oksit tabakasının tersine çeliğin yüzeyini kaplayan pas, oksitlenmenin iç kısımlara ilerlemesine engel olmaz. Paslanmaz çeliklerde ise, korozyon direnci artan krom miktarına bağlı olarak yükselmektedir; bu olay üzerine çeliğin paslanmazlığı konusunda birçok görüş mevcuttur. Bunlardan en kabul göreni, sıkı ve ince bir krom oksit tabakasının paslanmaz çelik üzerinde oluştuğu ve bu tabakanın oksidasyonun yani korozyonun ilerlemesine engel olduğudur. Gerçekten, elektrokimyasal gerilim serisine bakıldığında krom, demirden daha az asal olan bir metaldir (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

Çeliğin içeriğindeki kromun koruyucu etkisi, krom ile oksijen arasındaki güçlü kimyasal birleşme eğiliminden ileri gelmektedir. Krom içeren çeliklerin yüzeyleri bir krom oksit tabakası ile örtülü olmadıkları sürece korozyona ve özellikle oksidasyona karşı çok hassastırlar, bu hale “aktif” denir, buna karşın bu oksit tabakası oluşma olanağı bulduğunda metali koroziif ortamlara karşı korur, dolayısıyla çelikler “pasifleşmiş” olur. Pasivitenin sınırları ve derecesi, ortamın aktivitesi ile paslanmaz çeliğin tür ve bileşimine bağlıdır.

Koşulların uygun olduğu hallerde pasivite kalıcıdır ve paslanmaz çelik çok yavaş bir korozyon hızına sahiptir. Bu pasif film yok olduğunda ve yeniden oluşması için gerekli koşulların bulunmaması halinde paslanmaz çelik normal karbonlu ve az alaşımlı çelikler gibi korozyona uğrayabilir. İşte bu bakımdan paslanmaz çeliğin korozyon direncinin oluşabilmesi için en az % 12 Cr içermesi ve ortamda da oksijen bulunmasına gerek vardır (Dallas, 2003).

Paslanmaz çeliğin yüzeyinde pasif bir tabakanın oluşabilmesi için bir kimyasal işleme de gerek yoktur. Bu film, yüzeyin hava oksijeni ile teması halinde çabuk oluşur, yani pasivasyon işlemi yüzeyde bulunan serbest demirin, oksitlerin ve diğer yüzey kirlerinin uzaklaştırılması esasına dayanır. Örneğin; çelikhaneden çıkan paslanmaz çelik genellikle nitrik asit ve hidroflorik asit karışımı bir asit banyosunda temizlendikten sonra, parça hava ile temas ettiğinde üzerinde hemen pasif film tabakası oluşur.

Alaşım elementi olarak çeliğin içinde % 12' yi aşan miktarda kromun bulunması, çeliği atmosferin olumsuz etkilerinden koruduğu gibi, HNO_3 (nitrik asit) gibi oksitleyici asitlere karşı da korur, buna karşılık yalnız krom içeren çelikler HCl (hidroklorik asit) ve H_2SO_4 (sülfürik asit) gibi asitlere karşı dayanıklı değildirler. Bu asitler yüzeyi koruyan krom oksit tabakasını ortadan kaldırır ve dolayısı ile çelik korumasız kalır. Günümüz endüstrisinde redükleyici asitlere karşı da iyi bir direnç gösteren, içinde nikel, manganez ve molibden gibi alaşım elementleri bulunan paslanmaz çelikler üretilmektedir. Bu tür çelikler yapılarında kromun yanı sıra yüksek miktarlarda nikel, manganez ve molibden içerirler; bu alaşım elementleri çeliklerin mikroyapılarını etkin bir biçimde değiştirebilir, bu durum paslanmaz çeliklerin sınıflandırılmasına da yardımcı olur.

Günümüzde uygulama alanı bulmuş 170' den fazla paslanmaz çelik türü bilinmektedir. Bunun yanı sıra sürekli yeni alaşımlar üretilmekte ve eski alaşımlar da optimize edilerek özellikleri geliştirilmektedir. Bazı paslanmaz çelik türlerinde krom içeriği % 30'a ulaşmakta, bazılarında da yeni elementler katılarak değişik özellikler elde edilmekte ve talaşlı işlenebilme kolaylığı sağlanmaktadır. Örneğin; nikel ve molibden korozyon direncini, karbon-molibden-titanyum-alüminyum ve bakır mukavemeti arttırıcı yönde etkilemektedir; selenyum ve kükürt ise paslanmaz çeliklerin talaşlı işleme kabiliyetini geliştirmektedir. Bazı paslanmaz çelik türlerinde nikel yerine kısmen manganez kullanılarak çelik ucuza mal edilmektedir. Gelişim süreci yukarıda açıklanmış olan paslanmaz çelikler, özellikleri ve bileşimleri açısından bugünün endüstrisinde beş ana gruba ayrılırlar:

- 1- Ferritik kromlu paslanmaz çelikler,
- 2- Martenzitik kromlu paslanmaz çelikler,
- 3- Ostenitik krom-nikelli ve krom-nikel-manganlı paslanmaz çelikler,
- 4- Çift fazlı (dupleks) paslanmaz çelikler,
- 5- Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler (Kaluç ve Taban, 2004).

2.1. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Özellikleri

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. Özellikle kaynak edilebilmeleri açısından büyük bir önem taşıyan bu fiziksel özelliklerin az karbonlu çelikler ve diğer türler ile karşılaştırılması Tablo 2.1’de verilmiştir (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

Tablo 2.1 Paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

Çelik Türü	α 10 ⁻⁶	λ W/m °C	Ω nΩm	E kN/mm ²
Karbonlu çelikler (1016)	13	47	150	205
Ferritik (S44400)	12.5	24	600	225
Ferritik-ostenik (329)	13.5	20	850	205
Ostenitik	19.5	15	700	200
α : 20-800 °C’ de ısı genleşme katsayısı λ : Isıl iletkenlik (20 °C) Ω : Elektrik direnci (20 °C) E: Elastiklik modülü (20 °C)				

En önemli özelliklerinden biri olan manyetik özelliğine bakıldığında, paslanmaz çeliklerin özellikle sade krom içeren türleri manyetikler. 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 daha 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/m³ olan yoğunlukları, ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin $7,9 \times 10^4$ N/m³ olan yoğunluklarından daha düşüktür. Bunların elastiklik modülleri de oda sıcaklığından % 10 daha yüksektir (Kaluç ve Tülbentçi, 1995).

2.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler SAE – AISI 400 serisi paslanmaz çelikler sınıfındandır. Bu çelikler genellikle % 11-28 arasında Cr içeriğine sahiptirler.

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 tetragonal sigma (σ) fazının çökmesiyle gevrekleşebilirler. σ fazı, yaklaşık 440 °C gibi düşük bir oluşum sıcaklığına sahiptir. Yüksek saflıklı ferritik paslanmaz çeliklerde, Cr ve Mo içeriği σ -fazının çökme sıcaklığını yaklaşık 1000 °C'ye kadar yükseltir (Krysiak, 1993).

Tablo 2.2 Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri.

AISI	Oda sıcaklığı				Çalışma sıcaklığı °C	
	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Akma sınırı % 0,2 (N/mm ²)	Uzama A (%)	Sertlik (Rockwell B')	Devamlı	Kesintili
406	492	281	30	81	760	788
430	527	316	30	83	843	904
430F, 430FSe	562	386	25	87	816	871
442	562	316	20	90	982	1038
446	562	351	25	86	1066	1127

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

ise rastgele dağılıma sahiptir. Bu yüzden tane boyutu, süneklik ve tokluk açısından önemli bir faktördür. Büyük miktarda krom ve az miktarda karbon ihtiva ettiklerinden martenzit oluşmaz. Bundan dolayı kaynak esnasında ısının tesiri altında kalan bölgede birçok zorluklar ortadan kalkmış olur. Yapıları normal olarak ferrit ve karbürlerden oluşmaktadır. Faz dönüşümü yoktur. Bu yüzden çabuk soğuma ile sertleştirilemezler. Bu çeliklerin kaynağında en büyük engel malzemenin 1150 °C nin üstünde tane büyümesine olan eğilimidir. Diğer bir engel de sigma fazının oluşumudur. 400 ila 550 °C de tutulduğu haller hariç kromlu ferritik çeliklerde sigma fazının oluşması normal halde ortaya ciddi bir problem çıkartmaz (Krysiak, 1993).

Tavlanmış bir levhadaki yapı, tanelerin içerisine ve arasına karbür serpilmiş ferritten ibarettir. Kromlu ferritik çelik daima bir miktar karbon içerir. Karbonun ferritteki erime kabiliyeti çok büyük olduğundan, incecik dağılmış karbür parçacıkları içerisinde bulunur. Kaynak esnasında malzeme yüksek sıcaklığa eriştiğinden karbürler etrafını çevirdiği ferritin bir kısmı ile reaksiyona girerek küçük ostenit bölgeleri meydana getirir. Sıcaklığın 1150 °C'yi geçtiği kaynağa yakın bölgelerde malzeme şiddetli bir tane büyümesine maruz kalır. Bu olay esnasında daha önceden meydana gelen ostenitten, tane sınırları boyunca martenzitik bir ağı bulunan iri taneli ferritten oluşmuş bir bölge meydana gelir. Martenzit, miktarı bakımından malzemenin sertliğine tesir edebilecek durumda olmamasına karşın malzemeyi gevrek bir hale sokar (Ghosh and Chatterjee, 2002).

Yüksek miktarda krom ve karbon içeren ferritik çeliklerin kaynağında 200 °C'lik bir tavlama kullanılabilir. Diğer hallerde ön tavlama gerek yoktur. Kaynak edilmiş parçaların zorlanması tercihen 300-400 °C'lik bir tavlamadan sonra yapılmalıdır. Zira bu sıcaklıkta malzemenin sünekliği hissedilir derecede iyileşmektedir.

Ferritik paslanmaz çelikler üç grupta toplanabilirler. 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.

I. grup ferritik paslanmaz çelikler, korozyon ve yüksek sıcaklıklarda pul pul dökülmeye, yani hidrojen kırılmağına karşı dayanıklıdır. Tablo 2.3.'de 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.

Tablo 2.3 I. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler (Krysiak, 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. Bu alaşımlar, yüksek sıcaklık uygulamaları ve aynı zamanda tarımsal ilaçlama tankları ve otomotiv endüstrisinde kullanılmaktadırlar. Tablo 2.4’de II. grup standart tip ferritik paslanmaz çelikler görülmektedir.

Tablo 2.4 II. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler.

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, tok ve sünekliğe sahip olabilmesi için, hem vakum ortamında elektron ışınlı veya vakum ortamında indüksiyonla ergitilerek ve hem de vakum ortamında oksijen ile dekarbürize edilerek üretilmelidir.

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 düzeltilebilir (Krysiak, 1993). Tablo 2.5'de standart tip III. grup ferritik paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri görülmektedir.

Tablo 2.5 III. Grup standart 400 serisi ferritik paslanmaz çelikler.

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	-	-

2.3. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler, hacim merkezli kübik (HMK) veya sertleştirilmiş halde tetragonal kristal kafes sistemine sahip Cr-C alaşımlarıdır. Ferromanyetikler ve ısıl 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. Tablo 2.6'da standart tip martenzitik paslanmaz çelikler verilmiştir.

Tablo 2.6 Standart tip martenzitik paslanmaz çelikler (Davis, 1993).

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. 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 ısıtma işlemiyle ilgili olarak sertlik değerleri 150 HB'den 600 HB'ye kadar değişebilir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin temel oda sıcaklığı özellikleri Tablo.2.7.'de görülmektedir.

Tablo 2.7 Martenzitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığı mekanik özellikleri.

Tipi	Uygulanan işlem	Çekme Dayanımı(MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Sertlik
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, 1993). % 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 2.8'de süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri görülmektedir.

Tablo 2.8 Süpermartenzitik paslanmaz çelik tipleri.

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	0.2V
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.

Martenzit sert ve gevrek olduğu için kaynak esnasında çatlaklar. Bu çeliklerde anormal derecedeki yavaş kritik soğuma hızından ötürü havada soğuma dahi en kalın kesitlerde bile bölgede ani soğuma tesirlerini yok etmek zor olduğundan kaynak kabiliyetleri zayıftır. Bununla beraber az karbon ihtiva edenler, kaynak edilebilirler. Çünkü bu çeliklerde martenzitin sertlik derecesi, ihtiva ettiği karbon miktarına bağlıdır. Az karbonlu çeliklerde martenzit nispeten daha az sert ve gevrek. Daha önce de belirtildiği gibi, martenzit bu sertliğinden ve gevrekliğinden dolayı kaynaktan sonra soğurken sert çatlaklara sebep olduğundan bu çeliklerin fazla karbon ihtiva edenleri mümkün mertebe kaynak edilmemelidirler. Kaynaktan önce 200 ila 300 °C'de bir ön tavlama yapılmalıdır. Bu tavlama sertliği azaltmaz, ama gerilmeleri azaltır. Kaynaktan sonra da 800-820 °C'de 2 ile 4 saat kadar tavlmalıdır. Bu tavlama işlemi, parça ön tavlama sıcaklığına kadar soğumadan yapılmalıdır. Söz konusu tavlama ile kaynak bölgesinde daha sünek bir yapı elde edilir ve gerilmeler azaltılmış olur. Yalnız bu tavlama sonrası parça asla açık havada soğutulmaya bırakılmamalıdır. Bu çeliklerin kaynağında ostenitik elektrot kullanılır, bu elektrotun kullanılması sünek bir kaynak sağlar ve kaynağın akma mukavemeti biraz düşük olur. Düşük akma mukavemetine sahip kaynakta kendini çekme gerilmeleri azdır. Bu da ısının tesiri altında kalan bölgedeki çatlama tehlikesini azaltır. Ostenitik elektrot

kullanılması dahi ısının tesiri altında kalan bölgede martenzit oluşumuna engel olmaz (Bahduri and Gill, 2001).

Tablo 2.9 Martenzitik paslanmaz çelikler için ön tav, kaynak ısı girdisi ve son tav gereksinimi.

Karbon %	Ön tav* Sıcaklığı (°C)	Kaynak Isı Girdisi	Son Tav Gereksinimi
0,10 dan az	15 (minimum)	Normal	Isıl işlem yapılabilir
0,10 – 0,20	200 - 260	Normal	Yavaş soğuma Isıl işlem yapılabilir.
0,20 – 0,50	260 - 320	Normal	Isıl işlem arzu edilir
0,50 den fazla	260 - 320	Yüksek	Isıl işlem arzu edilir
* ASME kazan ve basınçlı kaplar talimatnamesi, karbon bileşimine bakılmaksızın minimum ön tav sıcaklığını 200 °C önerilmektedir.			

2.4. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Ostenitik paslanmaz çelikler, geniş bir sıcaklık aralığında (oda sıcaklığından ergime sıcaklığına kadar) tek fazlı YMK bir kristal kafes sistemine sahiptir. Bu yüzden, yalnızca katı eriyikli alaşımlama ve dövmeyle dayanımları artırılabilir (Brooks, 1993).

2.4.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması

Ostenitik paslanmaz çelikler ana hatlarıyla 3 gruba ayrılır. Bunlar;

- Standart ostenitik paslanmaz çelikler,
- Yüksek mukavemetli ostenitik paslanmaz çelikler,
- Süper-ostenitik paslanmaz çelikler, şeklindedir.

Standart ostenitik paslanmaz çelikler: Standart ostenitik paslanmaz çelikler çok düşük oranda ve en çok % 0,03 C ve N içerirler. AISI normuna göre 304 ve 316 L olarak simgelenirler. Bunların çekme ve akma mukavemetleri nihai ürünün şekline bağlıdır. 301 ve 310 türü Cr-Ni'li çeliklerde 301'den 310'a doğru gidildikçe martenzit oluşumuna karşı direnç artmaktadır. Molibden ilavesi yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirdiği için bu çelikler sürünmeye karşı dirençli çelikler olarak kullanılırlar. Molibdenin ferrit oluşturuucu etkisini elimine etmek için çeliğin mevcut nikel içeriği bir miktar arttırılır. 321 ve 347 türleri ise Ti, Ta ve Nb alaşım elementleri ilavesiyle $Cr_{23}C_6$ oluşumunu engeller ve dolayısıyla paslanmaz çelik taneler arası korozyona karşı kararlı hale gelir. Ti, Ta ve Nb kuvvetli karbür oluşturuucu elementler olduğundan, bir miktar TiC, TaC ve NbC oluşumuna

neden olurlar. Böyle karbürleri içeren yapının sürünme direnci de önemli ölçüde artar. Bu yüzden özellikle 348 serisi paslanmaz çelikler, sürünmeye karşı dirençli çelik olarak kullanılır. Bu çeliklerde de Ti, Ta ve Nb'un ve ayrıca C ve N gibi ferrit oluşturu elementlerin etkisini azaltmak için bileşimdeki Ni miktarı bir miktar arttırılır. 200 serisi çelikler düşük Ni içerirler. Çünkü Ni'in ostenit oluşturu etkisinin eksikliği Mn, N gibi kuvvetli ostenit oluşturu ile telafi edilir. 200 serisi düşük nikelli çeliklerin akma ve çekme dayanımları 300 serisi çeliklerden daha yüksektir. Bunun nedeni azot içerdiğinden ötürü katı eriyik sertleşmesinin artmasına bağlanabilir. Ostenit paslanmaz çelikler deformasyonla kolayca sertleştirilebilir.

Yüksek mukavemetli ostenitik paslanmaz çelikler: Standart ostenitik paslanmaz çeliklerin en büyük dezavantajları düşük akma mukavemetine sahip olmalarıdır. Diğer özelliklerinde değişme olmaksızın bunların mukavemetini yükseltmek için muhtelif yöntemler uygulanır. Bunlar aşağıdaki şekilde sıralanabilir.

1. Soğuk işlem,
2. Ilık işlem veya kontrollü haddeleme,
3. Katı eriyik sertleşmesi,
4. Çökelme sertleşmesi.

Süper-ostenitik paslanmaz çelikler: Bu grup paslanmaz çeliklerde ostenitik yapı sürekli ve kararlı olup, her koşul altında tamamen osteniktir. Krom nikelli ostenitik paslanmaz çelikler, korozyon dirençlerini yükseltmek için oldukça yüksek derecede alaşımlandırılmışlardır. Bu nedenle bazı bilimsel çalışmalarda süper-ostenitik paslanmaz çelikler adını alırlar. Süper ostenitik paslanmaz çelikler aşırı agresif ortamlarda çalışan malzemelerde korozyon problemini önlemek ve kimya endüstrisinde kullanılmak üzere geliştirilmiştir. Sülfirik asit, fosforik asit, asetik asit, kimyasal gübre üretimi gibi durumlar için özel süper-ostenitik paslanmaz çelik türleri üretilmiştir. Bu türler deniz suyu ortamlarında çok çeşitli amaçlar için yaygın olarak kullanılırlar. Bunlara ek olarak süper-ostenitik paslanmaz çelikler antimanyetik olup, eksi sıcaklıklarda üstün bir tokluğa sahiptirler. Süper-ostenitik kararlı yapı, yüksek nikel miktarı veya azot içeriği sayesinde gerçekleştirilmiştir (Orhan, 2008).

Tablo 2.10 AISI 200 ve 300 serisi ostenitik paslanmaz çelikler (Brooks, 1993).

Tipi	% Bileşim	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Diğer
	C							
201	0.15	5.5-7.5	1.0	16-18	3.5-5.5	0.06	0.03	0.25 N
202	0.15	7.5-10.0	1.0	17-19	4-6	0.06	0.03	0.25 N
205	0.12-0.2	14.0-15.5	1.0	16.5-18	1-1.75	0.06	0.03	0.32-0.4 N
301	0.15	2.0	1.0	16-18	6-8	0.045	0.03	-
302	0.15	2.0	1.0	17-19	8-10	0.045	0.03	-
302 B	0.15	2.0	2.0-3.0	17-19	8-10	0.045	0.03	-
303	0.15	2.0	1.0	17-19	8-10	0.2	0.15	0.6 Mo
303 Se	0.15	2.0	1.0	17-19	8-10	0.2	0.06	0.15 Se
304	0.08	2.0	1.0	18-20	8-10.5	0.045	0.03	-
304 H	0.04-0.1	2.0	1.0	18-20	8-10.5	0.045	0.03	-
304 L	0.03	2.0	1.0	18-20	8-12	0.045	0.03	-
304 LN	0.03	2.0	1.0	18-20	8-12	0.045	0.03	0.1-0.16 N
304 Cu	0.08	2.0	1.0	17-19	8-10	0.045	0.03	3-4 Cu
304 N	0.08	2.0	1.0	18-20	8-10.5	0.045	0.03	0.1-0.16 N
305	0.12	2.0	1.0	17-19	10.5-13	0.045	0.03	-
308	0.080.20	2.0	1.0	19-21	10-12	0.045	0.03	-
309	0.08	2.0	1.0	22-24	12-15	0.045	0.03	-
309 S	0.25	2.0	1.0	22-24	12-15	0.045	0.03	-
310	0.08	2.0	1.0	21-26	19-22	0.045	0.03	-
310 S	0.25	2.0	1.5	24-26	19-22	0.045	0.03	-
314	0.08	2.0	1.5-3.0	23-26	19-22	0.045	0.03	-
316	0.08	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo
316 F	0.04-0.1	2.0	1.0	16-18	10-14	0.2	0.03	1.75-2.25 Mo
316 H	0.03	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.1	2-3 Mo
316 L	0.03	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3- Mo
316 LN	0.03	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo,0.1 N
316 N	0.08	2.0	1.0	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo,0.1 N
317	0.08	2.0	1.0	18-20	11-15	0.045	0.03	3-4 Mo
317 L	0.03	2.0	1.0	18-20	11-15	0.045	0.03	3-4 Mo
321	0.08	2.0	1.0	17-19	9-12	0.045	0.03	0.4 Ti
321 H	0.04-1.0	2.0	1.0	17-19	9-12	0.045	0.03	0.4 Ti
330	0.08	2.0	0.75-1.5	17-19	34-37	0.045	0.03	-
347	0.08	2.0	1.0	17-19	9-13	0.045	0.03	0.8 Mo
347 H	0.04-0.1	2.0	1.0	17-19	9-13	0.045	0.03	0.47-1 Nb
348	0.08	2.0	1.0	17-19	9-13	0.045	0.03	0.2 Co, 0.8 Nb, 0.1 Ta
348 H	0.04-0.1	2.0	1.0	17-19	9-13	0.045	0.03	0.2 Co, 0.8-1Nb, 0.1 Ta
384	0.08	2.0	1.0	15-17	17-19	0.045	0.03	-

Ostenitik paslanmaz çelikler, orta derecede ve şiddetli korozif ortamlar için geliştirilmiştir. Aynı zamanda kriyojenik (dondurucu) sıcaklıklardan başlayarak, 600 °C'ye kadar yüksek tokluğa sahiptir. Bu çelikler, manyetik olmadıkları için manyetik malzemelerin kullanılmadığı uygulamalarda da kullanılırlar.

Ostenitik paslanmaz çelikler içerisinde kullanılan en yaygın tipler AISI 200 ve 300 serisi 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 dezoksiasyon 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. Tablo 2.11’de AISI 200 ve 300 serisi paslanmaz çelikler görülmektedir (Brooks, 1993).

Tablo 2.11 Ostenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri.

AISI	Oda Sıcaklığı				Çalışma Sıcaklığı °C	
	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma Sınırı % 0.2 (N/mm ²)	Uzama A (%)	Sertlik (Rockwell B')	Devamlı	Kesintili
201	807	55	55	90	1550	1450
202	737	55	55	90	1550	1450
301	772	40	60	85	1650	1500
302	632	40	50	85	1650	1500
302 B	667	40	55	85	1750	1600
304	590	42	55	80	1650	1550
304 L	569	39	55	79	1650	1550
305	597	38	50	80	1650	
308	597	35	50	80	1700	1550
309	632	45	45	85	1950	1850
310	667	45	45	85	2050	1900
314	702	50	40	85		
316	590	42	50	79	1650	1550
316 L	569	42	50	79	1650	1550
317	632	40	45	85	1700	1600
321	632	35	45	80	1650	1550
347	667	40	45	85	1650	1550

Bu değerler sadece çubuklar içindir. Plaka ve lamalar için biraz değişir. 1 PSİ: 7,0215.10⁻³ MPa’dır.

Ostenitik paslanmaz çeliklerin en önemli alaşımı X12CrNi18.8’dir. Bu alaşımın yapısı normal ısıtılmalardan 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)₂₃C₆ karbürlerinden oluşur. Bunun dışında σ-fazı da yapıda görülebilir (Yıldırım, 1984). Bu çeliklerin ısıtılma genleşme katsayılarının fazla, ısı iletme katsayılarının düşük olması, sigma fazı oluşumu ve karbür çökmesi nedenleriyle kaynak edilmeleri zordur. Ancak bu durumlar için gerekli tedbirler alınırsa, emniyetli kaynak edilebilirler. Örtülü elektrotlarla ark kaynağında; elektrot örtüsünde selüloz bulunması halinde, karbon örtüden kaynak banyosuna geçebilir. Oksi-asetilen kaynağında asetilen fazlalığı da karbürasyona

sebepler olduğundan arzu edilmez. Diğer taraftan, kaynak ağzlarındaki pislik ve yağlı maddeler de karbürasyona sebep olabileceğinden, bunların daha önceden dikkatlice temizlenmesi gerekir. Paslanmaz çeliklerin kaynağında aşağıdaki hususlara dikkat etmek gerekir:

- Kaynak yapılacak yerin boya, vernik v.s. gibi maddelerden arınmış olması gerekir.
- Nem, kükürt ve diğer kimyevi maddeler de kaynak kalitesini ters yönde etkiler.
- Kaliteli bir kaynak için, en iyi kalite paslanmaz çelik malzeme ve elektrot kullanılmalıdır.
- Kaynak ağzı iyi ve uygun açılmalıdır.
- Kaynak çapak ve cüruflarının temizlenmesinde taş veya paslanmaz çelik tel fırça kullanılmalıdır.
- Elektrotların nemden iyi korunması gerekir. Kullanılmayan elektrotlar özel raf veya kurutma fırınlarında saklanmalıdır.
- Kaynak ağzının rutubetten arındırılması için hamlaç alevi veya kuru hava akımı ile kurutulması gerekir.
- 300 serisi paslanmaz çeliklerde ön tavlama ve kaynak sonrası tavlama işlemi gerekmez.
- Isı miktarını düşük tutmak için küçük çaplı elektrot kullanılmalıdır.
- Ana alaşıma uygun veya aynı grubun bir üst derecesindeki elektrotlardan kullanılmalıdır.
- 300 serisi çeliklerin kaynağında soğuma esnasında gerekli tedbirler alınmazsa kaynak dikişi çatlayabilir.
- Yatay ve düz kaynaklarda elektrot, kaynak yönünde ve 150 °C'lik bir açı yapacak şekilde, kaynak arkı kısa tutulmak şartı ile yapılmalıdır.
- Dik kaynak için elektrot levhaya dik tutulmalı, birinci sıranın üzerinde ufak salınımlarla yürütülmelidir (Kızılkaya, 1998).
- Tavan kaynağı, kısa ark ile eli oynatmadan yapılmalıdır.
- En iyi korozyon mukavemeti mümkün olan en düşük amper ve dalgasız düz bir akım kaynağıyla mümkündür.

- Çok düşük amper, dengesiz ark oluşmasına, elektrot yapışmasına, cüruf formasyonuna, zor temizlenmeye ve dolayısıyla korozyon mukavemetinden kayıplara yol açar.
- Çok yüksek amper veya uzun bir ark ise kaynak sıralarını bozar, çatlama neden olur.
- Cüruf zor temizleniyorsa, kaynak ağzı kirli veya dardır, sıralar düzenli değildir, elektrot nemlenmiştir veya kaynak tam anlamı ile soğumamıştır.
- Paslanmaz çelik kaynaklarında çatlama, sıralar üzerinde kraterlerin kalmış olması, başlangıç ve bitişlerde uzun ark, parçanın fazla ısıtılması, hızlı pas, yanlış kaynak ağzı seçimi ve yanlış elektrot tipi kullanılması yüzünden meydana gelebilir.
- Paslanmaz çelik düz ve temiz olduğundan kaynağın fazla derine nüfuz ettirilmesi gerekmez. Son sıralarda hiç açıklık bırakılmaması yeterlidir.
- Montaj standartlarının çoğu paslanmaz çeliklerde % 100 röntgen çekilmesini öngörür. Bu filmler teker teker incelenerek hatalar bulunur ve tamir edilir. Röntgende hata çıkmaması için kaynağın gereklerine uymak, kaynak sıralarının cüruflarını iyi temizlemek ve düzgün kaynak yapmak gerekir. İyi netice için cüruf kırma işlemi her kaynak sırası arasında taş veya paslanmaz tel fırça ile tekrarlanmalıdır.
- Paslanmaz çelik kaynaklarında, alaşım çeliklerinde de olduğu gibi, öncelikle TIG ve MIG kaynağı kullanmak mümkündür, hatta tercih edilir (Kurt, 1988).

2.4.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Çökelti

Yarı-ostenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin yapıları oldukça karışıktır. Çözeltiliye alındığında veya normalize edildiğinde yapı ostenitiktir, ancak % 5-20 delta ferrit içerir. İzlenen uygun ısı işlemleri sonucunda ferrit, dönüşmeden yapıda kalabilir. Martenzitik çökeltme sertleşmeli türler ile karşılaştırıldıklarında normalize edilmiş halde, rahatlıkla soğuk şekil değiştirebilecek derecede yumuşak ve sünekler. Tavlama sıcaklığından itibaren oda sıcaklığına hızlı soğutulduklarında ostenitik içyapılarını koruduklarından soğuk biçimlendirme işlemleri için uygun tokluk ve süneklığe sahiptirler. Bu tür çeliklerin martenzit dönüşüm başlama (M_s) 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, çökelme sertleşmesi ısısal işlemine tabi tutulmadan;

1. 650-880 °C sıcaklık aralığına ısıtılıp karbürlerin ve diğer bileşiklerin çökmesi sağlanır. Osteniti kararlı hale getiren elementlerin çökelmeyle ayrışması sonucu çelik oda sıcaklığına soğutulduğunda ostenit, martenzite dönüşür.
2. Çelik, 73 °C gibi martenzit dönüşüm başlama (Ms) sıcaklığının çok altında bir sıcaklığa kadar soğutulularak dönüşüm sağlanır.
3. Çeliğe, ostenitten martenzite dönüşümünü sağlayacak soğuk biçimlendirme uygulanır.

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

2.4.2.1. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Karbürler

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

- MX çökelti,
- M₂X çökelti,
- M₃C karbürü,
- M₇C₃ karbürü,
- M₂₃C₆ karbürü,
- M₆C karbürü.

2.4.2.1.1. MX Çökeltileri

% 9-12 Cr' lu çeliklerde MX karbonitrürleri 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 sürtünme direncini artırdığı belirtilmiştir (Marimuthu, 2002).

2.4.2.1.2. M₂X Çökeltileri

Çoğu durumlarda M₂X, sementit sonrası çökelen hegzagonal kafes yapısına sahip bir fazdır. M₂X genelde çıta tipi martenzitin tam sınırlarında ve matris içindeki dislokasyonlarda olduğu düşünülür. Bu bileşimlere Mo, Cr ve V elementlerinden uygun miktarlarda ilavesiyle sementit oluşumundan sonra meydana gelmektedirler. M₂X karbürlerindeki X yerine gelen elementler; N ya da C veya her ikisi olabilir. Çünkü güçlü ikincil bağlardan dolayı olduğu tahmin edilmektedir (Baker ve Nutting, 1959).

Mo ilaveli çeliklerde azot içermeyen ve düşük kromlu çeliklerde M₂X bileşimi kapalı olarak Mo₂C bileşimine dönüşmektedir. Ancak % 9-12 Cr'lu çeliklerde azot içeriği M₂X bileşimi Cr₂N şeklinde kendini gösterir. Çökeltme, alaşımlardaki güçlü ikincil sertliklerin artmasına bağlı olarak artış göstermektedir. Düşük alaşımlı ferritik çeliklerde M₂X çökeltmesindeki en önemli faktör ise, çeliklerin sürünme direnci süresidir. % 12 Cr'lu çeliklerin % 0,2'lik gerilimi M₂X fazının kararlılığında artış olabileceği görülürken, δ-ferritten kaçınmak gerekir. Genellikle % 9-12 Cr'lu çeliklerde M₂X için uzun sürünme direnci sürelerine ihtiyaç yoktur. Bu duruma karbürlerin etkisinin olduğu düşünülmektedir (Baker ve Nutting, 1959).

2.4.2.1.3. M₃C Karbürü

Fe-C içerikli bileşimlerdeki sementitler, Fe₃C karbürü şeklinde görülmektedir. M₃C 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, yer değişimindeki baskınlığı nedeniyle meydana geldiği düşünülmektedir. Bu aşamalardan sonra sementit dengesinin hızlı bir şekilde oluşacağı tahmin edilmektedir. Çünkü sementit bileşimindeki kimyasal değişiklikler, kimyasal bileşimin dengesini sağlamak için kabul edilmeyen çözeltileri içermektedir (Rees ve diğ., 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 sonucunda oluşan yüksek oranda doymuş karbür oranlarına bağlıdır (Bowen ve diğ., 1986). Sementitin kinetik özelliklerine rağmen, diğer birçok 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).

2.4.2.1.4. M_7C_3 Karbürü

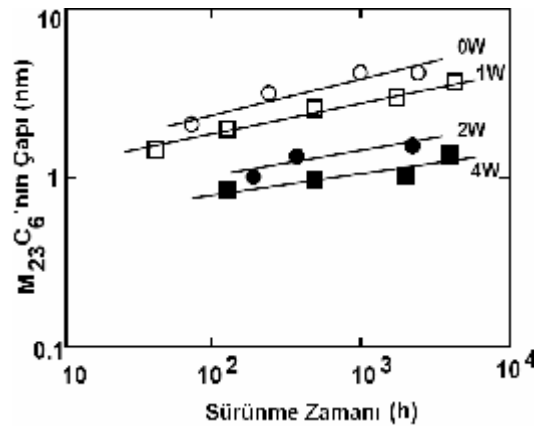
M_7C_3 karbürü trigonal kafes yapısına sahip olup kromca zengin bir karbürdür. Kafes parametreleri $a = 14,0 \text{ Å}$ ve $c = 4,5 \text{ Å}$ 'dur. Fe ve Mn bu fazda çözünür. Genellikle M_2C oluşumu sonrası veya M_2X çökeltisi meydana gelmeden, sementit oluşumu sonrası meydana gelir. M_7C_3 oluşumu, Cr miktarının diğer alaşım elementlerine göre yeterince yüksek olduğunda çökeleceği düşünülür. Eğer Mo varsa, M_2C ve daha sonra M_7C_3 'den ziyade $M_{23}C_6$ oluşacaktır. Nükleasyon, ya ferrit/sementit arayüzeyinde ya da yeni bölgelerde oluşabilir (Marimuthu, 2002).

2.4.2.1.5. $M_{23}C_6$ Karbürü

$M_{23}C_6$ karbürü, W, Mo, V ve Ni içerebilen kromca zengin bir karbürdür. Kafes parametresi $a = 10,7 \text{ Å}$ 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 $(Cr-Fe)_{23}C_6$ 'dır ve bu bileşim oldukça çeşitlidir. Örneğin tipik 2,25 Cr 1 Mo 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 ve %

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. Lewis ve Hattersly ile Philibert ve arkadaşları (Marimuthu'dan (2002); yaptıkları çalışmalara dayanarak bu fazın daha fazla Fe/Cr oranına sahip 18/8 çeliklerde yaşlandırmanın ilk safhalarında meydana geldiğini bulmuşlardır. Benzer şekilde Marshall artan zaman ve artan Mo içeriğine bağlı olarak (Marimuthu'dan (2002); % 40 Fe içeriğinde ilk fazlarda $M_{23}C_6$ 'nın oluştuğunu tespit etmiştir. Süper alaşımlarda ara yüzey diğer elementin yerel dengeyi sağlamak için akıcı bir şekilde taşınmasını gerektirir. Bu yüzden ara yüzey bileşimlerinin bu iletimini 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 (Şekil 2.1) (Sakai ve Suzuki, 1999).



Şekil 2.1 600 °C'deki 9Cr-W çeliğinde W'nin sürünme süresince $M_{23}C_6$ karbür çapına etkisi (Sakai ve Suzuki, 1999)

% 9-12 Cr'lu çeliklerde karbür dengesinde M_7C_3 veya M_2X oluşumu, temperlemenin ani baskısıyla meydana gelir. Bu durum da, 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 ve diğ., 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 mekanizmalar da vardır. Fakat borun artması $M_{23}C_6$ 'nın etkili parametresidir. Borun içerisinde yer alan $M_{23}C_6$ atomların iyon hareketinin bir ispatıdır. Bu durum azot için geçerli değildir. $M_{23}C_6$ 'nın çok miktarda

olduğu düşünülmektedir. Ancak son deney sonuçları $M_{23}C_6$ 'daki azotun sıfır olduğunu desteklemektedir, üstelik küçük C atomları azotun yerini aldığında yapının kararlılığını bozduğu görülmüştür. $M_{23}C_6$ mikroyapı içinde iyi dağılım göstermez. Taneler arası korozyon kromun tane sınırlarına yönelip burada paslanmazlık özelliğini yitirmesine neden olur (Marimuthu, 2002).

2.4.2.1.6. 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_3C ($a = 11,11 \text{ \AA}$) ostenitik çeliklerde bulunmaz. Bunun yerine Mo difüze olarak Fe veya Cr 'nin yerini alıp kafes parametrelerini ($a = 10,95 \text{ \AA}$) azaltmaktadır (Marimuthu, 2002).

M_6C η -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 TTT diyagramlarından da 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. $M_{23}C_6$ ve Chi-fazlarının her ikisi de benzer hacim merkezli kübik (HMK) kafes parametresine sahiptirler. η -karbür yapısı Stadelmainer tarafından tespit edilmiştir (Marimuthu, 2002). Bu yapı ostenitik paslanmaz çelikler içinde korozyon direncini arttırmaktadır. Bileşimde M_6C 'nin ve nikelin çözemediğini AISI 316 çeliklerde titanyumun mevcut olduğunu, Brun ve arkadaşları bulmuşlardır (Marimuthu, 2002).

2.4.2.2. Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde İntermetalik Fazlar

Ostenitik paslanmaz çeliklerde oluşan intermetalik fazlar şunlardır (Marimuthu, 2002):

- Sigma (σ) fazı,
- Laves fazı,
- Z fazı,
- Kapa (χ) fazı,
- Chi (G) fazı.

2.4.2.2.1. Sigma (σ) Fazı

Ostenitik paslanmaz çeliklerde genelde ostenit, ferrit ve karbürlerin yanı sıra bazı hallerde “sigma fazı” adı verilen bir metallerarası krom-demir bileşiğine rastlanır. Sigma fazı, çok sert ve gevrek bir metallerarası bileşiktir. Bileşimin X ışını difraksiyonu ile yapılan analizine göre, takriben % 52 Cr ve % 48 Fe bulunmaktadır (Marimuthu, 2002).

Sigma fazı σ şeklinde gösterilir. Sigma fazı Fe-Cr sisteminde FeCr ile birlikte intermetalik faz olarak bilinir. Çeliklerde sürünme direnci, bağ yapılarını olumsuz yönde etkilemektedir. Sigma fazının yapı ve bileşimine bakıldığında, bu faz tetragonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri; $a = 8,80 \text{ \AA}$ ve $c = 4,54 \text{ \AA}$ ’dur.

Bileşim çeşitli şekillerde olup, formülle zor ifade edilebilmektedir. Örneğin, Jargelins ve Petterson sigma fazının 20/25 Cr/Ni oranındaki (Marimuthu’dan (2002); paslanmaz çelikte Mo içeriği 4,5 ve 6,0 arasında bulunması gerektiğini söylemektedirler. Sigma fazının yapıda bulunuşu şu şekildedir; Cr-Ni ostenitik çeliklerde σ fazı yapının alt noktalarında mevcuttur. Bu mekanizma, δ -ferrit ve $M_{23}C_6$ karbürlerine ters yönde oluşur. $M_{23}C_6$ ’nın çözünmediği fakat bağımsız hareket ettiği son yapılan çalışmalarda görülmektedir. AISI 304-316 (Mo), AISI 321 (Ti), AISI 347 (Nb) türü ostenitik paslanmaz çeliklerde, farklı zamanlarda meydana gelmeleri söz konusudur. % 25 Cr - % 20 Ni içeren paslanmaz çeliklerde, ancak % 20 oranında σ fazı mevcuttur.

Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerde görülmesinin yanı sıra, % 9’dan daha az nikel içeren ostenitik paslanmaz çeliklerde kaynak bölgesinden sigma fazının oluşması bu tür çeliklerin de kaynak kabiliyetini olumsuz yönde etkiler. 550-925 °C sıcaklık aralığında oluşan sert, gevrek metallerarası bileşik olan sigma fazının (800-1000 HV) oluşabilmesi için ostenitik yapı içinde bir miktarda ferritin bulunması gerekir. Soğuk şekil değiştirme; niyobyum, molibden, silisyum gibi elementlerin mevcudiyeti sigma fazının oluşumunu hızlandırır. Sigma fazının bulunması çeliğin uzama, büzülme ve çentik-darbe mukavemetini düşürdüğünden yapı içinde istenmeyen bir fazdır. Karbür çöktellerini yok etmek için uygulanan ısı işlem, sigma fazının da çözünmesini sağlar. Ostenitik paslanmaz çelik daha önceden bir normalleştirme tavlmasına tabi tutulmuş ve içindeki ferrit miktarı % 6,5 oranının altına düşürülmüş ise kaynak bölgesinde oluşacak sigma fazı çentik darbe mukavemetinin düşmesine neden olmaz. Burada ferrit miktarı az olduğundan, ostenitik yapı içerisinde ağ şeklinde değil, izole edilmiş odacıklar halinde bulunur. Bu şekilde oluşturulan sigma fazı, yapıya bir süneklik kazandırmaktadır. Tavlanmış durumda % 7-

8'den daha az ferrit içeren kaynak bölgesi, sigma fazına dönüşmesiyle az bir gevreklik kazanır. Bu da uygulamada önemli bir özelliktir. Eğer yapıda sigma fazı oluşmuşsa, bu faz 950-1050 °C sıcaklık aralığında belirli bir süre tavlama ve sonra suda soğutma ile giderilebilir. Sigma fazı hakkında yapılan araştırmaların sonucu aşağıdaki şekilde özetlenebilir:

- Sigma fazının oluşumu 750 °C'de, 650 °C'den daha çabuk meydana gelmektedir. 750 °C'de sigma fazına dönüşümün olması için 30 saat süreye ihtiyaç vardır.
- Sigma fazının oluşumu soğuk şekillendirme ile hızlanmaktadır.
- Sigma fazı oluşumuna kuvvetle tesir eden elemanlar: molibden, krom, niyobyum ve silisyumdur.
- Sigma fazı 950-1050 °C sıcaklıklar arasında belirli bir süre tavlandıktan sonra suda hızlı soğutularak giderilir.
- Ferrit miktarını parçayı 1150 °C'de homojenleştirme tavlamasına tabi tutarak daha da düşürmek mümkündür.
- 300-400 °C'nin üzerinde gayet iyi çentik darbe değerleri elde edildiğinden, yüksek işletme sıcaklığında çalışan konstrüksiyonlarda, sigma fazının sebep olduğu gevrekleşmeden korkulmamalıdır (Orhan, 2008).

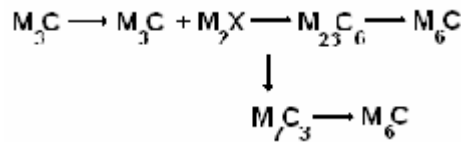
2.4.2.2.2. Laves Fazı

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 sürelerle kaymasına sebep olur. Laves fazının sürünme özelliklerine zararlı etkisinin olup olmadığı hala 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; $a = 4,73 \text{ Å}$ ve $c = 7,72 \text{ Å}$ 'dur.

Marimuthu'dan (2002); Briggs ve Parker 1965'te Fe_2Mo şeklinde Mo/C atomik oranının 5'ten Fe_2W ve W/C oranlarında 3,3'den daha büyük olduğunu söylerlerken V, Ti ve Co elementleri Laves fazı için katalizör etkisi yaparak, atomik oranını düşürdüklerini

belirtmektedirler. Silisyum Laves fazını kontrol eden element olarak görülmektedir. Örneğin Hosoi ve diğ., (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. Iseda ve diğ., (Marimuthu'dan (2002); 1992'de iki numuneyi sürünme testi yapıldıktan sonra, % 0,3 Ni içeren numuneyi 3627 saat, % 1,2 Ni içeren numunenin ise 2053 saat sürünme deneyine tabi tutmuşlar ve her iki durumda da nikel ilavesinin Laves fazı oluşumunu hızlandırdığını tespit etmişlerdir. Ancak bu durumun tam geçerliliği olmayıp, Laves fazı denge hacim sürtünmesini azaltmaktadır. Mn ilavesinin Laves fazının kinetik oluşumuna zıt bir etki yaptığı düşünülmektedir. Hosoi ve diğ., (1986), 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 arayüzey enerjisine sahip bir faz olduğu için $M_{23}C_6$ karbürlerinin oluşumunu azaltıcı etki sağlamaktadır (Bhadeshia, 1999).

Laves fazı için yapılan bu çalışmalar aslında önceki ostenit tane sınırlarının hem bağlarla hem de yaşlandırma işlemleri ile değiştiğini göstermektedir (Senior, 1989). Cr yapısında $M_{23}C_6$ partüküllerinin tane sınırlarını çevrelediği görülmektedir. Laves fazı sürünme özelliklerine bağlı olarak oluşmaktadır. Partikül şeklinin büyüklüğü tungsten ve molibden içerikli bir matrisle katı hal oluşumunu engellemekte ve malzeme sertliğine de bir katkıda bulunmaktadır. Bu durumun tokluğu da ters yönde etkilediği ve sıcaklık dönüşümünü azaltmak için sünekliği yükselttiği görülmektedir (Hosoi ve diğ., 1986). Baker ve Nutting (1959) bunu takiben aşağıdaki reaksiyonu bulmuşlardır (Şekil 2.2).



Şekil 2.2 Laves fazı reaksiyonu (Baker ve Nutting, 1959)

Silisyumu düşük çeliklerde de benzer durumlar gözlemlenmiş ve % 0,6 silisyum artışının M_6C fazının kararlılığını arttırdığını belirtilmiştir. Bu şartlar M_2X formasyonundan sonra doğrudan M_6C 'yi oluşturmak içindir. Mo/C oranının bu durumu

önceden tespit etmede gerekli olduğunu söylemiştir. Örneğin eğer Mo/C oranı M_6C 'den yaklaşık olarak 1,2 kadar büyük olursa M_2C doğrudan $M_{23}C_6$ olmaksızın oluşacaktır. Bu tahminler % 9-12 kromlu çeliklerde görülürken, M_6C sadece 760 °C'den büyük sıcaklıklarda meydana gelmektedir (Kuo, 1953).

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

2.4.2.2.3. Z Fazı

Z-fazı niyobyum içerikli ostenitik paslanmaz çeliklerde yüksek azot miktarına bağlı olarak oluşan bir karbonitrür bileşimidir. Marimuthu'dan (2002); Z fazı, Jack tarafından 1972 yılında keşfedilmiştir. Bu yapı diğer karbonitrür bileşiklerle kıyaslandığında daha az bir kütleye sahip olduğu görülmektedir.

Z-fazının yapı ve bileşimi incelenecek olursa; bu faz tetragonal kafes yapısına sahip olup, kafes parametreleri; $a = 3,037 \text{ Å}$ ve $c = 7,391 \text{ Å}$ olarak verilmektedir.

2.4.2.2.4. Kapa (χ) Fazı

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

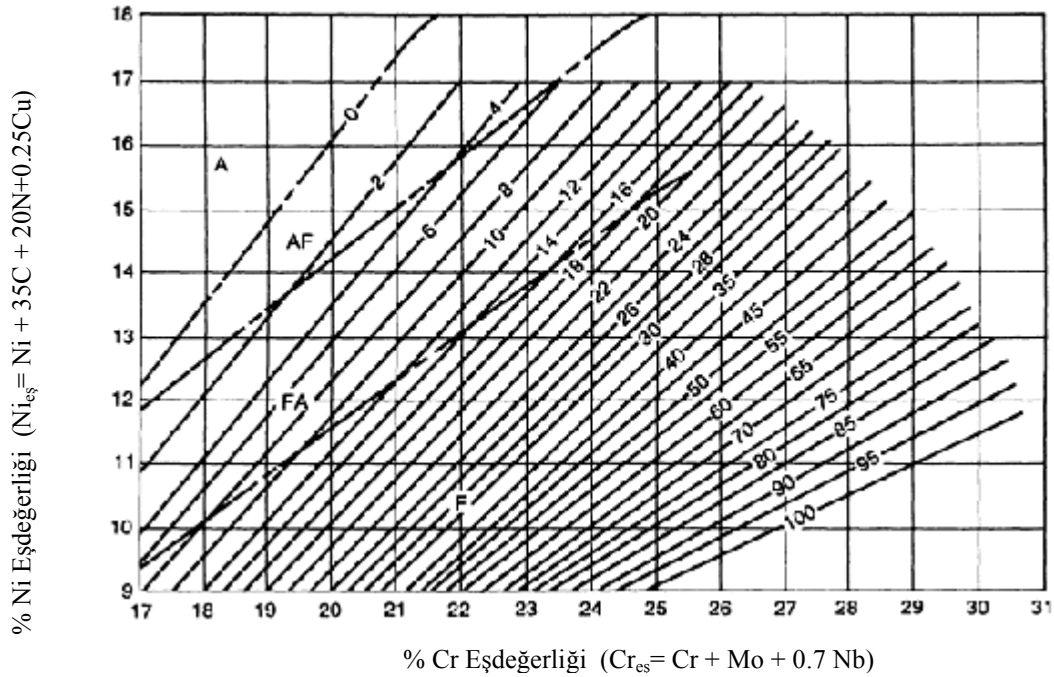
2.4.2.2.5. Chi (G) Fazı

Chi (G) fazı; ostenitik paslanmaz çeliklerde titanyum (Ti) veya niyobyum (Nb) ile oluşan silisyumlu fazdır. Chi (G) fazı, $A_{16}D_6C_7$ 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, çoğu kez tane sınırlarında oluşur (Orhan, 2008).

2.5. Dupleks Paslanmaz Çelikler

Dupleks paslanmaz çelikler; Fe, Cr, Ni sistemine dayalı iki fazlı alaşımlardır. Bu alaşımlar, mikroyapıda eşit oranda HMK ferrit ve YMK ostenit bulundurlar. Dupleks paslanmaz çelikler düşük karbon içeriği ($\% < 0.03$) ve 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; gerilmeli korozyon kırılma dayanımı, mukavemet ve oyuklaşma (pitting) korozyonu dayanımıdır. Bu malzemeler asitler ve sudan kaynaklanan klora karşı direncin gerektiği orta dereceli sıcaklık (-60 ile $+300$ °C) alanlarında kullanılırlar. Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çelik tipleri Tablo 2.12’de görülmektedir.

Dupleks paslanmaz çeliklerin alaşım katkıları hem ostenit hem de ferrit oluşturuculardır. Dupleks 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 oluşturmaktadır. Şekil 2.3’de verilmiş olan WRC 1992 diyagramı, uygun ana malzeme bileşiminin seçimi ve kaynak işleminde kaynak metali ferrit içeriğinin hesaplanması için kullanılır (Noble, 1993).



Şekil 2.3 Ferrit içeriği ve katılaşma şeklinin belirlenmesi için kullanılan WRC 1992 diyagramı (Noble, 1993).

Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Tablo 2.12’de görülmektedir. Dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu yüksek alaşım içeriği ve ferritik bir matris gevrekleşmesine karşı hassasiyeti ve mekanik özellik kaybını ve özellikle de tokluğu düzeltir. Bu çelikler daha çok yağ, gaz, petrokimya ve kâğıt endüstrisi gibi uygulama alanlarında kullanılmaktadır.

Tablo 2.12 Ticari olarak kullanılan dupleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri (Noble, 1993).

Tipi	% Bileşim								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
S 31200	0.03	2.0	1.0	24-26	5.5-6.5	1.2-2.0	0.14-0.20	690	450
S 31500	0.03	1.2-2	1.4-2	18-19	4.25-5.25	2.5-3.0	0.05-0.1	630	440
S 31803	0.03	2.0	1.0	21-29	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.2	620	450
S 32304	0.03	2.5	1.0	21-24	3.0-5.5	0.05-0.6	0.05-0.2	600	400
S 32550	0.03	1.5	1.0	24-27	4.5-6.5	2.9-3.9	0.1-0.2	760	550
S 32750	0.03	1.2	1.0	24-26	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	800	500
S 32760	0.03	1.0	1.0	24-26	6.0-8.0	3.0-4.0	0.3	750	550
S 32900	0.03	1.0	0.75	23-28	2.5-5.0	1.0-2.0	-	620	485
S 32950	0.03	2.0	0.60	26-29	3.5-5.2	1.0-2.5	0.15-0.35	690	480

2.6. 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 ayrı isimde gruplandırılabilir. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Tablo 2.13’de verilmiştir.

Tablo 2.13 Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri (Pollard, 1993).

Tipi	% Bileşim								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Diğer	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
Martenzitik Tip									
PH 13-8 Mo	0.05	0.1	0.1	12-15	7.5-8.5	2.0-2.5	0.9-1.3 Al	1410	1520
15-5 PH	0.07	1.0	1.0	14-15	3.5-5.5	-	2.5-4.5 Cu	1170	1310
17-4 PH	0.07	1.0	1.0	15-17	3.0-5.0	-	3-5Cu,0.3 Nb	1170	1310
Custom 450	0.05	1.0	1.0	14-16	5.0-7.0	0.5-1.0	1.5Cu,0.4Nb	655	895
Custom 455	0.05	0.5	0.5	11-12	7.5-9.5	0.5	2Cu,1.2Ti,0.5 Nb	1520	1620
Yarı Ost. Tip									
PH 15-7 Mo	0.09	1.0	1.0	14-16	6.5-7.7	2.0-3.0	0.75-1.5Al	1210	1380
17-7 PH	0.09	1.0	1.0	16-18	6.5-7.7	-	0.75-1.5Al	1030	1275
AM-350	0.09	0.5	0.5	16-17	4.0-5.0	2.5-2.5	0.1 N	610	1380
AM-355	0.15	0.5	0.5	15-16	4.0-5.0	2.5-3.5	0.1 N	1070	1170
Ost. Tip									
A-286	0.08	2.0	1.0	13-16		1.0-1.5	2Ti,0.3Al,0.3V	105	724
JBK- 75 (b)	0.015	0.02	0.02	13-16		1.5	2Ti,0.2Al,0.2V	-	

17-4 PH gibi martenzitik PH çelikler, yüksek normalizasyon sıcaklığından havada soğutmayla tamamen martenzite dönüşebilmektedir. Bunlar oda sıcaklığının hemen üzerinde bulunan bir M_f sıcaklığına sahiptirler. Bu yüzden oda sıcaklığında martenzitiktirler. Sertleşme, 680-620 °C'de 1-4 h süreyle yaşlandırma işlemi sonucunda elde edilir.

17-7 PH alaşımı gibi yarı ostenitik çökelme sertleşmeli çelikler, M_s sıcaklığının oda sıcaklığından oldukça düşük olduğu dengeli bileşim oranlarına sahiptirler. Bu yüzden, ısıtma işlem sıcaklığından soğutulduklarında sünek, aynı zamanda rahatlıkla şekillendirilebilen bir yapıya sahip olurlar. Şekillendirme işlemi sonrasında martenzite dönüşüm, uygun bir ısıtma işlemle C ve diğer alaşım elementlerinin çökmesi sonucu M_s ve M_f sıcaklıklarının artmasıyla elde edilir. Eğer düşük bir ısıtma işlem sıcaklığı (730-760 °C) kullanılırsa, M_f sıcaklığı oda sıcaklığı civarına yükselir ve martenzit dönüşümü soğutmayla elde edilir. Eğer yüksek bir ısıtma işlem sıcaklığı (930-955 °C) kullanılırsa, daha az karbon çöker ve M_f 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.

Ostenitik PH rumuzlu çelikler; (A-286 gibi) martenzite dönüştürülemediklerinden düşük M_s sıcaklığına sahiptirler. Bu tip çeliklerde sertleştirme, ostenitik bir martenzite intermetalik bileşiklerin çökmesiyle elde edilir. Herhangi bir alaşım için geniş bir özellik

alanı uygulanan değişik ısıl işlemlerle elde edilebilir. Bununla beraber uygun mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için belirli standart ısıl işlemler kullanılır (Pollard, 1993).

2.7. Birleştirme Yöntemleri

Paslanmaz çelikler genellikle kaynak tekniği ve lehimleme yöntemleriyle birleştirilebilirler. Bunlar arasında en sık kullanılanı ark kaynağıdır, çünkü boşluksuz ve birleşme verimi yüksek bir bağlantı sağlar. Bunun dışında ostenitik türlerde direnç kaynağı tercih edilir. Bu yöntem de dayanımı oldukça yüksek olan, çabuk ve ucuz bir bağlantı sağlar. Korozyon ve dayanım özellikleri bakımından her yöntemin işlem ayrıntılarına ve alınacak tedbirlere uyulması gerekir. Sert lehim paslanmaz çeliğin başka metallere bağlantısında tercih edilir.

2.7.1. Kaynak

Tüm paslanmaz çelikler herhangi bir ark kaynağı yöntemi ile birleştirilebilir. Ancak kaynak metali ve ısı tesiri altındaki bölgedeki korozyon dayanımı, artık gerilmeler, çarpılma ve dikiş çatlaması gibi hususlara dikkat edilmelidir. Paslanmaz çeliklerin direnç kaynağı da oldukça yaygındır. Karbonlu çelikten sonra en çok direnç kaynağı uygulanan malzeme paslanmaz çeliklerdir. Ostenitik çeliklerin düşük ısı iletimi, yüksek elektrik direnci ve manyetik olmamaları sonucu, kaynak sırasında karbonlu çeliklerden daha düşük kaynak akımları bu malzemeler için yeterlidir. Ancak ısıl genleşme katsayıları yüksek olduğundan çarpılma sorunu vardır. Kaynak süreleri çok kısa olduğundan karbür çökmesi nedeniyle korozyon dayanımında önemli bir düşüş olmaz. Ancak bindirme şeklinde yapılan nokta kaynaklarında belirli ortamlarda aralık korozyonu problem yaratabilir. Çok yaygın olmasa da martenzitik ve ferritik türlerde de direnç kaynağı yapılabilir. Kaynak sonrası soğumada martenzit oluşumu söz konusu ise temperleme için ikinci bir akım uygulaması gerekebilir. Paslanmaz çeliklerde genellikle gazaltı ergitme kaynağı hemen hemen hiç uygulanmaz. Gazaltı kaynağında kaynak metalini oksidasyondan veya karbürasyondan koruyan bir kaynak atmosferi oluşturmak oldukça güçtür.

Paslanmazlar arasında en çok kaynakla birleştirilen tür ostenitik çeliklerdir. Ancak bunlar diğer karbonlu ve az alaşımlı çeliklerden farklı kaynak davranışına sahiptirler. En

çok dikkat edilmesi gereken husus, orta sıcaklıklarda tane sınırlarında karbür çökelmesinin önlenmesidir. Dikişe komşu ve 650-870 °C sıcaklıklarına ısınan bölgede süre kısa da olsa karbür çökebilir. Bu durum birçok ortamda, özellikle oksit gidermede kullanılan asidik ortamlarda korozyon direncini düşürür. Ancak bu bölge çok dar olduğundan, çoğu kez parçalar kaynak edildikleri şekilde kullanılırlar.

Çökelme sertleştirmesi uygulanabilen paslanmazların çoğunluğu ostenitik olanlara benzer şekilde ark kaynağı ile birleştirilebilir. Genellikle kaynak katkı metali benzer bileşimde seçilerek, ısı etkilere tepkinin aynı olması sağlanır. Kaynak sonrasında tam bir ısı işlem yapılır, böylece süneklik olmasa da dikişin mekanik özelliklerinin ana metalin aynısı olması sağlanır.

2.7.2. Sert Lehim

Bütün paslanmaz çelikler sert lehimle birleştirilebilirler, ancak bu yöntem çoğunlukla paslanmazların başka metallerle birleştirilmesinde tercih edilir. Genellikle fırında sert lehimleme uygulanır, çünkü burada koruyucu bir atmosferde (genelde hidrojen veya vakum) çalışarak, paslanmaz çeliğin oksidasyonunu önleme olanağı mevcuttur. Ostenitik çelikler karbür çökmesi tehlikesinin var olduğu sıcaklıklarda sert lehimlenirler ve dolayısıyla korozyona duyarlı hale gelirler. Yüksek sıcaklıkta çözme tavı yapma imkânı da olmadığından, lehimlemede kararlı veya çok düşük karbonlu türlerin kullanılması gerekir. Martenzitik ve ferritik paslanmazlarda 830°C'nin altında eriyen sert lehim malzemesi kullanılarak martenzit sertleşmesi önlenir. Önceden sertleştirilmiş çeliklerde lehimleme sırasındaki sıcaklık artışı, temperleme ve muhtemelen malzemenin sertliğinin düşmesine neden olacaktır.

Dolgu malzemesi olarak gümüş, nikel, altın ve bakır alaşımları kullanılabilir. Ancak fosfor içeren bakır esaslı alaşımlar kullanılmamalıdır. Bazı ostenitlerde ise bakır esaslı olanlar hiç seçilmemelidir. Sert lehim sırasında malzeme gerilme altında ise çatlaklar oluşabilir. Bunun için ön tay uygulanabilir, parçayı yavaş ısıtarak lehim erimeden gerilmelerin giderilmesi sağlanabilir veya bu hasara neden olmayan bir lehim malzemesi seçilebilir (Aran ve Temel, 2004).

2.8. Isıl İşlemler

Paslanmaz çelikler türüne ve amacına bağlı olarak tavlama, su verme ve gerilme giderme tavlama gibi değişik ısı 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 ısı işlemleri, yüzey kusurlarını önlemek için çoğu zaman kontrollü atmosferde yapılır.

2.8.1. Tavlama

Her çeşit paslanmaz çeliğe uygulanabilir. Ostenitik çeliklerde tavlama işlemi, yeniden kristalleşmeye ek olarak yumuşamaya da yol açar ve krom karbürleri ostenit katı çözeltisi 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'de yapılır. Yüzeyde oksitlenmeye neden olmamak ve portakallaşmaya yol açabilecek tane büyümesini önlemek için işlemin kısa sürede yapılmasına dikkat edilir. Paslanmaz çelikler ergitme kaynağı, direnç kaynağı ve lehimleme yöntemleriyle birleştirilebilir.

2.8.2. Malzemeler

Ferritik ve ostenitik yapılar, farklı korozyon davranışları dışında, birbirinden değişik dayanım ve şekillendirme özelliklerine sahiptirler ve dolayısıyla kaynak edilebilme kabiliyetleri de farklılıklar gösterir. Ferritik çeliklerin özellikle stabilize edilmiş olmayanlarının süneklik ve kopma uzamaları düşüktür ve kaynakta yırtılmalara neden olmamak için kullanılan ilave malzemeler, kaynak yöntemi seçimi ve ısı girdisi konusunda daha özenli olunması gerekir. Ostenitik çeliklerde içyapı tümüyle ostenitiktir, ancak bileşimleri iç yapıda az miktarda delta ferrit bulunacak şekilde düzenlenmiştir. Bu fazın bulunması sıcak yırtılma tehlikesini azaltır. Ferritik çeliklere bu tür sıcak yırtılmalar yorulma zorlamaları altında çentik etkisi yaparken; daha sünek olan ostenitik paslanmaz çeliklerde, mikro ölçekte kaldığı sürece bu çatlaklar daha az tehlikelidirler. Dubleks paslanmaz çeliklerde, Schaeffler Diyagramı yardımıyla bileşime bağlı olarak kaynak metalindeki ferrit miktarının tahmini mümkün olur.

2.8.3. Korozyon Dayanımı

Pasif durumda iken paslanmaz çelikler birçok ortamda korozyona karşı dayanıklı olup, ek bir yüzey işlemini gerektirmezler. Ancak bu pasif tabakanın kaynak dikişinin ısı tesiri altındaki bölgesinde (ITAB) bozulmaması gerekir. Bunun dışında karbon miktarı % 0,03'den büyük olan paslanmaz çelikler ve 6 mm'den kalın cidar kalınlıklarında ısı işlem yapılmaz ise özellikle kaynak dikişi bölgesinde tanelerarası korozyon tehlikesi ortaya çıkar. Yani tane sınırlarında krom karbür çökeldiğinden malzeme içindeki krom miktarı azalır ve korozyon dayanımı düşer (Aran ve Temel, 2004).

2.9. Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Diğer Konular

2.9.1. Kaynak Ağzı Hazırlığı

Kaynak ağzı hazırlığı, kaynak yöntemi, sac kalınlığı ve kaynak pozisyonuna bağlıdır. Ağız kenarları mekanik (makasta kesme, planyalama, frezeleme, taşlama, su jeti) veya ısıl kesme yöntemleriyle (plazma, lazer) hazırlanabilir. Isıl olarak kesilmiş olanlarda oksit artıklarını uzaklaştırmak için, kaynak öncesinde taşlanma yapmak gerekebilir. Taşlamada demir içeren veya paslanmaz çelikten başka malzemeler için de kullanılmış aletler kullanılmamalıdır. Kaynak ağızlarının iyi hazırlanmış ve temiz olması paslanmaz çeliklerde çok önemlidir. Mekanik temizleme için fırçalama, kimyasal temizlik için ise uygun bir çözelti kullanılabilir.

2.9.2. Kaynak Parametreleri

Paslanmaz çelikler;

- Büyük genleşme katsayıları,
- Düşük ısı iletim katsayıları,
- Yüksek elektrik direnci değerlerine sahiptir.

Bu durum özellikle genleşme ve çarpılmaya neden olur. Bunu önlemek için;

- Bakır raylarla ısıyı uzaklaştırma,
- Düşük ısı girdisiyle çalışma,
- Kaynak yaparken aparat kullanma,

- Kısa aralıklarla puntalama gibi tedbirler alınabilir.

Elektrot tutuşturulması kaynak dikişi dışında yapılmalı, tam ostenitik çeliklerde tutturma yerleri taşlanarak varsa son krater çatlaklarından arındırılmalıdır. Tek taraftan ulaşılabilen kaynaklarda, kök pasosu oksidasyondan koruyucu gazlar yardımıyla korunmalıdır. Elektrot tipi, elektrot çapı ve diğer kaynak parametreleri; çelik cinsi ve cidar kalınlığına bağlı olarak belirlenmelidir. Ara pasoların sıcaklığı en çok 150 °C ile sınırlanmalıdır (Aran ve Temel, 2004).

2.9.3. Kaynak Sonrası işlemler

En iyi korozyon dayanımını elde etmek için kaynak dikişlerini ve ısıdan etkilenen bölgeleri, cüruf artıklarından, sıçramalardan, tav renklerinden ve diğer oksidasyon ürünlerinden arındırmak gerekir. Yüzey ne kadar az tırtırlı ve düzgün olursa, korozyon dayanımı da o kadar iyi olur.

2.9.3.1. Fırçalama

Paslanmaz çelik tel fırçalar kullanılır, ancak bunların daha önce başka malzemeler için kullanılmamış olmaması gerekir. Eğer mevcut oksit tabakaları ve cüruf artıkları tamamen giderilip metalsel temizlikte düzgün bir yüzey edilirse, sadece fırçalama ile yetinebilir. Fırçalama sonrası yapılacak dağlama ve pasifleştirme işlemleri ile daha iyi korozyon özelliklerine ulaşılabilir.

2.9.3.2. Taşlama ve Parlatma

Kullanılan takımların demir içermemesi ve sadece paslanmaz çelikler için kullanılmaları önemlidir. Zımparalama inceliği kullanım yerine bağlıdır, ancak 180-240 numara zımparalar genellikle uygundur. Mekanik veya elektrolitik parlatma ile daha düzgün yüzeyler elde edilebilir. Özel durumlarda (örneğin klorürlü ortamlarda gerilmeli korozyon tehlikesinin olması halinde) zımparalama sonrasında dağlama gerekebilir.

2.9.3.3. Kumlama

Püskürtülen parçacık olarak paslanmaz çelik, kuvarz kumu, cam taneleri veya diğer demir içermeyen sentetik veya madeni esaslı malzemeler kullanılabilir. Ortaya çıkan temiz pürüzlenmiş yüzey, daha iyi sonuçlar elde etmek için dağlanabilir veya pasifleştirilebilir.

2.9.3.4. Dağlama

Dağlama ile kaba pislikler ile yağ artıkları tümüyle uzaklaştırılır. Bu işlem daldırma, püskürtme veya dağlama pastası veya jeli kullanılarak yapılır. Daha sonra suyla özenli bir temizleme gerekir ve atıkların nötralize edilerek uzaklaştırılması önemlidir. Temizleme sonrası kalabilecek atıklar korozyona neden olacaktır. Bu nedenle son olarak % 20'lik nitrik asitle bir pasifleştirme işlemi yapılabilir. Bunun sonrasında da suyla özenli bir temizleme yapmak gerekir.

2.9.4. Kaynaklı Bölgenin Korozyon Dayanımı

Kaynaklı birleştirilmelerde en önemli sorun kaynak dikişi ve çevresinde korozyon dayanımını koruyabilmektir. Bu bölgelerde malzeme tanelerarası korozyona duyarlı hale gelebilir. Bunu önlemek için bileşimi ve kaynak koşullarını çok iyi kontrol etmek gerekir. Bazen de kaynak sonrası işlemler gerekebilir. Korozyon dayanımının olumsuz etkilenmesi aşağıdaki yöntemlerle engellenebilir.

2.9.4.1. Kaynak sonrası çözme tavı

İç gerilmeler giderilir, kaynak metalinin içyapısı ve korozyon dayanımı iyileşir. Ancak bu tav sonrasında yapılması gereken dağlama, zor ve pahalıdır. Hızlı soğutmak için su verme gerektiğinde çarpılma tehlikesi ortaya çıkar. Ayrıca büyük yapılar için (tanklar, basınçlı kaplar vb.) uygulanması olanaksızdır.

2.9.4.2. Karbon miktarını sınırlama

Karbon miktarı az ise karbür çökelemez. Özel olarak çok düşük karbonlu türler geliştirilmiştir (304L ve 316L gibi, en çok % 0,03 karbon içeren). Daha sonra gerilme giderme tavı uygulanacak kaynaklı birleştirmeler için bu malzemelerin kullanılması gereklidir.

2.9.4.3. Karbonu kararlı kılma (stabilize etme)

Bileşimdeki karbon, titanyum karbür veya niyobyum karbür olarak bağlandığında; krom karbür oluşmaz ve içyapıdaki krom oranı kritik sınırın altına düşmeyeceğinden korozyon dayanımı olumsuz etkilenmez. Bu türlerin kullanımı karbür çökmesinin söz konusu olduğu kritik sıcaklıklarda uzun süreler kalacak uygulamalar için de tavsiye edilir. Ancak kaynak birleştirmesi yapılmış malzeme, kullanım sırasında hassas sıcaklık bölgesine tekrar çıkarılırsa ve daha sonra belirli korozif ortamlarda kalırlarsa, bıçak izi şekilli önemli yerel korozyonlar görülür. Bunun nedeni kaynak sırasında çok dar bir alanda kararlı karbürlerin çözünmesi ve hassas bölgeye tekrar çıkıldığında krom karbürlerin çökmesidir. Bu sorun kaynak sonrası kararlılık tavı uygulanarak, karalı karbürlerin tekrar oluşturulmasıyla çözülebilir.

2.9.4.4. Kaynak Çatlağı

Ostenitik paslanmaz çelikler çok tok ve sünekler, dolayısıyla soğuk kaynak çatlağı oluşumu gibi bir problemle karşılaşmaz. Ancak bu malzemelerde katılaşma sıcaklığından 980°C'ye kadar soğurken sıcak çatlama eğilimi vardır. Bunu önlemek için bu sıcaklıklarda dikiş üzerindeki çekme gerilmesini azaltmak gerekir. Bunun dışında ayrıca fosfor gibi artık elementlerin miktarlarını da kontrol ederek tehlike azaltılabilir. Ancak en etkin önlem, kaynak metalinde en az % 3 ile % 4 ferrit bulunmasını sağlamaktır. Bu miktar diyagramlar yardımıyla tahmin edilebilir; ancak bu tahmin kesin olmadığından kritik durumlarda gerçek ferrit miktarı manyetik analizle bulunur. Bu çözüm her zaman uygun olmayabilir, çünkü ferrit manyetiktir ve belirli ortamlarda korozyon dayanımını düşürür. Malzeme uzun süre yüksek sıcaklıkta tutulursa sigma fazı çökerek gevrekleşmeye neden

olabilir. Kaynak sonrası tavlama ile ferrit miktarı % 2 ile % 4 oranlarına kadar düşürülebilir. Ancak bu mümkün olmazsa tam ostenitik kaynak yapılması gerekir.

Ferritik çelikler ostenitiklerden daha az sünek ve kaynak çatlaklarına daha fazla duyarlıdır. 430 gibi bazı ferritik paslanmaz çeliklerde kaynak sonrası soğumada önemli miktarda martenzit oluşur ve soğuk çatlak oluşumu ihtimali artar. Ferritik türlerde 150-230 °C sıcaklık aralığında bir ön ısıtma yapılması, çatlak oluşumu tehlikesini azaltmak için tavsiye edilir. Martenzitikler ferritiklere göre çatlak oluşumuna daha da duyarlıdır. Genellikle 200-300 °C dolaylarında bir ön ısıtma gereklidir. Karbon miktarı % 0,2'den fazla olan çeliklerde kaynak sonrası da bir tav uygulaması yapılması zorunludur (Aran ve Temel, 2004).

2.9.5. Isı İletkenliği

Paslanmaz çelikler ısıyı iletme bakımından karbonlu çeliklerden farklıdır. Örneğin kromlu çeliklerin ısıyı iletme kabiliyetleri karbonlu çeliklerin yarısı kadardır. Ostenitik çeliklerin iletkenliği ise daha kötü olup karbonlu çeliklerin üçte biri kadardır. Bu da kaynak yapılan bölgede sıcaklığın daha uzun kalacağını gösterir, dolayısıyla da bazı sorunlar ortaya çıkar. Özellikle ostenitik çeliklerde kendini çekme fazla olur. Bu sorunu mümkün olduğu kadar ortadan kaldırmak gerekir. Bunun için de küçük çaplı elektrot kullanarak ısı miktarını düşük tutmalı ve soğuma esnasında kaynağın izole ile sarılması ve benzeri gibi gerekli tedbirler alınmalıdır.

2.9.6. Uzama Kabiliyeti

Krom alaşımlı paslanmaz çelikler genellikle karbonlu çelikler ile aynı genleşme katsayısına sahiptir. Halbuki ostenitik çeliklerde, diğer karbonlu çeliklerden % 50 kadar daha fazladır. Bu da ostenitik çeliklerde kaynak dikişinin soğuması sırasında büyük büzölmelerin meydana gelmesine sebep olur. Bu büzölmeler kaynak bölgesinde gerilmeleri arttırarak çatlama tehlikesini artırır. Özellikle çift taraflı iç köşe dikişlerinde sıcak çatlakların meydana gelme ihtimali kuvvetlidir. Dolayısıyla ısı iletkenliğinden doğan problemi önlemek için alınan tedbirler aynen uygulanabilir.

2.9.7. Elektrik İletme Direnci

Paslanmaz çelikler alaşımsız karbonlu çeliklere nazaran 4 ile 7 kat arasında değişen daha yüksek elektrik direncine sahiptir. Bundan dolayı paslanmaz çelik elektrotlar normal elektrotlardan daha kolay kızarır. Bunun için paslanmaz çelik elektrotlar normal demir elektrotlara nazaran % 25 kadar daha az akım şiddeti ile yüklenmelidir.

2.9.8. Tane Büyümesi

Kromlu ferritik çeliklerin kaynağında 1150 °C'nin üstünde tane büyümesi olur. Kaynak yaparken ısının tesiri altında kalan bölgenin bir kısmı ve kaynağın kendisi 1150 °C'ye erişir ve buralarda tane büyümesi tehlikesi başlar. Bu çeliklerde tane büyümesi hızla cereyan eder ve çok büyük taneler meydana gelir. Bu çelikler normal olarak ince taneli sünek bir yapıya sahiptirler. İri taneli hale geçince sıcaklığı oda sıcaklığının çok üzerine çıkar ve dolayısıyla çentik darbe mukavemeti, çalışma sıcaklığında çok düşer. Malzeme bir kere iri taneli duruma geçince, bunu ısıtma işlemleriyle tekrar ince taneli yapıya döndürmek imkânsızdır. Çünkü ısıtma ve soğutma esnasında hiçbir faz dönüşmesi meydana gelmez. Bu tip çeliklerin kaynağında malzeme mümkün olduğu kadar kısa bir süre için 1150 °C'yi geçmeli ve böylece aşırı tane büyümesi önlenmelidir. Bu ise parçaya bir ısı miktarı vererek hızlı soğumayı sağlayacak bir kaynakla gerçekleştirilebilir.

2.9.9. Krom-Oksit Oluşumu

Oksijen ve krom arasındaki büyük birleşme eğiliminden dolayı, kaynak esnasında kaynak banyosunda kalın bir oksit tabakası meydana gelir. Oksidasyon olayı çok çabuk gerçekleşir ve meydana gelen oksidin ergime sıcaklığında çok yüksektir. Kolaylıkla oluşan krom-oksit, kaynağın kalitesini düşürür. Bu olay yüzünden özel bir kaynak usulü ve teknik kullanarak kaynak banyosunu ve arkı hava ile temastan korumak gerekir.

2.9.10. Karbür Çökmesi

Krom, karbona karşı büyük bir affiniteye sahiptir. Bundan ötürü yüksek karbon alaşımlı çeliklerde, eğer karbon erimiş haldeki metal ile temasa geçerse veya ortak

karbonlayıcı bir ortam mevcut ise, kaynak esnasında büyük karbürasyon eğilimi ortaya çıkar. Paslanmaz çeliklerde genel olarak karbon oranı $< 0,3$ olduğu için kaynak esnasında tane sınırlarında Cr_{23}C_6 (krom karbürü) oluşmakta ve tane sınırı korozyonu meydana gelmektedir. Özellikle 18/8 tipi gibi bazı ostenitik çelikler $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ ile $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ arasında ısıtıldıkları veya bu sıcaklıklar arsından geçerken veya bekletildiği takdirde öncelikle bu krom karbür oluşur. Bu şartlar altında paslanmaz çeliğe korozyona mukavemet sertliğini veren krom, etkisiz hale gelmiş olur. Sıcaklığın $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'nin üzerine çıkması halinde kromun difüzyon kabiliyeti karbonu tane sınırlarından dışarıya doğru difüze ettirecek kadar artacağından ve karbonun kroma karşı aşırı ilgisinden dolayı kromla birleşerek krom karbür (Cr_{23}C_6) meydana getirecektir. Böyle bir karbür çökmesi sonucunda tane sınırları boyunca genellikle sürekli bir krom ağı meydana gelir. Krom karbürün ağırlık bakımından % 90 kadarının krom olmasından ötürü, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile ostenit tanesinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede azaltır.

Bunun sonucu olarak krom nikelli ostenitik çelikler $450\text{-}850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ler arasında ısıtıldıkları zaman, artık korozyona dayanıklı değildirler. Malzeme koroziv bir atmosferle temas geçince krom miktarının düşük olduğu tane sınırları boyunca korozyona uğrar. Bu tip taneler arası etki bütün malzemeyi çok kısa bir zamanda tahrip edebilir. Karbür çökmesini önlemek için; karbon miktarının az olması gerekir. Karbon miktarının % 0,06'dan az olması halinde tane sınırlarındaki karbür miktarı taneler arası korozyon tehlikesini yeter derecede azaltacak ve çelik kaynağa daha uygun bir hale gelecektir.

Karbonun kroma olan birleşme eğiliminden daha büyük bir eğilime sahip diğer bir elemanın ilavesi ile de karbür çökmesi önlenir. Bu elemanlar genellikle titanyum, niyobyum ve tantal'dır. Eğer yine kaynak esnasında tane sınırlarında karbür çökmesi meydana gelirse, ısıl işlemle bu dönüştürülebilir. Bunun için gerekli ısıl işlem, bütün parçanın $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar ısıtılıp sonra suya sokulmasından ibarettir. Böylece meydana gelen krom karbür ostenit içerisinde erir ve suya sokulmakla da bu karbür oluşumu önlenmiş olur. Fakat kaynaktan sonra böyle bir ısıl işlemin tatbiki pratik değildir.

Bu olumsuzluğu önlemek için malzemeyi $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de her mm kalınlık için 2 dk. tavlama yapmak gerekir. Bunun dışında; $900\text{-}700\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklık aralığını çok hızlı geçmek, ince çaplı elektrot kullanmak, küçük adım/paso yöntemi ile kaynak yapmak ve malzemeyi hızlı soğutmak gibi bir takım faktörler de dikkate alınarak bu olumsuzluk ortadan kaldırılabilir.

2.9.11. Sigma Fazı

Ferritik ve ostenitik paslanmaz çeliklerde kaynak sonrasında olması muhtemel intermetalik fazlarda (örneğin sigma σ fazı) kaynak kalitesi olumsuz yönde etkilemektedir. Sigma fazı çok sert, antimanyetik ve gevrek bir metaller arası bileşiktir. % 52 Cr ve % 48 Fe'den meydana gelmektedir. Yüksek çalışma sıcaklığı, soğuk şekil değiştirme, Mo, Si, Cr, Ni gibi sigma fazının oluşumunu hızlandıran elementlerin malzemede yüksek oranda bulunması bu fazın oluşumuna neden olan etkenlerdir. Sigma fazı çeliğin makro sertliğini artırır, bu da çatlamalara sebep olur. Ayrıca çelikte oluşturduğu gevrekleşmeden dolayı çentik darbe dayanımını düşürür. Bu sebeplerden ötürü çelikte sigma fazı istenmez. Bu fazın oluşumunu önlemek için 950-1050 °C arasında tavlama yapmak ve suda hızlı soğutmak gereklidir.

2.10. Sade Karbonlu Çelikler

Yapılarında önemsiz miktarda Mn, Si, P, O, ve N gibi, çelik üretim yöntemlerinden gelen elementler bulunduran demir karbon alaşımlarıdır.

Sade karbonlu çelikler ucuz ve kolay şekillendirilebilirler. Mekanik özellikleri yapılarında bulunan karbon oranı ve üretim sırasında gösterilen özene bağlı olarak değişir ve sınırlıdır. Bugün için demir-çelik endüstrisinde üretilen çeliklerin onda dokuzuna yakını sade karbonlu çeliklerdir. Sertleşme yetenekleri azdır. Sertleştirme işlemlerinden sonra parçalarda çatlama, çarpılma ve iç gerilmelere rastlanır.

Kalın kesitli parçalar ise, istenilen düzeyde sertleştirilemezler. Korozyonik ortamlara dayanıksızdırlar. Alevle ve indüksiyonla yüzey sertleştirmeğe yatkındırlar.

Yapılarındaki karbon oranına göre; sade karbonlu çelikler, düşük karbonlu çelikler (% 0,05-0,3 C), orta karbonlu çelikler (% 0,3-0,8 C) ve yüksek karbonlu çelikler (% 0,8-1,7 C) olmak üzere üç gruba ayrılmaktadırlar. Yine aynı çelikler, ötektoid altı çelikler (% 0,05-0,83 C) ve ötektoid üstü çelikler (% 0,83-1,7 C) olarak da gruplandırılmaktadırlar.

Az karbonlu çelikler sertleştirilemezler, bunların uygun yöntemlerle yüzeylerinin sertleştirilmesi elbette mümkündür. Orta karbonlu çelikler ısıtılı işlemlere oldukça yatkındırlar. Dayanımları, az karbonlu çeliklere oranla daha iyidir. Sünekliği az karbonlu çeliklere yakın ve onlara oranla daha az olup, normal soğutmalarda yapıda oluşan perlit nedeniyle az karbonlu çeliklere göre sert ve mukavemetlidirler.

Yüksek karbonlu çeliklerin sünekliği çok azdır, kesilmeleri ve işlenmeleri güçtür. Talaş kaldırma işlemine, ancak yumuşatma tavlama ile yatkınlık kazandırılabilirler (Yıldırım ve diğ., 2001).

3. PASLANMAZ ÇELİKLERE UYGULANABİLEN KAYNAK YÖNTEMLERİ

Bazı sınırlamalar dışında diğer çelikler için kullanılan tüm kaynak yöntemleri (gaz ergitme kaynağı dışında) paslanmaz çelikler içinde kullanılır. En yaygın olarak kullanılan yöntemler şunlardır:

A) Ergitme Kaynağı Yöntemleri

- Elektrik ark kaynağı,
- Gazaltı kaynağı,
 - * Wolfram koruyucu gaz (TIG) kaynağı,
 - * Metal koruyucu gaz (MIG) kaynağı,
 - * Plazma ark kaynağı,
- Lazer ışını kaynağı,
- Tozaltı kaynağı,

B) Elektrik Direnç Kaynağı Yöntemleri

- Direnç-basınç kaynağı (nokta, makaralı dikiş ve yakma alın),
- Saplama kaynağı ,

C) Katı Hal Kaynak Yöntemleri

- Difüzyon kaynağı,
- Sürtünme kaynağı,
- Ultrasonik kaynak,
- Soğuk basınç kaynağı,
- Patlama kaynağı,
- Sürtünme karıştırma kaynağı (Orhan, 1996).

3.1. Ergitme Kaynağı Yöntemleri

3.1.1 Elektrik Ark Kaynağı

Elektrik ark kaynağı yöntemleri, aşağıdaki avantajları nedeniyle paslanmaz çeliklerin kaynağında önemli bir yer tutarlar:

- Basitlik,
- Alet ve teçhizat yatırımının düşük oluşu atölye ve şantiyelerde uygulanabilirliği,
- Değişik kullanımlar için özel elektrot türlerinin bulunması,
- Zor pozisyonlarda da kullanılabilmesi,
- Düşük ısı girdisi (özellikle ostenitikler için önemli),
- Kaynak davranışı ve dikişin görünüşü elektrotu kaplayan örtü tarafından belirlenir.

Rutil Örtülü Elektrot: Bu elektrotların ince damlalı bir malzeme akışı vardır ve ince tırtıllı, düzgün dikişler elde edilir. Doğru akım (elektrot +) veya alternatif akımla kaynak yapılabilir. Cürufu uzaklaştırmak kolaydır ve kısmen kendi ayrılır. Bu özelliklerinden ötürü paslanmaz çelik kaynağında tercih edilirler.

Bazik Örtülü Elektrot: Sadece doğru akımla (elektrot +) kaynak yapılabilir. Damlaları daha iridir, bu nedenle zor pozisyonlarda uygundur. Aralık kapama özelliği iyi olduğundan kök dikişleri için tercih edilir. Rutil elektrotlara göre kaynak dikişinin görünümü daha kabadır ve cüruf daha zor uzaklaştırılır. Her iki elektrot tipinde de mümkün olan en kısa ark ile çalışılır. Yüksek alaşımlı olan elektrotun elektrik direnci yüksek olduğundan bu malzemelerde daha düşük akım şiddeti ile çalışmak gerekir. Elektrot örtüsünün nemli olması kaynak davranışını ve cüruf geçişini kötüleştirerek gözenekliliğe veya soğuk yırtılmalara neden olabilir. Bazik elektrotlar gözenek oluşumu bakımından daha az duyarlıdır.

3.1.2. Gazaltı Kaynak Yöntemleri

Bu yöntemlerde ark, soy veya aktif bir koruyucu gaz örtüsü altında yanar ve çevredeki hava, ark ve kaynak banyosundan uzak tutulmuş olur.

3.1.2.1. Wolfram - Koruyucu Gaz Yöntemleri (TIG-Kaynağı)

Koruyucu gaz kaynak argonudur. Makine ile ostenitik çelik kaynağında kaynak hızını arttırmak için ticari gaz karışımları da (argon-hidrojen) kullanılabilir. Ergimeyen W elektrot (-) kutba bağlanır ve doğru akımla kaynak yapılır. Bu yöntem bütün kaynak pozisyonları için ve özellikle ince saclar ve kök pasoları için uygundur. 3 mm kalınlığa kadar 304, 321, 316 ve 316Ti tipi kaliteli ostenitik çelikler, kaynak ilave malzemesi kullanılmadan da kaynak edilebilirler. 316L gibi çelikler için birleştirme ilave metal ile yapılır.

3.1.2.2. Metal Koruyucu Gaz Ark Kaynağı (MIG-Kaynağı)

Paslanmaz çeliklerde en yaygın olarak MIG (Metal Inert Gas) ark kaynağı kullanılır. Kaynak akımı, ergiyen tel elektrota kaymalı bir temas yardımıyla aktarılır. TIG yöntemine oranla daha yüksek ergime gücü elde edilir. Masif ve özlü tel elektrotlar da kullanılır. Tel çapları 0,8 ile 1,6 mm arasındadır. Kaynak doğru akımla ve tel elektrot (+) uçta olmak üzere yapılır. Masif tel elektrotlarda koruyucu gaz olarak % 1-3 oksijen veya azami % 2,5 CO₂ içeren karışımlar kullanılır (daha fazla CO₂ bulunursa kaynak banyosu karbon alır ve korozyon dayanımı düşer). Tel elektrotlar uygulama durumuna göre, püskürtme, kısa veya darbeli arklı olarak kaynak edilirler. Oluk ve yatay pozisyonda kural olarak püskürtme ark ile çalışılır. Burada sıçrama eğiliminin düşük olması kısa devresiz, ince damlalı malzeme geçişini sağlar. Eğer daha düşük ısı girdisi gerekirse, kısa ark kullanılır (mesela ince saclarda, kök pasolarda ve zor pozisyonlarda). Kısa arkın dezavantajları sıçrama eğilimi ve yüksek kalınlıktır. Darbeli ark ile ısı girdisi azaltılabilir. Bu sayede ince saclar ve düşük cidar kalınlıkları (zor pozisyonlar da dahil) kolaylıkla birleştirilebilir. Özlü tel elektrotlar, elde mevcut her türlü MIG donanımı ile kaynak edilebilir, bu sırada masif tel ile aynı tel besleme tertibatı kullanılabilir. Sıçrama eğilimi çok azdır, dikişler kabarık değildir ve çentiksizdir. Yüzey düzgün ve az tırtırlıdır.

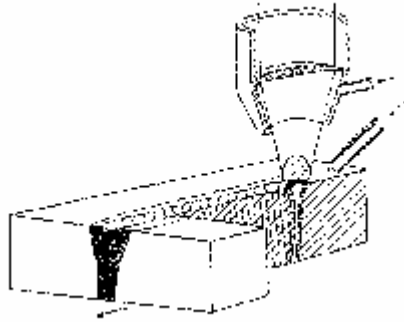
3.1.2.3. Plazma Ark Kaynağı (WPL)

Bu yöntem TIG kaynağının bir benzeridir. Ark'ın yoğunlaşmasıyla daha yüksek bir enerji yoğunluğu elde edilir. Paslanmazlık gazı olarak kaynak argonu kullanılır,

ostenitlerin kaynağında az miktarda hidrojen katılabilir. Dış koruyucu gaz olarak genellikle argon-hidrojen karışımları kullanılır. Genellikle otomatik donanım ile uygulama bir yöntemdir. 1 mm'ye kadar kalınlıklarda mikrop plazma kaynağı, 10 mm'ye kadar saclarda l-dikişi, daha kalın levhalarda 5 mm kök alın yüksekliği ve Y-dikişi uygundur. Arta kalan kesit diğer yöntemlerle doldurulur. Genellikle ilave metal kullanılmaz, yalnız kök aralığı $> (0,08 \times \text{kalınlık})$ olursa ilave metal gerekir. Plazma kaynağının avantajları; yüksek kaynak hızları, dar dikiş kalınlığı ve dar ITAB (Isı Tesiri Altındaki Bölge), düşük ısı girdisi, düşük çarpılmadır. Dezavantajları; TIG'e oranla daha pahalı donanım, hassas kaynak ağız hazırlama gereği, tutma tertibatı ve kalifiye işçilik gereğidir.

3.1.3. Lazer Kaynağı

Alışlagelmiş yöntemlerin yanında, lazer ışını yöntemi yeni ve otomasyona elverişli bir ergitme kaynağı yöntemi olarak dikkati çekmektedir. Odaklanmış ışın etkisiyle metal yerel olarak ergitilir ve bir anahtar deliği oluşumu ile derin kaynama etkisi elde edilir. Elde edilen kaynak dikişleri çok dardır, yüksek güçlü lazerlerin kullanımı ile 15 mm'ye kadar levha kalınlıklarının kaynakla birleştirilmesi mümkün olur. Isı girdisi yerel olduğundan ve ısı hızla uzaklaştığından şu özellikler sağlanır; derinlik/genişlik oranı çok büyük dar kaynak dikişleri, dar ITAB, düşük ısı çarpılma ve iyi şekillendirilebilirlik.



Şekil 2.4 Lazer Kaynağı (Aran ve Temel, 2004).

Günümüzde sanayide iki tip lazer kullanılmaktadır:

- CO₂ lazeri 1-15 mm kalınlıklar için
- YAG lazeri 0,2-4 mm kalınlıklar için kullanılır.

İlk tip lazerde ışın ayna yansımaları ile parça üzerine odaklanır. İkincisinde ışın bir cam elyaf yardımıyla kaynak noktasına iletildiğinden bu ışının parça üzerinde hareketi çok daha kolaydır ve örneğin robotlar yardımıyla 3 boyutlu bir işlem yapılabilir.

3.1.4. Tozaltı Kaynağı

Burada ark tel elektrot ile parça arasında ve bir cüruf örtüsünün altında yanar. Bu dökülen bir tozun ergimesiyle oluşur. Sadece oluk ve yatay pozisyonda mümkündür. Özel tertibatla korniş pozisyonunda yapılabilir. Genellikle tel elektrot doğru akımın (+) ucuna bağlanır. Cidar kalınlığına bağlı olarak elektrot çapları 1, 2 - 4 mm arasında seçilebilir. Akım şiddeti diğer çeliklere oranla % 10-20 daha düşük seçilir.

3.2. Elektrik Direnç Kaynak Yöntemleri

3.2.1. Direnç-Basınç Kaynağı

Bu yöntemle zahmetsiz ve tekrarlanabilir yüksek kaliteli birleştirmeler sağlanır. Ostenitik paslanmaz çeliklerin elektrik ve ısı iletkenliği düşük olduğundan, direnç kaynağı için diğer çeliklere göre daha uygundur. Isı girdisi daha az olduğundan yüzey kalitesinde önemli bir bozulma olmaz. Ancak ısıl genleşmesi yüksek olduğundan çarpılma riski daha yüksektir. Nokta ve makaralı dikiş kaynağında saclar birbirinin üstüne bindirilerek birleştirilir. Burada kaynak edilmemiş bir aralık kaldığından, aralık korozyonu tehlikesi olan yerlerde kullanılmaması uygun olur. Kaynak sırasında oluşan tav renkleri daha sonra giderilebilir. Birleştirilecek yüzeylerin temizlenmesi önemlidir. Nokta kaynağında oluşan çekirdeğin büyüklüğü ve biçimi, akım şiddeti süre ve elektrot kuvvetine bağlıdır. Süre arttıkça çekirdeğin kalınlığı ve çapı artar. Uygulamada kısa süreler tercih edilir. Elektrik direnci yüksek olan ostenitik paslanmaz çeliklerde, diğer çeliklere oranla daha düşük akımlar tercih edilir. Çekirdeğin yüksekliği sacların toplam kalınlığının yaklaşık % 50'si olacak ve % 80'i geçmeyecek şekilde akım şiddeti ayarı yapılır. Daha yüksek akımlar çekirdekte sıçrama ve boşluk (lunker) oluşumuna neden olur. Alaşımsız çeliklerle karşılaştırıldığında elektrot kapama basıncının 2 - 3 kat yüksek olması gerekir. Bu baskı, akım kaldırıldıktan sonra, çekirdek katılaşana kadar sürdürülmelidir (ince saclarda 0,5 saniye, 3 mm kalınlıkta yaklaşık 1 saniye). Paslanmaz çeliklerin nokta kaynağında elektrot

olarak 400 °C sıcaklıkta sertliği en az 70 HB olan bakır alaşımları (CuCrZr ve CuCrBe alaşımları gibi) kullanılır. Elektrot uçları, ayarı kolay olduğundan genellikle yuvarlak olarak seçilir. Makaralı dikiş kaynağı (sürekli veya kesintili hareketli) yuvarlak veya düz yüzeyli elektrotlarla yapılabilir. Elektrot kuvveti sürekli uygulanır, akım kesintili olarak verilir. Yakma alın kaynağında parçaların temas yüzeyleri birçok kez temas ettirilir ve ayrılır. Bu arada yüzeyler başlangıçta pürüzlü ise, yanarak düzlenmiş olur. Parçaların uçları birleştirme sıcaklığına ulaştığında, yüksek hızla birbirine bastırılır. Bu baskı basıncı uçların birleşmesini sağlar ve bu arada, oksitler ve bir miktar malzeme kaynak aralığından dışarı fışkırır. Tutma çenelerine uygulanan kuvvet, parçalar kayma olmayacak kadar (yaklaşık yığma kuvvetinin 1,5 - 2 katı) yüksek olmalıdır. Paslanmaz çelikler için alaşımsız çeliklere oranla daha düşük elektrik akımı, ancak daha yüksek yığma kuvvetleri seçilir. Dolayısıyla tutma kuvvetleri de daha yüksek olarak seçilmelidir. En uygun değerlerin bulunması için ön denemeler yapılması gerekir.

3.2.2. Saplama Kaynağı

Bu yöntemde çubuk şeklinde parçalar geniş yüzeyler üzerine basınç kaynağı ile birleştirilir. Bağlantı, kaynak bölgesinin sıvı ve plastik şekil alabilir durumunda gerçekleşir. Saplama kaynağı uygulamaları arasında ark saplama kaynağı en çok kullanılan tekniktir. Bu yöntemde çubuk ile parça arasında bir ark tutuşturulur ve alın yüzeyleri ergitilir. Ergitme süresi sonunda çubuk yüzeye bastırılır, ark söner ve kaynak banyosu katılaşır. Bu yöntemin en önemli avantajları; ana parçaya sadece bir yandan yaklaşmak yeterlidir, birleştirme için sızdırma problemi çıkaracak deliklerin açılması gerekmez, çubuğun tüm kesitini birleştiren güçlü bir bağlantı oluşur, 0,8-25 mm çapında çubuklar için kullanılabilir (çok yönlü kullanım), her kaynak pozisyonunda uygulanabilir, kaynak süresi kısa olduğundan, yanma (bileşen kaybı) ve çarpılma az olur, çubuğun ucunda bir flanş oluşturularak dayanım artırılabilir.

Ostenitik paslanmaz ve ısıya dayanıklı çeliklerin saplama kaynağı sırasında faz dönüşümü ve dolayısıyla sertleşme olmaz. Yöntemde soğumanın hızlı olması da önemli bir avantajdır, içyapıda karbür çökmesi görülmez. Ostenitik çelikler aynı zamanda kolay şekil değiştirirler. Ostenitik paslanmaz çeliklerde, kaynak metalinde % 10 kadar delta ferrit oluşur. Bu nedenle böyle çelikler sıcak yırtılmaya karşı duyarlı değildirler. Buna karşılık daha yüksek alaşımlı tam ostenitik çeliklerde ergimiş kaynak metalinde sıcak yırtılma

tehlikesi vardır, dolayısıyla yöntemine uygunluğu araştırılmalıdır. İki malzeme karışımı sonrasında kaynak metalinde beklenen içyapı faz diyagramları yardımıyla tahmin edilebilir.

Alaşımsız çeliklerin paslanmaz çeliklere saplama kaynağı yapılması durumunda (siyah-beyaz birleşmesi) ferritik ve ostenitik malzemeler kaynak metalinde karışırlar ve kırılğan martenzitik yapılar ortaya çıkar. Her iki malzemenin kaynak metaline karışan oranları belirli ise, Schaeffler diyagramı yardımı ile içyapı yaklaşık olarak belirlenebilir. Kaynak metali yaklaşık % 60 oranında çubuk (saplama) malzemesinden oluşur. Kaynak koşullarını ayarlayarak martenzit oluşumundan kurtulmak mümkün değildir. Bu durum sadece çubuk ucunun aşırı alaşımlaşması ile önlenir. Bunun dışında kesitte bir de karbon geçişi ortaya çıkacaktır ve kaçınılmaz olarak çok ince karbonca zengin ve gevrek tabaka oluşacaktır. Bu nedenle siyah üstüne beyaz kaynağına, ancak özel durum ve şartlarda müsaade edilir (Aran ve Temel, 2004).

3.3. Katı Hal Kaynak Yöntemleri

3.3.1. Difüzyon Kaynağı

Birleştirmek üzere eşleşmiş iki yüzeyin; malzemelerin ergime noktaları altındaki bir sıcaklıkta, malzemelerde tespit edilebilir plastik akmaya sebep olmayan bir basınç altında, katı hal difüzyonu yoluyla malzemeler arasında metalurjik bir bağ oluşuncaya kadar, birleştirilen malzemelerin özelliklerini önemli ölçüde etkilemeyecek bir süre tutulması ile uygulanan kaynak yöntemidir (Taşkın, 2000).

Difüzyon kaynağı teknikleri; difüzyon lehimleme (ara tabaka kullanılan), tek ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme, birden çok ara tabaka kullanılan difüzyonla lehimleme, ani sıvı faz kaynağı ve direkt difüzyon kaynağı olarak gruplandırılmaktadır.

Difüzyon kaynak mekanizması; yük altında plastik deformasyon, sürünme deformasyonu, difüzyon, yeniden kristalleşme ve tane sınır göçü aşamalarından oluşmaktadır. Kaynak parametreleri; sıcaklık, zaman, basınç, yüzey pürüzlülüğü, çalışma ortamı, birleştirilecek malzemelerin fiziksel ve kimyasal özellikleri ve metalurjik özelliklerden oluşmaktadır. Difüzyon kaynağı uygulamaları; havacılık ve uzay sanayi, nükleer sanayi, elektronik sanayi, savunma sanayi ve genel mühendislik alanlarıdır.

Difüzyon kaynak yöntemiyle; Al, Ti ve Ni alaşımları, paslanmaz çelikler ve seramikler kaynak edilebilmektedir (Ozan, 2000).

3.3.2. Sürtünme Kaynağı

Biri sabit diğeri dönel harekete sahip iki parçanın ara yüzeylerinde oluşturulan sürtünme yoluyla, mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüştürülmesi ile elde edilen ısıdan yararlanarak, eksenel basınç altında ara yüzeyde plastik deformasyon oluşturarak yapılan bir katı hal kaynak yöntemidir. Sürtünme kaynak yöntemleri; enerji kaynağına göre; sürekli tahrikli sürtünme kaynağı, volan tahrikli sürtünme kaynağı ve hibrit sürtünme kaynağı; hareket şekline göre; dairesel hareketli sürtünme kaynağı, lineer titreşim hareketli sürtünme kaynağı, açısal hareketli sürtünme kaynağı, radyal sürtünme kaynağı ve yörüngesel hareketli sürtünme kaynağıdır.

Sürtünme kaynağının mekanizması; aşınma ve sürtünme ile ısı üretilmesi, ısının yayılması, plastik deformasyon ve karşılıklı kimyasal difüzyondan oluşmaktadır. Kaynak parametreleri; çevresel hız, sürtünme basınç kuvveti, sürtünme süresi, yığma basınç kuvveti, yığma süresi ve frenlemedir. Sürtünme kaynağının uygulamaları; takım üretimi ve otomotiv sanayinde, hafif yapıların elde edilmesinde, makine imalatı ve hidroelektrik üretim tesisleri, havacılık ve uzay sanayi, otomotiv endüstrisi, takım endüstrisi, elektrik, elektronik ve kimya endüstrisidir. Sürtünme kaynağı uygulanabilen malzemeler; karbonlu çelikler, paslanmaz çelikler, alüminyum alaşımlı çelikler ve reaktif malzemelerdir (Özdemir, 2003).

3.3.3. Ultrason Kaynağı

Parçalar oldukça yüksek tutma kuvvetleri ile tutulurken, parçaya yüksek frekanslı ses dalgaları gönderilerek yapılan bir birleştirme yöntemidir. Frekans 20 ile 60 Hz arası olmaktadır. Ultrason kaynağı; elektronik, havacılık ve ölçü aletleri kontrol sanayinde kullanılmaktadır. Alüminyum alaşımları, refrakter metaller, Cu-Ni alaşımları, hassas metaller ve farklı metal kombinasyonları bu kaynak yöntemiyle birleştirilmektedir.

3.3.4. Soğuk Basınç Kaynağı

Yüzeyleri temiz iki metalin, normal şartlar altında, aralarında atomlar arası bir kuvvet meydana getirecek şekilde basınca maruz bırakılmalarıyla yapılan bir birleştirme yöntemidir. Çoğunlukla Cu ve Al gibi demir dışı ve reaktif metallere (Ti, Zr, Ni, Ta) uygulanmaktadır. Soğuk basınç kaynağı; bindirme, alın, derin çekme ve haddeleme olmak üzere 4 gruba ayrılır.

3.3.5. Patlamalı Kaynak

İş parçalarının kontrollü patlamanın etkisi ile iş parçalarının ergime olmaksızın birbirine çarpmasıyla oluşturulan katı-hal kaynağıdır. Ana malzeme, kaplama metal ve patlayıcı olmak üzere 3 ana bileşeni vardır. Kaynak parametreleri; çarpma hızı, çarpma açısı ve kaplama metalinin hızından oluşmaktadır. Bu yöntem ile birleştirilecek malzemeler; yeterli dayanç ve sünekliğe sahip olmalıdır. Örneğin % 5 - % 6 arası süneklik ve çentik darbe enerjisi 13.6 J veya üzeri olmalıdır (Ozan, 2000).

3.3.6. Sürtünme Karıştırma Kaynağı

Bu kaynak yöntemi alın altına sabitlenmiş iki levhaya yüksek devirde dönen kademeli bir karıştırıcı ucun daldırılarak kaynak yapılmak istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilmesinden ibarettir. Bakır–bakır alaşımları, kurşun, titanyum–titanyum alaşımları, magnezyum–magnezyum alaşımları, metal matrisli alüminyum kompozitlerde de bu yöntemin uygulanmasına başlanmıştır. Kaynak parametreleri; karıştırıcı ucun profili, çevresel hızı, ilerleme hızı ve karıştırıcı ucun batma derinliğidir. Kaynağın uygulama alanları; gemi inşasında ve deniz endüstrisinde, demiryolu, inşaat, havacılık, otomotiv, elektrik ve diğer endüstri sektörlerinden oluşmaktadır (Özdemir ve Taşkın, 2003).

3.4. Lazerin Tanımı ve Tarihçesi

3.4.1. Tanım

Lazer, tek renkli, oldukça düz, yoğun ve aynı fazlı paralel dalgalar halinde genliği yüksek bir ışık demeti şeklinde tanımlanır. Başka bir ifade ile yapay radyasyon tetiklemesiyle gerçekleştirilen ışık kuvvetlendirilmesi şeklinde de ifade edilebilir (Kuhn, 1998).

Lazerin meydana geleceği ortamda optik bakımdan saydam, bir ucunda tam sınırlı yansıtıcı ayna ve diğer ucunda da yarı sınırlı kısmen yansıtıcı ayna bulunan cam bir tüp bulunmaktadır. Bu bölüme sıvı veya katı haldeki maddeler yerleştirilmektedir. Dışarıdan ışık verme, ortamdan elektrik akımı geçirme metotları gibi yöntemlerden birine başvurularak elde edilen veya kimyasal bir yolla kazanılan enerji ortamdaki atomlara ulaşmaktadır. Atomların bir kısmı bu enerjiyi emmektedir. Emilen enerji doyuma ulaştıkça atomlar kararsız hale gelirler. Bu kararsız atomlara çarpan fotonlar sayesinde atomlar kendilerinden foton yayarlar. Böylece, emdikleri fazla enerjiyi püskürterek kararlı hale geçmeye çalışırlar.

Energilerini boşaltan atomlar tarafından yayılan bu fotonlar benzer şekilde diğer atomlara çarparak o atomların fazla enerjilerinden kurtulmasını sağlamakta, daha fazla foton yayılmasına yardımcı olmaktadır. Tüpün uçlarına ulaşan fotonlar aynalardan yansıtılarak olay yerine geri dönmekte ve olayı hızlandırarak devam ettirmektedirler. Uyarma ve tahriklerle beraber ortamdaki foton yoğunluğu giderek artmaktadır. Atomların hepsi foton yaymaya başlayınca meydana gelen foton enerjisi yoğunluğuyla kuvvetlenen ışık, yarı sınırlı uçtan dışarıya çıkar. Fotonların atomlara ulaşarak foton yayılımını sağladıkları bu yöntemle elde edilen ışık "lazer ışını" olarak adlandırılır.

Lazerin çalışabilmesi için enerji seviyeleri düşük atomların enerjilerinin yeniden yükseltilerek foton üretimine hazır hale getirilmeleri gerekmektedir. Bu durum, atomların normal olarak sahip oldukları enerji seviyesi dağılımının tersinden ibaret olmaktadır. Lazer "0.005-0.02 " çapında çok ince bir noktadan odaklandırılır. Benzeri güneş ışığında büyüteç kullanımıyla oluşur.

3.4.2. Lazer Kaynağının Gelişimi

Lazer, ABD’de Theodore H. Maiman tarafından keşfedilmişse de bu buluşun temellerinin 1940’larda atıldığı düşünülmektedir. 1957 yılında, Gordon Gould, daha önce Dicke’nin üzerinde çalıştığı "Fabry – Perot Oyuğu" fikrinin uygulamasını gerçekleştirerek lazer oluşumuna en yakın olguyu göstermiştir. Gould, bu çalışmasını laboratuvar notları arasına "lazer" (Light Amplification by the Stimulated Emission of Radiation) ismiyle kaydetmiştir.

12 Aralık 1960 tarihinde Ali Javan, William R., Bennette, Jr. ve Donald Herriot He-Ne uygulamasını gerçekleştirmişlerdir. 1963 yılında ise, bugün genellikle kaynak işlemlerinde kullanılan ve çok güçlü bir yöntem olan CO₂ yöntemi C. Kumar, N. Patel tarafından bulunmuştur. 1964 yılında Joseph Geusic, H. M. Marcos ve Le Grand Van Uitert tarafından Nd:YAG yöntemi icat edilmiş, William Bridges tarafından da argon iyonu yöntemi geliştirilerek hızlı bir lazer kaynak dönemi başlatılmıştır (Kuhn, 1998).

Lazer, elektrik enerjisini elektromanyetik enerjiye çeviren elektro-optik bir cihazdır. Esas elemanı olan rezonans hücresinin bir tarafında tam yansıtımlı diğer tarafında ise kısmi yansıtımlı iki ayna bulunmaktadır. Bu hücre, gaz veya sıvı maddeler ile doldurulmuş kılcal bir boru olabildiği gibi çeşitli kristal veya cam gibi katı maddelerden de oluşmuş olabilir. 1917 yılında Einstein’ın ortaya attığı “Uyarılmış Yayınım Teorisi”ne göre, herhangi bir şekilde uyarılmış enerji seviyesinde bulunan bir atom, daha aşağıdaki enerji seviyelerine foton yayarak inebilir. Bu yayınan fotonlar diğer atomlara da çarparak bunları aşağı seviyedeki enerji durumuna indirirler. Bu işlemin önemli özelliği, yayınma sırasında açığa çıkan fotonların aynı dalga boyunda, aynı uzaysal uyumlulukta ve aynı fazda olmasıdır. Rezonans hücresi içinde oluşan bu foton yayılımı ancak belirli bir güce erişince kısmi yansıtımlı ayna tarafından dışarı ışık enerjisi olarak çıkar (Wirth, 2004).

Lazer kaynağı, son zamanlarda sanayide hızla gelişen bir uygulama olarak görülmektedir. Sanayide endüstriyel gaz (CO₂) ve Nd:YAG (katı hal lazeri) şeklinde yer almaktadır. Temel olarak çeliklere, titanyum ve nikel alaşımlarına uygulanmaktadır (Johnson, Alabama Lazer).

Lazer ışını doğrudan kaynak yapılacak malzemeye odaklanır. Lazer kaynağındaki yüksek güç yoğunluğu (106 W/cm²) da malzemeye birbirinin etkilenmesini sağlamaktadır. Buna "ışın birleştirilmesi" adı verilir. Endüstriyel gazların birçoğunda, lazer ışınının oluşabilmesi için özel gazların kullanılması gereklidir. Gazın kalitesi ve seçimi

lazerin güvenilirliğini ve işlemin verimliliğini doğrudan etkilemektedir. Dolayısıyla, lazer gazları genellikle yüksek saflıkta özel gazlardan oluşmaktadır. Lazer gazları makineye ya ayrı tüplerle ya da önceden belirli oranlarla karıştırılmış olarak verilmektedir. Lazer kaynağında işlem gazları lazer ışınının malzemeye tepkimeye girdiği noktalarda kullanılmaktadırlar. Gazın seçimi ve kalitesi işlem kalitesi ve verimliliğini önemli ölçüde etkilemektedir.

Kaynak işlemi şiddetli lazer ışığıyla malzemenin hızlı ısınmasıyla gerçekleşir. Lazerin esnek oluşu kaynak tipinin 3 şekilde olmasını sağlamaktadır.

- **İletme Şekli:** Sığ ve geniş bir kaynak şekillenmesi için düşük enerji yoğunluğunda gerçekleşir.
- **İletme/nüfuz etme şekli:** Orta enerji yoğunluğunda olur. İletme şeklinden daha fazla nüfuz eder.
- **Nüfuz etme şekli**

Cihaz parçalarının sürekli olarak küçülmesi, birleştirme tekniklerinin daha küçük boyutlara yayılmasını gerekli duruma getirmektedir. Küçük boyutlardaki parçaların kullanıldığı üretim alanlarında, alışılmış kaynak yöntemleri (elektrik direnç kaynağı hariç) kesinlikle kullanılamaz. Bu durum ultrasonik, difüzyon, elektron ışın ve lazer ışın kaynağı gibi yeni tür birleştirme yöntemlerinin gelişimini teşvik etmiştir (Dixon, 1993).

Lazer kaynağının avantajları hızlı kaynak yapabilme özelliği ve sonuç itibarıyla daha düşük ısı girdisi gerçekleştirmesi, kaynak bölgesinde yüksek nüfuziyet sağlaması ve malzemelerde kaynak sırasında görülebilen çarpılmaların engellenmesidir. Bu avantajlar lazer ışınının yüksek enerji yoğunluğuna sahip olmasından ileri gelmektedir. Lazer kaynağı uygulamasında herhangi bir dolgu malzemesine ihtiyaç duyulmaz. Kaynak işlemi parçalar arasında bağlantı sağlanması için lazer ışınından enerji kullanımıyla oluşur (Jokinen, 2003).

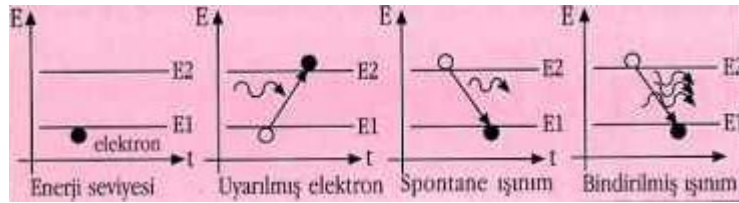
Bunlar arasında lazer ışınıyla kaynak, bir takım özel üstünlükleri ile kendini göstermektedir:

- Lazer ışınının birkaç mikron mertebesindeki iyi odaklanabilme kabiliyetinden ve 108 W/cm^2 'nin üzerindeki yüksek güç yoğunluğundan dolayı tungsten gibi yüksek sıcaklıkta ergiyen (3400°C) metaller rahatlıkla ergitilebilmektedir.
- Kaynak süresi olarak (konsantre edilmiş ısı iletimi koşuluna bağlı kalarak), metalurjik iç yapı değişimlerinin oluşumu önlenecek ve yüksek üretim hızlarına erişilebilecek şekilde, noktasal bağlantılar için yeterlidir.

- Lazer ışını temassız çalışır, yani takım ile iş parçası arasında hiçbir mekanik temas oluşmaz ve iş parçasının istenmeyen açısal çarpılmaları önlenmiş olur.
- Lazer ışını ile kaynakta vakum ortamı ve genellikle koruyucu gaz koruması gerekmediğinden, özellikle seri üretim için üretim maliyeti, çalışma hızı ve otomatikleşmesi bakımından önemli üstünlükler ortaya çıkar.

3.4.3. Lazerlerin Çalışma Prensipleri:

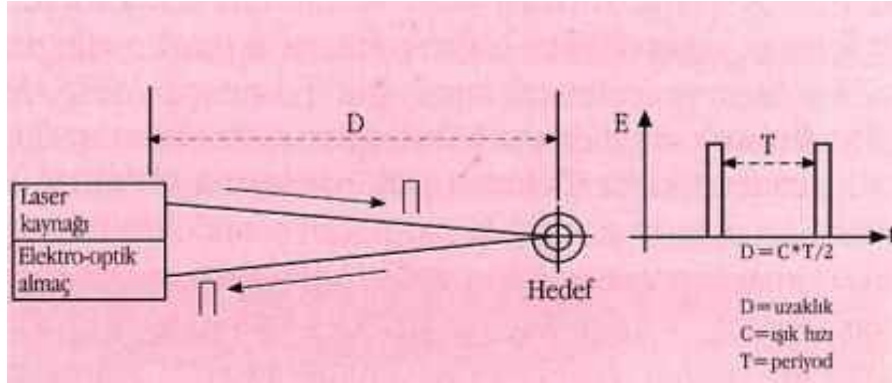
Her elementin atom yapısında yalnız o elemente özgü olan elektron yerleşim düzeni vardır; yani o elementteki atomların elektronları kararlı yörüngeleri olan belli bir enerji düzeyinde bulunurlar. Yörüngelerinde kararlı olarak bulunan elektronların, dışardan gelen bir enerjiyle uyarılıp bir üst yörüngeye çıkarak tekrar eski kararlı konumuna dönmesi sırasında aldığı enerjiyi dışarı salma işlemi lazerin ana prensibini oluşturmaktadır. Eğer atom dalga boyu (rengi) kendisine uygun düşmeyen bir ışık demeti (dalga boyu) ile uyarılmış ise, enerjisini spontane ışını şeklinde yayar; eğer kendisine tam olarak uygun düşen bir ışık demeti ile uyarılmış ise, Şekil 3.1’de görüldüğü gibi çok kısa bir sürede yerleştirildiği ışık demeti ile aynı doğrultuda ve daha parlak bir ışık demeti şeklinde yayar, bu “bindirilmiş (yükseltilmiş) ışınım” olayıdır.



Şekil 3.1 Enerji seviyesi diyagramı (<http://www.odevsel.com/genel-kultur/541/laser.html>).

Lazer kaynağı olarak kullanılan malzemenin (kristal, gaz, sıvı) yapısını oluşturan atomlar en son yörüngelerindeki elektronları dışarıdan enerji verilerek (pumped) bir üst yörüngeye (E2) çıkması sağlanır. Verilen enerji kesildiği zaman elektron tekrar kararlı konumuna (E1) geçer (bir alt yörüngeye düşer). Bu sırada kazanmış olduğu enerjiyi foton şeklinde yayar. Yayılan bu enerji lazer kaynağının iki tarafında bulunan yansıtıcı aynalar vasıtasıyla kendi ortamında döndürülür. Bu işlem elektronların tekrar tekrar uyarılmasıyla devam eder. Böylece eş fazda şiddeti çok artarak uyarılmış ve o atomun frekans

karakteristiklerini taşıyan güçlü bir ışınım (foton demeti) elde edilir. Tek dalga boyunda yoğunlaştırılarak yönlendirilmiş lazer ışığı ~ % 25 geçirgen olan aynadan bir Q anahtarı yardımı ile açığa çıkar (Şekil 3.2).



Şekil 3.2 Q anahtarlı yakut (Cr^{+3} Ruby) lazer (Mccay ve diğ., 1994).

Lazer ışığı üretilen ortamdan birim anahtarlama zamanında açığa çıkan enerjiye Q değeri ve bu işleme Q anahtarlama denir. Q anahtarlama metotları döner aynalar (1000 dönme/sn), elektro-optik ve akustik-optik şekillerinde olabilir. Elektro-optik ve akustik-optikte çalışma prensibi, polarizasyon kuramlarının çeşitli uygulamalarına dayanır.

3.4.4. Lazer Türleri

Lazer, küçük bir alanın içinde şiddetli bir enerjiyle aydınlatma, ergitme, kaynak yapma, delme veya yakma, kimyasal hareketlere neden olma eylemlerini gerçekleştirmektedir. Yansıyan radar sinyalleriyle uzak bir cismin boyutu ve şeklini gösterecek kadar iyi derecede yön, hız ve uzaklık tayini sağlamaktadır.

Lazerlerin temel olarak üç çeşidi vardır:

1. Katı hal lazerleri,
2. Sıvı lazerler,
3. Gaz lazerleri.

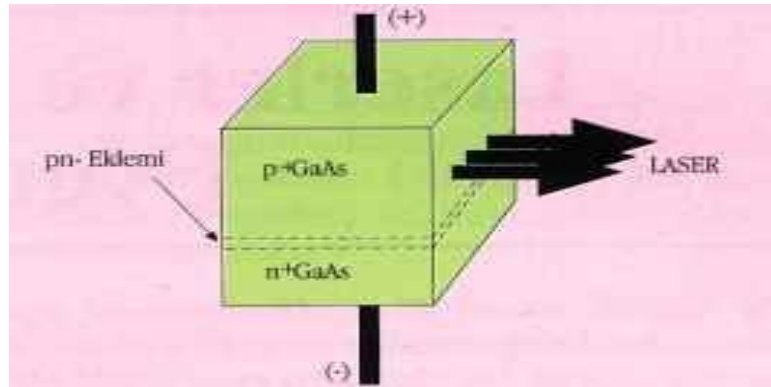
Genellikle her bir türün kendine has özellikleri vardır. Bu özelliklerin en belirgin olanlarından söz edilirse; katı hal lazerlerinin en güçlü, gaz lazerlerinin frekans tayfının en dar, sıvı lazerlerin ürettiği ışının frekansının kolayca ayarlanabilir olmasıdır.

3.4.4.1. Katı Hal Lazerleri:

Katı lazerlerin en çok kullanılan malzemeleri Ruby (yapay yakut) kristali veya Neodymium'la zenginleştirilmiş camı (silisyum oksit bazlı) kristalleridir. Bu tip lazerlerde çakma zamanı olarak $12 \cdot 10^{-15}$ sn'ye kadar ulaşılmıştır (Eryürek ve diğ., 1996).

3.4.4.2. Yarı İletken Lazerler (Ga:As):

Yarı iletken malzemenin ara kesit yüzeyinde negatif ve pozitif olarak zenginleştirilmiş bölgenin yüksek elektrik akımı ile uyarılması sonucunda, yarı iletken malzemenin özelliğini taşıyan fotonlar yayılmaya başlar. Fotonların, lazerlerin çalışma prensipleri başlığı altında anlatılan benzer bir teknikle toplanarak açığa çıkartılması işlemi yarı iletken lazerleri oluşturmaktadır ve bu tip lazerler bir tuz kristali büyüklüğünde kaynağa sahip olabilirler. Bu alanda Galyum Arsenik en çok kullanılan yarı iletken lazerdir. Yarı iletken lazerler % 50'den fazla bir verimlilikle çalışabilmektedir (Triantafyllidis and Schmidt, 2003).



Şekil 3.3 Yarı iletken lazerler (<http://www.odevsel.com/genel-kultur/541/laser.html>).

3.4.4.3. Gaz Lazerleri:

Gaz lazerlerini aşağıdaki gibi sınıflandırabiliriz:

A) Atom Lazerleri:

- Asal gaz (He, Kr, Ne, Ar, Xe)

- Metal buharlı (Pb, Sn, Zn, Cd)

B) İyon Lazerleri:

- Asal elementli (He, Kr, Ne, Ar, Xe)
- Metal buharlı (Pb, Sn, Zn, Cd)

C) Molekül Lazerler: (CO, CO₂, N₂, CH₃F...)

Silindirik cam ve kuartz tüpü içerisine yerleştirilen asal gazlar, gaz karışımları ve metal buharları gaz lazerlerini üretmek için kullanılırlar. Gaz lazerler ultraviyole ışık, elektron tabancası, elektrik akımı ve kimyasal reaksiyonlar kullanılarak pompalanmaktadır. Helyum-Neon gaz lazeri yüksek frekans sabitliği (saf rengi) ve en az dağılma olan ışın demetine sahiptir. CO₂ lazeri (dalga boyu 10.6 µm) tesirli ve sürekli güç alınabilen lazerdir.

3.4.4.4. Sıvı Lazer: (Rhodamine 6G, 4-methylum belliferone...)

Sıvı lazerler organik boyaların solventler içerisinde seyreltilerek yapılan solüsyonlardan oluşmuştur. Sıvı lazerler her hangi bir lazer kaynağı ile enerji verilerek meydana getirilebilir. Diğerlerine göre en önemli fark ise tek bir dalga boyu yerine kullanılan maddeye bağlı olarak belirli bir spektrumda istenen dalga boyu ayarlanarak çalışılmasıdır. Örnek olarak en önemli bilinen solüsyon Rhodamine 6G'dir. Az asidik bir solüsyon olan 4-methylum belliferone 0.391 µm'den 0.567 µm'ye kadar olan spektrumda dalga yaymaktadır. Bir monokromatör üzerinden geçilerek çeşitli maddelerin analizlerini yapmakta kullanılır.

3.4.5. Katı Hal Lazerlerinin Çalışma Prensipleri

Bir CO₂ lazer sistemi; esas olarak optik resonatör (lazer kafası) ve kumanda düzenekli ışık üretici olmak üzere iki parçadan oluşur. Lazer oluşturu ortamın çevresi helisel flaş lambası (optik pompa olarak da adlandırılan ksenon lambası) ile çevrilmiştir. Burada kullanılan lazer ortamı; örneğin, 5 mm çapında silindirik bir yakut kristalidir. Bu amaçla kullanılan yakut kristali Cr₂O₃ içeren bir korondum kristalidir (ruby), yani Al₂O₃ kafesi ve bu kafes içinde yer almış % 0.05Cr⁺³ (aktif) iyonlarından oluşur.

Yakut kristaline dışarıdan görünür ışık olarak bir enerji gönderilirse, elektronlar yüksek ve kararsız bir enerji seviyesine (E_2) yükselirler, sonra bu konumdan hızla ve ışın yaymadan yarı kararlı bir enerji seviyesine (E_1) düşerler. Lazer ortamındaki enerji dönüşümü, bu yarı kararlı (E_1) konumdan temel enerji seviyesindeki konuma inerken gerçekleşir ve bağdaşık bir ışın ortaya çıkar. Bu kristalin uçlarındaki birbirine paralel iki yüzey biri tam yansıtıcı diğeri ise kısmen geçirgen olacak şekilde gümüşle kaplanarak hazırlanmıştır. Böylece optik bir resonatör ortaya çıkar. Lazer ortamı ksenon lambanın yakılmasıyla uyarılır ve resonatörün içinde duru bir dalga oluşur ve bu dalga, yeni Cr^{+3} iyonlarının emisyonuna neden olur. Eşik değerine ulaşıldığında yarı geçirgen yüzeyden bir ışık darbesi çıkar, böylece dar bir demet halinde paralel ve bağdaşık lazer ışını elde edilmiş olur. Elde edilen lazer ışını, bir optik mercek yardımıyla çok küçük bir alana (0.01-0.10 mm çaplı) yoğunlaştırılarak enerji girdisi olarak kullanılabilir. Yakut lazerinin verimi % 0.1'dir. Kaynak işleri için YAG lazeri daha uygun olmaktadır; zira, bu lazerin verimi % 0.2-3 arasındadır. Katı hal lazerleri darbeli olarak çalışır.

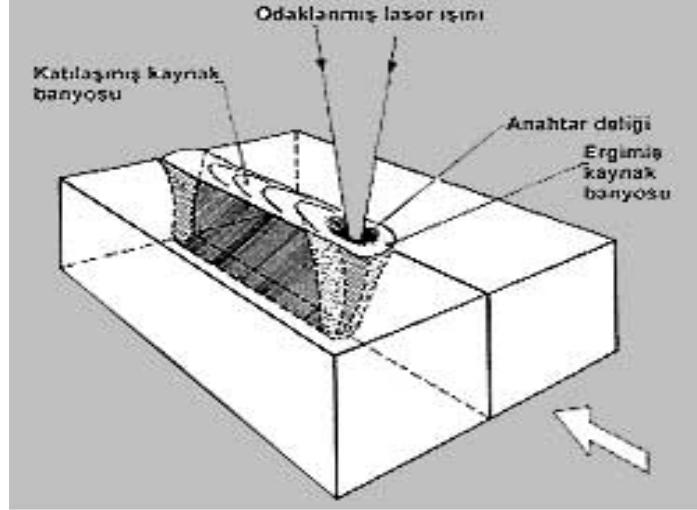
3.4.6. Gaz Lazerlerinin Çalışma Prensipleri

Gaz lazerinin çalışma prensipleri, kaynak için verimli bir şekilde kullanılan CO_2 üzerinde açıklanabilir. CO_2 lazeri olarak adlandırılan ve kaynak amaçlı kullanılan bu tür lazerlerde 1/5 aktif madde içeren helyum, azot ve CO_2 veya CO gaz karışımları bulunur.

Gaz tüpünün içindeki CO_2 gazı; helyum ve azotla karışık olarak bulunur. Gaz içerisinde, elektriksel boşalma ile oluşturulan ışık; bir ucu % 100 yansıtıcı, diğeri ucu % 50 yansıtıcı rezonans boşluğunda, rezonans konumuna geçerek lazer ışını oluşur. % 50'lik yansıtıcı aynanın bulunduğu uçtan çıkan ışın, kaynak edilecek parçaya yöneltilir. Işın katlama aynaları, uzun rezonans boşluğunu katlayarak daha toplu bir tasarımı olanaklı kılarlar. Elektrotların yakın ve geniş yüzeyli olması sayesinde, darbe sırasında çok yüksek güç (örneğin, 1 mikro saniyede 10 MW (megawatt) çıkışı sağlanabilir. Ortalama çıkış gücü ise; 25 kW veya daha fazla olabilir. Gaz taşınım lazerinde, gaz sürekli olarak ışık ve elektrik alanlarının her ikisine de dik yönde ve yüksek hızda devredilir. Bu sırada bir ısı değiştiricisinden geçirilerek soğutulur (Kuhn, 1998).

3.4.7. Lazer Işını Kesitindeki Yoğunluk Dağılımları

Bir lazer ışının kesiti, bir dalgaya benzer biçimde çeşitli yoğunluk dağılımlarında oluşabilir. Dalgalar, aynalar arasında ileri-geri hareket ettiğinde yani aynalara çarpıp yansındıklarında, durağan dalgalar oluştururlar. Zengin spektrumlu bir dalga üreticinde, tek dalga boyuna ait salınım elde edebilmek için aynalar arasına gümüşle kaplanmış bir prizma yerleştirilir. Prizmanın dağıtıcı etkisiyle, yalnız istenilen dalga boyuna ait optik bir yol ayarlanabilir. Salınımın uzunlamasına yoğunluk dağılımı (mod) ile birlikte enine yoğunluk dağılımı da eş zamanlı olarak elde edilebilir. Yani bir lazer ışınının kesitindeki yoğunluk dağılımı mod olarak adlandırılır. Resonatör yapılanması ve lazer ışının yayılma ve odaklanma özelliğini doğrudan etkiler. Gazın içindeki alanları ışın kesiti eksenine normalde yakın olmaları nedeniyle bunlar enine ve manyetik (TEM) yoğunluk dağılımı olarak adlandırılır. Burada, m ve n indisleri, ışın boyutunda oluşan enine düğüm noktalarını yani integral numaralarını belirtirler. Diğer bir deyişle; ışın, kesitlerde katmanlara ayrılır.



Şekil 3.4 Lazer ışını kesitindeki yoğunluk dağılımı (www.bilesimyayicilik.com.tr).

En basit yoğunluk dağılımı TEM'dir. Işının enine kesitindeki akı yoğunluğu yaklaşık olarak Gauss dağılımı göstermektedir. Işın kesitinde faz değişimi yoktur. Bu nedenle, ışın bağdaşıktır. Işının açısall yayılımını çıkış açıklığındaki kırılma ile sınırlanmıştır. TEM ışını en iyi odaklanabilendir. m ve n 'nin yüksek değerli olduğu çok

yoğunluk dağılımlı ışınlarda tabakalı kesit görülür. Yoğunluk dağılımı ne kadar yüksek olursa, ışın o derece zor odaklanmaktadır.

3.4.8. Lazer Uygulamaları:

Lazerler; endüstride, bilimsel araştırmalarda, haberleşmede, tıp ve askeri alanlarda gün geçtikçe daha da önemli olmaktadır. Bu konulardaki uygulamalara birkaç örnek vermek gerekirse;

Endüstride:

- Her türlü malzemeyi çok hassas bir şekilde kesme, delme, eritme, lehimleme ve şekil verme işlemleri,
- Mikro elektronikte dirençlerin aktif veya pasif olarak % 0.01 hassasiyetinde üretilmeleri,
- Chip üretiminde hat kalınlıklarının 0.25 μm 'den az olarak desenlendirilmesi,
- Yeni maddelerin analiz işlemlerinin yapılması,
- Yüksek ve uzun yapıların düzgünlüğünün ölçümü,
- Yüzey sertleştirmelerinde.

Bilimsel Araştırmalarda:

- Çok hassas bilimsel ölçümlerde (ışık hızı ölçümü),
- Yer küre üzerindeki hareketlerin hassas ölçümü,
- Malzemelerin kimyasal analizlerinde.

Haberleşmede:

- Yeryüzü ile uydular arası haberleşme sistemlerinde,
- Dünya üzerindeki haberleşme ağında fiber-optik sistemlerle birlikte kullanılması,
- Yüksek yoğunlukta ses ve görüntü bilgileri depolanması (compact disc, video disc).

Tıp Alanında:

- Zarar görmüş dokuları keserek almak,
- Yaraları iyileştirmek,
- Kanamayı durdurmak,
- Göz retinasında oluşan zedelenmeleri gidermek.

Askeri Alanlarda:

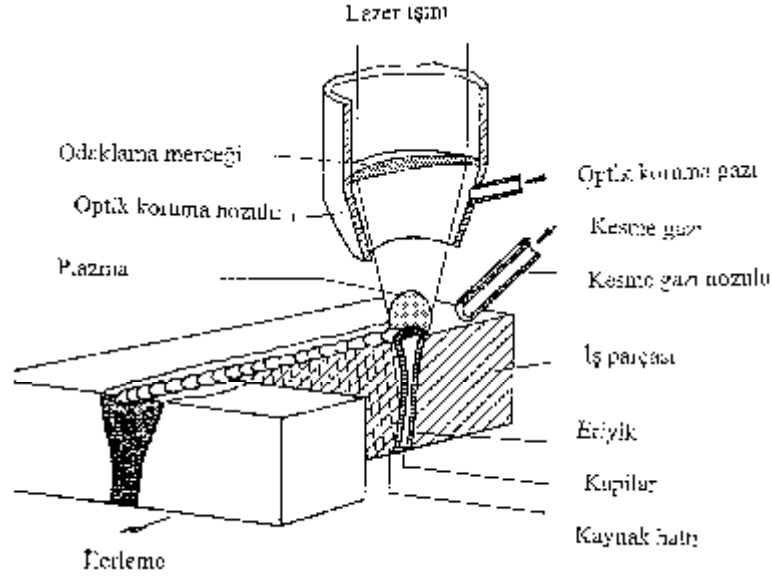
- Açısal hassasiyet (ışınımının doğrusal şekilde olması),

- Uzun mesafelere ulaşma (lazer gücünün yüksek olması),
- Mesafe ölçümünde hassasiyet (darbe genişliğinin çok dar olması),
- Selektif tespit (spektral bant aralığının çok dar olması sebebiyle),
- Kullanım kolaylığı, küçük boyutta ve hafif olmaları (Pakdil ve diğ., 2005; Uzun ve diğ., 2004).

3.4.9. Lazer Işınıyla Kaynak Prensibi:

Lazer ışınıyla kaynak, monokromatik ışınların yüksek enerjilerinden yararlanılarak malzemelerin bir kısmının ergitilmesi ve buharlaşması esasına dayanmaktadır. Dikiş oluşumunun mekanizması elektron ışın kaynağına benzer şekildedir. Teknikte bu yöntemden kaynak işlemlerinin yanı sıra kesme, delme ve ısıl işlemlerde de yararlanılmaktadır. İşlemler karakteristik olarak, metal esaslı ve metalsel olmayan malzemelere uygulanabilmesi dışında, ısıdan etkilenen bölgelerin diğerleriyle karşılaştırılamayacak derecede dar olması ve ulaşılan yüksek hızları ile dikkat çekmektedirler. Lazer ışınıyla kaynak aslında bir ergitme kaynak yöntemidir. Güç yoğunluğu malzeme kuvvetle buharlaşmadan ergiyecek şekilde ayarlanmalıdır. Teorik olarak ek metal kullanılmadan çalışıldığı için, parçalar birbirlerine tam olarak birleştirilmelidir. Ağızlar arasındaki aralık ergimiş banyo genişliğinin beşte biridir. Ergimiş banyo genişliği ise 100 µm civarındadır (Costa ve diğ., 2003).

Kaynak bölgesini oksidasyondan korumak için kullanılan gaz, ergiyik haldeki malzemeyi kaynak bölgesinden uzaklaştırmaması için daha düşük basınçla püskürtülür. Lazer ışınıyla kaynak metodunda en önemli ölçüt, ışının malzeme içinde oluşturduğu kapilerdir. Lazer ışını bu kapiler sayesinde malzemenin içlerine kadar nüfuz ederek, malzemenin tüm et kalınlığı boyunca enerji geçişi sağlanmasına imkân tanır. Bilindiği gibi ark kaynağında bu enerji geçişi sadece yüzeysel olarak gerçekleşmektedir. Lazer ışınıyla kaynakta, distorsiyonsuz kaynak dikişi elde edilebildiği için daha hassas kaynak imkanı sağlanır (Haboudou ve diğ., 2003).

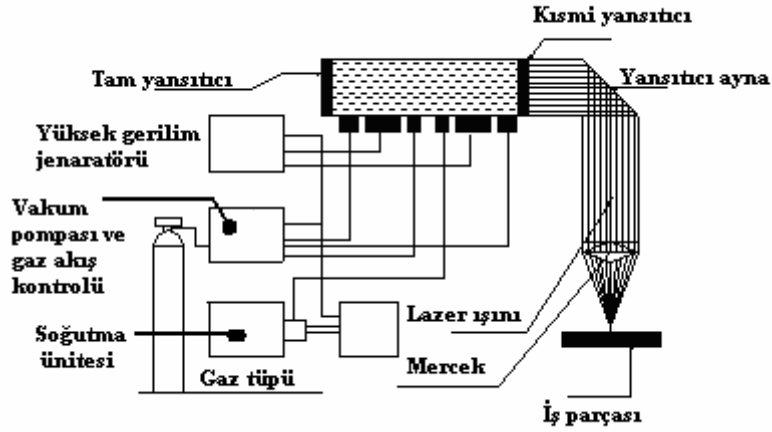


Şekil 3.5 Lazer ışınıyla kaynağın prensibi (www.bilesimyayicilik.com.tr).

3.4.9.1. CO₂ Lazeriyle Kaynak:

Karbondioksit lazeri kaynak işlerinde oldukça yaygın olarak kullanılan lazer türüdür. Lazer ortamı içinde CO₂, N₂ ve Helyum gazları karışımı bulunur, lazer ortamının basıncı yaklaşık olarak 40 mbar'dır, ışığın gücü 10 W- 20 kW arasında değişebilir. Seri üretime yatkındır. Günümüzde özellikle otomotiv endüstrisinde kullanımında robotlar yardımıyla uygulanarak otomatik hale getirilmiştir. Işın gücü resonatör uzunluğuna bağlıdır ve yüksek güçler için katlamalı lazerler kullanılır. CO₂ lazeri ile metallerin dikiş, nokta ve köşe birleştirmeleri rahatlıkla gerçekleştirilebilmektedir. 500-5000 mm/dak kaynak hızlarında çalışılabilmektedir. CO₂ lazeri metal olmayan malzemelerin bazı türlerinde de uygundur.

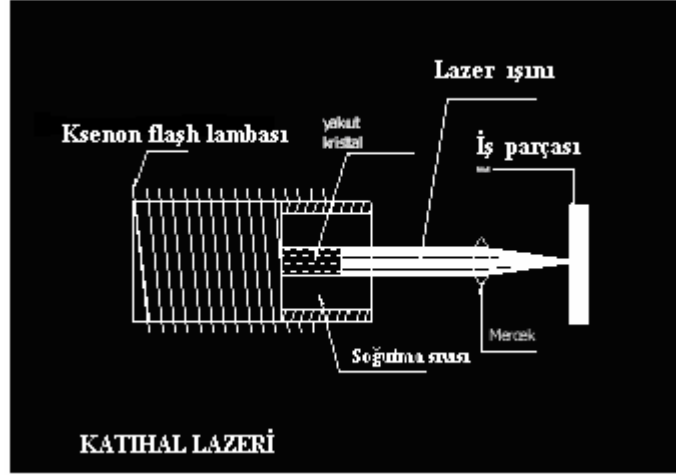
Lazer kaynağının kendine özgü vazgeçilebildiği yerlerde, TIG ve plazma yöntemleri gibi alışılmış yöntemler daha ekonomik olmaktadır. 2-10 kW'lık lazer güçlerinde, burada aynen elektron ışınıyla kaynak yönteminde olduğu gibi anahtar deliği tekniğiyle derin nüfuziyet oluşur. Derin nüfuziyet istenildiğinde parça içinde ergimiş metalle sarılı, buharlaşmış bir bölge oluşur. Darbe ve güç gibi parametreler uygun şekilde değiştirilerek, kaynak dikişi, maksimum nüfuziyet ve minimum IEB elde edilecek şekilde ayarlanabilir (Dilthey ve diğ., 2000).



Şekil 3.6 CO₂ lazerinin şematik resmi (www.bilesimyayicilik.com.tr).

3.4.9.2. Katı Hal Lazeriyle Kaynak:

Katı hal lazeriyle kaynak darbeli olarak, hassas cihazların, elektroteknikte kullanılan küçük parçaların ve farklı malzemelerin kaynağında kullanılmaktadır. Genellikle noktasal bağlantılar mukavemet için yeterlidir. Ancak kaynak dikişleri noktasal bağlantılarının yan yana dizilmesiyle darbeli lazer ışını ile gerçekleştirilebilir. En iyi sonuçlar, kaynak noktalarının % 50-70'lik üst üste bindirme derecesiyle sağlanır. Darbeli lazerin iyi kumanda edilebilme yeteneğinden dolayı otomatik üretim akışına uygulanması olanağı vardır. Burada lazer ışını aynalarla saptırılır ve birçok kaynak, ışın dağılımı ile aynı anda yapılabilir. Sürekli dalgalı katı hal lazerlerinin alışılmış olan 600 W'lık güçleri günümüzdeki tekniklerle artırılarak 3 kW'a kadar çıkarılabilmektedir. Fiber-optik sistem ile ışın dağılımı sağlanmaktadır. Bu sayede özellikle, robot uygulamalarına yatkın olduklarından otomobil gövdelerinde kullanılan ince sacların kaynağında çok rahat uygulanabilmektedirler. 1.06 μm 'lık dalga boyu ile Nd: YAG katı hal lazerleri, daha ucuz olmakta, normal cam mercekler kullanılarak özellikle çeşitli biçimlerde plastik biçim verilmiş üç boyutlu otomobil gövde saclarının birleştirilmesinde ideal sonuçlar vermektedirler (Nath ve diğ., 2002).



Şekil 3.7 Katı hal lazerinin şematik resmi (www.bilesimyayicilik.com.tr).

3.4.10. Lazer Kaynağının Parametreleri

Lazer iletim kaynağının kalitesini etkileyen esas parametreler aşağıdaki hususlardan oluşmaktadır: Lazerin dalga boyu ve kullanılan merceklerin lazer demetini yutma oranı, lazer ışının gücü, lazer ışınının leke boyutu, lazerin çalışma modu (sürekli dalga veya darbeli), lazer ışınının odak uzaklığı ve odak noktası, iş parçasının kimyasal bileşimi, iş parçasının fiziksel geometrisi, iş parçasının kalınlığı, iş parçasının yüzey durumu, koruyucu gaz: karışım oranı, akış hızı, basınç, meme boyutu ve pozisyonu, kaynak karakteristiği: kaynak hızı, birleştirme geometrisi, aralık toleransı. Kaynağın malzemeye nüfuz derinliği, güç yoğunluğu ve kaynak hızına bağlıdır. Malzemeye uygulanan güç yoğunluğu arttıkça ve kaynak hızı azaldıkça nüfuz derinliği artar. İlk önce üretim hızının olması gereken en alt hız değeri başlangıç kaynak hızı olarak seçilir. Bu hızda istenen nüfuz derinliğini sağlayan lazer çıkış gücü belirlenir. Malzemeye en uygun olan güç yoğunluğu ise denemeler sonucunda bulunur. Genellikle lazer kaynağı için gerekli işlem parametreleri seçilirken teoriler üzerinden, denemelerden ve geçmişte yapılan deneyimlerden faydalanılır. Teorik hesaplamaların ışığında, çeşitli parametreler için değişik değerler denenerek en uygun olanı seçilir. Kaynak hızının, iş parçasına uygulanan güç yoğunluğunun ve odak noktasının yanlış seçilmesi, merceklerin kirliliği, gerek kaynak ortamının sağlanmaması vs. gibi hatalar kaynağın bozuk olmasına sebep olmaktadır. Ayrıca kaynak dizaynı, koruyucu gaz ve alın birleştirme işlemlerinde parçalar arası mesafe gibi parametrelerde önemli rol oynamaktadır. Lazer kaynak parametrelerini genel olarak aşağıdaki gibi gruplandırabiliriz:

1. Lazer ışının gücü: Lazer kaynağında nüfuziyet derinliği direkt olarak ışın gücü ve ışın çapının bir fonksiyonu olan lazer ışının güç yoğunluğu ile ilgilidir. Sabit bir ışın çapında, ışın gücünün artması nüfuziyeti artırır.

2. Lazer ışının çapı: Bu parametre güç yoğunluğunu belirlediğinden dolayı çok önemlidir. Bununla beraber, yüksek güçlü lazer ışınlar için ölçüm çok zordur.

3. Absorbe edebilme yeteneği: Lazer ışın kaynağının verimliliği lazer ışının iş parçası tarafından absorbe edilebilmesine bağlıdır. Lazer işlemi için herhangi bir ısı transferi hesabı, iş parçası tarafından absorbe edilmiş olan enerjiye bağlıdır. Metallerin absorpsiyonu ise büyük ölçüde serbest elektronların hareketine bağlı olduğundan, absorpsiyon doğrudan metallerin iletkenliğine bağlıdır.

4. Kaynak hızı : Lazer ışın kaynağında artan kaynak hızına bağlı olarak nüfuziyet azalır (Özcan ve diğ., 2004).

3.4.11. Lazer Işın Kaynağıyla Kaynak Edilebilen Metaller ve Alaşımları

1. Alüminyum ve Magnezyum Alaşımları: Alüminyum ve magnezyum alaşımları hafif olduklarından, özellikle otomotiv endüstrisindeki potansiyel uygulanmalarda lazer kaynağıyla kaynak edilebilirliği son zamanlarda yoğunlaşmıştır. 1970 ve 1980'li yıllarda Al alaşımları CO₂ lazeriyle kaynağında, 10,9 µm'lik yüzey refleksiyonundan dolayı, kaynağın çok zor olduğu tespit edilmiştir. Daha sonra yüzey kaplamayla bu sorun ortadan kaldırılmıştır. Al alaşımlarının lazer ışını ile kaynağında diğer bir kritik faktör magnezyum gibi alaşım elementlerinin buharlaşmasıdır. Lazer ışın kaynağı ile Al alaşımlarının kaynağı zor olduğu halde uygun ön tedbirlerle kaynak metalinde de ana malzeme ile aynı çekme gerilmesi elde edilebilir (Liu ve diğ., 2004).

2. ST Çelikler ve Paslanmaz Çelikler: Lazer kaynağı araştırmalarının büyük bir çoğunluğu demirli alaşımlar üzerinde yoğunlaşmıştır. Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler kolaylıkla kaynak edilebilirler. Bu alanda önceki çalışmaların çoğunluğu, güç santralleri ve kimya endüstrisindeki öneminden dolayı paslanmaz çelikler üzerine yapılmıştır. Daha sonra otomotiv endüstrisindeki gelişmeler lazer kaynağının bu alanda büyük bir kullanım alanı bulmasına yol açmıştır (Costa ve diğ., 2003).

3. Titanyum ve Alaşımları: Son zamanlara kadar elektron ışın kaynağının üstün ağırlık-mukavemet oranından dolayı havacılık endüstrisinde çok geniş bir şekilde kullanılan titanyum ve alaşımlarının kaynağında çok popüler bir metot olarak

kullanılmıştır. Bununla beraber, elektron ışın kaynağının derin nüfuziyeti vakumsuz şartlar altında yalnızca kısa bir aralığa kadar elde edilmiştir. Aksine CO₂ lazer ışınları gibi zayıflama ve optimum düşüş olmaksızın atmosfer içerisinde büyük bir aralıkta taşınabilir. Normal şartlarda kaynağı zor olan titanyum alaşımı gibi bir metale lazer tekniğinin uygulanması havacılık ve kimya endüstrisinde büyük ilgi görmüştür (Kuhn, 1998).

3.4.12. Lazer Kaynağının Avantajları ve Dezavantajları

3.4.12.1. Lazer Kaynağının Avantajları

- Yüksek kaynak ilerleme hızı,
- Derin nüfuziyet,
- Düşük çarpılma ve düşük toplam ısı girdisi,
- Lazer ışınının hassas olarak odaklanabilmesi ve belirli bir açıyla kaynak bölgesine yönlendirilebilmesi,
- Kaynak dikişinin ark kaynağına nazaran çok dar olması,
- Toplam ısı girdisinin düşük olmasına bağlı olarak mikroyapı içerisindeki değişimlerin azalması,
- Çok ince parçaların birleştirilmesinde veya kesilmesinde kullanılması,
- Düşük ısı girdisine ve yüksek kaynak hızına sahip olan lazer kaynağının istenmeyen dönüşümleri önlemesi.

3.4.12.2. Lazer Kaynağının Dezavantajları

- Yüksek donanım maliyeti,
- Çok temiz ve hassas yüzey hazırlama ihtiyacı,
- Koruyucu atmosfer gereksinimi,
- Parça boyutları büyüdükçe maliyetin artmasıdır.

4. METALİK MALZEMELERE UYGULANABİLEN MUAYENE YÖNTEMLERİ

Malzemelerde kalite kontrolün sağlanması, kalite için ölçü alınabilecek büyüklüklerin belirlenmesi, kalitenin yükseltilebilmesi, hasar durumlarında hasarın ortaya çıkış nedenlerinin saptanabilmesi, malzeme özelliklerinin belirlenmesi ve geliştirilmesi için onları muayene etme zorunluluğu vardır. En yaygın olarak kullanılan yöntemler şunlardır:

A) Mekanik Muayene Yöntemleri

- Çekme deneyi,
- Basma deneyi,
- Çentik darbe deneyi,
- Sertlik ölçme deneyi,
- Derin çekme deneyi,
- Eğme deneyi,
- Kıvılcım deneyi.
- Burma deneyi,
- Sürünme deneyi,
- Yorulma deneyi.

B) Fiziksel Muayene Yöntemleri

- Titreşim özellikleri,
- Isıl genleşme,
- İletkenlik,
- Yorulma.

C) Kimyasal Muayene Yöntemleri

- Kimyasal analizler,
- Korozyon dayanımı,
- Dağlama.

D) Metalografik Muayene Yöntemleri

- Gözle muayene,
- Metal mikroskobu ile muayene,
- Elektron mikroskobu ile muayene,

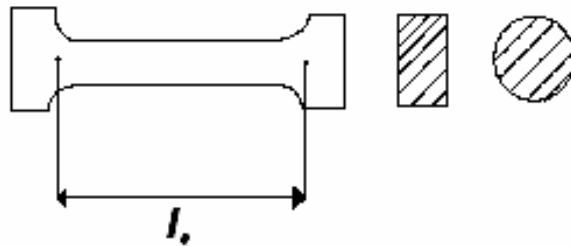
E) Tahribatsız Muayene Yöntemleri

- Kapılar emdirme yöntemi,
- Dağlama yöntemi,
- Floresans etkili çalışma yöntemi,
- Yağda kaynatma yöntemi,
- Manyetik tozla muayene yöntemi,
- Röntgen ve γ -ışınları ile muayene (Yıldırım ve diğ., 2001).

4.1. Mekanik Muayene Yöntemleri

4.1.1. Çekme Deneyi

Standartlara göre hazırlanmış deney numunelerinin tek ekseninde sabit hızda ve sıcaklıkta çekilerek kopartılmasıdır. Bu işlem sonunda çekme mukavemeti, akma mukavemeti, elastiklik modülü, % uzama, tokluk ve rezilyans gibi özellikler belirlenir. Deneydeki numuneler standartlaştırılmıştır. Çekme deneyi uygulamalarında çoğu kez silindirik ve bazen de belli geometrik kesite sahip çekme çubukları kullanılır. Çubuklar, makinenin çekme çeneleri arasına yerleştirildikten sonra çekme zorlanmasına maruz bırakılır. Eğride yük-uzama arasındaki ilişki, yük-uzama eğrisiyle verilir.



A_0 = Kesit alanı (mm) L_0 = İlk boy (mm)

Şekil 4.1 Numunelerin çekme standartlarına göre hazırlanması

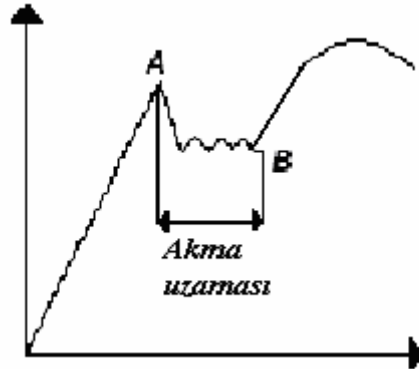
$$l_0 = 5,65 \sqrt{A_0} \dots\dots\dots (1)$$

$$l_o = 5,65 \frac{\sqrt{d^2 \Pi}}{4} \dots\dots\dots(2)$$

Bu eğride önce yük, artan uzamayla dik ve orantılı bir artış gösterir. Yükle uzama arasındaki orantı Hooke yasası ile verilmiştir. P (N) yükü, F_o (mm²) kesiti, E (N/ mm²) elastisite modülünü, (N/ mm²) gerilmeyi ve Δl (mm), ε (...) uzamayı göstermekte olup, çekme deneyi sonrasındaki hesaplamalar aşağıdaki formüllere göre yapılmaktadır.

$$\sigma = \frac{P}{A_o} \dots\dots\dots(3)$$

$$\% \text{ Uzama} = \frac{\Delta l}{l_o} * 100 = \frac{l_s - l_o}{l_o} * 100 \dots\dots\dots(4)$$

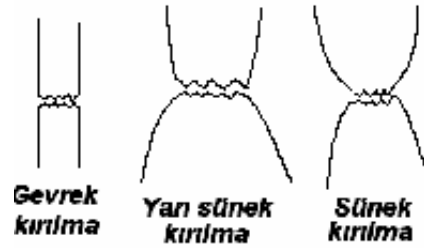


Şekil 4.2 Gerilme-uzama ilişkisi

Diyagramda 0-A arası lineer bir doğru olup artan bir gerilme ile orantılı bir uzamanın olduğu görülür. Bu bölge malzemenin elastik bölgesidir. Uygulanan yük kaldırıldığında malzeme eski konumuna dönebilir. A noktası (üst akma) elastiklik sınırıdır. Aynı zamanda orantı sınırı da denilebilir. Bu noktadan itibaren plastik deformasyon başlar uygulanan yük ile orantılı olmayan bir % uzama görülür. Dolayısıyla A noktası malzemenin akma noktasıdır ve bu noktadaki gerilmeye de akma gerilmesi denir. B noktasına (alt akma) gelindiğinde malzemenin cinsine bağlı olarak bir boyun bölgesi oluşmaya başlar. Boynun oluşmaya başladığı diyagramdaki en yüksek gerilme malzemenin

çekme mukavemetidir. C noktasında ise kopma gerçekleşir. Çekme diyagramları malzemenin cinsine göre değişir.

Çekme deneyi sonrasında kırılma başlıca üç farklı şekilde olabilir. Bazı malzemelerde ve özellikle sünek malzemelerde belirgin bir akma noktası görülmez. Böyle durumlarda % 0,2'lik kalıcı deformasyona karşılık gelen değer akma gerilmesi olarak varsayılır. Bazı malzemelerde dislokasyon kilitlenmelerine bağlı olarak akma farklı şekillerde olabilir (Kayalı ve diğ., 1983).



Şekil 4.3 Kırılma şekilleri

Bir çekme deneyi yardımı ile belirlenebilen büyüklükler aşağıda sırasıyla verilmiştir:

a) ÇEKME DAYANIMI

Uygulanan max yükün numunenin orijinal kesit alanına oranıdır.

$$\sigma = \frac{P_{\max}}{A_o} \dots\dots\dots (5)$$

b) AKMA GERİLMESİ

Malzemenin plastik deformasyon göstermeden dayana bileceği en yüksek gerilmedir.

$$\sigma = \frac{P_a (\%0,2e)}{A_o} \text{ Kg/mm}^2 \dots\dots\dots (6)$$

c) YÜZDE UZAMA

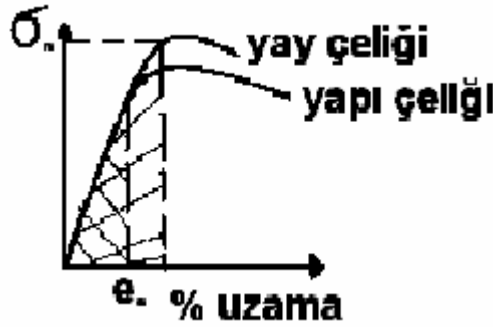
$$\% \text{ Uzama} = \frac{l_s - l_o}{l_o} \dots\dots\dots (7)$$

d) % KESİT DARALMASI

$$e = \frac{A_o - A_s}{A_o} * 100 \dots\dots\dots(8)$$

Hooke doğrusunun eğimine elastisite modülü veya young modülü (E) denir. Elastisite modülü malzemenin rijitliğinin bir ölçüsüdür. Malzemenin elastik deformasyonda absorbe ettiği enerjiyi şekil değişimini yapan kuvvet kaldırıldığında geri verebilme yeteneğine denir. Malzemenin elastik deformasyon kabiliyetidir. Malzemenin deformasyon esnasında enerji absorbe edebilme kabiliyetidir. Çekme diyagramında çekme eğrisinin altında kalan alan çekme işini verir ve tokluğun bir göstergesidir (Kayalı ve diğ., 1983).

$$\text{Rezilyans Modülü} = \frac{\sigma_a * e_a}{2} \dots\dots\dots(9)$$



Şekil 4.4 Yapı ve yay çeliklerinin gerilme-uzama ilişkisi.

4.1.2. Basma Deneyi

Basma deneği işlem itibariyle çekme deneyinin tersi olup genellikle çekme makinelerinde yapılır. Bu işlem özellikle dökme demir, seramik, pirinç ve yapı malzemeleri gibi gevrek ve yarı gevrek malzemelerin basınç altındaki davranışlarını belirlemek için uygulanır. Ayrıca malzemenin çekme ve basma gerilmeleri (dayanımları) farklıdır. Dolayısıyla basma gerilmeleri altında çalışarak malzemeler için bu işlem önerilir.



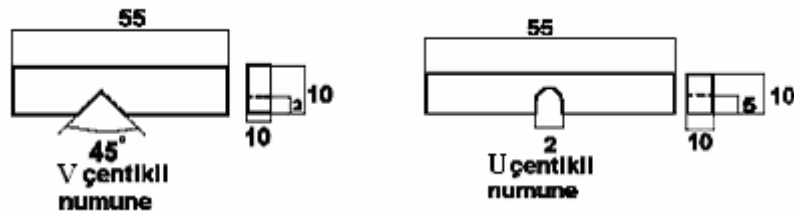
Şekil 4.5 Malzemelerin çekme-basma eğrileri

Diyagramda 0-A' malzemenin elastik deformasyon bölgesidir. A' noktasından sonra plastik deformasyon başlar malzemenin özelliğine göre belirli bir gerilme değerinde kırılma gerçekleşir. Malzemenin sünek olması durumunda deneğin sonu gelmez. Bu işlemlere basma yükünün kesit alanına oranı basma mukavemetini ve yine A' noktasından yükün kesit alanına oranı akma mukavemetini verir. % şekil değişimi numune boyundaki kısalma miktarının ilk boy ile oranının yüzde ifadesidir (Kayalı ve diğ., 1983).

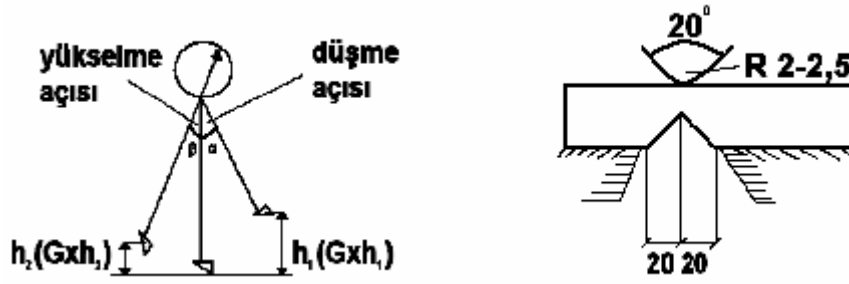
$$\% \text{ şekil değişimi} = \frac{\Delta h}{h_o} * 100 \dots\dots\dots(10)$$

4.1.3. Çentik Darbe Deneyi

Darbe deneyi normal şartlarda ve özellikle malzemenin gevrek kırılmaya müsait şartlardaki darbe tokluklarını belirlemek amacıyla yapılır. Bunun için standartlara göre hazırlananmış ve çentik açılmış numunelerde çentik tabanında gerilme yoğunlaşması oluşturularak numunenin kırılması için harcanan enerji miktarı hesaplanır. Başlıca numune örnekleri aşağıdaki gibidir.



Şekil 4.6 Çentik darbe deneyi numune standartları



Şekil 4.7 Çentik darbe deneyinin şematik gösterimi

$$\text{Çentik darbe mukavemeti} = \frac{G(h_1 - h_2)}{a * b} \dots\dots\dots(11)$$

G: çekiç ağırlığı h_1 :ilk yükseklik h_2 : son yükseklik $a \times b$: kırılan kesit alanı

Ağırlığı G olan sarkaç belirli bir yüksekliğe çıkarıldığında konumdan dolayı Gxh_1 mertebesinde bir potansiyel enerjiye sahiptir. Çekiç bu yükseklikten serbest bırakıldığında düşey düzlem üzerinden hareket ederek numuneye çarpar ve kırarak belirli bir yüksekliğe çıkar. Malzemenin darbe tokluğu aparatın kadranından okunur. Bu işlemler normal oda sıcaklığı şartlarında özellikle düşük sıcaklıklarda seri halde yapılan deneylerde malzemenin darbe toklukları belirlenir. Dizi halinde yapılan deneylerden sonra aşağıdaki gibi diyagramlar ortaya çıkar. Malzemelerde çentik darbe deneyini etkileyen faktörler; ortam koşulları (çalışma sıcaklıkları), parça boyutları, yapıda ergimiş bulunan metal ve bileşikler, dokusal durum ve kristal yapıdır.

4.1.4. Eğme ve Katlama Deneyleri

Her iki işlem bir birinin benzeri olup TS 205'deki tanımlara göre, eğme iki desteğe serbest olarak oturtulan düz veya yuvarlak numunelerin yön değiştirmeksizin ortasına bir eğme kuvveti uygulandığında oluşan şekil değiştirmedir. Katlama ise benzer şekilde numunelerin iki kolunun bir birine paralel oluşuncaya kadar eğme kuvveti uygulanmasıdır. Bu deneyler özellikle eğerek katlayarak şekillendirilen sac gibi malzemelerin dayanımlarını belirlemek için yapılır. Bunun yanı sıra kaynaklı bağlantıların dayanımları ve yüzey kaplama işlemlerinin kalitesini belirlemek için uygulanır.

4.1.5. Sertlik Ölçme Deneyleri

Bir cisme ya da malzemeye başka bir cisim ya da malzeme ile bastırıldığında, yumuşak olanın daha sert olan malzemeye karşı göstermiş olduğu dirence sertlik adı verilir. Sertlik ölçme yöntemini önemi; ölçümün hızlı ve kolay oluşu, özel bir numune gereksinimi duyulmayışı, ölçümden sonra çoğu kez malzemenin tekrar kullanılabilmesi, malzemenin çekme dayanımı hakkında bilgi vermesi ve metallerin gördükleri işleme göre değişen özelliklerinin sertlik değerleri ile belirlenmesidir. Başlıca sertlik ölçme yöntemleri; Brinell sertlik ölçme (HB), Vickers sertlik ölçme (HV), Rockwell sertlik ölçme (R_A , R_B , R_C), Poldi çekici ile sertlik ölçme, sıçramalı Shore sertlik ölçme ve Baumann çekici ile sertlik ölçme olmak üzere gruplandırılmaktadırlar (Yıldırım ve diğ., 2001).

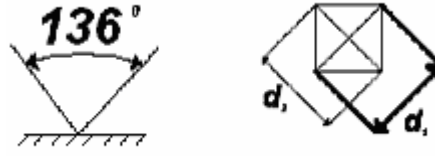
Brinell sertlik ölçme yönteminde; belirli bir çapta çelik bilye ile belirli süre ve yükler uygulanarak izin büyüklüğü ölçülür. Nispeten sünek malzemeler için önerilir. Yüzeyde oluşan izin büyüklüğüne göre sertlik belirlenir. Uygulanan yük izin küresel yüzey alanına bölünmesiyle tespit edilir.

$$BSD = 2P / \pi D [D - (D^2 - d^2)^{1/2}] \dots \dots \dots (12)$$

D: Bilye çapı (mm) d: İz çapı (mm) p: Yük Kg

Standart deney şartlarında 300 kg yük 10 mm çapında çelik bilye 20 sn işlem süresi uygulanır. Bunun dışındaki sertlik ölçme işlemlerinde değerle birlikte işlem şartlarının verilmesi gerekir. İşlemde 50–150–300 kg yükler 10–5–2,5–1,25 mm çapında bilyeler kullanıla- bilmektedir. Sertlik ölçülürken yüzey temizlenmeli parlatılmalı en az üç ölçüm alınmalı düzgün yüzey olmalı izler bir birini etkilemeyecek şekilde uzak yerden ölçüm yapılmalıdır. Tüm sertlik değerleri çeviri tablolarıyla bir birine dönüştürülebilir.

Vickers sertlik ölçme yönteminde; yöntem tabanı kare tepe açısı 136° elmas piramit ucun belirli yük ve sürede malzeme yüzeyine uygulanmasıyla yüzeyde oluşan izin ölçülmesi şeklindedir. Oluşan iz bir büyütme ekranına aktarılıp ortalama köşegen uzunluğundan sertlik belirlenir. Uygulanan yükler 1 ile 120 kg arasında değişir. Hemen her türlü malzemeye uygulanabilir (Yıldırım ve diğ., 2001).



P: yük (kg) d: köşegen (mm) a: tepe açısı (136°)

Şekil 4.8 Vickers sertlik ölçme yönteminin şematik resmi

$$D = \frac{d_1 + d_2}{2} \dots\dots\dots(13)$$

$$VSD = \frac{2 * P * \sin a / 2}{d^2} = \frac{1,8544 * P}{d^2} \dots\dots\dots(14)$$

Rockwell sertlik ölçme yönteminde, en çok kullanılanları ise R_A, R_B, R_C dir. Yöntemin diğer yöntemlerden iki önemli farkı vardır. Bunlar 10 kg'lık ön yük uygulaması ve ardından esas yükün uygulamasıdır. Diğer fark ise batıcı ucun batma derinliğine göre sertliğin belirlenmesidir. Ön yük ile oluşan izin tabanı ile esas yükün tesiri ve batma derinliği kriter alınır. Ucun malzemeye her 0,002 mm batışı Rockwell sayısını bir sayı düşürür. (100 üzerinden bir sayı düşülür. 99 98 ...). Ayrıca Rockwell yönteminin yüzey sertliğini ölçmek için bir çeşidi geliştirilmiştir. Bu yöntemle 3 kg ön yük 15–30–45 kg'lık esas yükler uygulanır. Yumuşak malzemelerde 120° elmas konik uç kullanılır. Bu yöntemde yüzeyin temizlenmesi önemlidir, ancak parlatılması gerekmez.

4.1.6. Mikrosertlik Ölçme Deneyi

Bu yöntem özellikle çok küçük parçaların sertliklerini yüzeyleri işlem görmüş malzemelerin çok ince sac malzemelerin veya mikro yapıdaki bir fazın sertliğini ölçmek için kullanılır. Mikrosertlik ölçme cihazları aynı zamanda bir optik mikroskop içerir. Şayet mikro yapının sertliğini ölçecek ise yüzeyin metalografik manada temizlenmesi parlatılması ve mikro yapının görülebilmesi için dağlanması gerekir. Yüzey temizliği önemlidir.

Mikrosertlikte iki uç kullanılır. Kullanılan uça göre isimlendirilir. Bunlar Vickers ucu ve tepe açısı $172^0 30'$ olan Knoop ucudur. Yükler ise 25 gr ile 10 kg arasında değişir. Uygun yükün seçimi denemelerle izin kolaylıkla ölçüle bilmesine bağlıdır (Kayalı ve diğ., 1983).

4.1.7. Derin Çekme Deneyi

İnce levhaların işlenmiş parçalar haline getirilmelerinde, sac levha şekillendirme yöntemlerinden faydalanılır. Bu yöntemler, teknikte derin çekme yöntemleri olarak bilinirler. Erichsen derin çekme ve silindirik sac levhadan tas çekme yöntemleri olarak iki grupta toplamak mümkündür.

4.1.8. Sürünme Deneyi

Statik yük altında plastik şekil değiştirme olayına sürünme denir. Sürekli statik yükleme dayanımı, belirli bir sıcaklıkta sürünmenin başladığı, ancak bir süre sonra durduğu ve üzerine çıkıldığında kopmanın ortaya çıktığı mukavemet değeridir. Bu değer, çok yavaş uygulanan deney süreleri ile bile tam olarak belirlenemez. Bundan dolayı teknikte bu büyüklüğün yerine sürünme dayanımı ve sürünme sınırı değerlerinin belirlenmesi üzerinde durulmuştur. Sürünme deneyi, etkime süresinin dayanım özelliklerine önemli derecede etkili olduğu sıcaklıklarda, malzemelere statik zorlamalar uygulanarak yapılır (Yıldırım ve diğ., 2001).

4.1.9. Yorulma Deneyi

Makine elemanları, çalışma şartlarında sürekli olarak genliği ve şiddeti değişen tekrarlı gerilme ve titreşimlere maruz kalırlar. Bu gerilmeler malzemenin statik dayanımının altında olmasına rağmen belirli bir tekrarlanma sayısından sonra çoğunlukla yüzeyde olmak üzere çatlak oluşumuna ve bunun ardından parçanın kırılmasına sebep olurlar. Bu olaya yorulma denir. Yorulma genel olarak üç safhada meydana gelir. Çoğunlukla yüzeyde olmak üzere çatlak başlaması (genellikle en büyük çekme gerilmeleri yüzeyde olduğu için), çatlağın ilerlemesi ve kalan kesitin aniden kırılması. Yorulma kırılmaları üç safhada gerçekleştiğinden kendine özgü izlerle diğer kırılmalarından ayırt edilebilir. Kırık yüzeyler incelenerek hasar hakkında yorumlar yapılmaktadır.

Kırık yüzeyler iki farklı bölgeden oluşur. Bunlar çalağın ilerleme aşamasında yüzeylerin birbirine sürtünmesi ile nispeten parlak yüzey ve son kırılmanın gerçekleştiği mat lifli bir yüzeydir. Ayrıca çatlak kaynağının etrafında yorulma çizgileri oluşur. Her bir çevrim bu yorulma çizgilerine neden olur. Herhangi bir hasarın yorulma olarak nitelendirilebilmesi için üç temel faktörün bulunması gerekir. Bunlar yeterli derecede yüksek çekme gerilmeleri, bu gerilmelerin tekrarlanması ve yeteri kadar tekrar sayısının olması bu üçünden herhangi birinin olmaması halinde yorulmadan bahsedilemez. Yorulma hasarları pek çok faktöre göre değişir. Bu faktörleri malzemeyle ilgili (mikro yapı, uygulana işlemler) konstrüksüyonla ilgili (çentik etkisi oluşturan yapılar) ortamla ilgili (korozyon, sıcaklığı) gibi faktörler olarak gruplandırılabilir. Yorulma deneyleri deneyde uygulanan gerilme tipine göre; eksensel gerilmeleri yorulma deneyi, eğme gerilmeli yorulma deneyi, burma gerilmeli yorulma deneyi ve bileşik gerilmeli yorulma deneyi olmak üzere çeşitlendirilir.

4.1.10. Kıvılcım Deneyi

Çelikleri tanımak amacı ile yapılan standart dışı bir yöntemdir. Kimyasal analiz ve diğer etkili yöntemlerin yerini tutmamakla beraber deneme ve tecrübe ile çelikler hakkında bazı tahminler yapılabilir. İşlem 250 mm çapında 1400 dev/dak dönen zımpara taşına yaklaşık 10 mm çapında parçanın tutulması ile yapılır. Taşın parçadan kopardığı parçacıkların yanmasıyla oluşan kıvılcımların renk ve biçimlerinden hareketle belirli tahminler yapılır. Genellikle malzeme sertliği arttıkça daha canlı ve renkli kıvılcımlar görülür. Kıvılcımın rengi ve şekli karbon ve alaşım elemanlarına göre değişir. Sade karbonlu çeliklerde saman sarısı bir renk görülürken karbon oranı arttıkça kıvılcımda dallanmazlar ve özel kıvılcım şekilleri görülür. Alaşımli çeliklerde alaşım elemanlarına göre turuncu renkten başlayıp koyu kırmızıya kadar değişen renkler ve özel şekilli kıvılcımlar görülür (Yıldırım ve diğ., 2001).

5. LİTERATÜR ÇALIŞMALARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

Liao ve arkadaşları; paslanmaz çelik tabakaların lazer kaynağında çalışma açısının lazer enerjisine etkisini incelemişler, artan çalışma açısının lazer enerjisini arttırdığını ve bunun da kaynak kalitesini olumlu yönde etkilediğini ifade etmişlerdir (Liao ve arkadaşları; 2007).

Curcio ve arkadaşları; farklı malzemelerin lazer kaynağındaki parametreleri incelemişler, bu parametreler arasında; kaynak gücü, kaynak hızı, koruyucu gaz, gaz nozulu ve odaklanma işleminin yer aldığını ifade etmişlerdir (Curcio ve arkadaşları; 2006).

Zambon ve arkadaşları; AISI 904L süper ostenitik paslanmaz çeliğin CO₂ lazer kaynağında mikroyapıdaki kaynak oluşumu ve artan gerilim aşamalarını incelemişler, kaynak esnasında füzyon bölgesinin hızlı soğumasından dolayı akma dayanımı ve kopma gerilmesinde düşüş olduğunu ve buna bağlı olarak sertlik değerinde artış olduğunu ifade etmişlerdir (Zambon ve arkadaşları; 2006).

Muthupandi ve arkadaşları; (UNS 31803) dupleks paslanmaz çeliğin lazer kaynağında, nikel ve azot ilavesinin mekanik ve mikroyapı üzerine etkisini incelemişler, artan Ni ve N ilavesinin, mikroyapıyı, faz dengesini ve dayanımı olumlu yönde etkilediğini, ancak sertlik değerlerini etkilemediğini ifade etmişlerdir (Muthupandi ve arkadaşları; 2005).

Bertrand ve arkadaşları; paslanmaz çeliklerin Nd: YAG lazer kaynak parametrelerini incelemişler, lazer gücünün 600-2700 W ve kaynak hızının 3-10 m/min. olduğunu, koruyucu gaz akış hızının da yüzey kirliliğine benzer ya da farklı yüzey gerilimine bağlı olarak değiştiğini ifade etmişlerdir (Bertrand ve arkadaşları; 2000).

El Batahgy, ostenitik paslanmaz çeliğin lazer kaynak parametrelerinin katılaşma yüzeyine ve füzyon bölgesine olan etkisini incelemiş; artan kaynak gücü ve kaynak hızına bağlı olarak nüfuziyetin arttığını, helyum ve argon koruyucu gazları arasında belirli bir farkın olmadığını, oda sıcaklığında mekanik özelliklerin (gerilme, sertlik, eğme) ve füzyon bölgesinin ısı girdisinden etkilenmediğini ifade etmiştir (El Batahgy, 1997).

Ghaini ve arkadaşları; düşük karbonlu çeliğin Nd:YAG lazer kaynağındaki mikroyapı karakteristiklerini incelemişler, artan enerji girdisine ve ilerleme hızına bağlı olarak malzemenin kaynak bölgesindeki sertlik değerinin de arttığını ifade etmişlerdir (Ghaini ve arkadaşları; 2007).

Nishimura ve arkadaşları; 8 mm kalınlığındaki 304L paslanmaz çeliğin Nd:YAG lazer kaynağındaki yüksek enerji girdisine bağlı olarak malzemedeki deformasyon değişikliklerini incelemişler; yüksek enerji girdisinin malzemedeki herhangi bir deformasyona yol açmadığını ve helyumun koruyucu gaz olarak kullanılmasının da birleşme özelliklerini etkilemediğini ifade etmişlerdir (Nishimura ve arkadaşları; 1998).

Wu ve arkadaşları; PTA kaynak yöntemi ile kaplanmış martenzitik paslanmaz çeliklerde, alaşım elementi ilavesinin martenzitik ve ostenitik yapılardaki değişikliklerini incelemişler; yapıya Ni, Cr ve Mo elementlerinin ilave edilmesiyle M_s sıcaklığının azaldığını, bunun sonucu olarak da ostenit miktarının arttığını ve kafes yapılarının değişmediğini ifade etmişlerdir (Wu ve arkadaşları; 2000).

Anawa ve Olabi; lazer kaynaklı farklı malzemelerin artan kaynak geriliminin kontrolünü ANOVA varyans analizi ile inceleyerek, kaynak hızı, kaynak gücü ve odak noktası gibi parametreleri kullanarak, bunlar arasındaki tutarlılığı araştırmışlardır. Deneylerde farklı ısı genleşme ve ısı iletkenlik katsayılarına sahip, AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik ile düşük karbonlu çelik malzeme kullanmışlardır. Elde edilen analiz sonuçlarının ve seçilen parametrelerin kullanılan malzeme çiftleri açısından birbirleriyle tutarlılık gösterdiğini tespit etmişlerdir (Anawa ve Olabi; 2008).

Danny P'ng ve Pal Molian; AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik folyoların Q şalterli Nd:YAG lazer kaynağını incelemişler; lazer kaynağının başarılı bir şekilde gerçekleştirildiğini, kaynağın oldukça avantajlı olduğunu ve dikiş bölgesinde δ -ferrit yapısının meydana gelmediğini ifade etmişlerdir (Danny P'ng ve Pal Molian; 2008).

Taban ve arkadaşları; lazer kaynaklı % 12 Cr'lu paslanmaz çeliklerin; çekme, yorulma, tokluk, mikroyapı ve korozyon dayanımlarını incelemişler; paslanmaz çeliklerde diğer kaynak yöntemlerine göre lazer kaynağının mekanik özellikleri olumlu yönde etkilediğini ve mikroyapı da ise herhangi bir deformasyonun meydana gelmediğini ifade etmişlerdir (Taban ve arkadaşları; 2008).

Hong ve arkadaşları; CO₂ lazer kaynağı ile birleştirilmiş Inconel 718 alaşımında ısı girdisinin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkisini incelemişler; değiştirilmiş

dönüşümlü ısı girdisinin, gerilme ve yorulma özelliklerini olumlu yönde etkilediğini ve mikro çatlakların azaldığını tespit etmişleridir (Hong ve arkadaşları; 2008).

Tani ve arkadaşları; demirdışı alaşımların lazer kaynağında koruyucu gaz özelliğinin ve gaz simülasyonunun birleşmeye etkisini incelemişler; çalışmada azot, helyum ve argon koruyucu gazlarını kullanarak, keyhole noktasından artan uzaklığa bağlı olarak gaz yoğunluğunu birleşmeyi etkilemediğini ifade etmişlerdir (Tani ve arkadaşları; 2007).

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1. Çalışmanın Amacı

Teknolojideki hızlı gelişmeler, yeni kaynak yöntemlerine duyulan ihtiyacı gittikçe artırmaktadır. Mevcut geleneksel malzemelerin tek başlarına teknolojik gelişmelere cevap veremez hale gelmesi, araştırmacıları farklı kaynak yöntemlerine yönlendirmiştir. Bu durum da yeni kaynak yöntemleri ile üretilen alaşımların hem ticari kullanımlarına, hem de yeni metalurjik araştırmaların yapılması çalışmalarına hız verilmesine yol açmıştır.

Çağımız endüstrisinin vazgeçilmez malzemeleri arasına giren paslanmaz çeliklerin her geçen gün kullanım alanlarının artmasının temel nedeni; korozyon ortamlarda, mekanik özelliklerini yitirmeden gösterdikleri yüksek korozyon dirençleridir. Her türde ve biçimde bulunabilen ve kolaylıkla şekillendirilebilen bu çeliklerin geliştirilmiş kaynak yöntemleri ile başarılı bir biçimde kaynak edilebilmeleri, uygulama alanlarını daha da genişletmektedir. Çelikte korozyon ve oksidasyona karşı mukavemeti arttıran ve katılması mutlak gereken alaşım elementi kromdur. Krom, çeliği küçük taneli yapmasının yanı sıra kritik soğuma hızını azaltarak şiddetli sertleştirici etkide bulunur. Paslanmaz çelikler, paslanmazlık özelliklerine sahip olabilmeleri için bileşimlerinde en az % 12 Cr içermek zorundadırlar. Yüksek sıcaklıklarda oksidasyon dirençleri de artan krom miktarına bağlı olarak yükselmektedir.

Paslanmaz çelikler, genel olarak bütün ergitme ve katı hal kaynak yöntemleri ile birleştirilebilmektedirler. Ergitme kaynak yöntemleri içerisinde yaygın olarak; Elektrik-Ark, Tozaltı, MIG, TIG, Plazma, Elektron Işın, Direnç kaynağı ve Lazer kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Paslanmaz çeliklerde genel olarak karbon olduğu için kaynak esnasında tane sınırlarında Cr_4C (krom karbür) oluşmakta ve tane sınırı korozyonu meydana gelmektedir. Bunu önlemek için malzemeyi 1150 °C’de her mm kalınlık için 2 dk. tavlama gerekir. Bunun dışında; $t_{8/5}$ sıcaklığını çok hızlı geçmek, ince çaplı elektrod kullanmak, küçük adım/paso yöntemi ile kaynak yapmak ve malzemeyi hızlı soğutmak gibi bir takım faktörler de dikkate alınarak bu olumsuzluk ortadan kaldırılabilir. Ayrıca

Feritik ve Ostenitik paslanmaz çeliklerde kaynak sonrasında oluşması muhtemel intermetalik fazlar da (örneğin sigma (σ) fazı) kaynak kalitesi olumsuz yönde etkilemektedir. Lazer kaynağı, yeni veya özellikleri geliştirilmiş malzemelerin mevcut ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak edilmesinden doğan bu problemleri ortadan kaldırdığı için son yıllarda geniş bir uygulama alanı bulmuştur. Klasik kaynak yöntemleri ile bu malzemeleri kaynak etmek güçtür. Ergitme kaynağında viskozitenin yüksek olması, ergime esnasında kaynak bölgesinde akıcılığın düşük olması ve istenmeyen reaksiyonların olması gibi faktörler kaynağın mukavemetini düşüren en önemli özelliklerdir. Dolayısıyla, bu malzemeler için çatlama riskini ortadan kaldıracak ve içyapıda en az değişikliğe yol açacak birleştirme yöntemleri kullanılması zorunludur.

Lazer kaynağı da bir ergitme kaynak yöntemi olup; yüksek kaynak ilerleme hızı, derin nüfuziyet, düşük çarpılma ve düşük toplam ısı girdisi gibi avantajlarından dolayı, klasik ergitme kaynaklarına göre daha üstündür. Ayrıca, lazer ışınının hassas olarak odaklanabilmesi ve belirli bir açıyla kaynak bölgesine yönlendirilebilmesi; kaynak dikişinin ark kaynağına nazaran çok dar olmasını sağlamaktadır. Buna ilaveten, toplam ısı girdisinin düşük olması mikroyapı içerisindeki değişimlerin azalmasını ve dolayısıyla mekanik özelliklerdeki değişimin daha düşük mertebelerde olmasını sağlamaktadır. Böylece kaynak yapılan levhalarda oluşan çarpılmalar daha düşük mertebede olmakta ve lazer kaynağı daha avantajlı duruma gelmektedir. Diğer bir yandan lazer ışınının klasik ergitme kaynaklarına göre çok küçük çaplı bir bölgeye odaklanabilmesi çok ince parçaların birleştirilmesinde veya kesilmesinde kullanılmasını mümkün kılmaktadır. Ancak lazer kaynağının bazı dezavantajları da vardır. Bunlar: yüksek donanım maliyeti, çok temiz ve hassas yüzey hazırlama ihtiyacı, koruyucu atmosfer gereksinimi ve parça boyutları büyüdükçe maliyetin artmasıdır.

Bu çalışmanın amacı, piyasada yaygın kullanım alanına sahip AISI 304 Ostenitik-AISI 430 Feritik paslanmaz çelikleri, AISI 1010 sade karbonlu çelik ile farklı kaynak parametrelerinde lazer kaynak yöntemiyle birleştirmek, birleşme sonrası yapılacak metalografik ve mekanik testlerle kaynak kalitesini tespit etmektir. Yapılan çalışmalar sonucunda; AISI 304/430-AISI 1010 malzemelerin birleştirilmesinde en uygun kaynak parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmaktadır. Konu ile ilgili çalışmalar incelendiğinde paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde mekanik, metalurjik ve yöntem açısından problemler olduğu görülmektedir. AISI 304-430 paslanmaz çeliklerin kaynağında

istenmeyen dönüşümleri önlemek ana amaçtır, bu amacı gerçekleştirmek için düşük ısı girdisine ve yüksek kaynak hızına sahip lazer kaynak yöntemi tercih edilmektedir.

6.2. Malzeme ve Metod

Lazer kaynağı deneylerinde Tablo 6.1’de nominal kompozisyonu, Tablo 6.2’de mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri verilmiş olan, AISI 304-430 paslanmaz ve AISI 1010 çelik malzemeler piyasadan temin edilerek kullanılmıştır.

Tablo 6.1 Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin kimyasal analizleri

Malzeme AISI	% C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	Ti	Fe
1010	0.0807	0.3	0.347	0.0108	0.0146	0.0181	0.0196	0.0216	0.00090	0.0033	99.183
304	0.08	1.00	2.0	0.045	0.03	20.0	10.0	-	-	-	66.840
430	0.055	0.045	0.420	0.031	0.008	17.0	-	-	-	-	82.441

Tablo 6.2 Deney çalışmalarında kullanılan malzemelerin tipik özellikleri

AISI	Oda sıcaklığı (25 °C)				
	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma sınırı 0,2 (N/mm ²)	% Uzama A (%)	Sertlik	
				HR _B	HV
430	527	316	30	150-190	330-350
304	590	295	55	130-180	260-270
1010	365	305	20	100-110	200-240

6.3. Numunelerin Hazırlanması

Kaynak edilecek numunelerde homojen bir birleşme sağlamak ve derin nüfuziyet elde etmek için kaynak öncesi kesme işlemi önemlidir. Kesme işlemi ile ilgili deneyler FORMLAZER firmasına ait Trumpf Lazercell 1005 lazer kesme tezgâhında yapıldı. Lazer kesme tezgahın özellikleri Tablo 6.3’de görülmektedir.

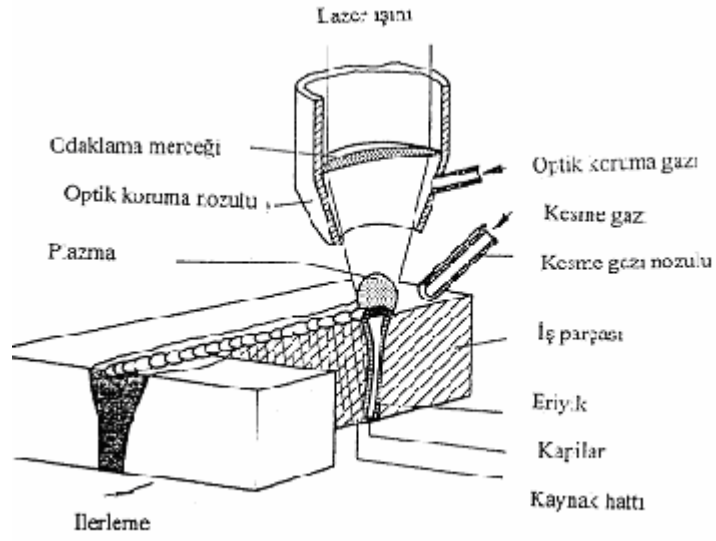
Tablo 6.3 Lazer kesme tezgahının genel özellikleri

Marka	Trumpf Lazercell 1005
Model	2005
Menşei	Almanya
Güç	4 KW
Eksenler	6 Eksen
Ağırlık	9500 Kg
Eksen İşleme Ebatları	X : 3000 mm Y : 1500 mm Z : 500 mm A : nx 360 derece B : 120 derece C : nx 360 derece
Boşta İlerleme Hızı	F: 50000 mm/dak.
Lazer oluşumu için kullanılan gazlar	Helyum – Azot – Karbondioksit
Kesim için kullanılan gazlar	Oksijen – Azot
Malzeme işleme max. ebat ve kalınlıklar	Paslanmaz 8mm*1500*3000 Al 6mm*1500*3000 DKP Sac 15mm*1500*3000
Tezgahta yapılabilen işlemler	2 ve 3 boyutlu Lazer kesimi 2 ve 3 boyutlu Lazer markalama 2 ve 3 boyutlu Lazer kaynağı
Frekans	50.000 Hz
İvmelenme değeri	2 m/s ²

AISI 304, 430 paslanmaz ve AISI 1010 düşük karbonlu çelik malzemeler, 60x70x4 mm ölçülerinde markalandıktan sonra Şekil 6.1'deki lazer kesme tezgahında kesilmiştir. Şekil 6.2'de de lazer ışınıyla kaynağın prensibi görülmektedir.



Şekil 6.1 Deneylerde kullanılan lazer kesme tezgahının resmi



Şekil 6.2 Lazer Işınıyla Kaynağın Prensibi (www.bilesimyayicilik.com.tr)

6.4. Lazer Kaynağı ile Birleştirme

Deneysel çalışmada; Tablo 6.4’de görülmekte olan kaynak parametreleri dikkate alınarak, kaynak işlemleri FORMLAZER firmasına ait Trumpf Lazercell 1005 CO₂ lazer kaynak tezgahında yapıldı (Şekil 6.3).

Tablo 6.4 Çalışmada kullanılan kaynak değerleri

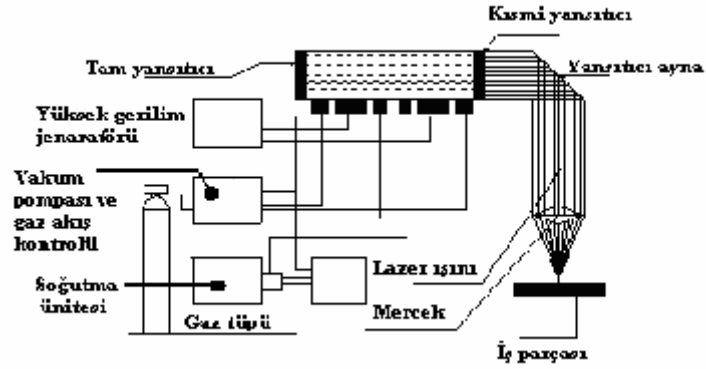
Numune No	Malzeme Çifti	Kaynak Gücü (W)	İlerleme Hızı (cm/dk)	Koruyucu Gaz
1	AISI 430+AISI 1010	2000	100	Argon
2				Helyum
3			200	Argon
4				Helyum
5			300	Argon
6				Helyum
7		2250	100	Argon
8				Helyum
9			200	Argon
10				Helyum
11			300	Argon
12				Helyum
13		2500	100	Argon
14				Helyum
15			200	Argon
16				Helyum
17			300	Argon
18				Helyum
19	AISI 304 + AISI 1010	2000	100	Argon
20				Helyum
21			200	Argon
22				Helyum
23			300	Argon
24				Helyum
25		2250	100	Argon
26				Helyum
27			200	Argon
28				Helyum
29			300	Argon
30				Helyum
31		2500	100	Argon
32				Helyum
33			200	Argon
34				Helyum
35			300	Argon
36				Helyum
37	AISI 430 + AISI 304	2000	100	Argon
38				Helyum
39			200	Argon
40				Helyum
41			300	Argon
42				Helyum
43		2250	100	Argon
44				Helyum
45			200	Argon
46				Helyum
47			300	Argon
48				Helyum
49		2500	100	Argon
50				Helyum
51			200	Argon
52				Helyum
53			300	Argon
54				Helyum

Şekil 6.3’de deneylerde kullanılan CO₂ lazer kaynak tezgahının resmi görülmektedir.



Şekil 6.3 Deneylerde kullanılan CO₂ lazer kaynak tezgahının resmi

Şekil 6.4’de deneylerde kullanılan CO₂ lazerinin şematik resmi görülmektedir.



Şekil 6.4 CO₂ lazerinin şematik resmi (<http://www.odevsel.com/genel-kultur/541/laser.html>).

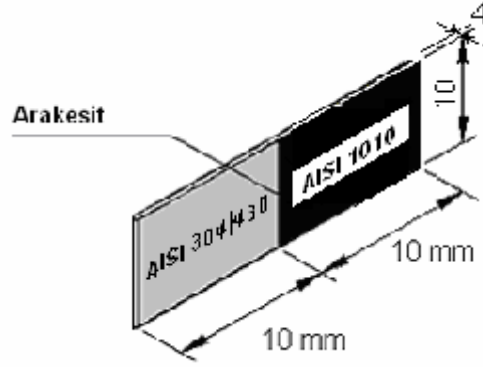
Şekil 6.5’de lazer kaynağıyla birleştirilmiş numunelerin fotoğrafı görülmektedir.



Şekil 6.5 Lazer kaynağıyla birleştirilmiş numunelerin fotoğrafı.

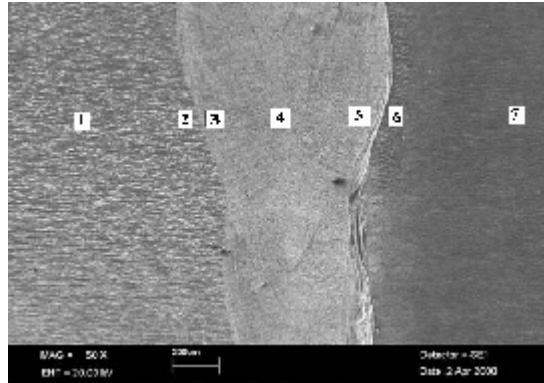
6.5. Mikrosertlik Ölçümleri

Malzeme ile ilgili değerlendirmelerin birçoğu sertliğe bağlı olarak yapılabilir. Ayrıca mukavemetin mikroyapıyla ilişkisi; malzemede bulunan fazlara, onların dağılımına, yoğunluğuna ve malzemenin tane boyutuna bağlıdır. Lazer kaynak yöntemi ile birleştirilmiş AISI 304-430 paslanmaz-AISI 1010 çelik çiftlerini kaynak sonrası metalografik ve mekanik testlere hazırlamak için Tel Erozyonu yöntemi ile 6.6'da görüldüğü gibi uygun ölçülerde kesilmiştir. Kesilen numunelerin gerekli yüzey hazırlıkları yapıldıktan sonra mikro sertlik ölçümleri Leica MHF-10 marka test cihazında yapılmıştır. Sertlik ölçümleri HV sertlik skalası ile 200 gr'lık yük altında gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümleri kaynak birleşme ara yüzeyinden her iki tarafa doğru 3 adet ve birleşme ara yüzeyinden de 1 adet olmak üzere her numunede ortalama 7 noktada yapılmıştır.



Şekil 6. 6 Mikrosertlik ve SEM-EDS analizlerinin incelenmesi için hazırlanan numuneler (Aydın, 2003).

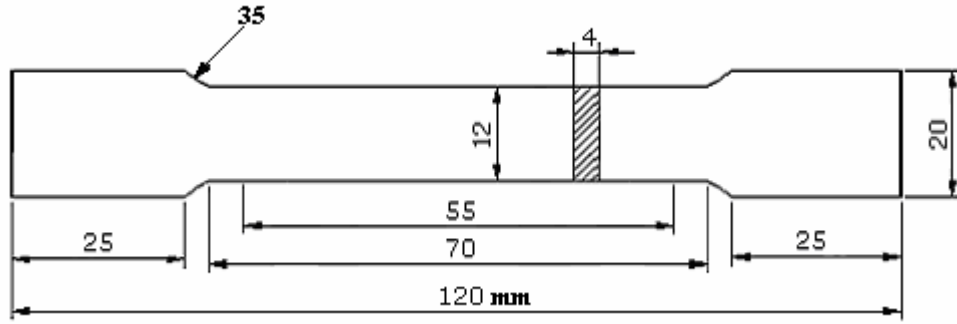
Şekil 6.7'de lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmiş numunelerin sertlik ölçüm noktaları görülmektedir.



Şekil 6.7 Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmiş numunelerin sertlik ölçüm noktaları.

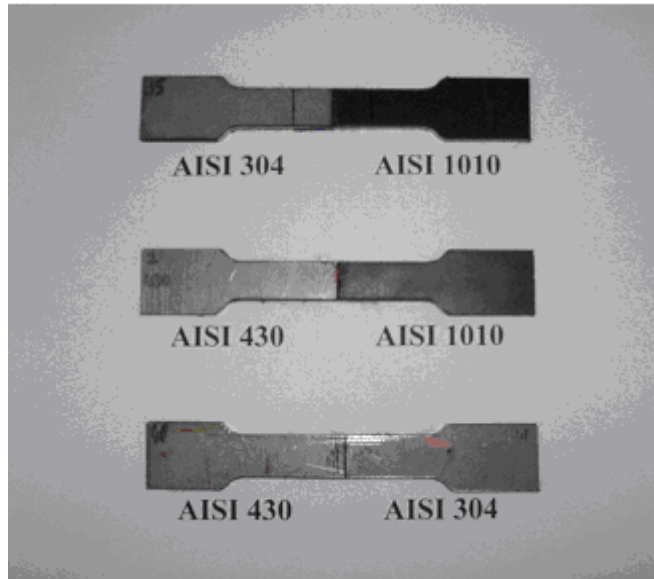
6.6. Çekme Deneyleri

Malzemenin yük taşıma yeteneği ile yükleme sırasındaki şekil değiştirme davranışını belirlemek için çekme deneyi yapılmıştır. Çekme testleri DIN 50109 standardına uygun olarak Şekil 6.8’ deki ölçülerde freze tezgahında işlenerek hazırlandı. Çekme deneyleri Karabük Üniversitesi Safranbolu Melek Yüksek Okulu Laboratuvarında bulunan 5000 N yük kapasitesine sahip U- TEST marka çekme test cihazında 2 mm/dak hızda yapılarak gerçek gerilme ve gerçek uzama eğrileri elde edildi.



Şekil 6.8 Çekme testi deneyinde kullanılan numunenin ölçüleri (Kayalı ve diğ., 1983).

Şekil 6.9’da çekme testi deneyinde kullanılan numunelerin fotoğrafları görülmektedir.



Şekil 6.9 Çekme testi deneyinde kullanılan numunelerin fotoğrafları

6.7. Kaynak Sonrası Mikroyapı Karakterizasyonları

Lazer kaynak yöntemi ile birleştirilen numunelerde, kaynak bölgesinde oluşan mikroyapıları belirlemek amacıyla, numuneler birleşme bölgesine dik doğrultuda Tel Erozyonu yöntemi ile kesildikten sonra 400, 600, 800, 1000 ve 1200 meshlik zımparalar ile zımparalandı. Daha sonra alkolle temizlenip 3 mikron elmas pasta ile parlatıldı. Numuneler Tablo 6.5’de ki dağlayıcılar dikkate alınarak AISI 304/430 paslanmaz çelikler elektrolitik dağlama, AISI 1010 düşük karbonlu çelik malzeme de kimyasal dağlama ile dağlandı. Bu işlemler numune çiftlerine ayrı ayrı uygulandı.

Tablo 6.5 Metalografik çalışmada kullanılan dağlayıcıların bileşimi ve dağlama koşulları

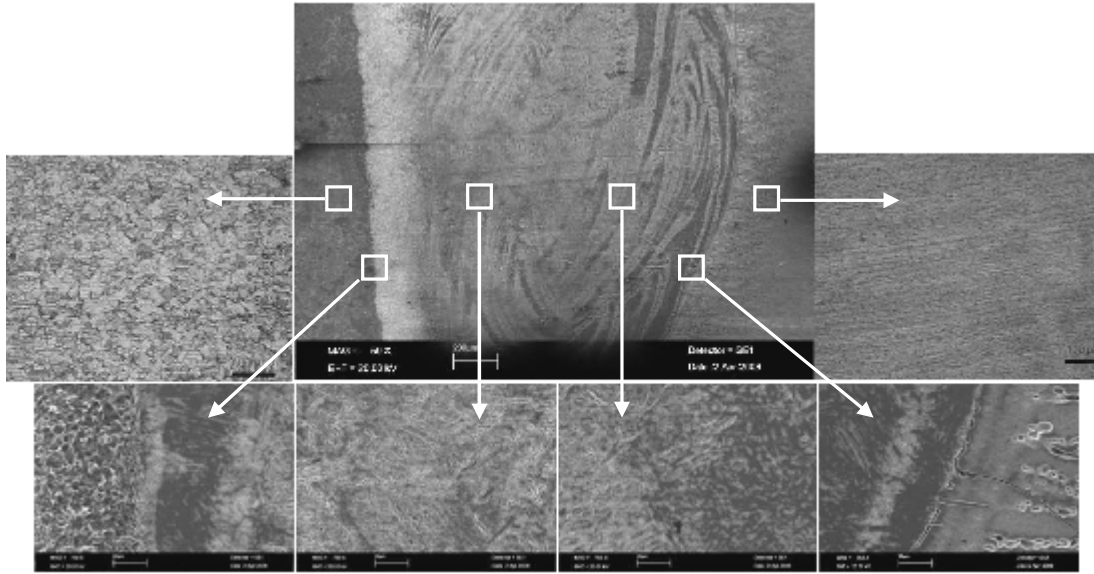
Malzeme Türü	Dağlayıcı Konsantrasyonu	Dağlama Kriterleri
AISI 304	50 ml HNO ₃ + 50 ml Saf Su	12 V-20 sn (Elektrolitik)
AISI 430	30 ml HCl + 10 ml HNO ₃ + 30 ml Saf Su	12 V- 25 sn (Elektrolitik)
AISI 1010	2 ml HNO ₃ + 98 ml Saf Alkol	3-5 sn (Kimyasal)

Kaynak numunelerinin yüzey karakteristiklerinin deneysel incelenmesi, Nikon Epiphot 200 marka dijital kamera donanımlı optik mikroskop ile önceden belirlenen farklı bölgelerden 5, 10, 20 ve 50 kat büyütme ile mikroyapı fotoğrafları çekilerek yapıldı. Numuneler; SEM, EDS ve X-RAY analizlerine tabi tutuldu. Ayrıca kaynakla birleştirilmiş numunelerin kırılma yüzeyleri SEM’de incelendi.

7. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

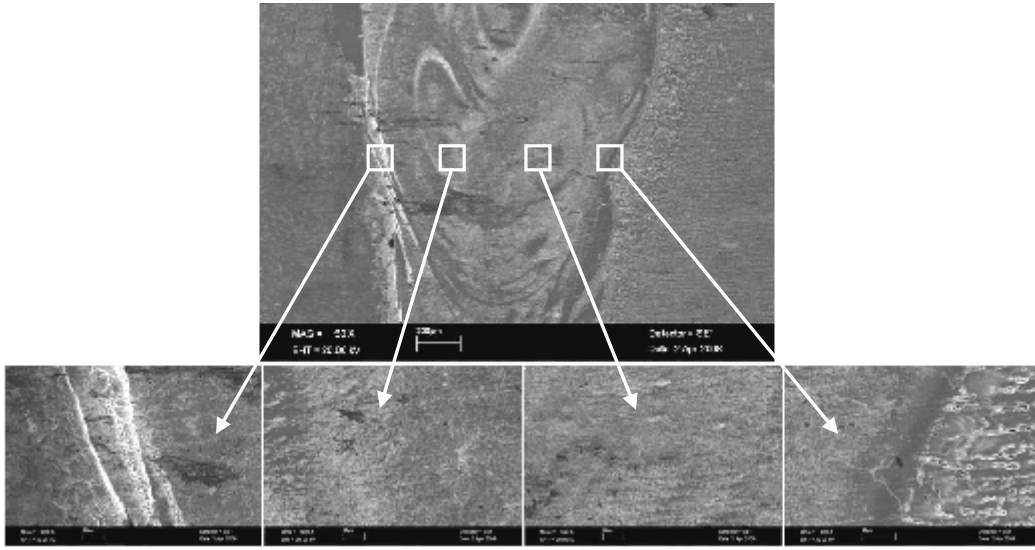
7.1 AISI 430 / AISI 1010 Kaynaklı Numunelerin SEM Analizleri

AISI 430/AISI 1010 numunelerinin 2000 W kaynak gücü, 100 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde, metalografik açıdan bakıldığında kaynak dikişinin homojen bir görünüme sahip olduğu ve ITAB'ın geniş bir aralıkta bulunduğu görülmektedir. Her iki tarafta da ana malzemenin içyapısında herhangi bir deformasyonun meydana gelmediği, kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da kalıntı ısının tavlama etkisiyle az miktarda tane irileşmesinin olduğu ve daha sonra yapının hızlı soğuma etkisi altında kalan kısmında ise küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. Kaynak dikişinden AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafına doğru genleşme ve büzülme katsayılarındaki farklılıklar nedeniyle ileri geldiği düşünülen az miktarda çatlakların oluştuğu dikkat çekmektedir (Şekil 7.1).



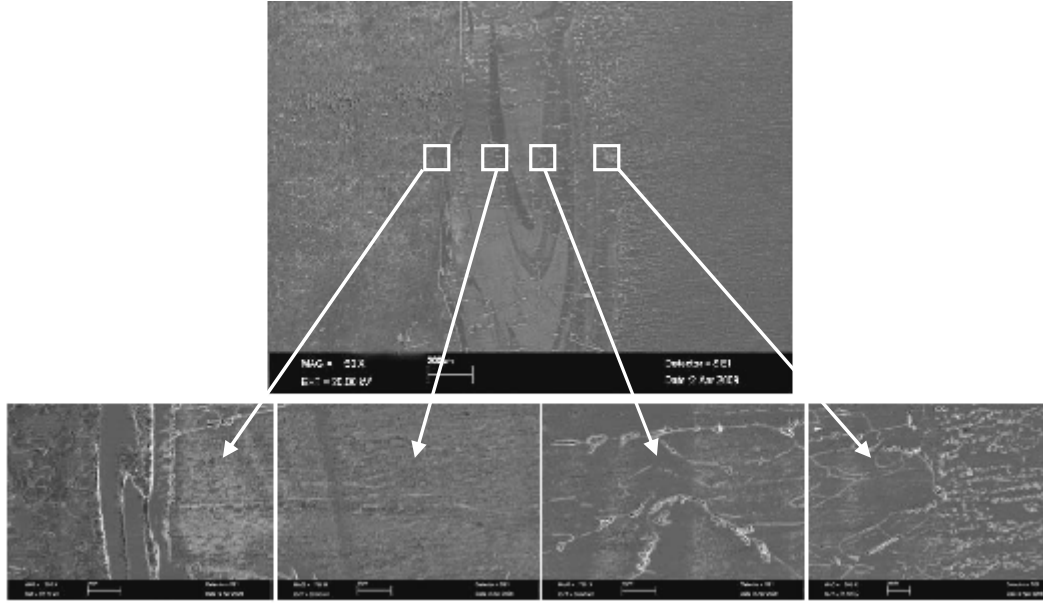
Şekil 7.1 AISI 430/AISI 1010 (2000-100-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; helyum gazının fiziksel özelliklerine bağlı olarak daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiştir. Helyumun ısı iletkenliği argon gazına göre yüksek olmasından dolayı kaynak dikiş i hızlı soğumuş ve tane irileşmesinin küçük miktarda meydana geldiğ i, çatlak oluşumunun ise meydana gelmediğ i görülmektedir (Şekil 7.2). Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerin kaynak dikiş inde, tanelerin katılaş manın ilk başladığı dikiş kenarından itibaren önce ana malzemeye dik olarak meydana geldiğ i, dikiş in iç kesimlerinde ise ilk katılaş an tanelerin dik olarak dendritik yapıda meydana gelmediğ i ve katılaş manın homojen bir şekilde oluştuğ u görülmektedir.



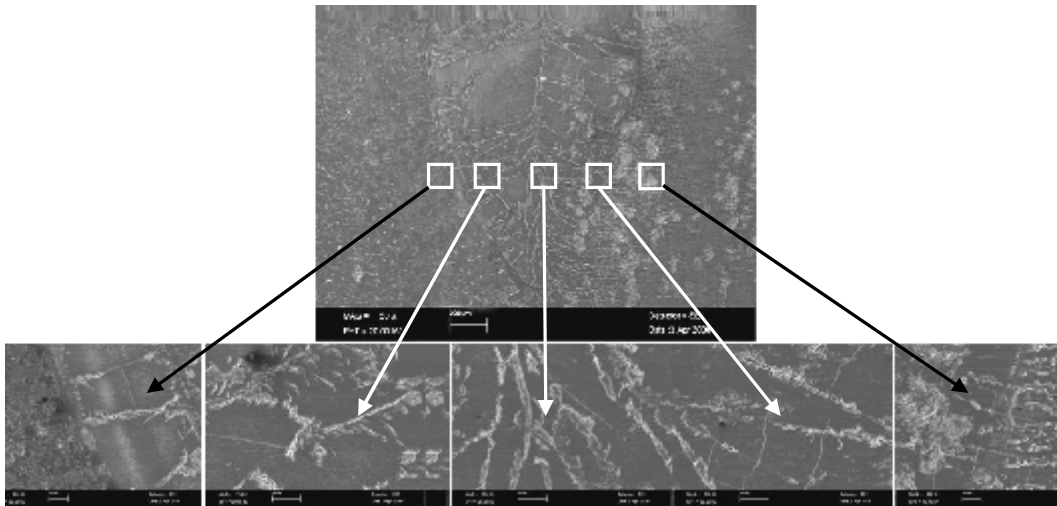
Şekil 7.2 AISI 430/AISI 1010 (2000-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2000 W kaynak gücü, 200 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde; kaynak dikiş inin ve ITAB'ın 100 cm/dk ilerleme hızında birleştirilen numuneye göre biraz daha inceldiğ i, kaynak dikiş inin AISI 430 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin ise bir miktar azaldığı ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. Her iki tarafta da ana malzemenin iç yapısında herhangi bir deformasyonun meydana gelmediğ i belirlenmiştir. Kaynak dikiş inden AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafına doğru, ısı genleşmelerin ve gerilmelerin etkisiyle çok az miktarda çatlakların meydana geldiğ i tespit edilmiştir (Şekil 7.3).



Şekil 7.3 AISI 430/AISI 1010 (2000-200-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

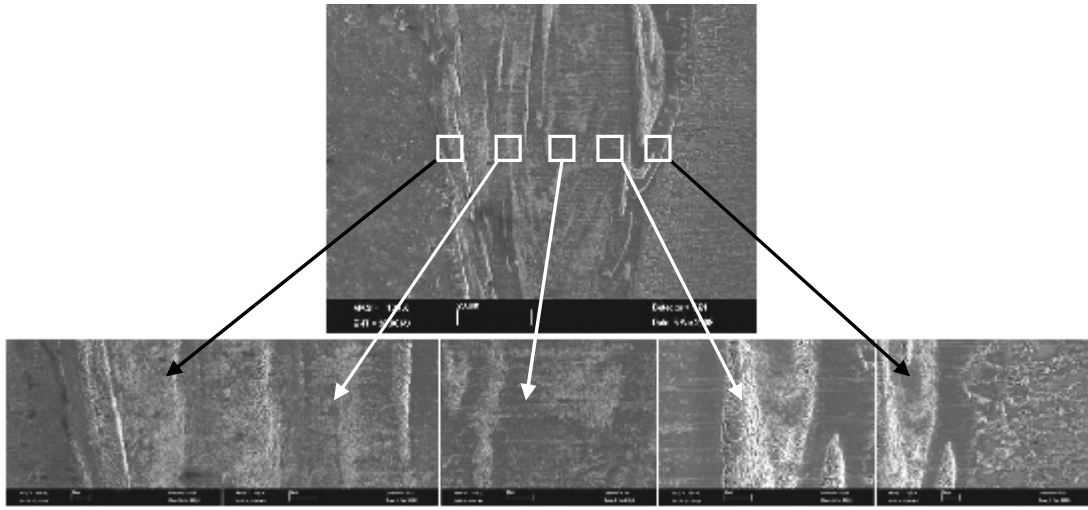
Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun argon altında yapılan birleştirmelere göre, helyumun özgül ağırlığının havaya göre daha az oluşu ve kaynak esnasında oluşan ısıyı birlikte sürüklemesi, helyumun ısı iletkenliğinin argon gazına göre yüksek olmasından dolayı kaynak dikişinin hızlı soğumasına bağlı olarak tane irileşmesinin küçük miktarda meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.4).



Şekil 7.4 AISI 430/AISI 1010 (2000-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

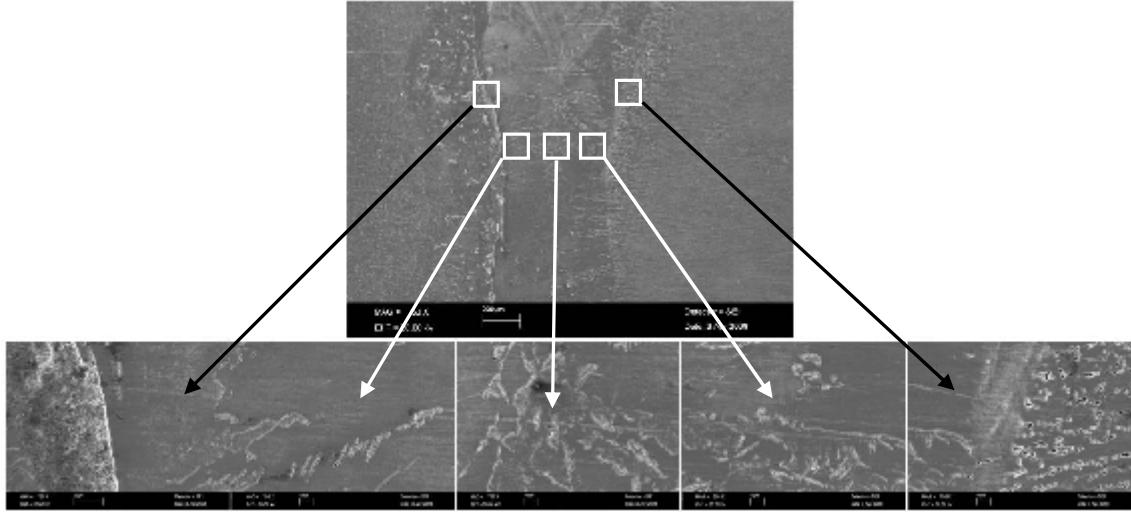
2000 W kaynak gücü, 300 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde; kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB'ın 100 ve 200 cm/dk ilerleme

hızında birleştirilen numuneye göre daha çok incelendiği (Karaaslan ve diğ., 1998, König ve diğ., 1998) kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB’da meydana gelen tane irileşmesinin ise, kaynak hızı ve birim zamanda parçaya verilen ısı miktarı azaldığı için biraz azaldığı, daha sonra malzemede çekirdeklenme ile birlikte malzemenin soğuk ana metale teması sonucunda, ani olarak soğuma görüldüğünden yapının küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. Isı geçişi az çok dengeli olarak seyrettiğinden bu kaynak işleminde çatlak oluşumu meydana gelmemiştir (Şekil 7.5). Yukarıda elde edilen deneysel bulgular, modern literatür ile büyük bir uyumluluk göstermektedir (Ghaini ve diğ., 2007).



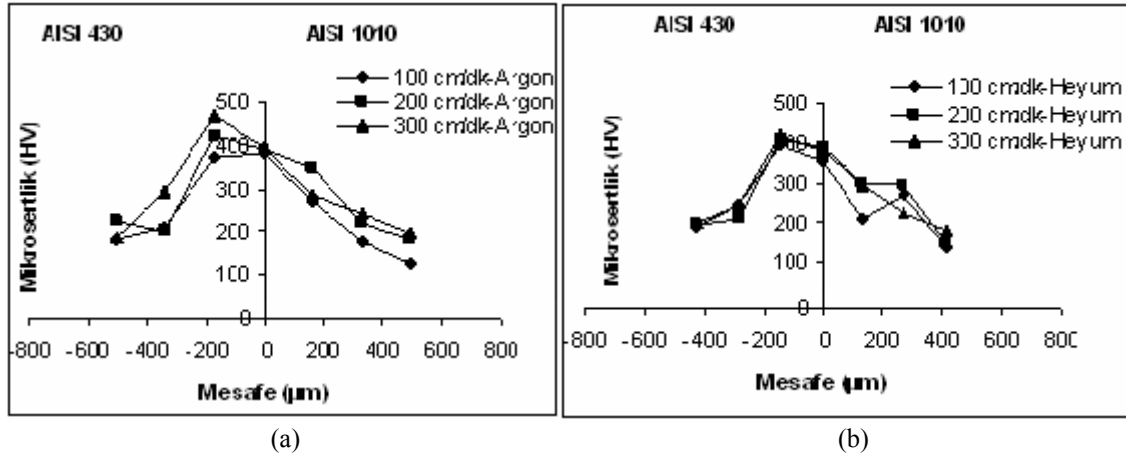
Şekil 7.5 AISI 430/AISI 1010 (2000-300-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde; daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş ve tane irileşmesine bağlı olarak az miktarda çatlak oluşumu görülmüştür (Şekil 7.6). Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinde tanelerin katılaşmanın ilk önce başladığı dikiş kenarından itibaren önce yatay pozisyonda, daha sonra dikişin iç kesimlerine doğru dikey pozisyonda ilerleyerek katılaşmanın homojen bir şekilde meydana geldiği görülmektedir. Bu da soğuk ana metallerle temasın başladığı noktalarda hızlı ve içe yönelik katılaşmanın olduğunu, daha sonra ısının hareket ettiği yön olan merkezden yukarıya doğru bir yönlenmenin ortaya çıktığını göstermektedir.



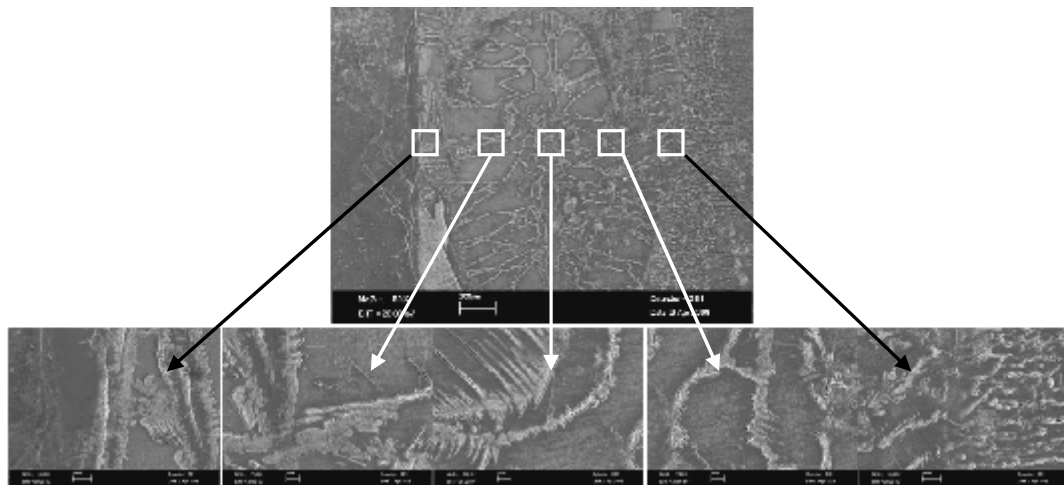
Şekil 7.6 AISI 430/AISI 1010 (2000-300-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

AISI 430/AISI 1010 numunelerinin, 2000 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında ayrı ayrı argon ve helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik miktarının dikiş bölgesine doğru hızla yükseldiği (Ghaini ve diğ., 2007) daha sonra ana malzemenin sertlik değerine düştüğü görülmektedir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak sertlik değerleri düşmektedir. ITAB bölgesinde sertlik değerinin, dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu görülmektedir. Bunun nedeninin AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafından AISI 1010 düşük karbonlu çelik tarafına doğru difüzyona uğrayan krom atomları geçişinin neden olduğu düşünülmektedir. Kaynak dikişi içerisinde mikrosertlik değerlerinin yüksek çıkması; buralarda sertliği artırıcı ani soğuma sonucunda az oranda da olsa tamamlanmamış dendritik yapının ortaya çıkmasından ileri gelmiştir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerin mikrosertlik değerlerinin, helyum altında yapılan birleştirmelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.7 a-b). Bu da düşük özgül ağırlıklı ve havadan daha hafif helyum gazının ortamdan yukarıya doğru yükselirken, belli miktarda ortam ısını birlikte götürmesinden ve koruyucu gazlar arasındaki ısı iletkenliklerin farklı olmasından ileri gelmiştir (Ghaini ve diğ., 2007; Yıldırım ve diğ., 2001).

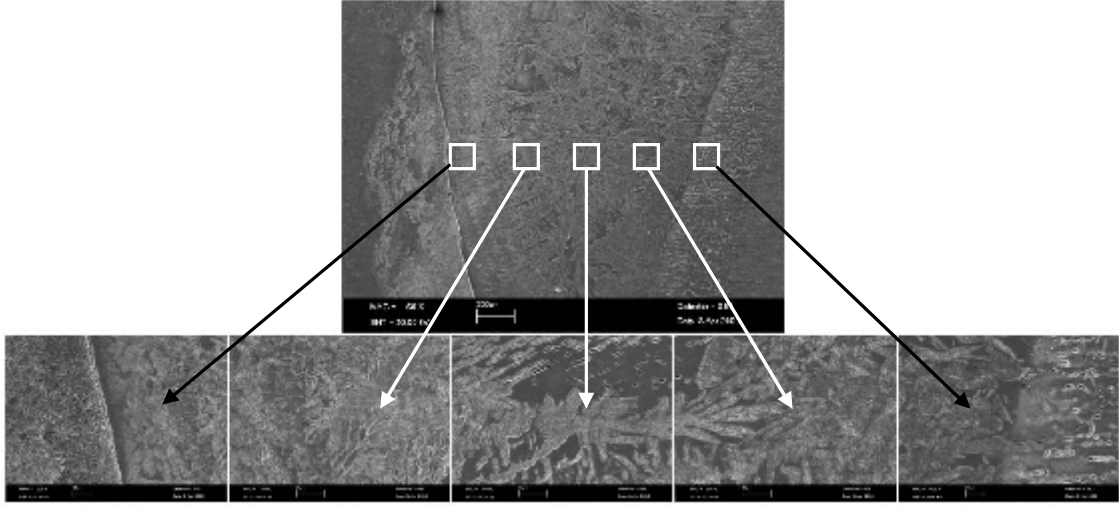


Şekil 7.7 AISI 430/AISI 1010 (2000 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.

AISI 430/AISI 1010 numunelerinin 2250 W kaynak gücünde, 100 cm/dk ilerleme hızında ve argon/helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmelerinde metalografik açıdan bakıldığında, kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB'ın 2000 W kaynak gücünde yapılan birleştirmelere göre artan enerji girdisine bağlı olarak biraz daha genişlediği, kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin ise biraz daha arttığı ve daha sonra yapının küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir (El Bataghy, 1997; Nishimura ve diğ., 1998). Ayrıca yer yer tamamlanmamış dendritik yapıların meydana geldiği görülmekte ve bunun nedeninin de kaynak esnasında artan kaynak gücüne bağlı olarak yüksek enerji girdisinin ve kaynak sonrası düşük soğuma hızının neden olduğu düşünülmektedir. Isıl genleşme, büzülme ve hızlı soğuma etkisiyle tamamlanamayan dendrit oluşumunun başlaması nedenleriyle çatlakların kaynak dikişinden AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafına doğru biraz daha arttığı görülmektedir (Şekil 7.8 ve 7.9).

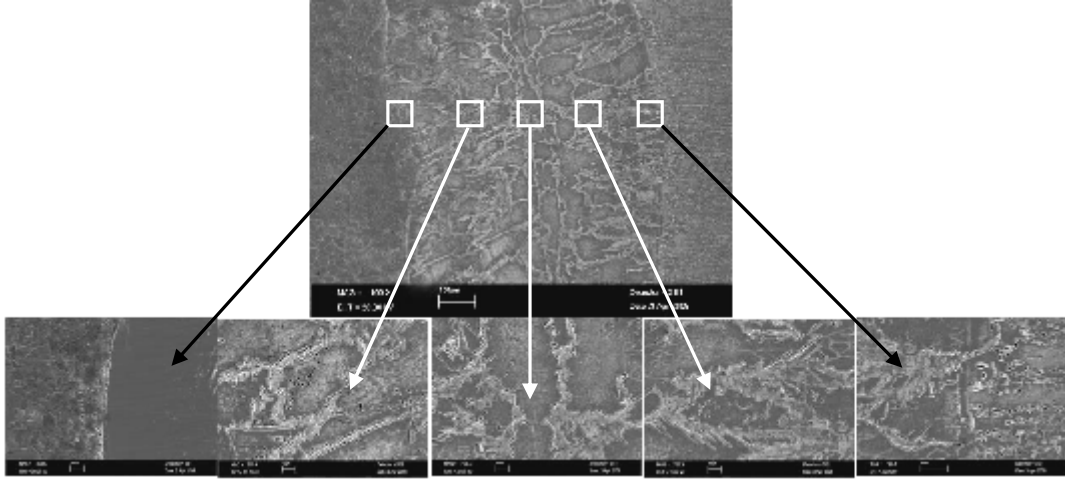


Şekil 7.8 AISI 430/AISI 1010 (2250-100-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.



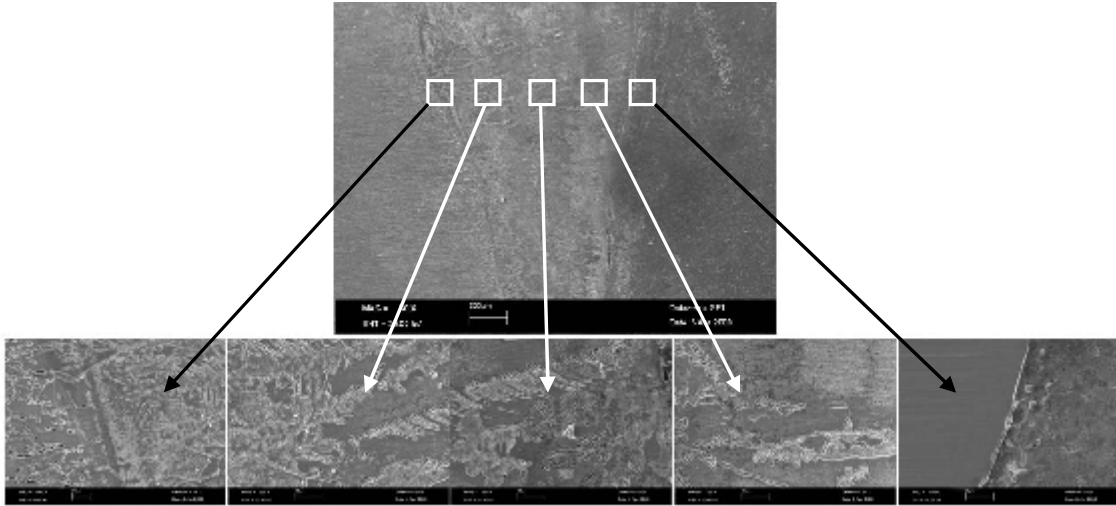
Şekil 7.9 AISI 430/AISI 1010 (2250-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2250 W kaynak gücünde, 200 cm/dk ilerleme hızında ve argon/helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB'ın 100 cm/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelere göre biraz daha inceldiği, 2000 W kaynak gücünde yapılan birleştirmeler ile kıyaslandığında ise artan kaynak gücüne bağlı olarak dikiş bölgesinin ile ITAB'ın genişlediği ve iri taneli bir katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir. Kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin ise biraz daha arttığı ve daha sonra yapının küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. Ayrıca yer yer tamamlanmamış dendritik yapıların meydana geldiği görülmekte, bunun nedeninin de kaynak esnasında artan kaynak hızına bağlı olarak ısı girdisinin yükselmesinin ve yavaş soğumanın neden olduğu düşünülmektedir. Çatlakların kaynak dikişinden AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafına doğru ferritik paslanmaz çeliğin genleşme katsayısının küçük olmasına bağlı olarak biraz daha arttığı görülmektedir (Şekil 7.10 ve 7.11).



Şekil 7.10 AISI 430/AISI 1010 (2250-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı

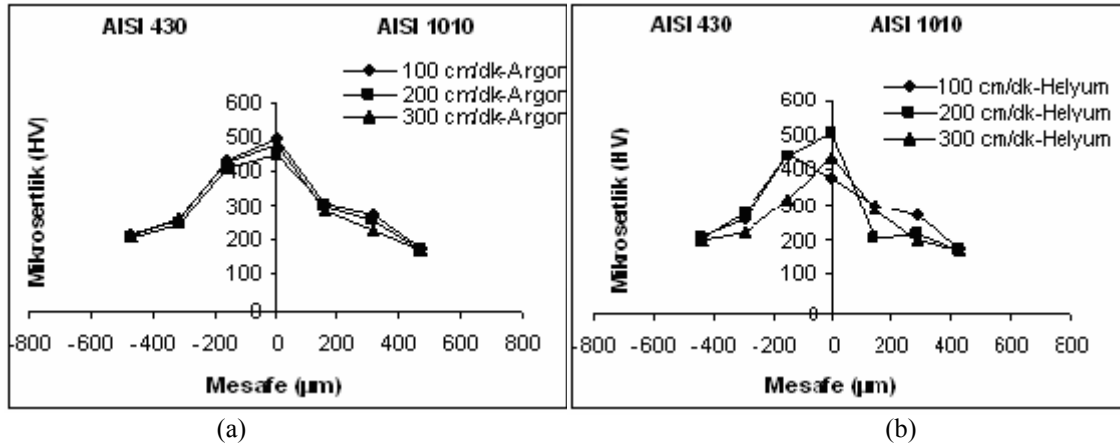
Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerin kaynak dikişinde, tanelerin katılaşmanın ilk başladığı ana metalin tanelerinden epitaksiyel katılaşma göstererek hücresel ve dendritik olarak dikiş merkezine doğru yönlendiği görülmektedir.



Şekil 7.11 AISI 430/AISI 1010 (2250-300-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

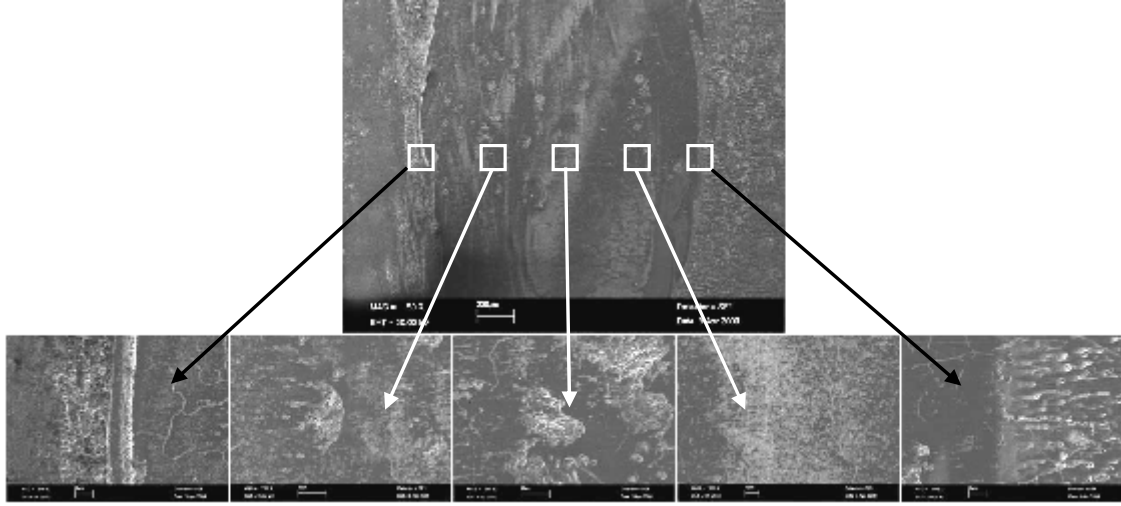
2250 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında ve argon/helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerinde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik değerlerinin dikiş bölgesine doğru hızla yükseldiği, daha sonra ana malzemenin sertlik değerine kadar düştüğü görülmektedir. 2000 W kaynak gücünde yapılan birleştirmeler ile kıyaslandığında, artan kaynak gücüne bağlı olarak mikrosertlik

değerlerinin biraz arttığı, artan ilerleme hızına bağlı olarak da sertlik değerlerinin düştüğü görülmektedir (Zambon ve diğ., 2006). ITAB bölgesinde sertlik değerinin, dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu görülmektedir. Bunun nedeninin AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafından AISI 1010 düşük karbonlu çelik tarafına doğru difüzyona uğrayan krom atomları geçişinin neden olduğu düşünülmektedir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerin mikrosertlik değerlerinin, helyum altında yapılan birleştirmelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu da helyumla ortaya çıkan ısı kayıpları etkisiyle, kaynak sonrasında arta kalan ısı ile tavlama etkisinin azalmasından ileri gelmiştir (Şekil 7.12 a-b).

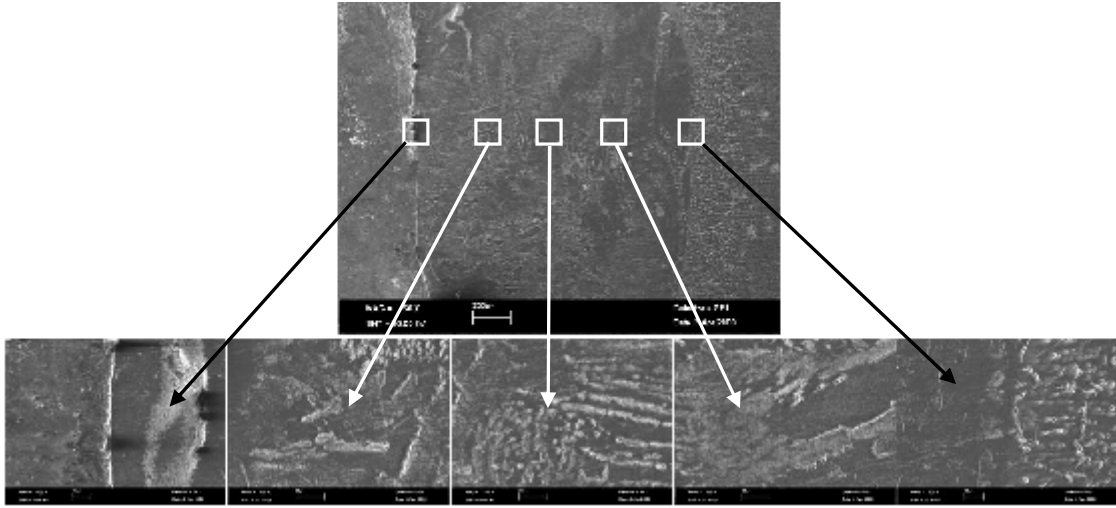


Şekil 7.12 AISI 430/AISI 1010 (2250 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.

2500 W kaynak gücünde, 100 cm/dk ilerleme hızında ve argon/helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmelerinde, kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB'ın 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre artan enerji girdisine bağlı olarak daha çok genişlediği, dikiş bölgesinde iri taneli bir katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir. Kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin ise daha çok arttığı ve yapının giderek küçük taneli homojen yapıya dönüştüğü dikkat çekmektedir. Çatlakların 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre yükselen ısı değeri ve ani soğumaya bağlı olarak biraz arttığı, ancak helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise, helyumun soğutucu etkisiyle çatlakların meydana gelmediği görülmektedir (Şekil 7.13 ve 7.14).

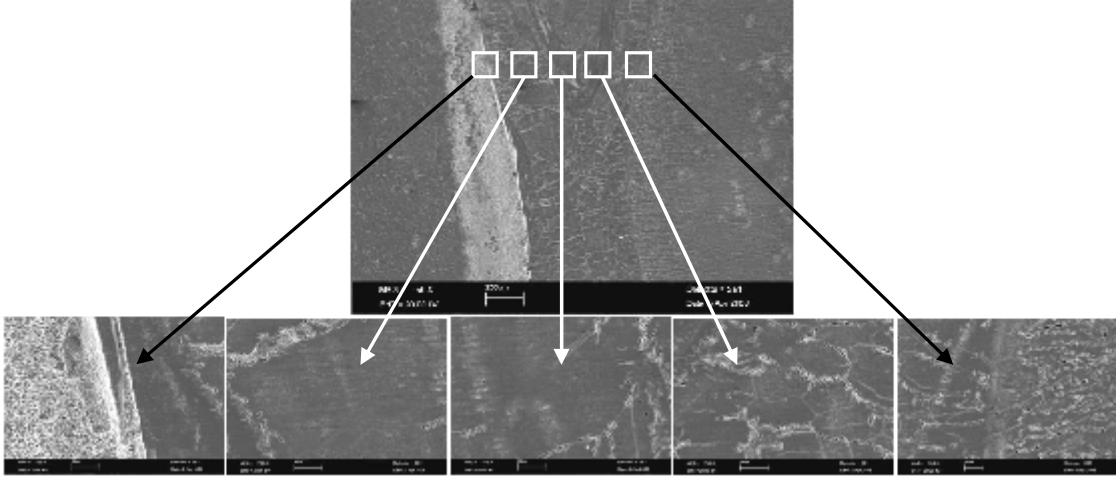


Şekil 7.13 AISI 430/AISI 1010 (2500-100-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

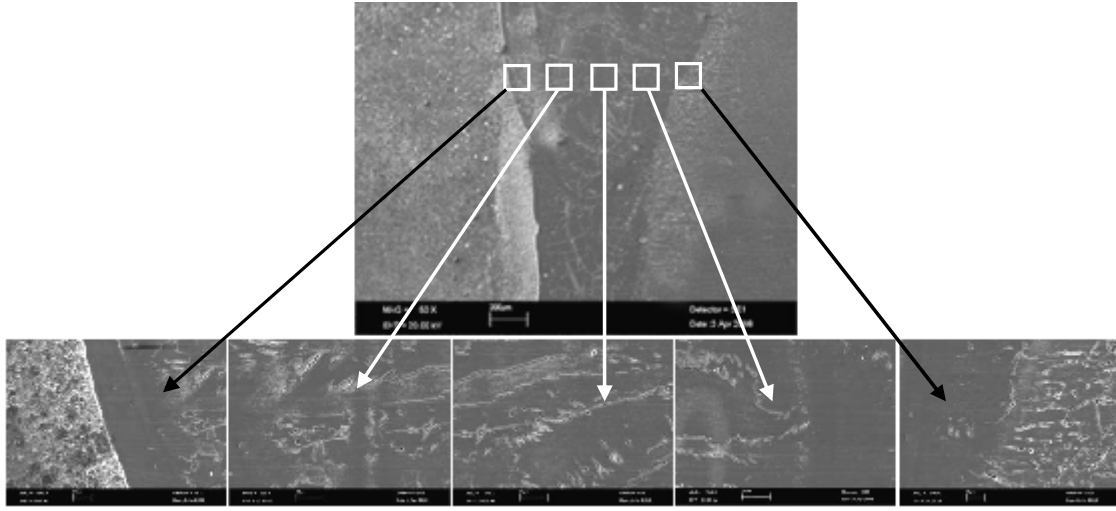


Şekil 7.14 AISI 430/AISI 1010 (2500-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2500 W kaynak gücünde, 200 cm/dk ilerleme hızında ve argon/helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmelerinde, kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB'ın 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre artan kaynak gücüne ve ısı girdisine bağlı olarak daha çok genişlediği, ancak artan ilerleme hızına göre ise biraz daha azaldığı ve aynı zamanda dikiş bölgesinde de iri taneli bir katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir (Karaaslan ve diğ., 1998; König ve diğ., 1998). Kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe, ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin artan ilerleme hızına bağlı olarak azaldığı ve yapının giderek küçük taneli homojen yapıya dönüştüğü görülmektedir. Çatlakların 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre artan kaynak gücüne bağlı olarak biraz arttığı görülmektedir (Şekil 7.15 ve 7.16).

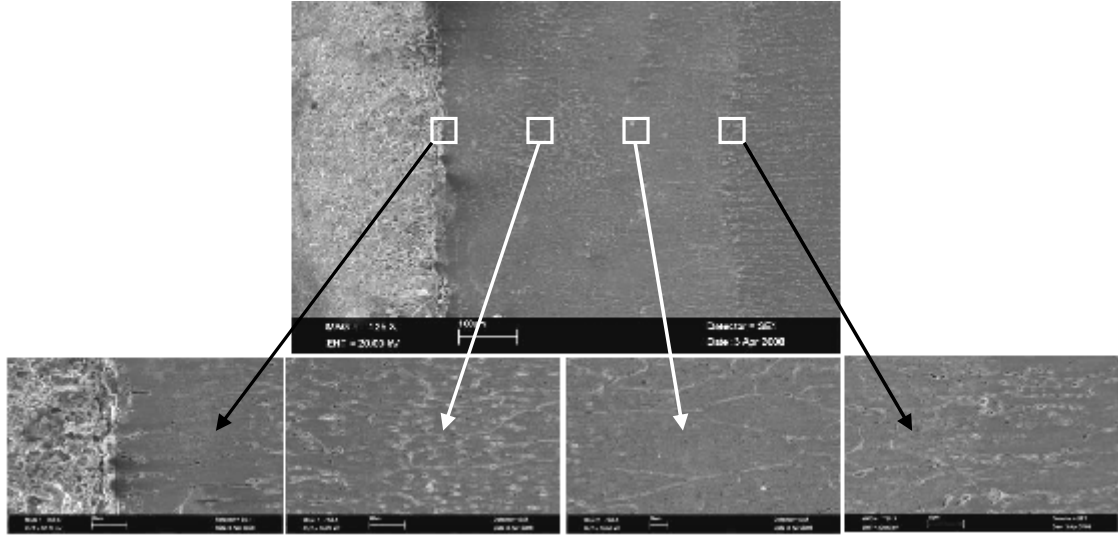


Şekil 7.15 AISI 430/AISI 1010 (2500-200-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.



Şekil 7.16 AISI 430/AISI 1010 (2500-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

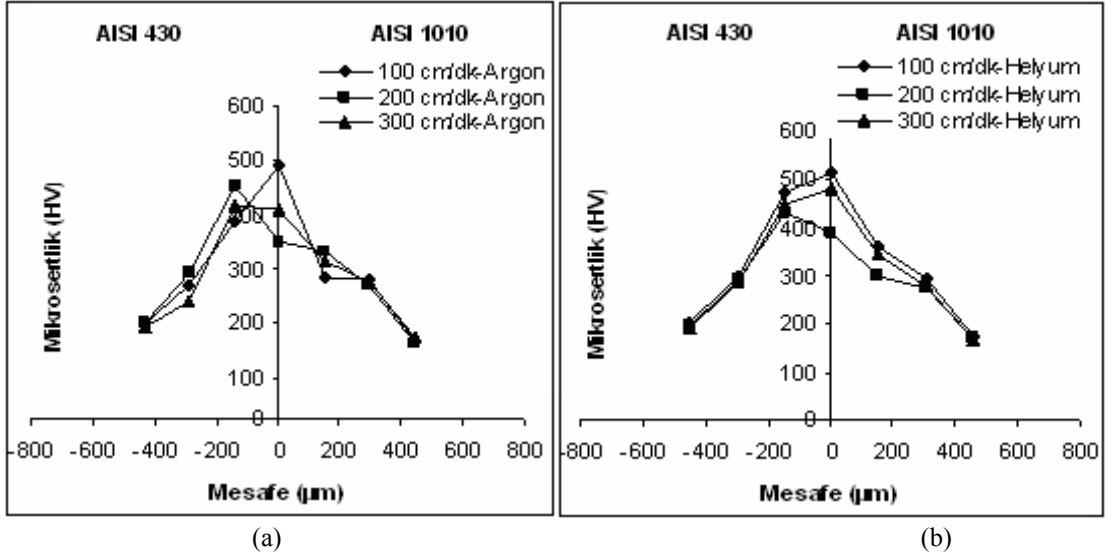
2500 W kaynak gücünde, 300 cm/dk ilerleme hızında ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmede, artan kaynak gücüne bağlı olarak kaynak dikişini ve ITAB'ın genişliğinin arttığı, ancak artan ilerleme hızına göre ise biraz daha azaldığı görülmektedir. Çatlakların 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre artan kaynak gücüne bağlı olarak daha çok arttığı görülmektedir (Şekil 7.17).



Şekil 7.17 AISI 430/AISI 1010 (2500-300-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

AISI 430/AISI 1010 numunelerinin, 2500 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında ve argon/helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik miktarının dikiş bölgesine doğru hızla yükseldiği, daha sonra ana malzemenin sertlik değerine düştüğü görülmektedir.

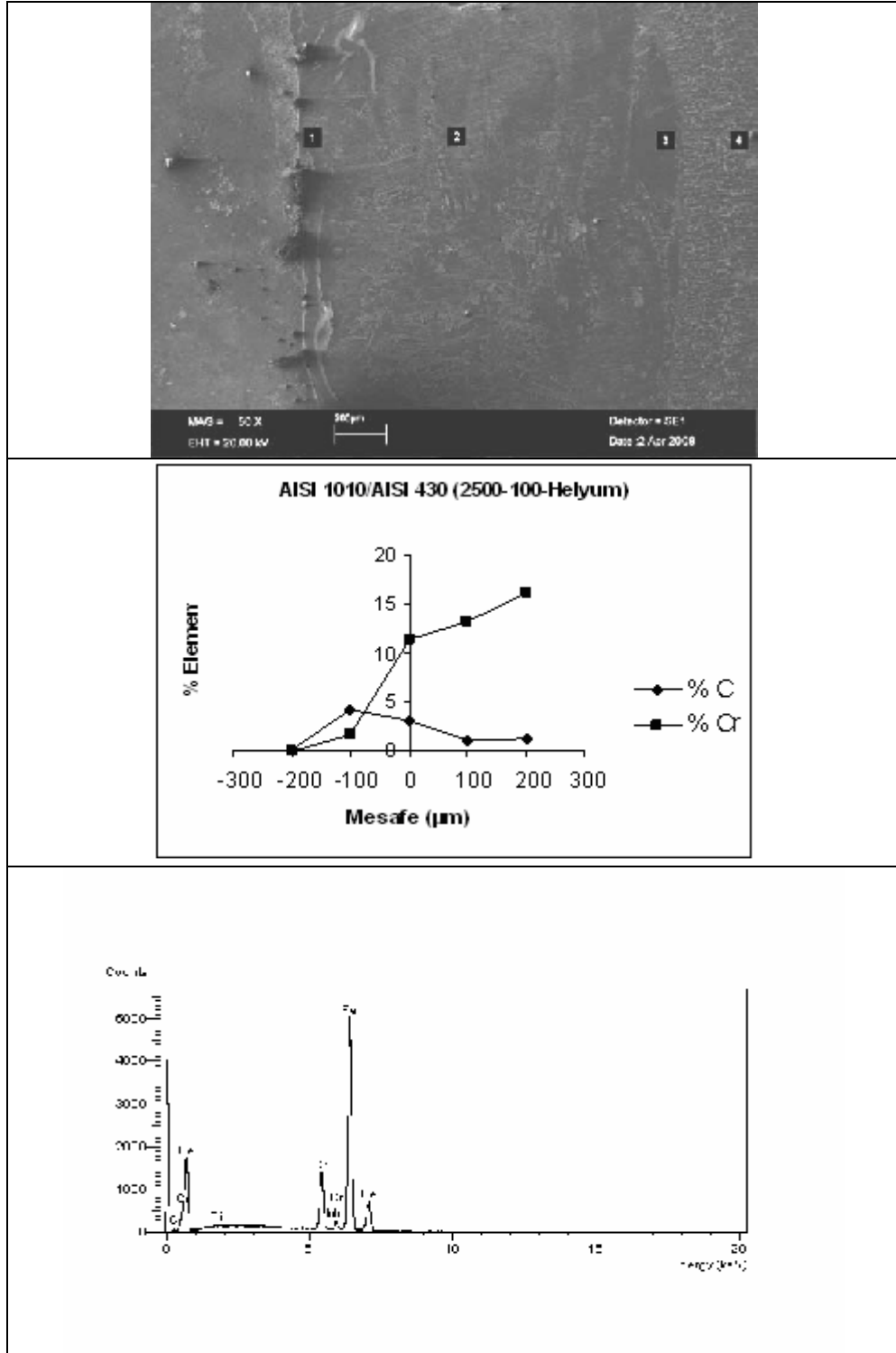
2000 ve 2250W kaynak gücünde yapılan birleştirmeler ile kıyaslandığında, artan ilerleme hızına bağlı olarak mikrosertlik değerlerinin beklenildiği gibi azaldığı görülmektedir (Zambon ve diğ., 2006; Ghaini ve diğ., 2007). ITAB bölgesinde sertlik değerinin, dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu görülmektedir. Bunun nedeninin AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafından AISI 1010 düşük karbonlu çelik tarafına doğru difüzyona uğrayan krom atomları difüzyonunun neden olduğu düşünülmektedir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerin mikrosertlik değerlerinin, argonun bir yorgan gibi kaynak bölgesini örtmesi ve koruyucu gazlar arasındaki ısı iletkenlik farkından dolayı, helyum altında yapılan birleştirmelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.18 a-b).



Şekil 7.18 AISI 430/AISI 1010 (2500 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.

7.2 AISI 430/AISI 1010 Kaynaklı Numunelerin EDS Analizleri

AISI 430/AISI 1010 numunelerinin, 2000-2250-2500 W kaynak güçlerinde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında ve argon/helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerinde, kaynak arayüzeyinde 200 μm'lik mesafede AISI 1010 çelik ve AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafında C ve Cr element analizi yapılmıştır. 200 μm'lik çelik tarafında yaklaşık olarak % 1,5 Cr bulunurken, aynı mesafede % 16 C görülmektedir. Bunun nedeni; C'nin bir arayer elementi olması sebebiyle paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasındandır. Artan kaynak hızına bağlı olarak ısı girdisi düştüğünden difüze olan Cr miktarı da düşmüştür (Şekil 7.19).



Şekil 7.19 AISI 430/1010 (2500-100-Helyum) Numunesinin EDS Analizi ve % Element Difüzyonu.

AISI 430/AISI 1010 numuneler çekme testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne paralel 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 gözlenmektedir. Helyum koruyucu gaz atmosferi altında yapılan birleştirmelerden elde edilen çekme test sonuçlarının, argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu da helyumun ısı iletkenliği yüksek olduğundan hızlı soğuma sonucu çekme dayanımını artırıcı etki yapmıştır.

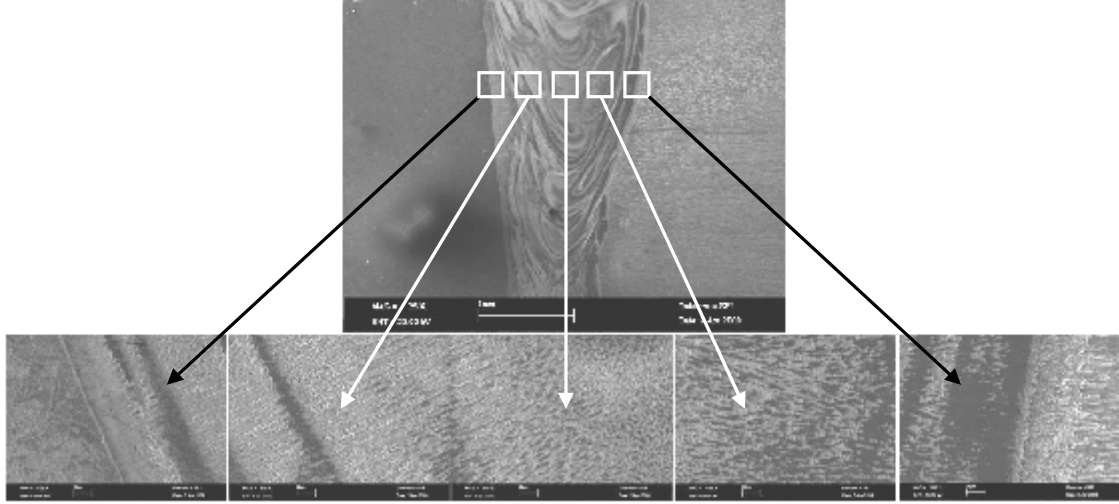
Ekonomiklik açısından düşük enerji girdisinde ve yüksek kaynak hızında dikişler istenir. Bu sonuç, 2000 W-300 cm/dk'da Argon koruyucu gaz altında yapılan birleştirmede sağlandığı görülmektedir (Tablo 7.1).

Tablo 7.1 AISI 430 / AISI 1010 malzeme çiftlerinin çekme test sonuçları.

Numune No	Kaynak Gücü (W)	İlerleme Hızı (cm/dk)	Koruyucu Gaz	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)
1	2000	100	Argon	300
2			Helyum	306
3		200	Argon	229
4			Helyum	242
5		300	Argon	315
6			Helyum	280
7	2250	100	Argon	300
8			Helyum	329
9		200	Argon	281
10			Helyum	327
11		300	Argon	193
12			Helyum	303
13	2500	100	Argon	319
14			Helyum	320
15		200	Argon	309
16			Helyum	316
17		300	Argon	270
18			Helyum	290

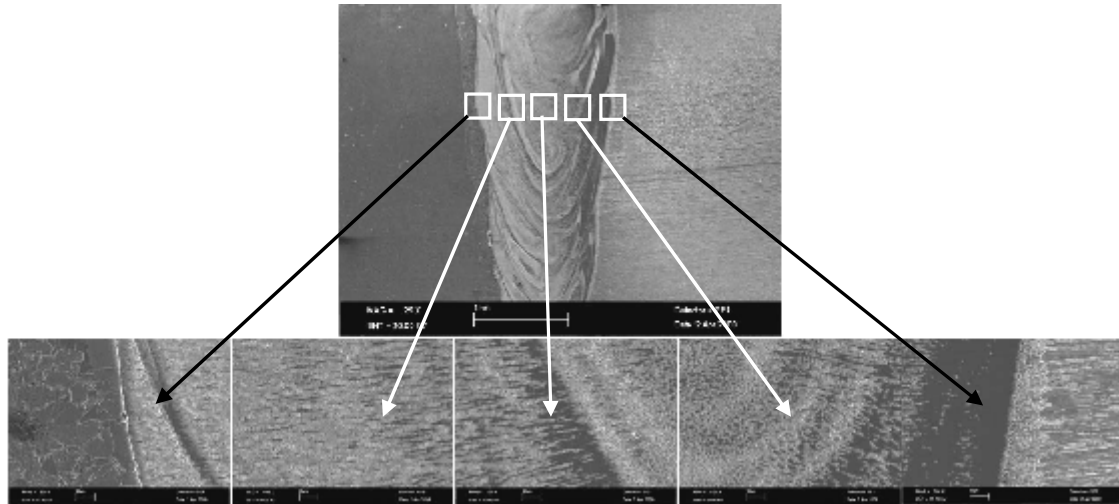
7.3 AISI 304 / AISI 1010 Kaynaklı Numunelerin SEM Analizleri

AISI 304/AISI 1010 numunelerinin 2000 W kaynak gücü, 100 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde, AISI 430/AISI 1010 kaynaklı numunelere göre dikiş bölgesinin ısının kaynak bölgesine yavaş ve düzenli girmesi sonucunda daha fazla homojen ve geniş bir ITAB bölgesine sahip olduğu görülmektedir. Kaynak dikişinin AISI 304 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da çok az miktarda tane irileşmesinin olduğu ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgeye dönüştüğü görülmektedir. İrileşme olan noktalarda, kalıntı ısı ile az oranda tavlama etkisi ortaya çıkmıştır (Şekil 7.20).



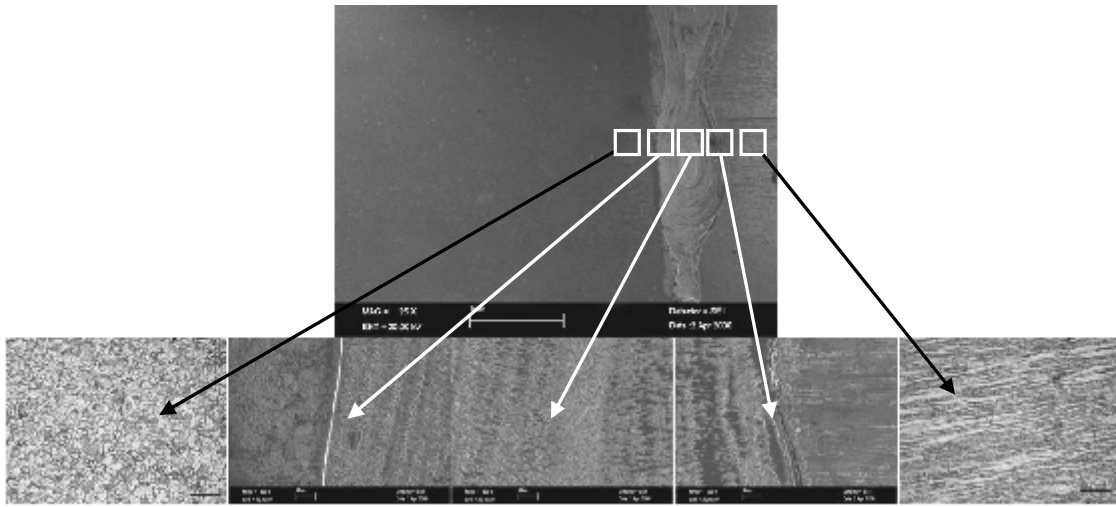
Şekil 7.20 AISI 304/AISI 1010 (2000-100-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; AISI 430/AISI 1010 kaynaklı numunelere göre daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun argon altında yapılan birleştirmelere göre kaynak işleminde kalıntı ısıya bağlı tavlama etkisi azaldığından, hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği görülmektedir. Her iki tarafta da gerek kaynak bölgesi ve gerekse ana malzemeler açısından herhangi deformasyon söz konusu değildir. Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinde tanelerin katılaşmanın ilk önce başladığı dikiş kenarından itibaren önce yatay pozisyonda, daha sonra dikişin iç kesimlerine doğru dikey pozisyonda ilerleyerek katılaşmanın homojen bir şekilde meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.21).



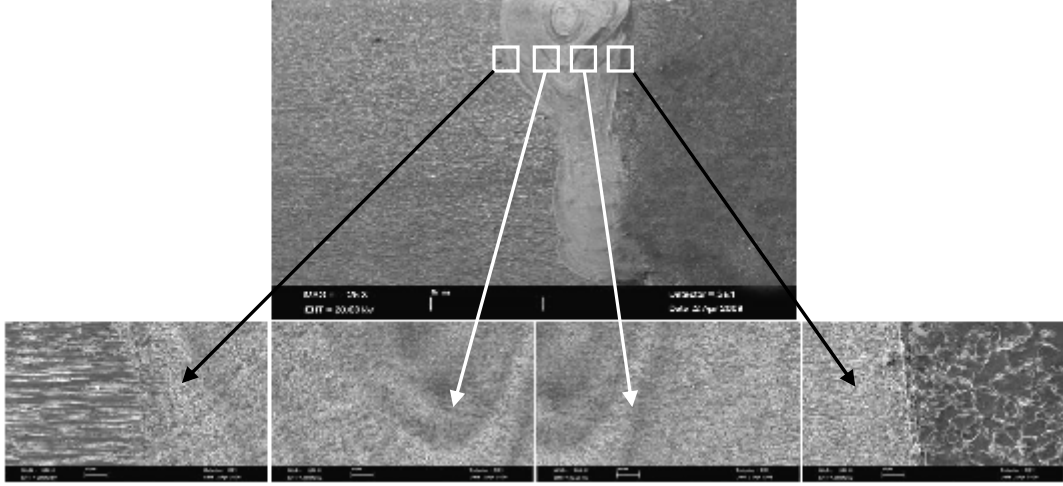
Şekil 7.21 AISI 304/AISI 1010 (2000-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2000 W kaynak gücü, 200 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın AISI 430/AISI 1010 kaynaklı numunelere ve 100 cm/dk ilerleme hızında birleştirilen numuneye göre biraz daha incel-diği, kaynak dikişinin AISI 304 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun argon altında yapılan birleştirmelere göre hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görölmektedir. Her iki tarafta da ana malzemenin içyapısında herhangi bir deformasyonun meydana gelmediği belirlenmiştir (şekil 7.22).



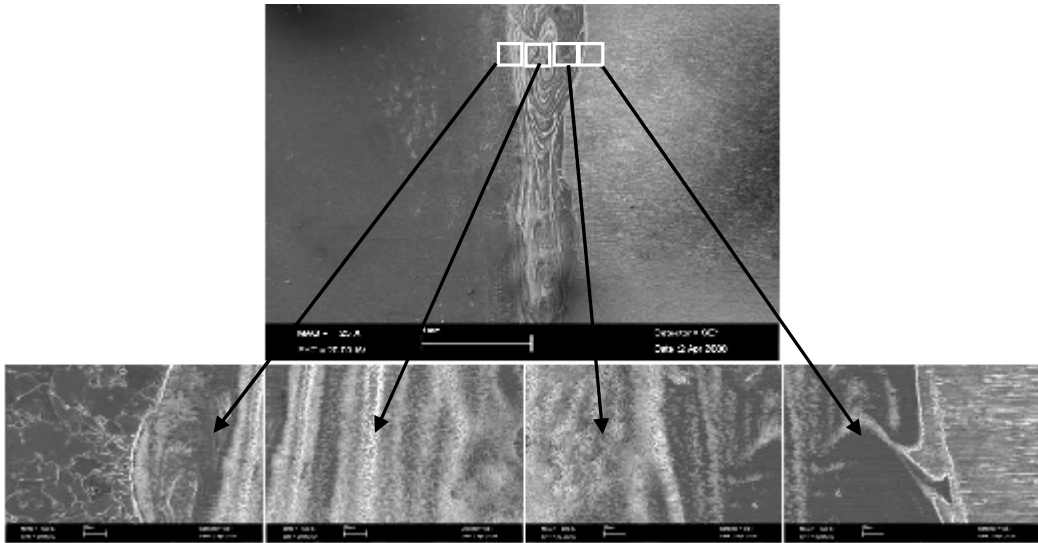
şekil 7.22 AISI 304/AISI 1010 (2000-200-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun argon altında yapılan birleştirmelere göre, helyumun özgül ağırlığının havaya göre daha az oluşu ve kaynak esnasında oluşan ısıyı birlikte sürüklemesi, helyumun ısıl iletkenliğinin argon gazına göre yüksek olmasından dolayı kaynak dikişinin hızlı soğumasına bağlı olarak tane irileşmesinin küçük miktarda meydana geldiği görölmektedir (şekil 7.23).



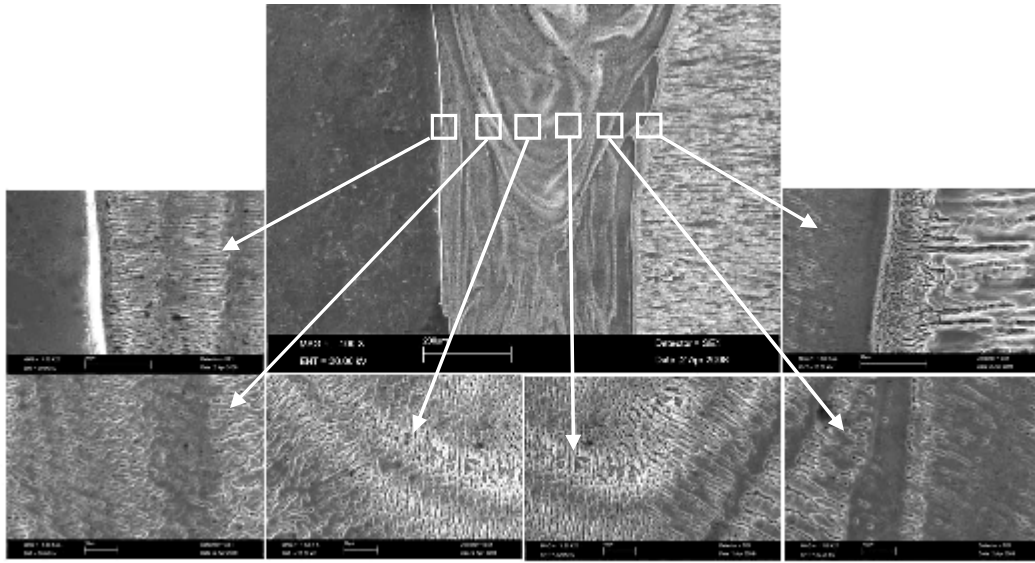
Şekil 7.23 AISI 304/AISI 1010 (2000-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2000 W kaynak gücü, 300 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerde metalografik açıdan bakıldığında kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişliğinin 100-200 cm/dk ilerleme hızlarında yapılan birleştirmelere göre artan ilerleme hızına bağlı olarak biraz daha inceldiği, kaynak dikişinin AISI 304 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun, koruyucu gaz olan helyumun özelliklerine bağlı olarak argon altında yapılan birleştirmelere göre hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir (Şekil 7.24).



Şekil 7.24 AISI 304/AISI 1010 (2000-300-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

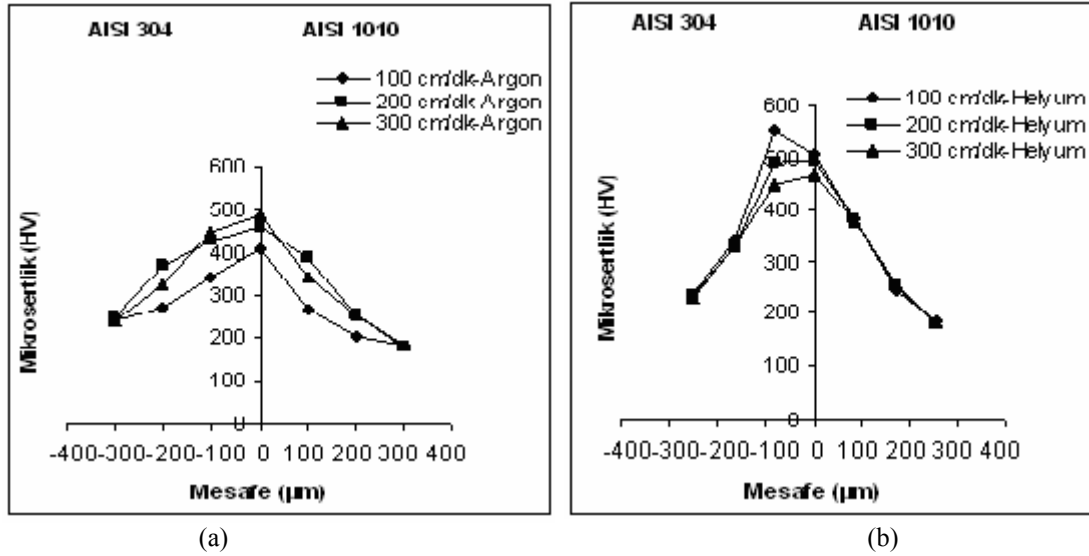
Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; AISI 430/AISI 1010 kaynaklı numunelere ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre daha iyi bir nüfuziyet görünümü elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği görülmektedir. Her iki tarafta da gerek kaynak bölgesinde ve gerekse ana malzemelerde herhangi bir deformasyon söz konusu değildir. Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinde tanelerin katılaşmanın ilk önce başladığı dikiş kenarından itibaren; önce yatay pozisyonda, daha sonra dikişin i kesimlerine doğru dikey pozisyonda ilerleyerek katılaşmanın homojen bir şekilde meydana geldiği görülmektedir (şekil 7.25).



şekil 7.25 AISI 304/AISI 1010 (2000-300-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

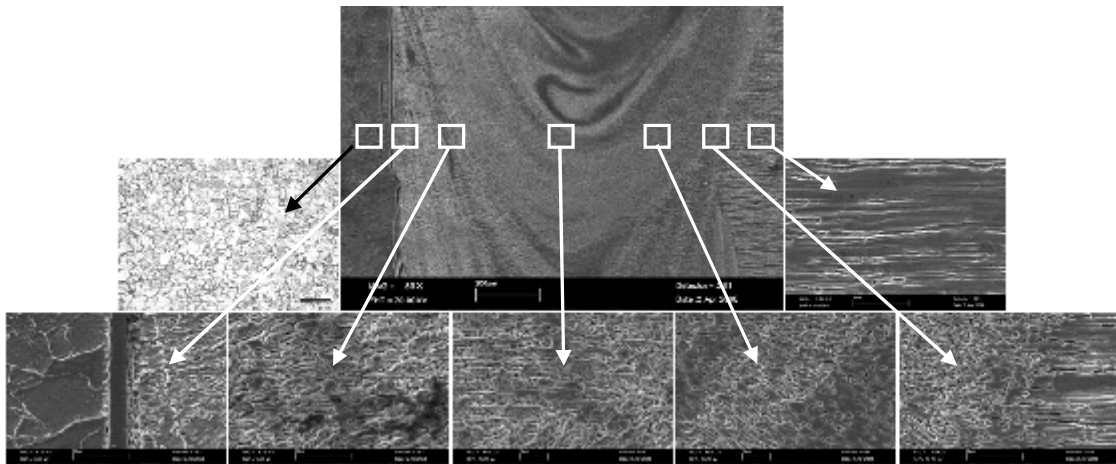
AISI 304/AISI 1010 numunelerinin, 2000 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında ve argon/helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerinde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik miktarının krom atomlarının karşılıklı difüzyonları sonucunda dikiş bölgesine doğru hızla yükseldiği daha sonra ana malzemenin sertlik değerine düştüğü görülmektedir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak sertlik değerinin düştüğü görülmektedir. ITAB bölgesinde sertlik değerinin, dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu dikkat çekmektedir. Bunun nedeninin AISI 304 ostenitik paslanmaz elik tarafından AISI 1010 düşük karbonlu elik tarafına doğru difüzyona uğrayan krom atomları geçişinin neden olduğu düşünülmektedir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerin mikrosertlik değerlerinin, soğuma hızı daha yavaş olduğu için helyum altında yapılan birleştirmelere

göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.26 a-b).



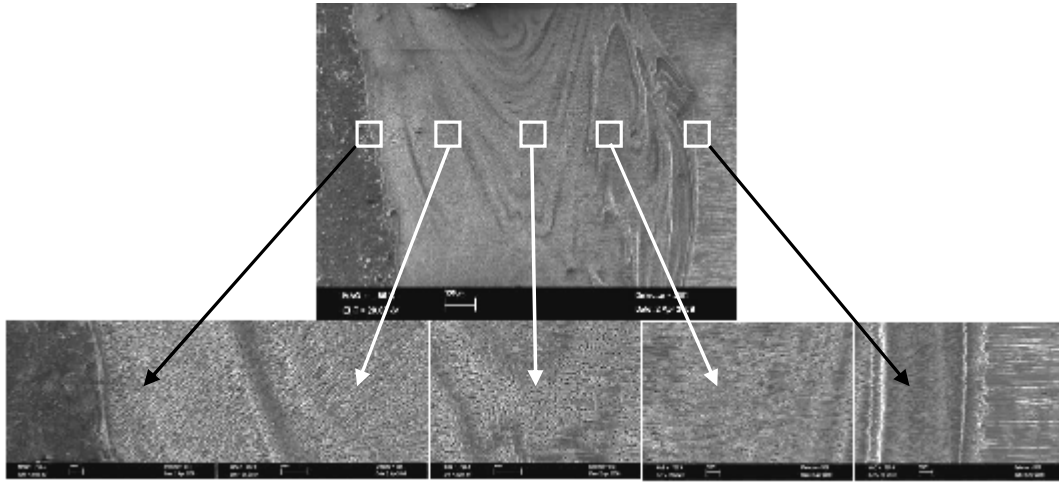
Şekil 7.26 AISI 304/AISI 1010 (2000 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri

2250 W kaynak gücü, 100 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişliğinin 2000 W kaynak gücünde yapılan birleştirmelere göre artan enerji girdisine bağlı olarak biraz daha genişlediği, kaynak dikişinin AISI 304 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. Her iki tarafta da ana malzemede herhangi bir deformasyonun meydana gelmediği görülmektedir. Bunun da yüksek ısı girdisi ve yavaş soğuma etkisi altında bulunan tanelerin yeniden kristalleşmesi sonucunda ortaya çıktığı düşünülmektedir (Şekil 7.27).



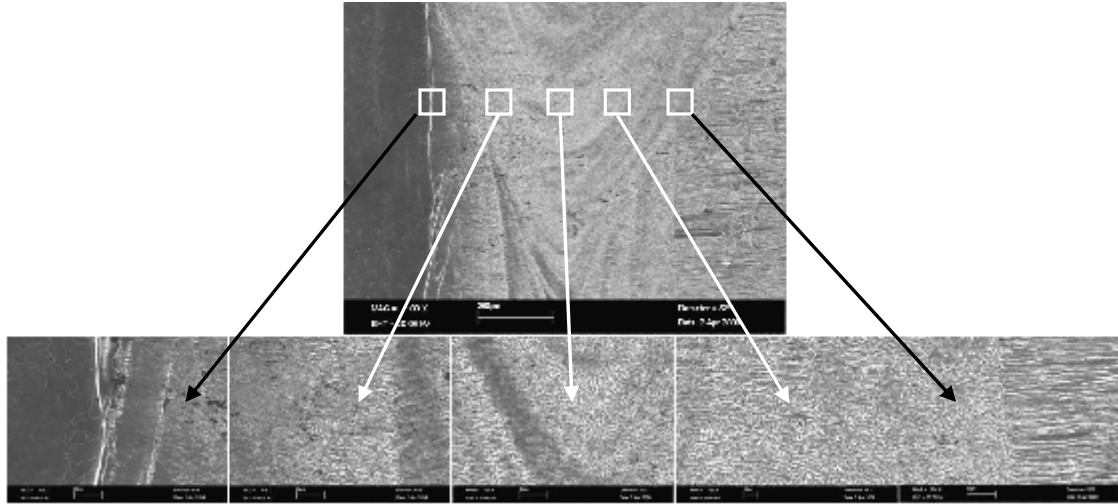
Şekil 7.27 AISI 304/AISI 1010 (2250-100-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; daha iyi bir nşfuziyet elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği gşrşlmektedir. Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinde tanelerin katılaşmanın ilk şnce başladığı dikiş kenarından itibaren şnce yatay pozisyonda, daha sonra dikişin iş kesimlerine doğru dikey pozisyonda ilerleyerek katılaşmanın homojen bir şekilde meydana geldiği gşrşlmektedir (şekil 7.28).



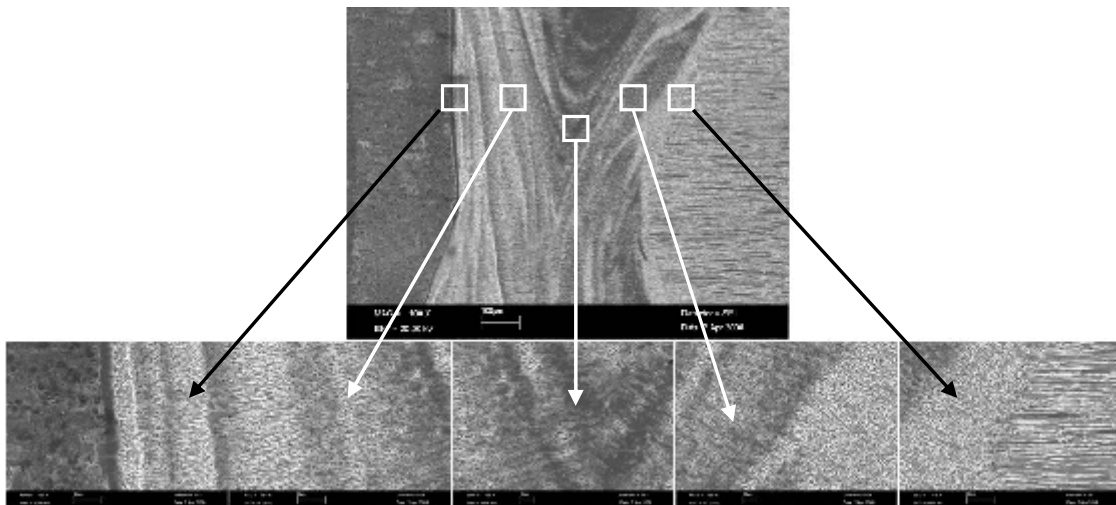
şekil 7.28 AISI 304/AISI 1010 (2250-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2250 W kaynak gşcş, 200 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın 100 cm/dk ilerleme hızında birleştirilen numuneye gşre biraz daha incelendiği, kaynak dikişinin AISI 304 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği ve daha sonra yapının tamamen kşşşk taneli homojen bşlgelere dřnřřtřđř gşrşlmektedir (şekil 7.29).



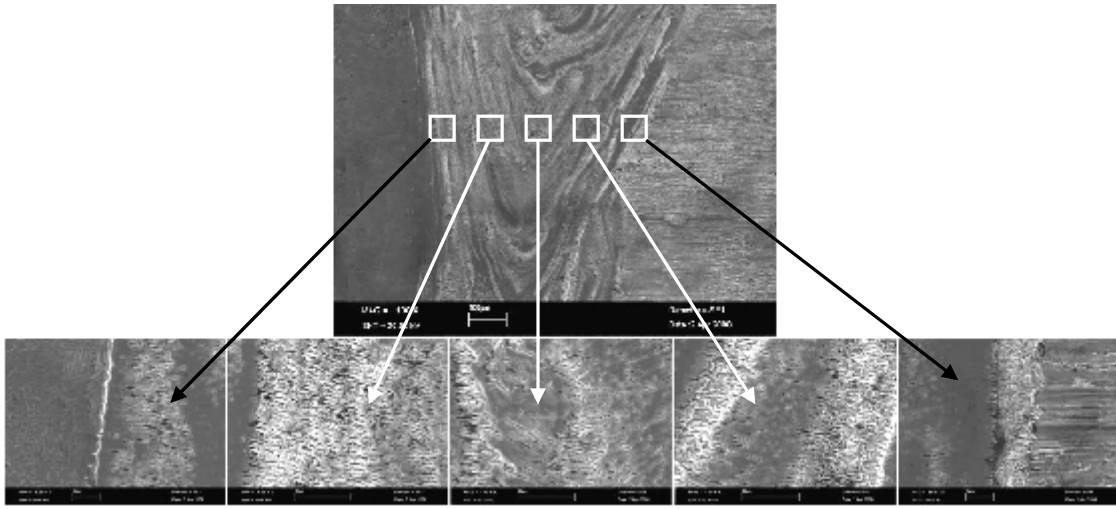
Şekil 7.29 AISI 304/AISI 1010 (2250-200-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; AISI 430/AISI 1010 kaynaklı numunelere ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği belirlenmiştir. Her iki tarafta da gerek kaynak bölgesi ve gerekse ana malzemeler açısından herhangi bir deformasyon söz konusu değildir. Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinde tanelerin katılaşmanın ilk önce başladığı dikiş kenarından itibaren önce yatay pozisyonda, daha sonra dikişin iç kesimlerine doğru dikey pozisyonda ilerleyerek katılaşmanın homojen bir şekilde meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.30).



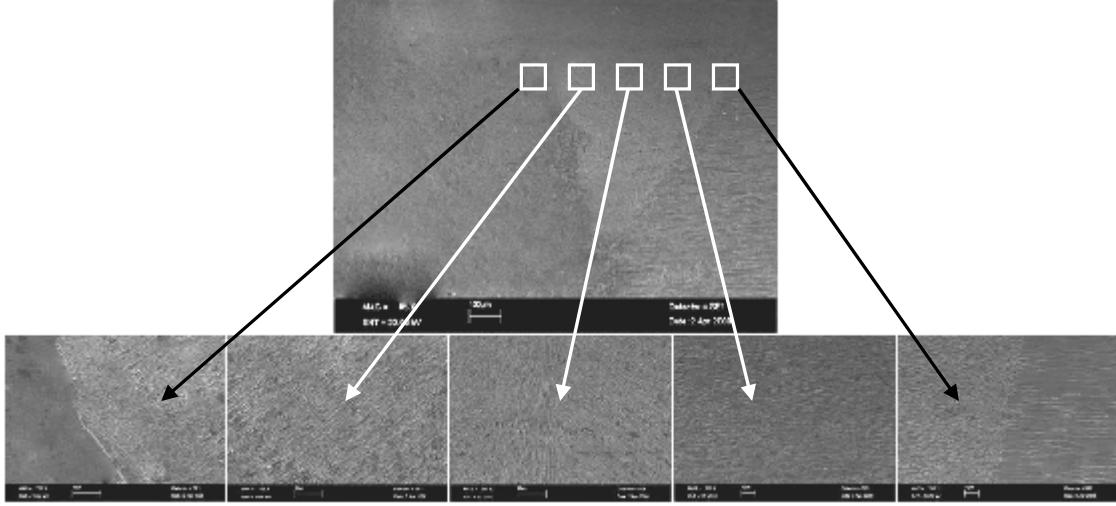
Şekil 7.30 AISI 304/AISI 1010 (2250-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2250 W kaynak gücü, 300 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerde metalografik açıdan bakıldığında kaynak dikişinin 100-200 cm/dk ilerleme hızlarında yapılan birleştirmelere göre biraz daha incel-diği, artan kaynak gücüne bağlı olarak da genişlediği, kaynak dikişinin AISI 304 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB’da meydana gelen tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun argon altında yapılan birleştirmelere göre hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği ve daha sonra yapının hızlı soğumaya bağlı olarak tamamen küçük taneli homojen bölgelere dönuştüğu görölmektedir (şekil 7.31).



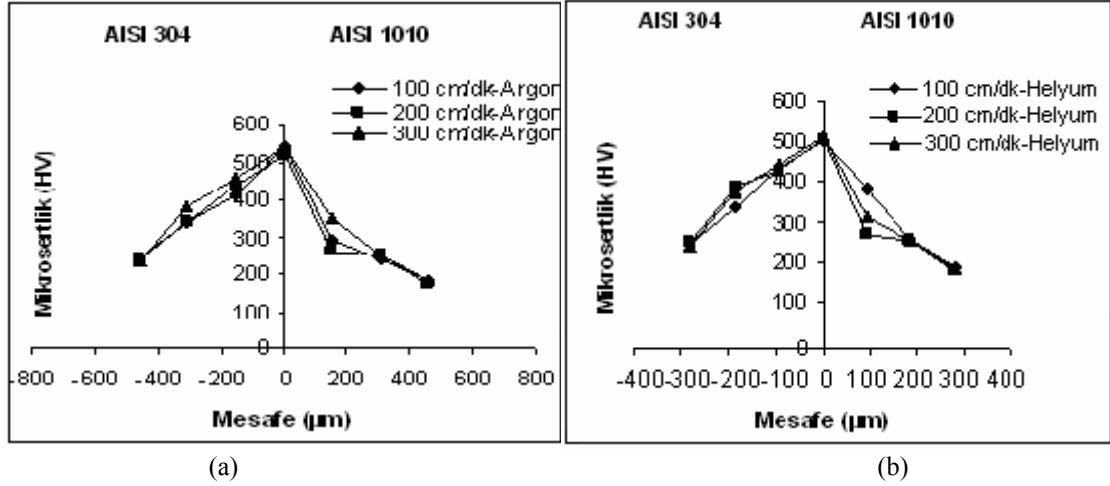
şekil 7.31 AISI 304/AISI 1010 (2250-300-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere oranla daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği görölmektedir. Ostenitik paslanmaz çeliğin genleşme katsayısının büyük olması nedeniyle, gerek kaynak bölgesi ve gerekse ana malzemeler açısından herhangi deformasyon ve çatlak oluşumu söz konusu olmamıştır. Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinde tanelerin katılaşmanın ilk önce başladığı dikiş kenarından itibaren hücresel ve dendritik olarak dikiş merkezine doğru yönlendiği görölmektedir. (şekil 7.32).



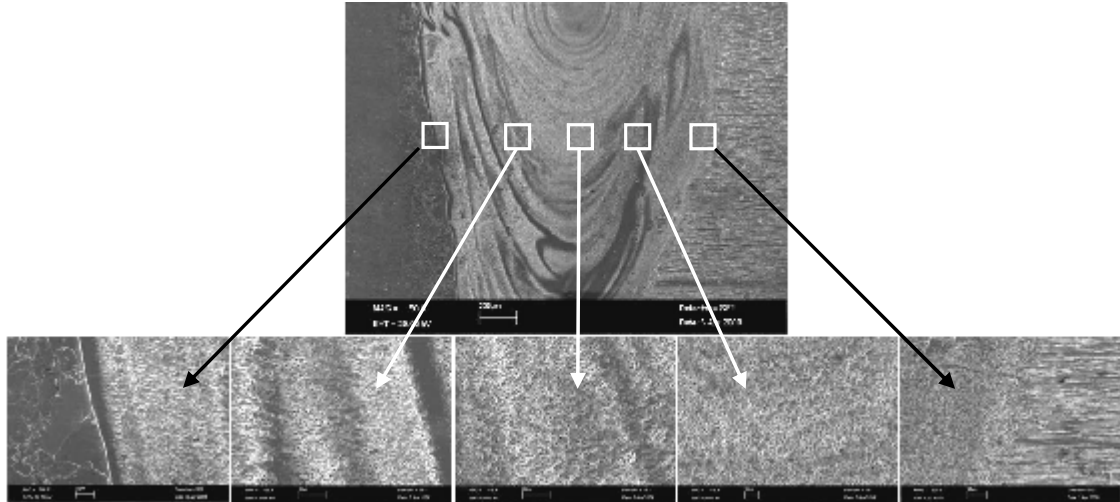
Şekil 7.32 AISI 304/AISI 1010 (2250-300-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

AISI 304/AISI 1010 numunelerinin, 2250 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında, argon ve helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerinde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik miktarının dikiş bölgesine doğru hızlı soğumaya bağlı olarak hızla yükseldiği, daha sonra ana malzemenin sertlik değerine düştüğü görülmektedir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak birim zamanda daha az ısı girdisi olması nedeniyle, sertlik değerlerinin düştüğü görülmektedir. ITAB bölgesinde sertlik değerinin, dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu görülmektedir. Bunun nedeninin AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik tarafından AISI 1010 düşük karbonlu çelik tarafına doğru difüzyona uğrayan krom atomları geçişi için gerekli ortam ve sıcaklığın varlığının neden olduğu düşünülmektedir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerin mikrosertlik değerlerinin, soğuma etkisinin daha yavaş olmasından dolayı helyum altında yapılan birleştirmelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.33 a-b).

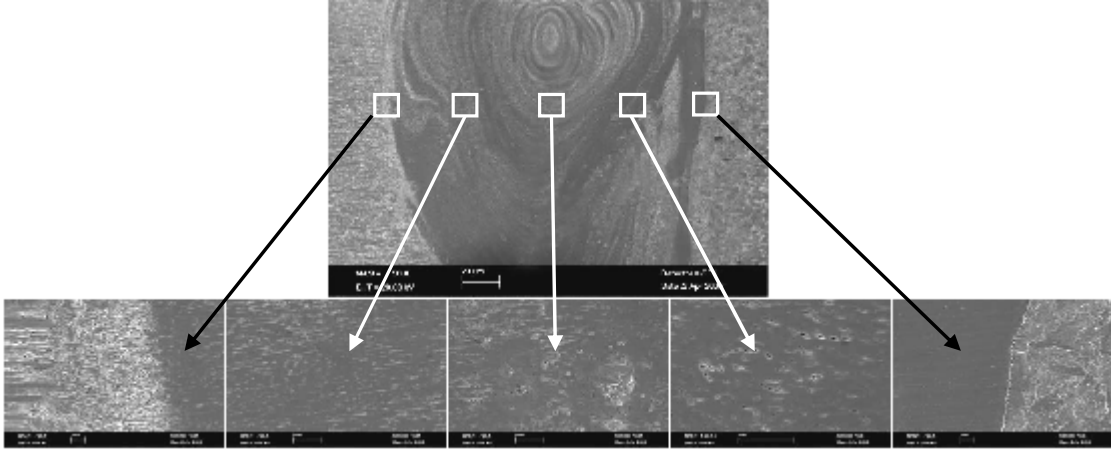


Şekil 7.33 AISI 304/AISI 1010 (2250 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.

2500 W kaynak gücünde, 100 cm/dk ilerleme hızında, argon ve helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişliğinin 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre, daha yüksek enerji ve ısı girdisine bağlı olarak daha çok genişlediği görülmektedir. Kaynak dikişinin AISI 304 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin de daha çok arttığı ve daha sonra yapının giderek küçük taneli homojen yapıya dönüştüğü görülmektedir (Şekil 7.34 ve 7.35).

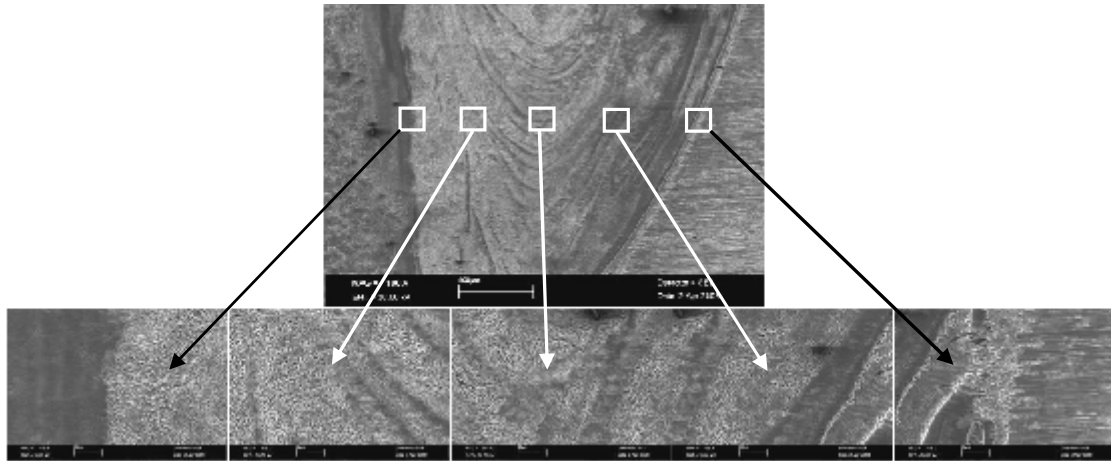


Şekil 7.34 AISI 304/AISI 1010 (2500-100-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

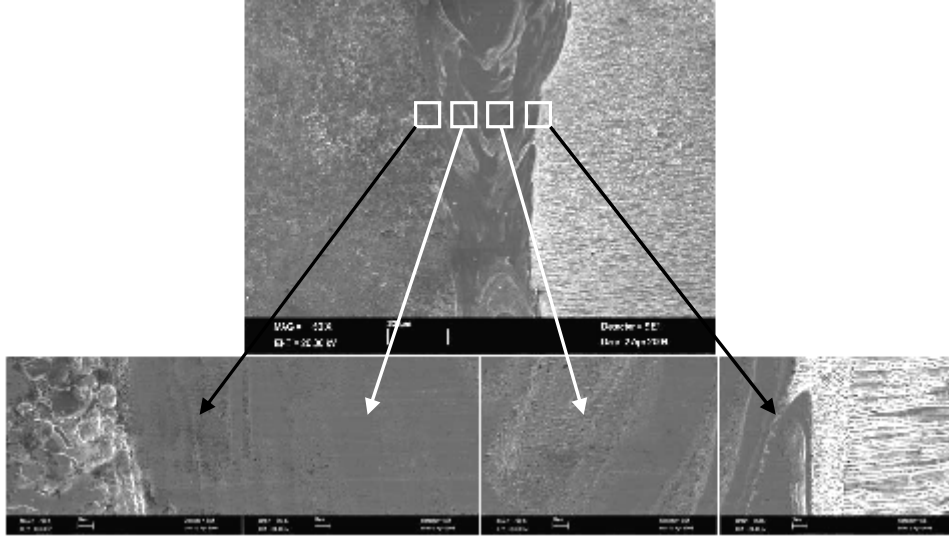


Şekil 7.35 AISI 304/AISI 1010 (2500-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

AISI 304/AISI 1010 numunelerinin 2500 W kaynak gücünde, 200 cm/dk ilerleme hızında ve argon/helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmelerinde, kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB'ın 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre artan kaynak gücüne bağlı olarak daha çok genişlediği, ancak artan ilerleme hızına göre ise biraz daha azaldığı ve aynı zamanda dikiş bölgesinde de iri taneli bir katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir. Kaynak dikişinin AISI 304 ve AISI 1010 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin ise artan ilerleme hızına bağlı olarak daha çok arttığı ve yapının giderek küçük taneli homojen yapıya dönüştüğü görülmektedir. Çatlakların artan kaynak gücüne ve ilerleme hızına bağlı olarak AISI 430/AISI 1010 malzeme çiftine göre azaldığı, ancak AISI 304/AISI 1010 numunelerinin 2000-2250 W kaynak güçlerinde ve 100 cm/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerine göre ise biraz arttığı görülmektedir (Şekil 7.36 ve 7.37).

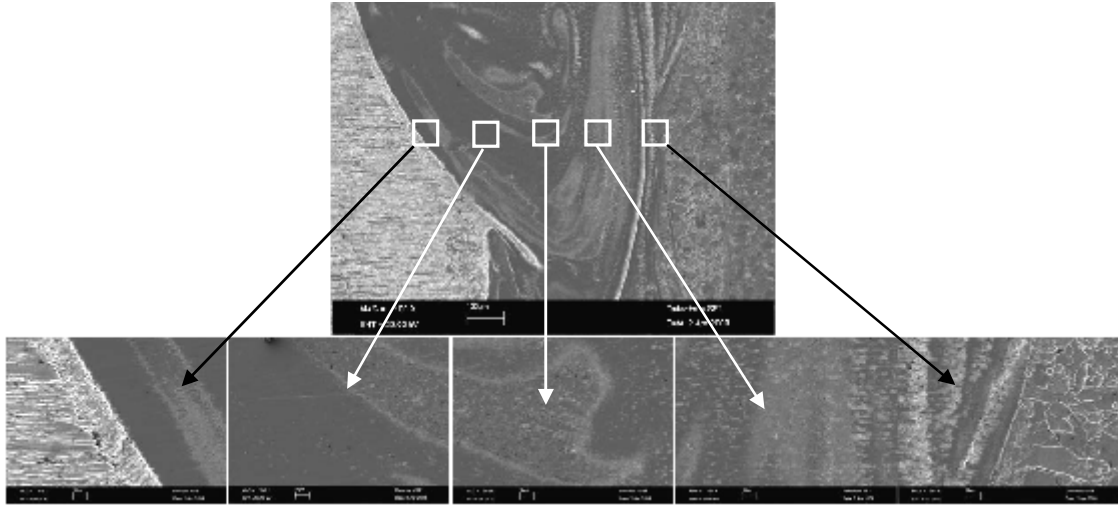


Şekil 7.36 AISI 304/AISI 1010 (2500-200-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

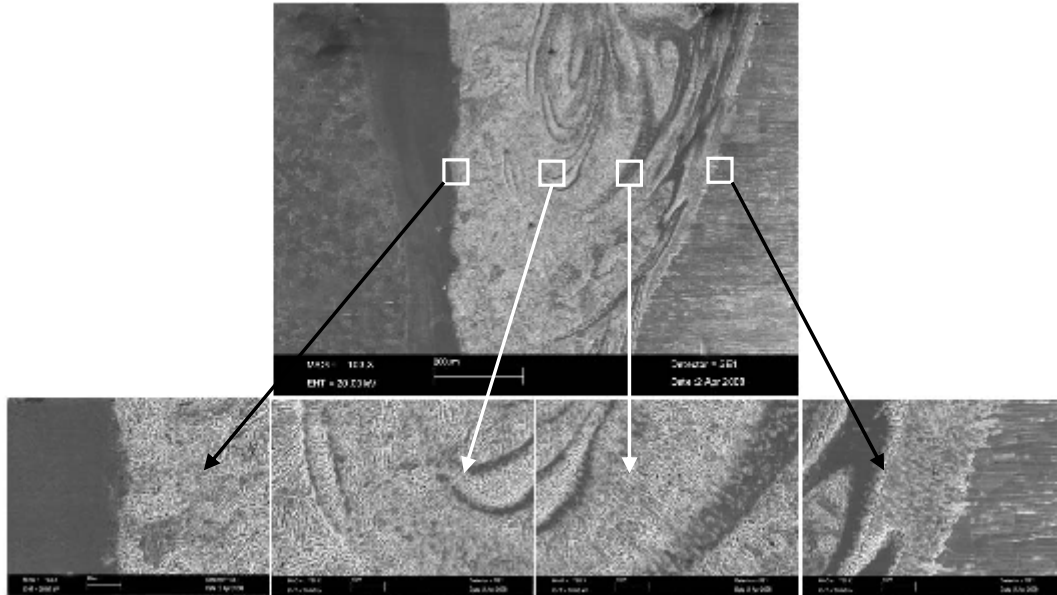


Şekil 7.37 AISI 304/AISI 1010 (2500-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2500 W kaynak gücünde, 300 cm/dk ilerleme hızında, argon ve helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmede metalografik açıdan bakıldığında, kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB'ın 100-200 cm/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmeler ile kıyaslandığında, artan ilerleme hızına göre, azalan birim zamana denk gelen ısı miktarına bağlı olarak biraz daha azaldığı ve aynı zamanda dikiş bölgesinde de, çekirdeklenme etkisi azaldığından iri taneli bir katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir. ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin artan ilerleme hızına bağlı olarak daha çok arttığı ve yapının hızlı soğumanın görüldüğü noktalarda giderek küçük taneli homojen yapıya dönüştüğü görülmektedir. Çatlakların 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre artan kaynak gücüne ve ani soğuma etkilerine bağlı olarak biraz daha arttığı dikkat çekmektedir (Şekil 7.38 ve 7.39).



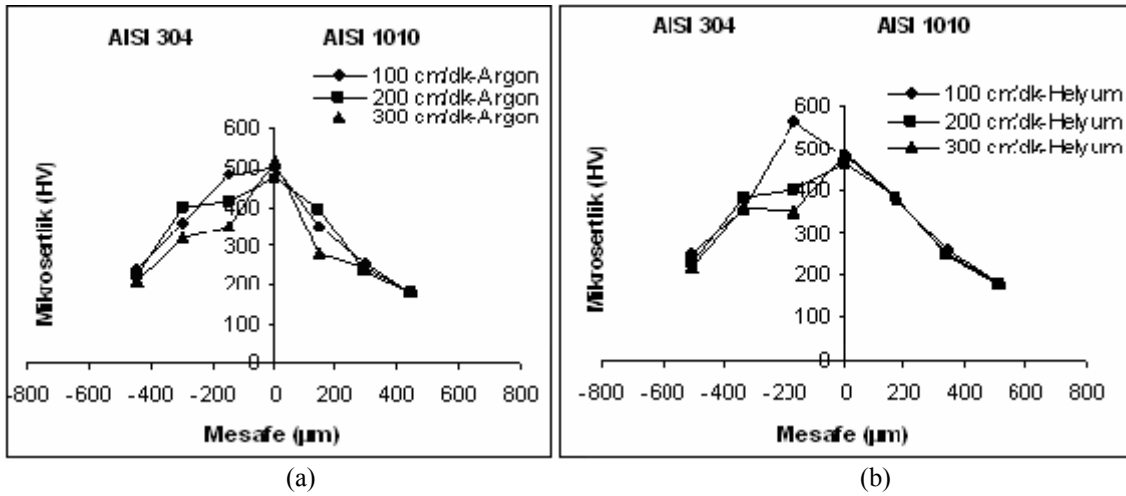
Şekil 7.38 AISI 304/AISI 1010 (2500-300-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.



Şekil 7.39 AISI 304/AISI 1010 (2500-300-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

AISI 304/AISI 1010 numunelerinin, 2500 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında, argon ve helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik miktarının dikiş bölgesine doğru artan soğuma hızına bağlı olarak hızla yükseldiği, daha sonra ana malzemenin sertlik değerine düştüğü görülmektedir. 2000 ve 2250 W kaynak gücünde yapılan birleştirmeler ile kıyaslandığında, artan kaynak gücüne göre ani soğuma etkilerinin artmasına bağlı olarak mikrosertlik değerinin arttığı, ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak enerji girdisinin azalmasıyla mikrosertlik değerlerinin daha çok azaldığı

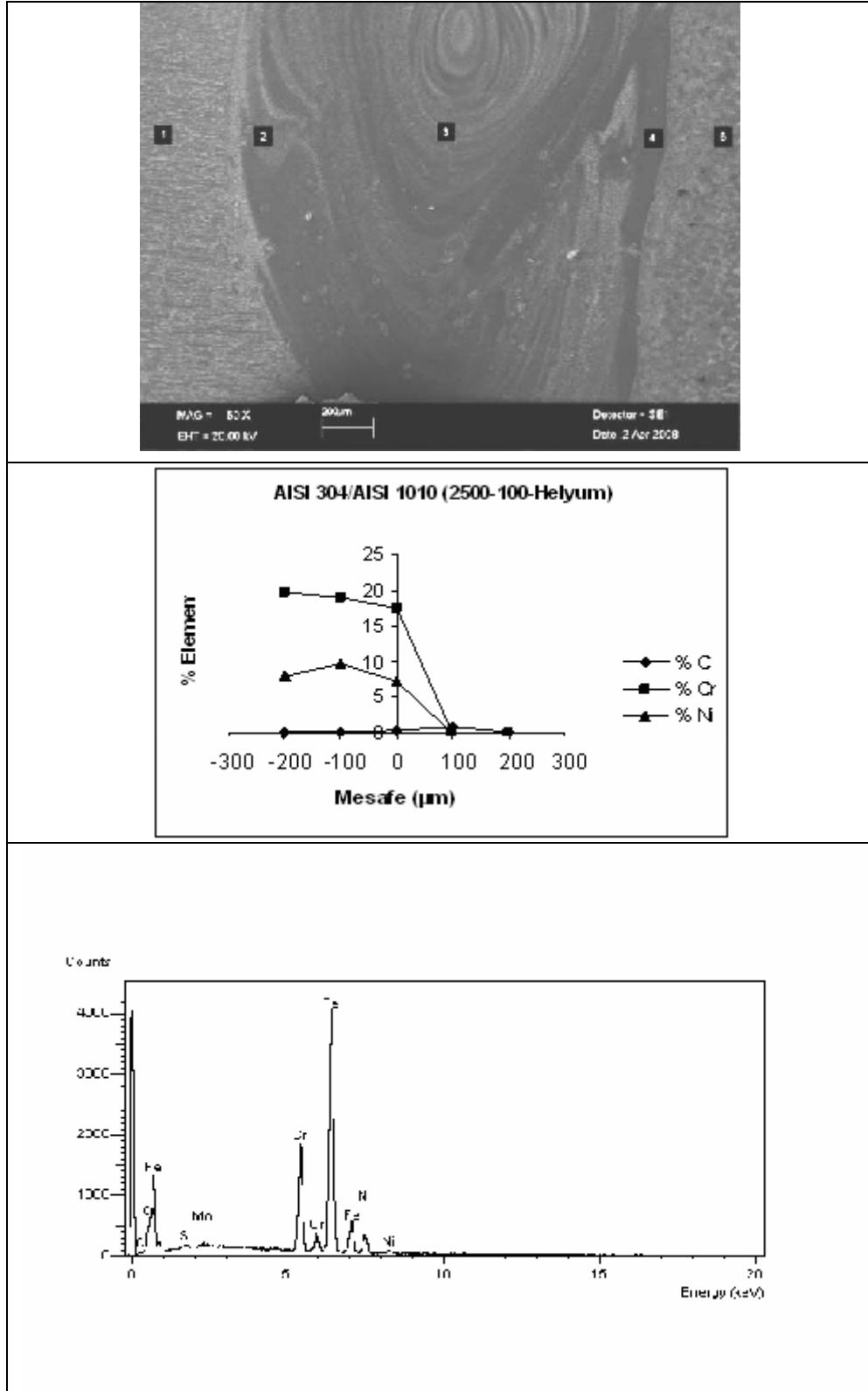
görülmektedir. ITAB bölgesinde sertlik değerinin, ısı iletimi için gerekli zamanın azalması sonucunda dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu belirlenmiştir. Bunun da AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik tarafından AISI 1010 düşük karbonlu çelik tarafına doğru difüzyona uğrayan krom atomlarından ve oluşan karbürlerden ileri geldiği düşünülmektedir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerin mikrosertlik değerlerinin, azalan soğuma hızına bağlı olarak, helyum altında yapılan birleştirmelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.40 a-b).



Şekil 7.40 AISI 304/AISI 1010 (2500 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.

7.4 AISI 304/AISI 1010 Kaynaklı Numunelerin EDS Analizleri

AISI 304/AISI 1010 numunelerinin, 2000-2250-2500 W kaynak güçlerinde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında, argon ve helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerinde, kaynak arayüzeyinde 200 µm'lik mesafede AISI 1010 çelik ve AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik tarafında C, Cr ve Ni element analizi yapılmıştır. 200 µm'lik çelik tarafında yaklaşık olarak % 1 Cr ve % 1,5 Ni elementi bulunurken, aynı mesafede % 1 C görülmektedir. Bunun nedeni; C'nin bir arayer elementi olması sebebiyle paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasındandır. Artan kaynak hızına bağlı olarak ısı girdisi düştüğünden difüze olan Cr ve Ni miktarı da düşmüştür (Şekil 7.41).



Şekil 7.41 AISI 304/1010 (2500-100-Helyum) Numunesinin EDS Analizi ve % Element Difüzyonu.

AISI 304/AISI 1010 numuneler çekme testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne paralel 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 gözlenmektedir. Helyum koruyucu gaz atmosferi altında yapılan birleştirmelerden elde edilen çekme test sonuçlarının, argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu da helyumun ısı iletkenliği yüksek olduğundan hızlı soğuma sonucu çekme dayanımını artırıcı etki yapmıştır.

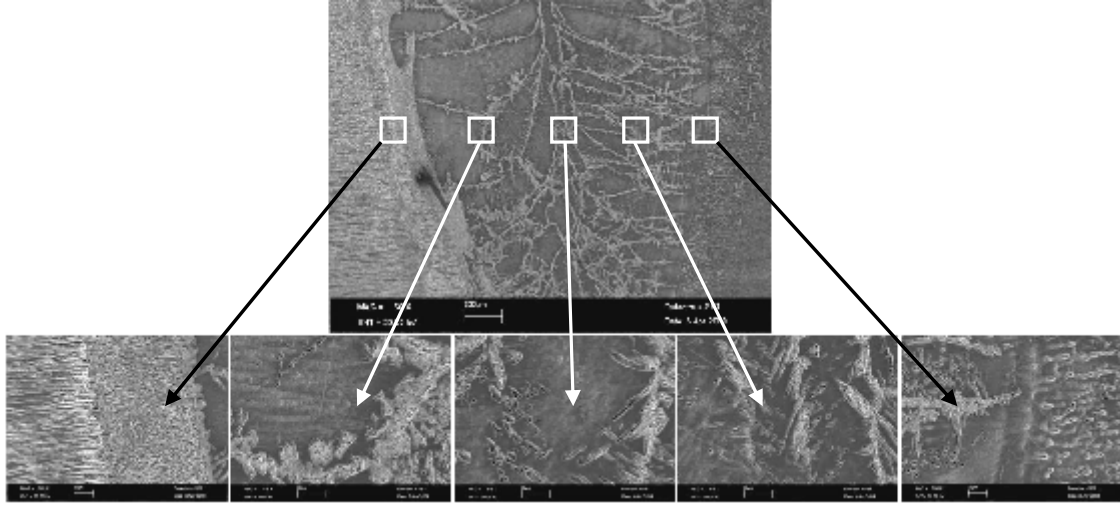
Ekonomiklik açısından düşük enerji girdisinde ve yüksek kaynak hızında dikişler istenir. Bu sonuç, 2000 W-100 cm/dk'da Helyum koruyucu gaz altında yapılan birleştirmede sağlandığı görülmektedir (Tablo 7.2).

Tablo 7.2 AISI 304 / AISI 1010 malzeme çiftlerinin çekme test sonuçları.

Numune No	Kaynak Gücü (W)	İlerleme Hızı (cm/dk)	Koruyucu Gaz	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)
19	2000	100	Argon	344
20			Helyum	349
21		200	Argon	320
22			Helyum	308
23		300	Argon	330
24			Helyum	344
25	2250	100	Argon	340
26			Helyum	346
27		200	Argon	327
28			Helyum	351
29		300	Argon	311
30			Helyum	325
31	2500	100	Argon	336
32			Helyum	355
33		200	Argon	313
34			Helyum	329
35		300	Argon	306
36			Helyum	346

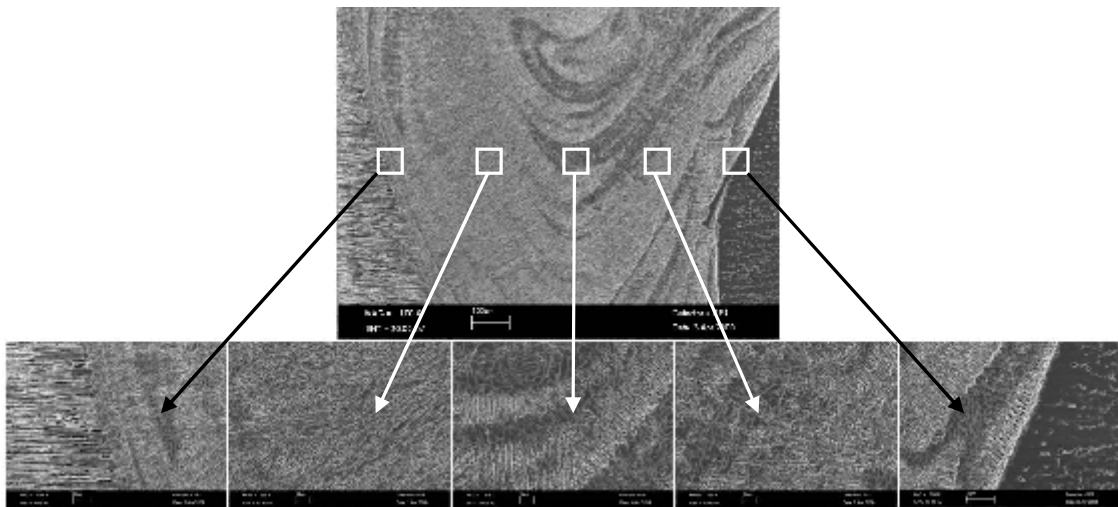
7.5 AISI 430 / AISI 304 Kaynaklı Numunelerin SEM Analizleri

AISI 430/AISI 304 numunelerinin 2000 W kaynak gücü, 100 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde, AISI 430/AISI 1010 ve AISI 304/AISI 1010 kaynaklı numunelere göre dikiş bölgesinin ile ITAB'ın daha geniş olduğu görülmektedir. Her iki tarafta da ana malzemenin içyapısında herhangi bir deformasyonun meydana gelmediği, kaynak dikişinin hem AISI 430 hem de AISI 304 taraflarına doğru ilerledikçe kalıntı ısı etkisi altında bulunan yerlerde biraz tane irileşmesinin olduğu ve daha sonra yapının tamamen ana malzemenin homojen yapısına dönüştüğü görülmektedir. Kaynak dikişinde iyi bir nüfuziyet sağlanmış olup, herhangi bir çatlağa rastlanmamaktadır.



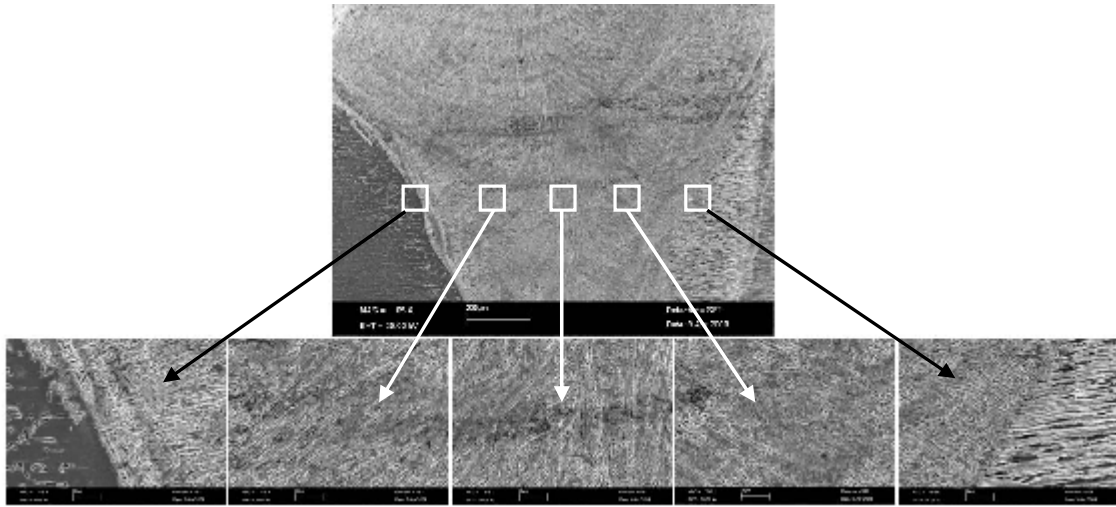
Şekil 7.43 AISI 430/AISI 304 (2000-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2000 W kaynak gücü, 200 cm/dk ilerleme hızı ve helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinin 100 cm/dk ilerleme hızında birleştirilen numuneye göre daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, dikiş genişliği ve ITAB'ın biraz daha incelendiği, kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 304 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun argon altında yapılan birleştirmelere göre, artan soğuma hızına ve koruyucu gazlar arasındaki ısı iletkenlik farkına bağılı olarak hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. Her iki tarafta da ana malzemenin içyapısında herhangi bir deformasyonun meydana gelmediği dikkat çekmektedir (Şekil 7.44).



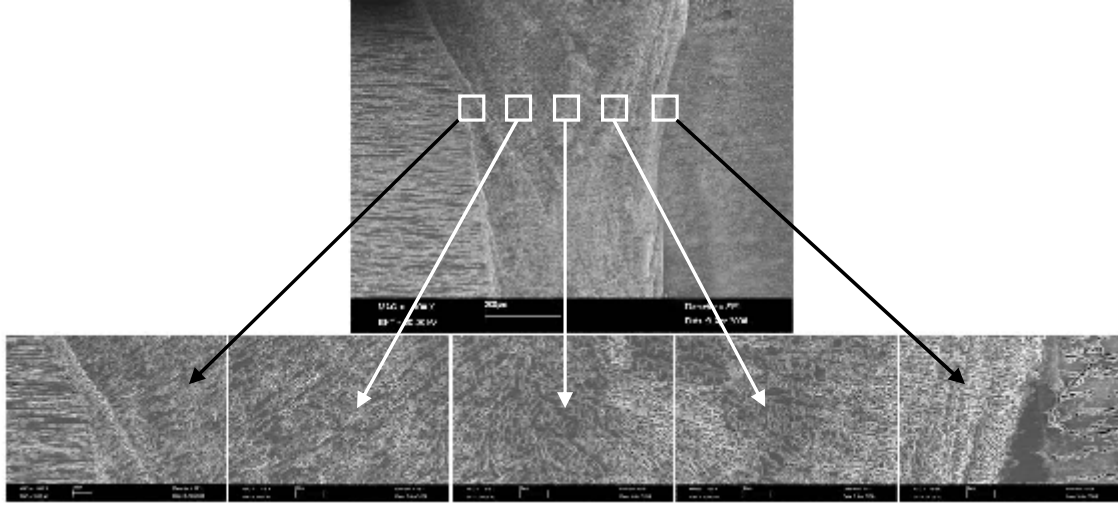
Şekil 7.44 AISI 430/AISI 304 (2000-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2000 W kaynak gücü, 300 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın 100-200 cm/dk ilerleme hızlarında yapılan birleştirmelere göre biraz daha inceldiği, kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 304 taraflarına doğru gidildikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun argon altında yapılan birleştirmelere göre hem hızlı katılaşmanın etkisi hem de ısıl iletkenlik farkından dolayı hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.45).



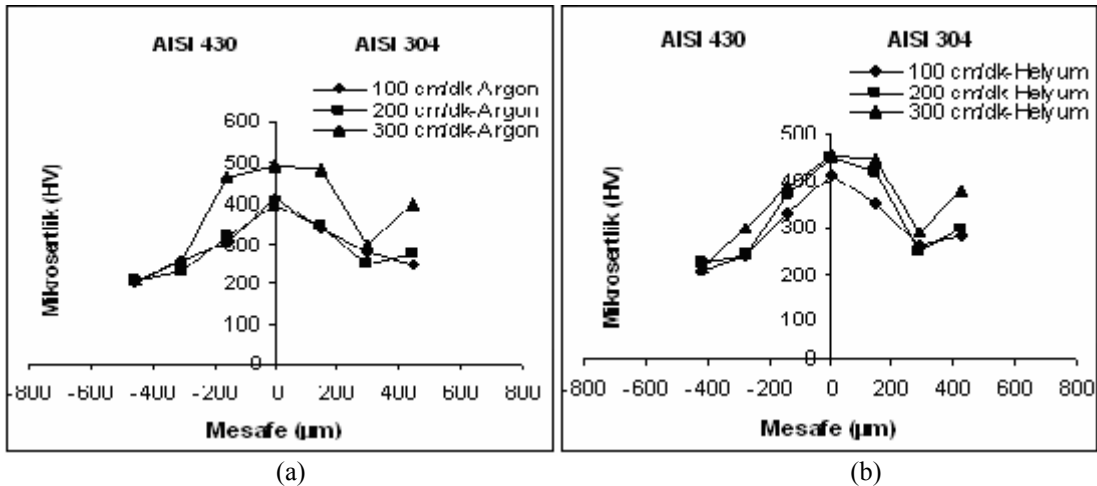
Şekil 7.45 AISI 430/AISI 304 (2000-300-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun hemen hemen yok denecek kadar az miktarda meydana geldiği görülmektedir. Her iki tarafta da gerek kaynak bölgesi ve gerekse ana malzemeler açısından herhangi bir deformasyon söz konusu değildir. Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerin kaynak dikişinde, tanelerin katılaşmanın ilk başladığı ana metalin tanelerinden epitaksiyel katılaşma göstererek hücresel ve dendritik olarak dikiş merkezine doğru yönlendiği görülmektedir (Şekil 7.46).



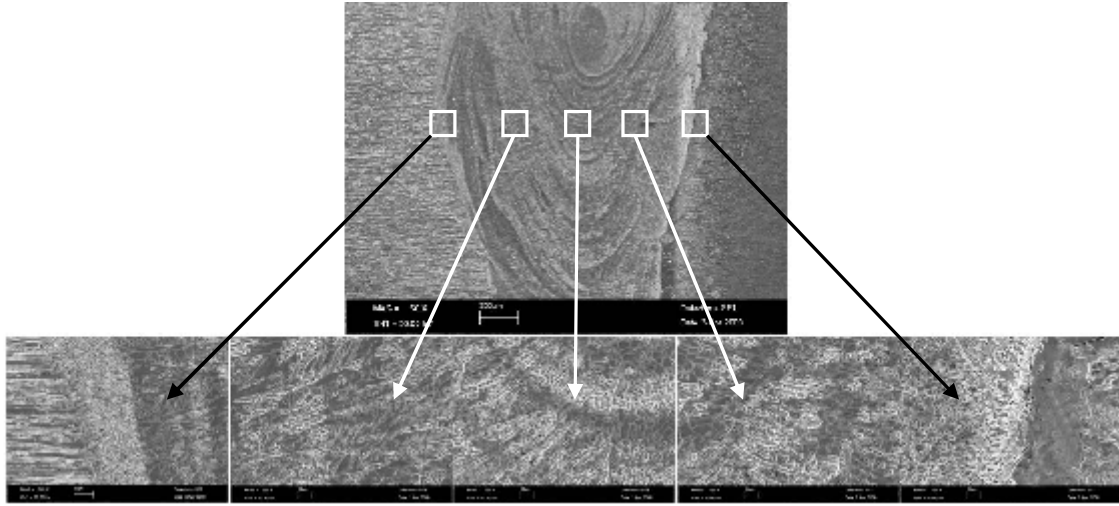
Şekil 7.46 AISI 430/AISI 304 (2000-300-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2000 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında, argon ve helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik miktarının dikiş bölgesine doğru artan soğuma hızına bağlı olarak hızla yükseldiği, daha sonra ana malzemenin sertlik değerine düştüğü görülmektedir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak azalan bir zamana isabet eden enerji girdisine bağlı olarak sertlik değerlerinin düştüğü görülmektedir. ITAB bölgesinde sertlik değerinin, kaynak yapılan bölge içerisinde kimyasal bileşimin fazla farklı olmayışı ve soğuma etkilerinin dengeli oluşu nedenleriyle, dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu görülmektedir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerin mikrosertlik değerlerinin, argon altında soğumanın yavaş olmasından dolayı ve koruyucu gazlar arasındaki ısı iletkenliklerinin farklı olmasından dolayı helyum altında yapılan birleştirmelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.47 a-b).



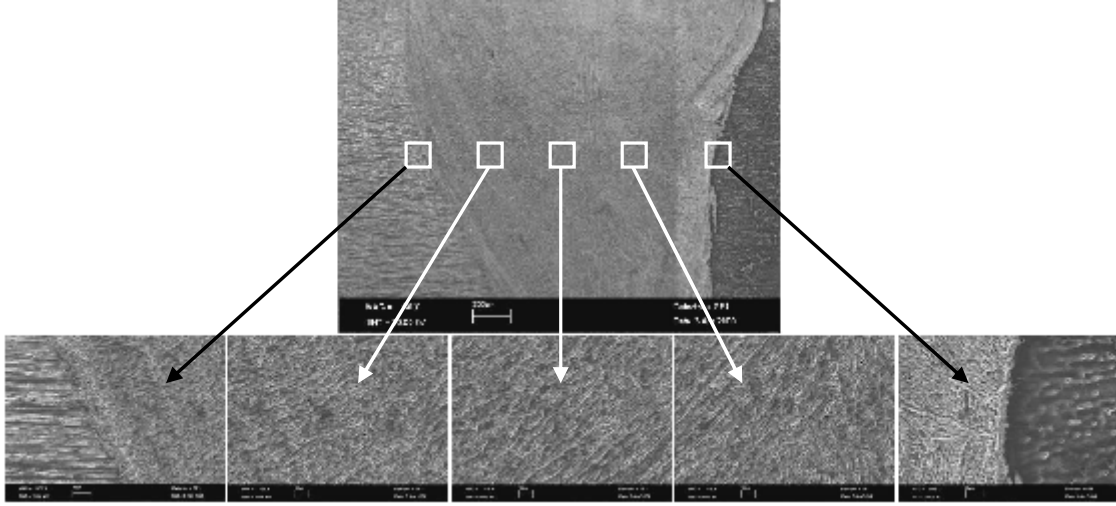
Şekil 7.47 AISI 430/AISI 304 (2000 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.

2250 W kaynak gücü, 100 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişliğinin, 2000 W kaynak gücünde yapılan birleştirmelere göre, artan tavlama etkisine bağlı olarak biraz daha genişlediği, kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 304 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da tane irileşmesinin meydana geldiği görölmektedir. Çatlak oluşumunun ise AISI 430 ferritik paslanmaz elik tarafında tamamlanmamış dendritik yapıların oluşumu nedeniyle kısmen meydana geldiği ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görölmektedir. Her iki tarafta da ana malzemelerin içyapısında herhangi bir deformasyonun meydana gelmediği görölmektedir (şekil 7.48).



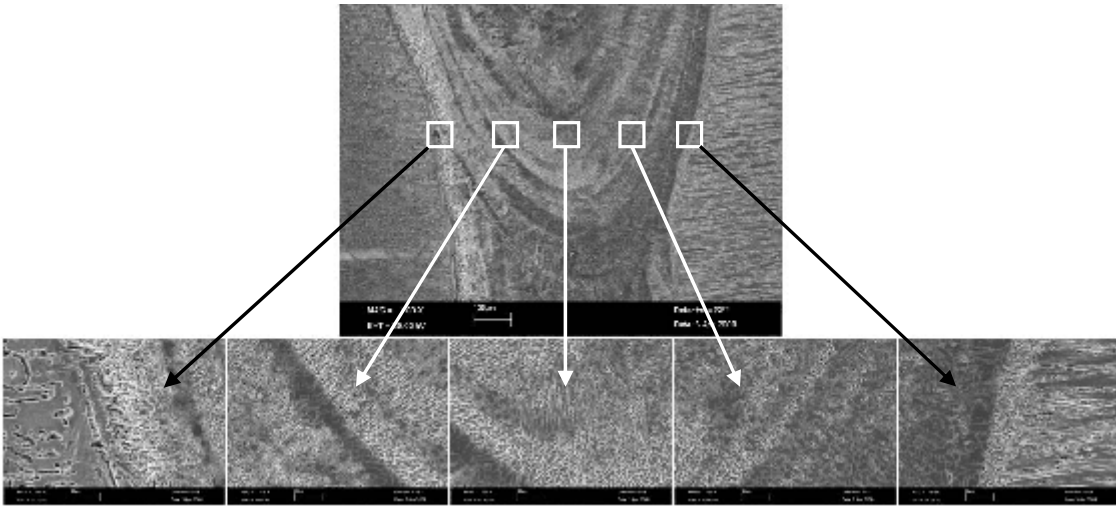
şekil 7.48 AISI 430/AISI 304 (2250-100-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, yer yer tane irileşmesi ve tamamlanmamış dendritik yapıların oluşumunun meydana geldiği görölmektedir. Her iki tarafta da gerek kaynak bölgesi ve gerekse ana malzemeler açısından herhangi deformasyon söz konusu değildir. Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerin kaynak dikişinde, tanelerin katılaşmanın ilk başladığı ana metalin tanelerinden epitaksiyel katılaşma göstererek hücresel ve dendritik olarak dikiş merkezine doğru yönlendiği görölmektedir (şekil 7.49).



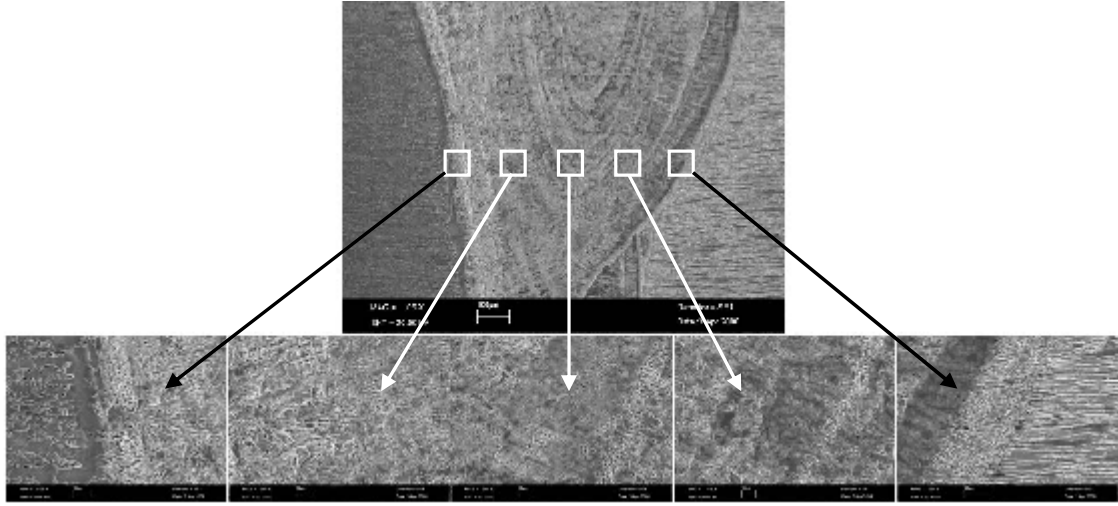
Şekil 7.49 AISI 430/AISI 304 (2250-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2250 W kaynak gücü, 200 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişliğinin 100 cm/dk ilerleme hızında birleştirilen numuneye göre, artan soğuma hızına bağlı olarak biraz daha incelendiği, kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 304 taraflarına doğru ilerledikçe soğuma hızının yavaşladığı yerlerde ITAB'da tane irileşmesinin meydana geldiği görülmektedir. Çatlak oluşumunun, sertleşmenin ve ani soğumaya bağlı martenzitin oluştuğu AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafında kısmen meydana geldiği ve daha sonra yapının tamamen küçük taneli homojen bölgelere dönüştüğü görülmektedir. Her iki tarafta da ana malzemenin içyapısında herhangi bir deformasyonun meydana gelmediği görülmektedir (Şekil 7.50).



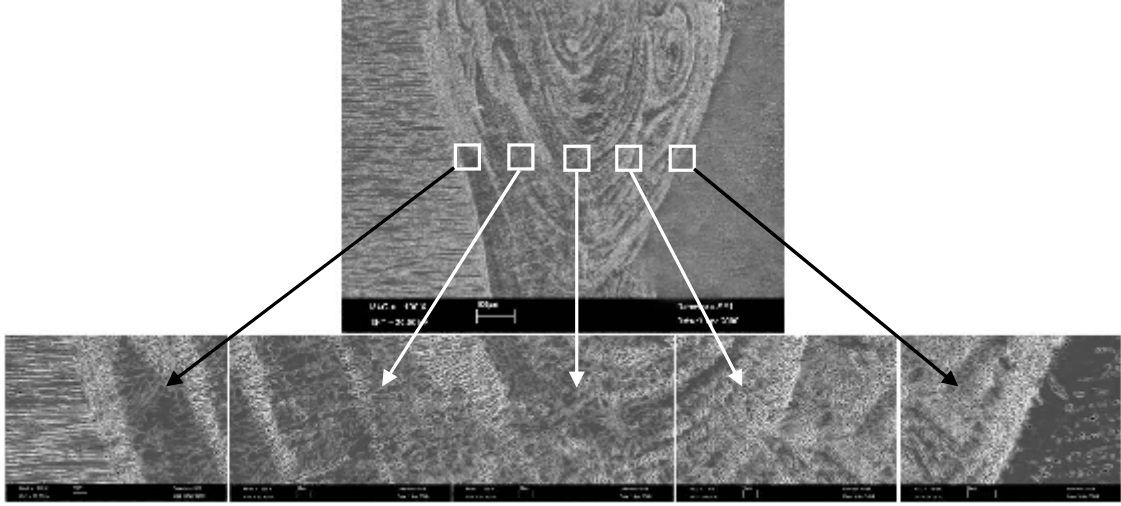
Şekil 7.50 AISI 430/AISI 304 (2250-200-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, hem AISI 430 hem de AISI 304 tarafında kaynak dikişine yakın bölgede tane irileşmesi meydana gelmiştir. Çatlak oluşumunun daha çok sünekliği az olan AISI 430 ferritik paslanmaz elik tarafında meydana geldiği görülmektedir. Her iki tarafta da gerek kaynak bölgesi ve gerekse ana malzemelerin içyapısı açısından herhangi deformasyon söz konusu değildir. Hem argon hem de helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinde tanelerin katılaşmanın ilk önce başladığı dikiş kenarından itibaren önce yatay pozisyonda, daha sonra dikişin i kesimlerine doğru dikey pozisyonda ilerleyerek katılaşmanın homojen bir şekilde meydana geldiği görülmektedir (şekil 7.51).



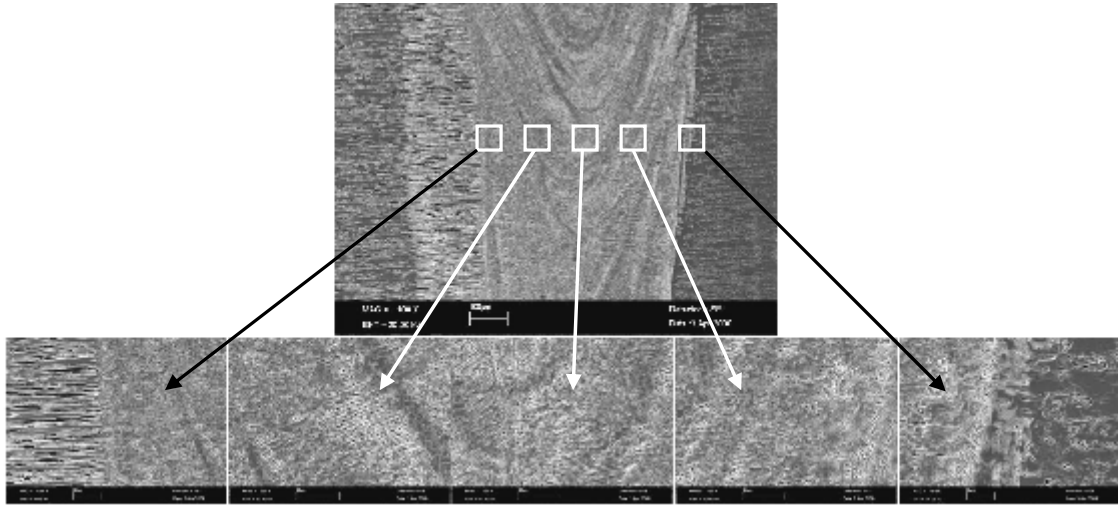
şekil 7.51 AISI 430/AISI 304 (2250-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2250 W kaynak gücü, 300 cm/dk ilerleme hızı ve argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerinde, kaynak dikişinin 100-200 cm/dk ilerleme hızlarında yapılan birleştirmelere göre artan ilerleme hızına bağlı olarak biraz daha inceldiği görülmektedir. Hem AISI 430 hem de AISI 304 tarafında tavlama etkileriyle kaynak dikişine yakın bölgede tane irileşmesi meydana gelmiştir. Çatlak oluşumunun daha çok plastik deformasyon yeteneği az AISI 430 ferritik paslanmaz elik tarafında meydana geldiği görülmektedir (şekil 7.52).



Şekil 7.52 AISI 430/AISI 304 (2250-300-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.

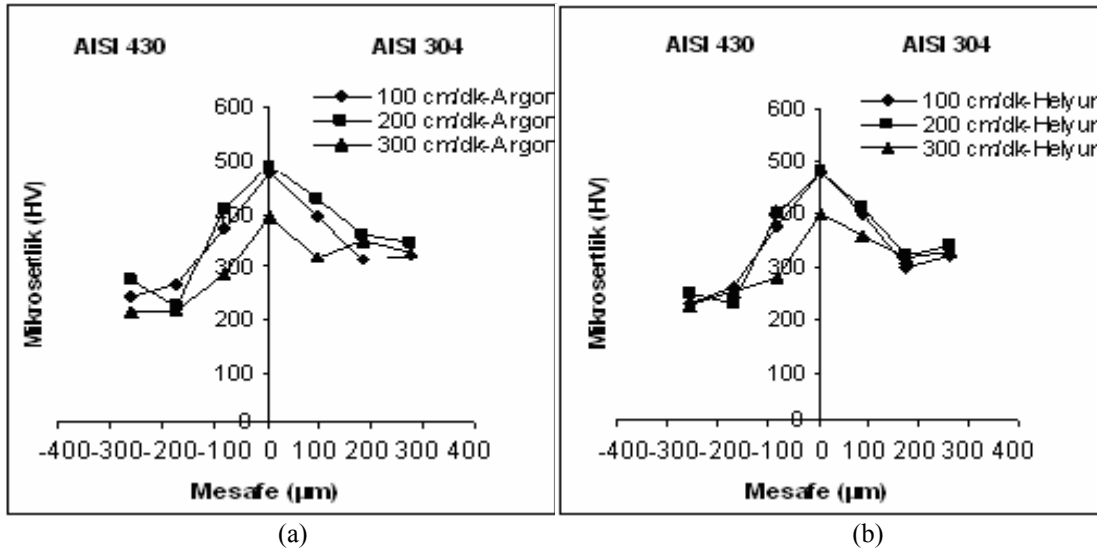
Helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde ise; argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre, hem dengeli ve kısa süreli ısı etkisiyle hem de koruyucu gazlar arasındaki ısı iletkenlik katsayılarının farklı olması nedeniyle daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiş olup, tane irileşmesi ve çatlak oluşumunun daha az miktarda meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.53).



Şekil 7.53 AISI 430/AISI 304 (2250-300-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

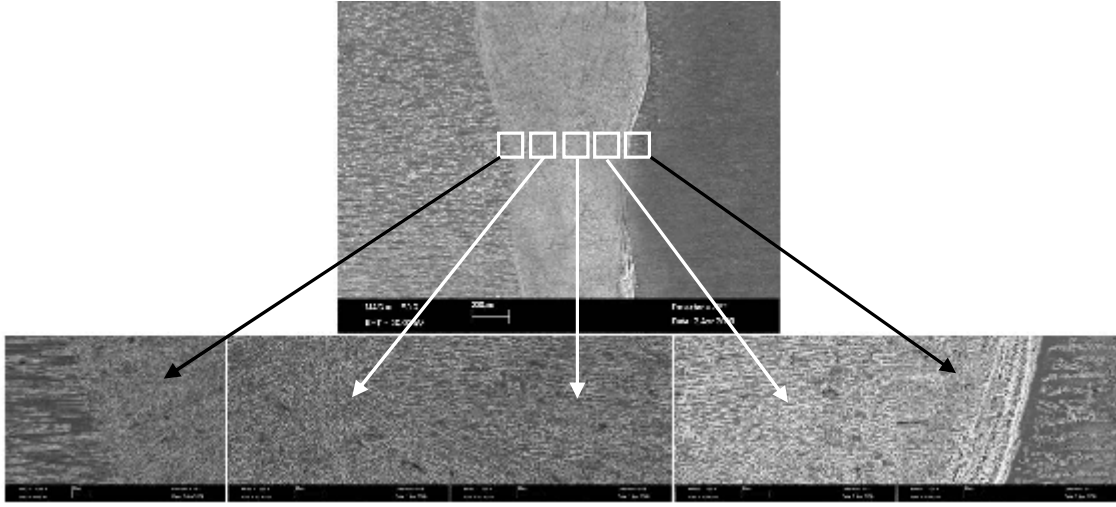
2250 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında ve argon/helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerinde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik miktarının dikiş bölgesine doğru karbür ve intermetalik bileşiklerin oluşumu ile hızla yükseldiği, daha sonra ana malzemenin orijinal sertlik değerine düştüğü

görülmektedir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak azalan enerji girdisi ve soğuma hızı ile sertlik değerinin düştüğü görülmektedir. Sertlik değerlerinin, AISI 430/AISI 1010 ve AISI 304/AISI 1010 kaynaklı numunelere göre daha çok karbür çökelmeleri ve metallerarası bileşik oluşumu nedeniyle biraz daha yüksek çıktığı ve kimyasal bileşimdeki yakınlık ve soğuma hızındaki benzerlik nedenleriyle ITAB bölgesinde sertlik değerinin ise dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu görülmektedir. Bunun nedeninin AISI 430 ferritik paslanmaz çelik ile AISI 304 ostenitik çelik arasında difüzyona uğrayan krom atomları geçişinin azalması düşünülmektedir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerde, soğuma hızının ve ısı iletkenlik katsayısının düşük olmasından dolayı mikrosertlik değerlerinin, helyum altında yapılan birleştirmelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.54 a-b).

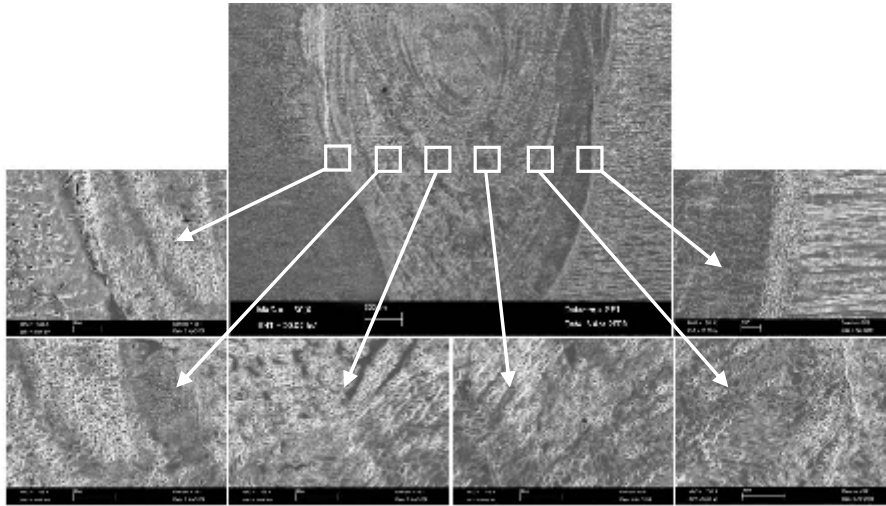


Şekil 7.54 AISI 430/AISI 304 (2250 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.

2500 W kaynak gücünde, 100 cm/dk ilerleme hızında, argon ve helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmelerinde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişliğinin 2000-2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre artan ısı girdisine bağlı olarak biraz genişlediği görülmektedir. Kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 304 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin, artan ısı girdisine ve tavlama etkilerine bağlı olarak daha çok arttığı ve daha sonra yapının hızlı soğuma etkileriyle giderek küçük taneli homojen yapıya dönüştüğü görülmektedir. Çatlakların artan kaynak gücüne ve oluşan sert yapılara bağlı olarak göre biraz daha arttığı görülmektedir (Şekil 7.55 ve 7.56).



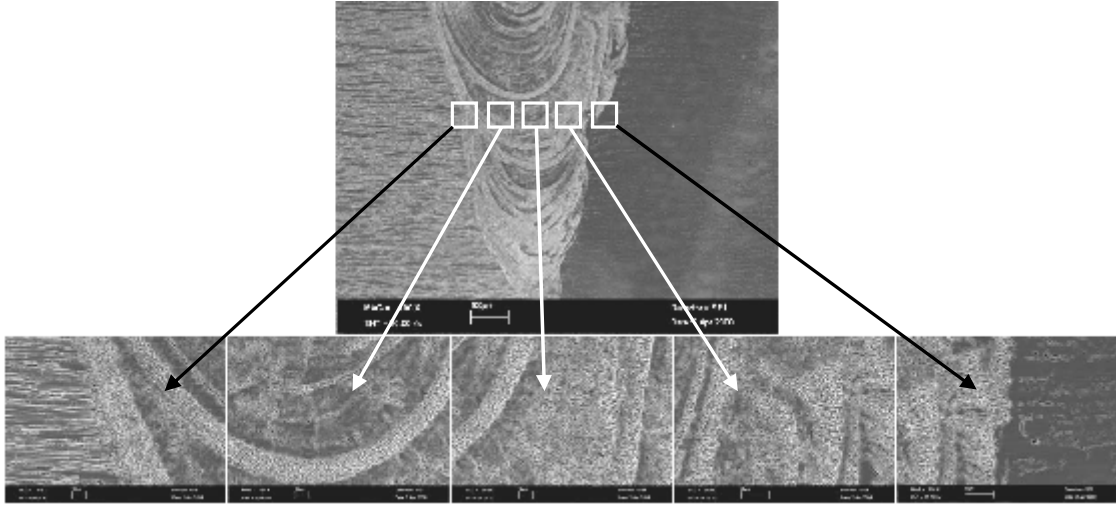
Şekil 7.55 AISI 430/AISI 304 (2500-100-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.



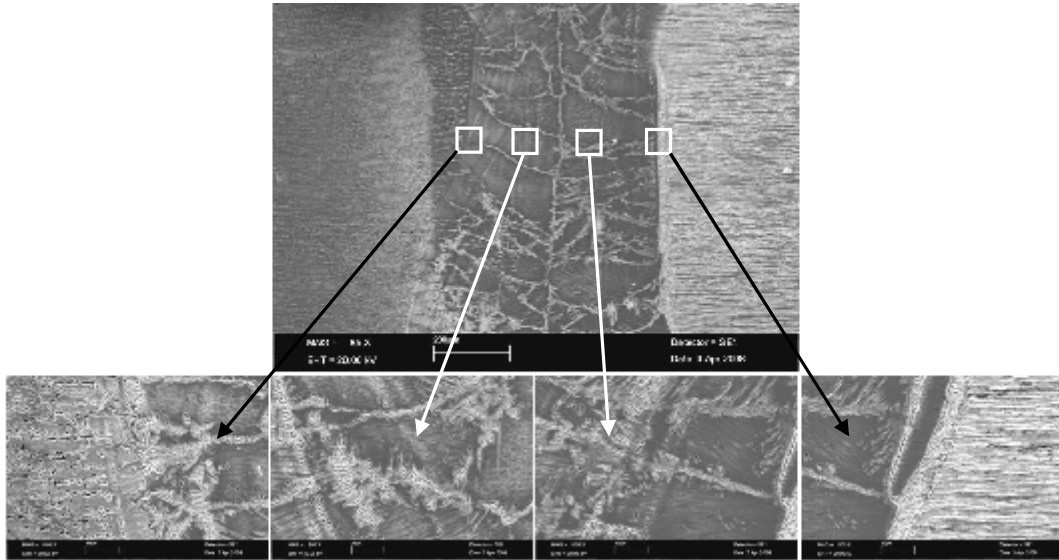
Şekil 7.56 AISI 430/AISI 304 (2500-100-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2500 W kaynak gücünde, 200 cm/dk ilerleme hızında, argon ve helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmelerde, kaynak dikişinin ve ITAB'ın genişliğinin 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre artan kaynak gücüne bağlı olarak daha çok genişlediği, ancak artan ilerleme hızıyla biraz daha azaldığı ve aynı zamanda dikiş bölgesinde de kaynak sonrası artan ısının tavlama etkisiyle iri taneli bir katılaşmanın meydana geldiği görülmektedir. Kaynak dikişinin AISI 430 ve AISI 304 taraflarına doğru ilerledikçe ITAB'da meydana gelen tane irileşmesinin, düşük ısı girdisi ve hızlı soğuma nedeniyle artan ilerleme hızına bağlı olarak daha çok arttığı ve yapının giderek küçük taneli homojen yapıya dönüştüğü görülmektedir. Çatlakların hem artan

kaynak gücüne ve ilerleme hızına hem de 100 cm/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmelerine göre tamamlanmamış dendritik yapı oluşumun başlaması nedeniyle biraz arttığı görülmektedir (Şekil 7.57 ve 7.58).



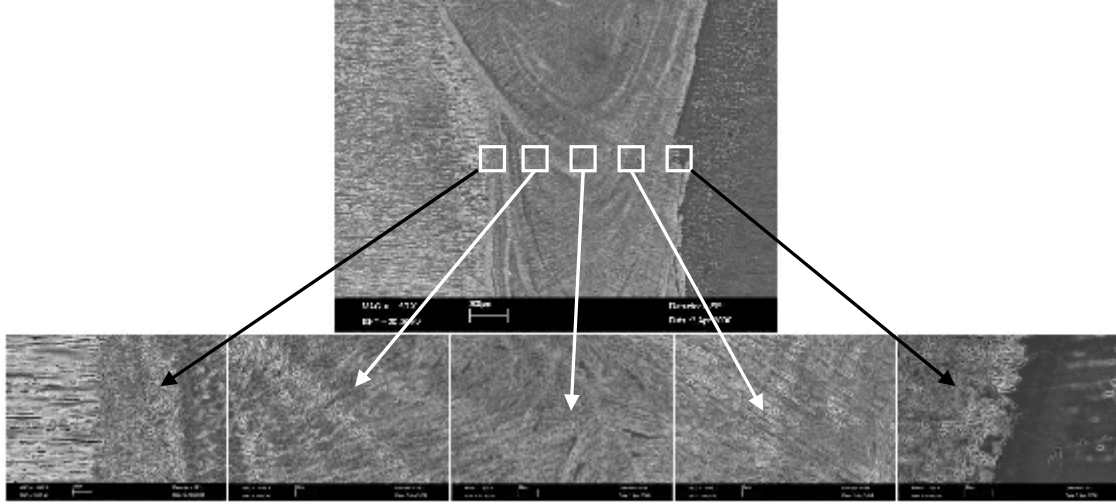
Şekil 7.57 AISI 430/AISI 304 (2500-200-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.



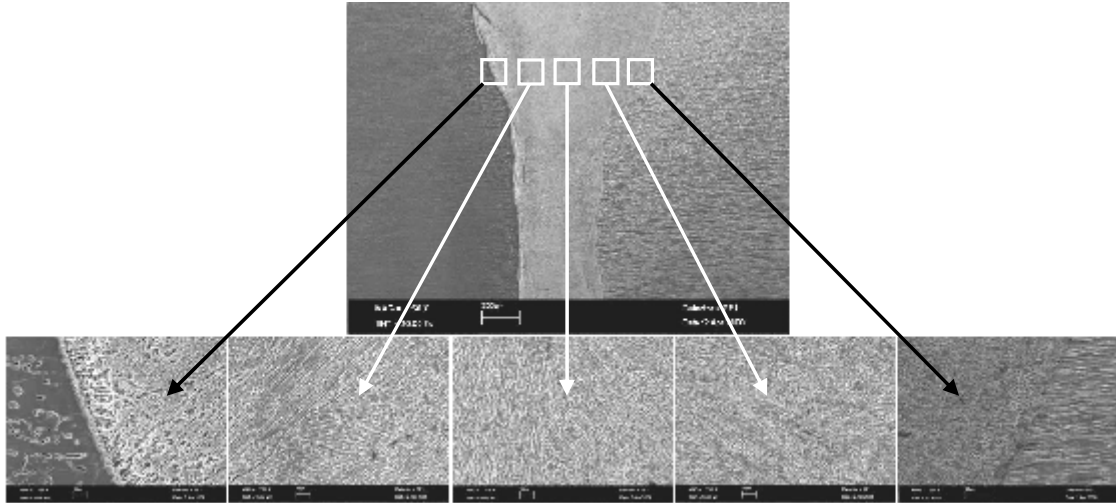
Şekil 7.58 AISI 430/AISI 304 (2500-200-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

2500 W kaynak gücünde, 300 cm/dk ilerleme hızında, argon ve helyum atmosferleri altında yapılan birleştirmede metalografik açıdan bakıldığında, kaynak dikiş genişliğinin ve ITAB'ın 100-200 cm/dk ilerleme hızında yapılan birleştirmeler ile kıyaslandığında, artan ilerleme hızına göre ise biraz daha azaldığı ve aynı zamanda dikiş bölgesinde de, yüksek hızlardan ani soğuma olmadığı için iri taneli bir katılaşmanın

meydana geldiği görülmektedir. ITAB’da meydana gelen tane irileşmesinin, artan ilerleme hızına bağlı olarak daha çok arttığı ve yapının giderek küçük taneli homojen yapıya dönüştüğü görülmektedir. Çatlakların 2000 ve 2250 W kaynak güçlerinde yapılan birleştirmelere göre, hem tamamlanmamış dendritik yapı oluşumu ve ani soğuma etkileri arttığından hem de artan kaynak gücüne bağlı olarak biraz daha arttığı görülmektedir (Şekil 7.59 ve 7.60).



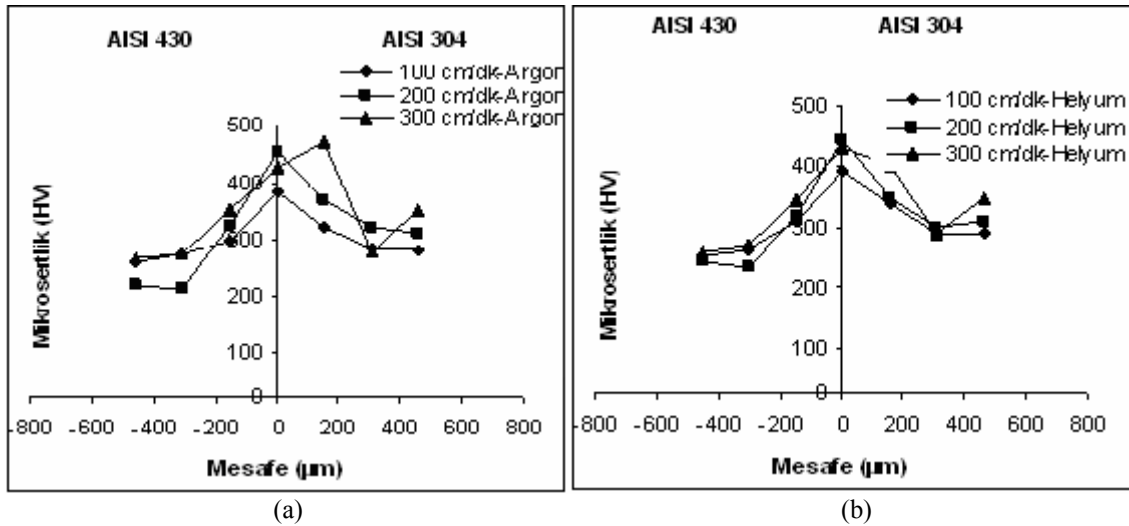
Şekil 7.59 AISI 430/AISI 304 (2500-300-Argon) numunesinin SEM fotoğrafı.



Şekil 7.60 AISI 430/AISI 304 (2500-300-Helyum) numunesinin SEM fotoğrafı.

AISI 430/AISI 304 numunelerinin, 2500 W kaynak gücünde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında, argon ve helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerinde mikrosertlik analizleri açısından bakıldığında; sertlik miktarının dikiş

bölgesine doğru artan soğuma hızına bağlı olarak hızla yükseldiği, daha sonra ana malzemenin sertlik değerine düştüğü görülmektedir. Artan ilerleme hızına bağlı olarak, soğuma hızının düşmesine bağlı olarak sertlik değerlerinin düştüğü görülmektedir. Sertlik değerlerinin, tamamlanmamış dendritik yapının oluşumuna bağlı olarak biraz daha yüksek çıktığı, ITAB bölgesinde ise sertlik değerinin, soğuma hızının fazla farklı olması nedeniyle, dikiş bölgesindeki sertlik değeri ile yaklaşık olarak aynı değerde olduğu görülmektedir. Bunun da AISI 430 ferritik paslanmaz çelik ile AISI 304 ostenitik çelik arasında difüzyona uğrayan krom atomlarının karşılıklı difüzyon eğiliminden ileri geldiği düşünülmektedir. Argon atmosferi altında yapılan birleştirmelerin mikrosertlik değerlerinin, argonun kaynak bölgesini tamamen örtmesinden ve gazlar arasındaki ısı iletkenlik katsayılarının farklı olmasından dolayı helyum altında yapılan birleştirmelere göre daha düşük olduğu tespit edilmiştir (Şekil 7.61 a-b).

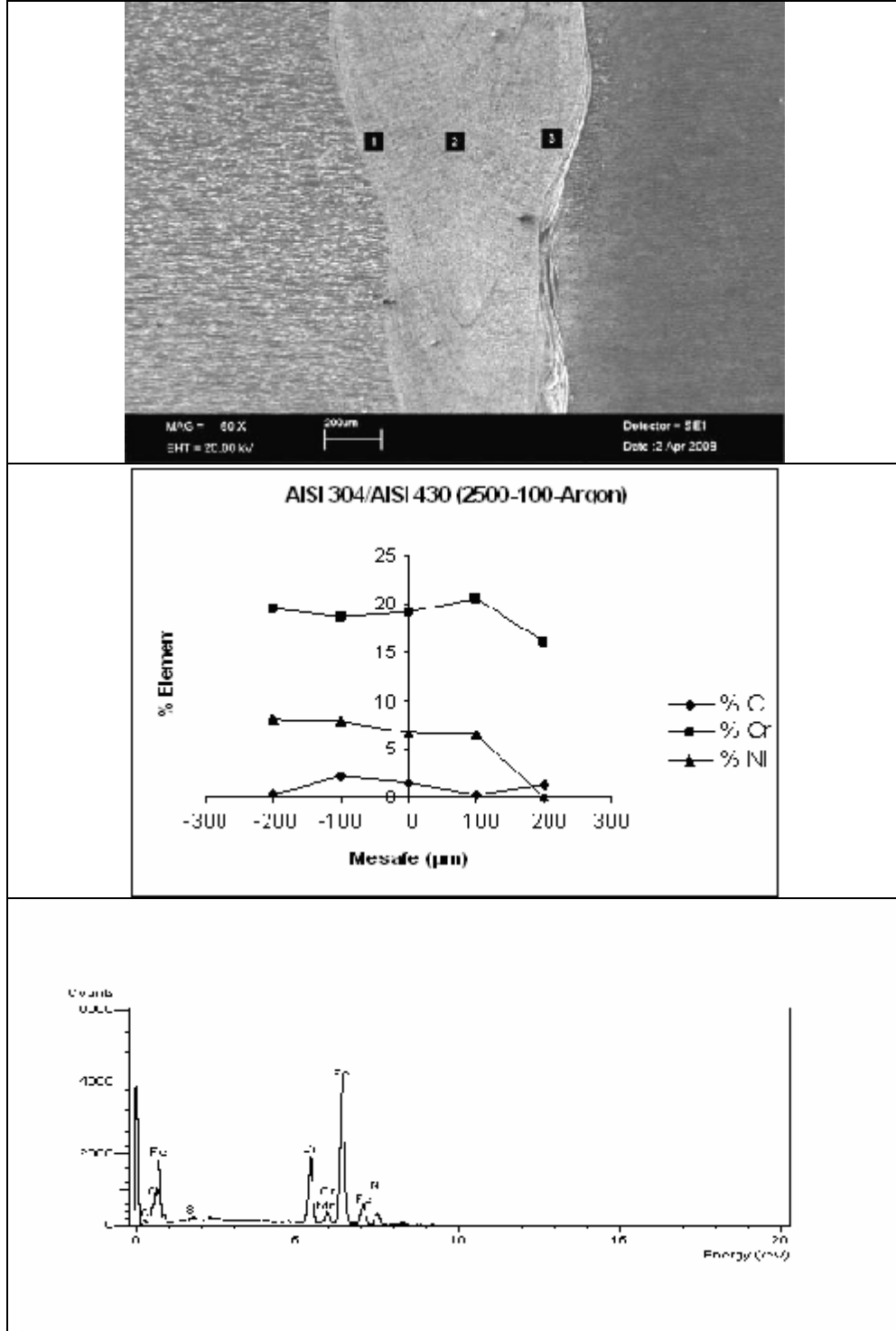


Şekil 7.61 AISI 430/AISI 304 (2500 W) a) Argon b) Helyum numunelerinin mikrosertlik grafikleri.

7.6 AISI 430/AISI 304 Kaynaklı Numunelerin EDS Analizleri

AISI 430/AISI 304 numuneler EDS analizleri açısından incelendiğinde, kaynak arayüzeyinde 200 µm'lik mesafede AISI 430 ferritik ve AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik tarafında C, Cr ve Ni element analizi yapılmıştır. 200 µm'lik AISI 430 çelik tarafında yaklaşık olarak % 16 Cr bulunurken, aynı mesafede % 1,5 C ve % 1 Ni görülmektedir. Bunun nedeni; C'nin bir arayer elementi olması sebebiyle paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasındandır. Artan kaynak hızına bağlı olarak ısı girdisi düştüğünden difüze olan Cr ve Ni miktarı da düşmüştür; 200 µm'lik mesafede AISI 430 ferritik

paslanmaz çelik malzemeden AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik malzemeye doğru krom, nikel ve karbon elementi difüzyonu meydana geldiği görülmektedir (Şekil 7.62).



Şekil 7.62 AISI 430/304 (2500-100-Argon) Numunesinin EDS Analizi ve % Element Difüzyonu.

AISI 430/AISI 304 numuneler çekme testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne paralel olarak oluşan sertleşme yapılarının etkisiyle çekme dayanımının arttığı, ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak, sertleşme etkilerinin ve yapılarının azalması ile çekme dayanımının düştüğü gözlenmektedir. Helyum koruyucu gaz atmosferi altında yapılan birleştirmelerden elde edilen çekme test sonuçlarının, argon atmosferi altında yapılan birleştirmelere göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Bu da helyumun ısı iletkenliği yüksek olduğundan hızlı soğuma sonucu çekme dayanımını artırıcı etki yapmıştır.

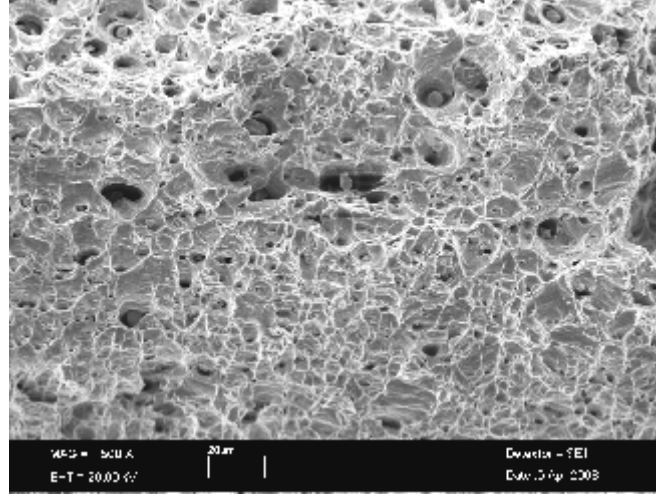
Ekonomiklik açısından düşük enerji girdisinde ve yüksek kaynak hızında dikişler istenir. Bu sonuç, 2000 W-100 cm/dk'da Argon koruyucu gaz altında yapılan birleştirmede sağlandığı görülmektedir (Tablo 7.3).

Tablo 7.3 AISI 430 / AISI 304 malzeme çiftlerinin çekme test sonuçları.

Numune No	Kaynak Gücü (W)	İlerleme Hızı (cm/dk)	Koruyucu Gaz	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)
37	2000	100	Argon	490
38			Helyum	339
39		200	Argon	373
40			Helyum	459
41		300	Argon	236
42			Helyum	431
43	2250	100	Argon	485
44			Helyum	470
45		200	Argon	430
46			Helyum	518
47		300	Argon	392
48			Helyum	451
49	2500	100	Argon	524
50			Helyum	525
51		200	Argon	473
52			Helyum	510
53		300	Argon	473
54			Helyum	321

7.7 AISI 430/AISI 1010 Numunelerin Kırık Yüzeylerinin İncelenmesi

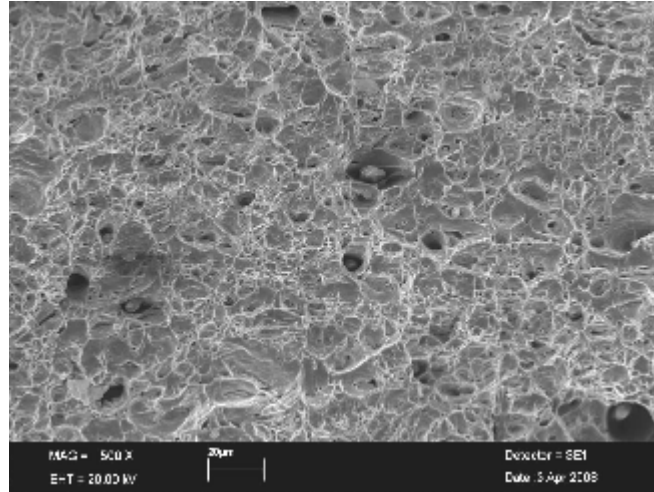
AISI 430/AISI 1010 numunelerinin çekme sonrası meydana gelen kırık yüzey fotoğrafları Şekil 7.63'de görülmektedir. Çekme testi sonrası kopmalar, genel olarak daha sünek bir malzeme olan AISI 1010 tarafında görülmüş olup, kopan tanelerin üniform dağılımlı farklı boyut ve biçimde mikro-boşluklar oluşturduğu görülmektedir. Ayrıca numunelerin sünek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir.



Şekil 7.63 AISI 430/1010 Numunelerinin Çekme Sonrası Oluşan Kırık Yüzeylerinin SEM Fotoğrafı.

7.8 AISI 304/AISI 1010 Numunelerin Kırık Yüzeylerinin İncelenmesi

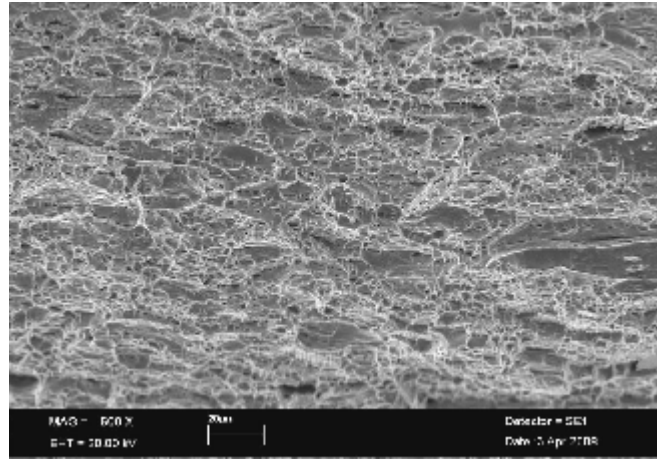
AISI 304/AISI 1010 numunelerinin çekme sonrası meydana gelen kırık yüzey fotoğrafları Şekil 7.64’de görülmektedir. Çekme testi sonrası kopmalar, genel olarak daha sünek bir malzeme olan AISI 1010 tarafında görülmüş olup, kopan tanelerin üniform dağılımlı farklı boyut ve biçimde mikro-boşluklar oluşturduğu, buna bağlı olarak da lokal sünek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir.



Şekil 7.64 AISI 304/1010 Numunelerinin Çekme Sonrası Oluşan Kırık Yüzeylerinin SEM Fotoğrafı.

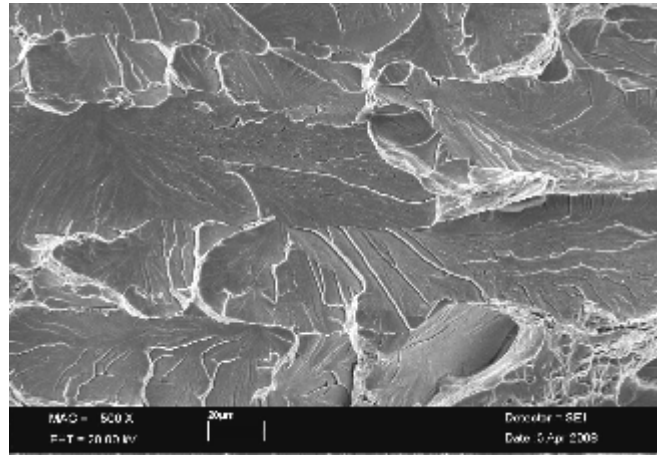
7.9 AISI 430/AISI 304 Numunelerin Kırık Yüzeylerinin İncelenmesi

AISI 430/AISI 304 numunelerinin çekme sonrası meydana gelen kırık yüzey fotoğrafları Şekil 7.65 ve Şekil 7.66'da görülmektedir. Çekme testi sonrası kopmalar, genel olarak AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafında görülmüştür. Fotoğraftan da görüleceği üzere numunelerden kopan tanelerin, üniform dağılımlı farklı boyut ve biçimde mikro-boşluklar oluşturduğu, yer yer sünek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir (Şekil 7.65).



Şekil 7.65 AISI 430/304 Numunelerinin Çekme Sonrası Oluşan Kırık Yüzeylerinin SEM Fotoğrafı.

Kaynaktan kopan numunelerde ise, daha geniş boşluklu heterojen dağılımlı tanelerin, gevrek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir (Şekil 7.66).



Şekil 7.66 AISI 430/304 Numunelerinin Çekme Sonrası Oluşan Kırık Yüzeylerinin SEM Fotoğrafı.

7.10 AISI 304–430 Paslanmaz–AISI 1010 Numunelerin X-Ray Analizleri

AISI 430/AISI 1010 kaynaklı birleştirmelerde ara kesit bölgesinde yapılan X-Ray analizleri sonucunda, NiCrFe, AISI 304/AISI 1010 ve AISI 430/AISI 304 kaynaklı birleştirmelerde ise NiCrFe, FeCrCoNiMoW, $\text{Cr}_2\text{Fe}_{6.7}\text{Mo}_{0.1}\text{Ni}_{1.3}\text{Si}_{0.3}$, Cr_{23}C_6 gibi fazların oluştuğu tespit edilmiştir.

8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

8.1. Sonuçlar

Bu çalışmada, AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 çelik çiftlerinin lazer yöntemi ile kaynağında birleşme özelliklerinin incelenmesi araştırılmıştır. Yapılan teorik ve deneysel çalışmalar sonucunda aşağıdaki bulgulara ulaşılmıştır.

AISI 430/AISI 1010 malzeme çiftlerinin lazer kaynağında, 2000-2250-2500 W kaynak güçlerinde, 100-200-300 cm/dk ilerleme hızlarında, argon ve helyum koruyucu gaz atmosferlerinde yapılan birleştirmelerinde; artan ilerleme hızına ve azalan ısı girdisine bağlı olarak dikiş bölgesinin ve ITAB'ın genişliğinin azaldığı; ancak artan kaynak gücüne ve ısı girdisine bağlı olarak da arttığı görülmektedir.

Artan kaynak gücüne ve soğuma hızına bağlı olarak mikrosertlik değerlerinin arttığı, ancak artan ilerleme hızına ve azalan ısı girdisine bağlı olarak ise azaldığı tespit edilmiştir. Kaynak arayüzeyinde 200 µm'lik mesafede AISI 1010 çelik ve AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafında C ve Cr element analizi yapılmıştır. Artan kaynak gücüne bağlı olarak krom difüzyonunun arttığı, ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak, ısı girdisinin azalması ile krom difüzyonunun azaldığı tespit edilmiştir. Bunun nedeni; C'nin bir arayer elementi olması sebebiyle paslanmaz çelik tarafına daha kolay difüze olmasındandır. Artan kaynak hızına bağlı olarak ısı girdisi düştüğünden difüze olan Cr miktarı da düşmüştür.

Kaynak dikişinden AISI 430 ferritik paslanmaz çelik tarafına doğru, ısıl genleşmelerin ve gerilmelerin etkisiyle çok az miktarda çatlakların meydana geldiği tespit edilmiştir. Koruyucu gazlar açısından kıyaslama yapıldığında; helyumun ısıl iletkenliğinin argon gazına göre yüksek olmasından dolayı helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiştir.

Çekme testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne, sertleşme etkilerine paralel olarak çekme dayanımının arttığı; ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak, sertleşme etkilerinin azalması ile çekme dayanımının azaldığı gözlenmektedir.

AISI 304/AISI 1010 malzeme çiftlerinin lazer kaynağında, artan ilerleme hızına bağlı olarak ısı girdisinin azalması ile, dikiş bölgesinin ve ITAB'ın genişliğinin azaldığı; artan kaynak gücüne bağlı olarak da, sertleşme etkilerinin artması ile arttığı görülmektedir.

Artan kaynak gücü ve buna bağlı hızlı soğuma ve sertleşme yapılarıyla mikrosertliklerin arttığı, ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak, ısı girdisinin azalması sonucunda mikrosertliklerin azaldığı tespit edilmiştir. Kaynak arayüzeyinde 200 µm'lik mesafede AISI 1010 çelik ve AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik tarafında C, Cr ve Ni element analizi yapılmıştır. Artan kaynak gücüne bağlı olarak krom-nikel difüzyonunun arttığı, ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak, birim zamanda giren ısı miktarı azaldığı için, krom-nikel difüzyonunun azaldığı tespit edilmiştir.

Koruyucu gazlar açısından kıyaslama yapıldığında; gazların ısı iletkenliklerinin farklı olmasından dolayı, helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde argon gazına göre daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiştir.

Çekme testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne ve sertleşme etkilerine paralel olarak çekme dayanımının arttığı, ancak artan ilerleme hızına ve azalan ısı girdisine bağlı olarak da çekme dayanımının düştüğü gözlenmektedir.

AISI 430/AISI 304 malzeme çiftlerinin lazer kaynağında, artan ilerleme hızına ve azalan ısı girdisine bağlı olarak dikiş bölgesinin ve ITAB'ın genişliğinin azaldığı; ancak artan kaynak gücüne, yavaş soğuma ve tavlama etkilerine bağlı olarak da arttığı görülmektedir.

Artan kaynak gücüne bağlı olarak, sertleşme ve ince taneli yapı oluşumu sonucu mikrosertliklerin arttığı, ancak artan ilerleme hızına ve azalan ısı girdisine bağlı olarak da azaldığı tespit edilmiştir. Kaynak arayüzeyinde 200 µm'lik mesafede AISI 430 ferritik ve AISI 304 ostenitik paslanmaz çelik tarafında C, Cr ve Ni element analizi yapılmıştır. Artan kaynak gücüne bağlı olarak krom-nikel difüzyonunun arttığı, ancak artan kaynak hızına bağlı olarak ısı girdisi düştüğünden difüze olan Cr miktarı da düşmüştür.

Koruyucu gazlar açısından kıyaslama yapıldığında; helyumun ısı iletkenliğinin argon gazına göre yüksek olmasından dolayı helyum atmosferi altında yapılan birleştirmelerde daha iyi bir nüfuziyet elde edilmiştir.

Çekme testleri açısından incelendiğinde; artan kaynak gücüne paralel olarak sertleşme etkileri arttığından çekme dayanımının arttığı, ancak artan ilerleme hızına bağlı olarak, sertleşme yapıları oluşmadığı için çekme dayanımının düştüğü gözlenmektedir.

Ekonomiklik açısından en iyi birleştirmeler; AISI 430/AISI 1010 çelik çiftinde 2000 W-300 cm/dk'da Argon koruyucu gaz altında yapılan birleştirmede, AISI 304/AISI 1010 çelik çiftinde 2000 W-100 cm/dk'da Helyum koruyucu gaz altında yapılan birleştirmede ve AISI 430/AISI 304 çelik çiftinde ise 2000 W-100 cm/dk'da Argon koruyucu gaz altında yapılan birleştirmede sağlandığı görülmektedir.

Kaynaklı birleştirmeler açısından dayanımı en iyi birleştirmelerin, sertleşme etkilerinin ve yapılarının artması nedeniyle, AISI 430/AISI 304 malzeme çiftlerinde elde edildiği görülmüştür.

AISI 430/AISI 1010 numunelerinin çekme deneyi sonrası meydana gelen kırık yüzey fotoğraflarında, numunelerden kopan tanelerin üniform dağılımlı farklı boyut ve biçimde mikro-boşluklar oluşturduğu görülmektedir. Çekme testi sonrası kopmalar, genel olarak daha sünek bir malzeme olan AISI 1010 tarafında görülmüş olup, numunelerin sünek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir.

AISI 304/AISI 1010 numunelerinin çekme sonrası meydana gelen kırık yüzey fotoğraflarında, numunelerden kopan tanelerin, homojen dağılımlı farklı boyut ve biçimde mikro-boşluklar oluşturduğu, yer yer sünek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir. Çekme testi sonrası kopmalar, genel olarak daha sünek bir malzeme olan AISI 1010 tarafında görülmüştür.

AISI 430/AISI 304 numunelerinin çekme sonrası meydana gelen kırık yüzey fotoğraflarında, numunelerden kopan tanelerin, üniform dağılımlı farklı boyut ve biçimde mikro-boşluklar oluşturduğu, lokal olarak sünek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir. Çekme testi sonrası kopmalar, genel olarak AISI 430 ferritik paslanmaz elik tarafında görülmüştür. Kaynaktan kopan numunelerde, daha geniş boşluklu heterojen dağılımlı tanelerin, sertleşme yapılarının ve sertleşme etkilerinin artması sonucu gevrek kırılma mekanizması sergilediği görülmektedir.

AISI 430/AISI 1010 kaynaklı birleştirmelerde ara kesit bölgesinde yapılan X-Ray analizleri sonucunda, NiCrFe, AISI 304 / AISI 1010 ve AISI 430 / AISI 304 kaynaklı birleştirmelerde ise NiCrFe, FeCrCoNiMoW, $\text{Cr}_2\text{Fe}_{6,7}\text{Mo}_{0,1}\text{Ni}_{1,3}\text{Si}_{0,3}$, Cr_{23}C_6 gibi fazların oluştuğu tespit edilmiştir.

8.2. neriler

- AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 elik çiftlerinin lazer yöntemi ile birleştirilmesinde Nd: YAG yöntemi seçilerek incelenebilir.
- AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 elik çiftlerinin lazer yöntemi ile birleştirilmesinden elde edilen metalografik ve mekanik sonuçlar, diğer kaynak yöntemleriyle yapılan birleştirmelerden elde edilen sonuçlar ile kıyaslanabilir.

- Lazer yöntemi ile birleştirilmiş AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 çelik çiftlerinin yorulma dayanımları incelenebilir.
- Alüminyum, magnezyum ve titanyum alaşımlarının lazer kaynak yöntemiyle birleştirilme yeteneği ve bununla ilgili parametreler araştırılabilir.
- Lazer yöntemi ile birleştirilen AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 çelik çiftlerinin korozyon direnci incelenebilir.
- AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 çelik çiftlerinin lazer yöntemi ile kaplaması yapılarak yüzey modifikasyonu incelenebilir.
- Martenzitik, dubleks ve çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin lazer kaynak yöntemi ile birleştirilme yeteneği ve bununla ilgili parametreler araştırılabilir.
- AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 çelik çiftlerinin çalışma açısının lazer enerjisine etkisi incelenebilir.
- Kompozit malzemelerin lazer kaynak yöntemleri ile birleştirilme yeteneği ve bununla ilgili parametreler araştırılabilir.
- Lazer kaynak yöntemi ile birleştirilen AISI 304–430 paslanmaz–AISI 1010 çelik çiftlerinin kaynak bölgeleri, tahribatsız muayene yöntemleri ile test edilerek kaynak hataları tespit edilebilir.

9. KAYNAKLAR

Anava, E. M. and Olabi, A. G., 2008, Control of welding residual stress for dissimilar laser welded materials, *Journal of Materials Processing Technology* **204**, 22–33.

Aran, A. ve Temel, M. A., 2004, Paslanmaz Çeliklerin Üretimi, Kullanımı, Standartları, Sarıtaş Teknik Yayın No:1, 2. Baskı, İstanbul, 54-65.

Aydın, M., 2003, SiC parçacık takviyeli 7075 alüminyum alaşım matrisli kompozit malzemelerin difüzyon kaynağı, *Doktora Tezi*, Gazi Üniversitesi, Ankara.

Bahduri, A. K. and Gill, T. P. S., 2001, Repair welding of cracked steam turbine blades using austenitic and martensitic stainless-steel consumables, *Nuclear Engineering and Design*, **206**, 249-259.

Bhadeshia H. K. D. H., 1999, The bainite transformation: unresolved issues, *Materials Science and Engineering A*, **273-275**, 58-66.

Baker, R.G. and Nutting, J., 1959, *Journal of Iron Steel Inst.*, **192**, 257-268.

Bertrand, P., Smurov, I. and Grevey, D., 2000, Application of near infrared pyrometry for continuous Nd: YAG laser welding of stainless steel, *Applied Surface Science*, **168**, 182-185.

Bowen P., Druce, S. G. and Knott, J. F., 1986, Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel, *Acta Metallurgica*, **34**, 1121-1131.

Brooks, J. A. and Lippold, J. C., 1993, Selection of Wrought Austenitic Stainless Steels, *ASM Metals Handbook*, **6**, 456-469.

Costa, A. P., Quintino, L. and Greitmann, M., 2003, Laser beam welding hard metals to steel, *Journal of Materials Processing Technology*, **141**, 163-173.

Curcio, F., Daurelio, G., Minutolo, F. M. C. and Caiazzo, F., 2006, On the welding of different materials by diode laser, *Journal of Materials Processing Technology*, **175**, 83–89.

Dallas, J., 2003, Thermal Analysis Techniques, *ASM Handbook Online*, **21**, 973-976.

Davis, J. R., 1993, Selection of Wrought Martensitic Stainless Steels, *ASM Metals Handbook*, **6**, 432-441.

Dilthey, U. and Wieschemann, A., 2000, Prospects by combining and coupling laser beam and arc welding processes, *Welding in the World*, **44**, 3, 37-46.

Dixon, R., 1993, Fundamentals of Solid State Welding, *ASM Metals Handbook*, **6**, 297-302.

Du, X., Whiteman, J.A., Thomson, R.C. and Bhadeshia, H. K. D. H., 1992, Modelling the carbide composition changes in $\frac{1}{2}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}-\frac{1}{2}\text{V}$ steel during long-term tempering, *Materials Science and Engineering A*, **154**, 197-205.

El-Batahgy A.M., 1997, Effect of laser welding parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels, *Material Letters*, **32**, 155-163.

Eryürek, İ. B., Bodur, O. ve Dikicioğlu, A., 1996, Kaynak Teknolojisinin Esasları, Birsen Yayınevi.

Feldstein, J. G., 1993, Dissimilar Welds With Stainless Steels, *ASM Metals Handbook*, **6**, 500-504.

Ghaini, F. M., Hamed, M. J., Torkamany, M. J. and Sabbaghzadeh J., 2007, Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd: YAG laser welding, *Scripta Materialia*, **56**, 955–958.

Ghosh, M. and Chatterjee, S., 2002, Charecterization of transition joints of commercially pure titanium to 304 stainless steel, *Materials Charecterization*, **48**, 393-399.

Haboudou, A., Peyre, P., Vannes, A. B. and Peix, G., 2003, Reduction of porosity content generated during Nd:YAG laser welding of A356 and AA5083 aluminium alloys, *Materials Science and Engineering A*, **363**, 40-52.

Hong, J. K., Park, J. H., Park, N. K., Eom, I. S., Kim, M. B. and Kang, C. Y., 2008, Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO2 laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, **201**, 515–520.

Hosoi, Y., Wade, N., Kunimitsu, S. and Urita, T., 1986, Precipitation behavior of laves phase and its effect on toughness of 9Cr-2Mo Ferritic-martensitic steel, *Journal of Nuclear Materials*, **141-143**, 461-467.

Igarashi, M., Fujitsuna, N., Kimura, K. and Muneki, S., 1998, *6th Leige conference on materials for advance power engineering*, 259-268, Japan.

Johnson, D., Penn., W. and Bushik, S., Application experiences with lazer beam welding, *Alabama Laser*.

Jokinen, T. and Kujanpää, V., 2003, High power Nd:YAG laser welding in manufacturing of vacuum vessel of fusion reactor, *Fusion Engineering and Design*, **69**, 349-353.

Kaluç, E. ve Tülbentçi K., 1995, Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği, Kocaeli Üniversitesi, *Kaynak Teknolojisi Araştırma Eğitim ve Uygulama Merkezi*, s: 239.

Kaluç, E. ve Taban E., 2004, Lazer ışınıyla kaynak yöntemi ve endüstriyel uygulamaları, *MakineTek*, 82.

Karaaslan, A., Sönmez, N., Topuz, A., 1998, Laser ile kaynak edilebilirliğin alaşımsız yapı çeliğinde araştırılması, *2. Uluslararası Kaynak Teknolojisi Sempozyumu*, İstanbul.

Kayalı, E. S., Ensari, C. ve Dikeç, F., 1983, Metalik Malzemelerin Mekanik Deneyleri, *İTÜ Kütüphanesi*, 22-31.

Kızılkaya, E, 1998, Paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyeti, *Bitirme Tezi*, Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal İşleri Öğretmenliği.

König, R., Otmanbölük, N., CO₂ ve Nd-YAG Lazerleri ile metal kesme ve kaynak işlemleri, 2. *Uluslararası Kaynak Teknolojisi Sempozyumu*, 3-5 Haziran 1998, İstanbul.

Krysiak, K. F., Grubb, J. F. and Campbell, R. D., 1993, Selection of Wrought Ferritic Stainless Steels, *ASM Metals Handbook*, **6**, 443-454.

Kuhn, K. J., Laser engineering-Carbon dioxide laser, 1998, TWI.

Kuo, K., 1953, Ternary laves and sigma-phases of transition metals, *Acta Metallurgica*, **1**, 720-724.

Kurt, U., 1988, Paslanmaz çelik kaynak özelliklerinin incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimi Enstitüsü, Ankara.

Liao, Y. C. and Yu, H. M., 2007, Effects of laser beam energy and incident angle on the pulse laser welding of stainless steel thin sheet, *Journal of Materials Processing Technology*, **190**, 102–108.

Lippold, J. C., 1981, Transformation and tempering behaviour of 12Cr-Mo-0.3V martensitic stainless steel weldments, *Journal of nuclear materials*, **104**, 1127-1131.

Liu, C., Northwood, D. O. and Bhole, S. D., 2004, Tensile fracture behavior in CO₂ laser beam welds of 7075-T6 aluminum alloy, *Materials & Design*, **25**, 573-577.

Marimuthu, M., 2002, Design of welding alloys creep and toughness, *University of Cambridge Department of Materials Science and Metallurgy*, Doctor Dissertation, Cambridge.

Mccay, M. H., Mccay, T. D., Dahotre, N. B. and Sharp, C. M., 1994, Effect of particulate loading on heat and mass transfer during laser welding of metal matrix composites, *Journal of Materials Procesing and Manufacturing Science*, **2**, 261-272.

Mohandas, T., Ridley, G. M., and Naveed, M., 1999, A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a ferritic stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology*, **94**, 133-140.

Muthupandi, V., Srinivasan, P. B., Shankar, V., Seshadri, S. K. and Sundaresan, S., 2005, Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals, *Material Letters*, **59**, 2305 – 2309.

Nath, A. K., Sridhar R., and Kaul R., 2002, Laser power coupling efficiency in conduction and keyhole welding of austenitic stainless steel, *Sāadhanā*, **27**, 3, 383-392, Printed in Indiana.

Nishimura, S., Katsura, R., Saito, Y., Kono, W., Takahashi, H., Koshiishi, M., Kato, T. and Asano, K., 1998, Yag laser welding of neutron irradiated stainless steels, *Journal of Nuclear Materials*, 258-263.

Noble, D. N., 1993, Selection of Wrought Duplex Stainless Steels, *ASM Metals Handbook*, **6**, 471-479.

Orhan, N., 1996, Difüzyon Kaynağı için Yeni Bir Model ve Dublex Alaşımlara Uygulanması, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, *Doktora Tezi*, Elazığ .

Orhan, A., 2008, Gaz Tungsten Ark Kaynak Yöntemiyle Üretilen Fe Esaslı Kaplama Tabakalarının Aşınma Mikroyapı Karakteristiklerinin Araştırılması, Fırat Üniversitesi Fen Bilimi Enstitüsü, *Doktora Tezi*, Elazığ.

Ozan, S., 2000, Metallerarası Faz Çökelme Sıcaklıklarının Difüzyon Kaynağı Üzerindeki Etkilerinin Araştırılması, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, *Doktora Tezi*, Elazığ.

Özcan, M., Tarakçıoğlu, N. ve Kahramanlı, Ş., 2004, Saç malzemelerin lazer kaynak parametreleri, Selçuk Üniversitesi, Teknik Bilimler Meslek Yüksekokulu, *Teknik Online Dergi*, **3**, 1.

Özdemir, N. ve Taşkın, M., 2003, Sürtünme Kaynak Yöntemi, *Doğu Anadolu Araştırmaları*, **1**, 124–130.

Pakdil, M., Çam, G. ve Erim, S., 2005, Lazer kaynağının avantajları, *MakineTek*, 95.

P'ng D. and Molian P., 2008, Q-switch Nd:YAG laser welding of AISI 304 stainless steel foils, *Materials Science and Engineering A*, **486**, 680–685.

Pollard, B., 1993, Selection of Wrought Precipitation-Hardening Stainless Steels, *ASM Metals Handbook*, **6**, 482-493.

Rees, G. I., Perdrix, J., Maurickx, T. and Bhadeshia, H. K. D. H., 1995, The effect of niobium in solid solution on the transformation kinetics of bainite, *Materials Science and Engineering A*, **194**, 179–186.

Sakai, T. and Suzuki, H. G., 1999, IV. International conference on recrystallisation and related phenomena, *Japan Institute of Metals*, 289-294, Japan.

Senior, B. A., 1989, Estimate of the surface tension of creep cavities in austenitic weld metal at 650°C, *Materials Science and Engineering A*, **111**, L1-L2.

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A. and Kaluc E., 2008, Laser Welding of Modified 12% Cr Stainless Steel: Strength, Fatigue, Toughness, Microstructure and Corrosion Properties, *Materials & Design*, **1-51**, In Press.

Tani, G., Ascari, A., Campana, G. and Fortunato, A., 2007, A study on shielding gas contamination in laser welding of non-ferrous alloys, *Applied Surface Science*, **254**, 904–907.

Taşkın, M., 2000, “Yüksek Karbonlu Çeliklerin Süperplastik Halde Difüzyon Kaynağı ile Birleştirilebilirliğinin Araştırılması”, *Doktora Tezi*, Elazığ.

Taşkın, M., Çay, V. ve Özdemir, N., 2005, Sürtünme kaynağı ile birleştirilmiş AISI 430/Ç1010 çelik çiftinin arayüzey mikroyapı değerlendirmesi, *Teknoloji Dergisi*, **8**, 1, 65-70.

The Lincoln Electric Company Thirteenth Edition, 1995, *The Prosedure Handbook of Arc Welding*.

Thomas W. M., Nicholas E. D., 1997, Friction stir welding for the transportation industries, *Materials and Design*, **18**, 4/6, 269-273.

Triantafyllidis, D., Schmidt, M. J. J. and Li, L., 2003, Comparison of high power diode laser and Nd:YAG laser microwelding of k-type thermocouples, *Journal of Materials Processing and Technology*, **138**, 102-108.

URL-http://www.airproducts.co.uk/metalfabrication/lazers_ShieldingGases.htm.

URL-http://www.p4notebook.com/MARMARA/ders_notlari_Lazer.doc.

URL-http://www.unitekmiyachilazers.com/Tech_Item_View.asp?ID=107.

URL-<http://www.bos.com.tr/lazer.htm>

URL-<http://www.wisne.com/tech/lazerweld.htm>

URL-<http://www.alspi.com/welding.htm>

URL-<http://www.bilesimyayicilik.com.tr> (Lazer Işınıyla Kaynak Yönt. ve End. Uyg).

URL-<http://www.techstreet.com/info/astm.tmpl>.

URL-<http://www.stainless-steel-world.net>.

URL- <http://www.odevsel.com/genel-kultur/541/laser.html> (Hakkı METİNER-ASELSAN)

Uzun, R. O., Durmuş, H. ve Meriç, C., 2004, Lazer kaynağı ve gelişimi, *Otomasyon*, Sayı **151**.

Vitek, J. M. and David, S. A., 1985, Metastable equilibrium of ferrite in type 308 stainless steel, *Scripta Metallurgica*, **19**, 23-26.

Yavuz, H. ve Çam, G., Lazer-ark hibrit kaynak yöntemi, *Mühendis ve Makine*, **46**, 543, 14-19.

Yıldırım, M. M., 1984, Malzeme Bilgisi III, F.Ü. Müh. Fak. Mak. Müh. Böl., Yayın No: 61.

Yıldırım, M. M., Pakdil, M., Doğan, Z. S. ve Çakan, A., 2001, Metalik Malzemelerde Mekanik ve Tahribatsız Muayene Yöntemleri, Mustafa Kemal Üniversitesi Yayınları, Yayın No: **6**, 1-122.

Yıldırım, M. M., Pakdil, M., Doğan, Z. S. ve Çakan, A., 2001, Mühendislik Malzemeleri I, Mustafa Kemal Üniversitesi Yayınları, Yayın No: **9**, 140-141.

Welding of Stainless Steels and Other Joining Methods, Adesigners Handbook Series No: 9002.

Wirth, P., 2004, *Introduction to Industrial Laser Materials Processing*, Hamburg, Rofin.

Wu, W., Hwu, L. Y., Lin, D. Y. and Lee, J. L., 2000, The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds, *Scripta Material*, **42**, 1071–1076.

Zambon, A., Ferro, P. and Bonollo, F., 2006, Microstructural, compositional and residual stress evaluation of CO₂ laser welded superaustenitic AISI 904L stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, **424**, 117–127.

ÖZGEÇMİŞ

1979 yılında Elazığ'da doğan Uğur ÇALIGÜLÜ, ilköğrenimini Elazığ'da tamamladı. 1997 yılında Elazığ Fatih Lisesi'nden mezun oldu. 1998 yılında Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü, Metal Öğretmenliği Programı'nı kazandı ve 2002 yılında bu programdan mezun oldu. 2002 yılında Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi ABD'yi kazanarak, yüksek lisans eğitimine başladı. 2005 yılında Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi ABD'yi kazanarak, doktora eğitimine başlayan Uğur ÇALIGÜLÜ halen doktora eğitimine devam etmektedir. Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü'nde açılmış olan araştırma görevlisi sınavını kazanan Uğur ÇALIGÜLÜ, halen Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümünde araştırma görevlisi olarak görev yapmaktadır. Uğur ÇALIGÜLÜ evli ve iki çocuk babasıdır.