

168377

**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ÇEŞİTLİ MALZEME VE ALAŞIMLARA
UYGULANABİLİR KAYNAK YÖNTEMLERİ**

Metalurji Müh. Gülay KUTUR

**F.B.E. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı: Yrd Doç. Dr. Sibel DAĞLILAR

S. Dağlılar

Prof. Dr. Mustafa Çiftçi

M. Çiftçi

Prof. Dr. Nurettin Gütekin
N. Gütekin

İSTANBUL, 2005

İÇİNDEKİLER

Sayfa

SİMGE LİSTESİ	vi
KISALTMA LİSTESİ	vii
ŞEKİL LİSTESİ	viii
ÇİZELGE LİSTESİ	x
ÖNSÖZ	xii
ÖZET	xiii
ABSTRACT	xiv
1. GİRİŞ	1
2. KAYNAK KARAKTERİSTİĞİ	3
2.1 Soğuk Çatlaklar	4
2.2 Sıcak Çatlaklar	5
2.3 Gözenekler	6
2.4 Dayanç Kaybı	8
2.5 Segregasyonlar	8
2.6 Anizotropi	8
2.7 Kimyasal reaksiyonlar	9
3. KARBON VE DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER	10
3.1 Karakteristik Kaynak Özellikleri	10
3.2 Kaynak edilebilirliği Etkileyen Metalurjik Faktörler	22
3.2.1 Sertlik ve kaynak edilebilirlik	22
3.2.2 Kaynak metal mikro yapısı	22
3.2.3 Isı etkisindeki bölgenin yapısı	24
3.2.4 Kimyasal kompozisyon etkileri	25
3.2.5 Ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıtma işlemi	26
3.2.6 Kaynak Çatlama	27
3.3 Uygulanabilir Kaynak Yöntemleri	29
3.3.1 Karbon Çelikleri	29
3.3.1.1 Örtülü elektrotla metal ark kaynağı	33
3.3.1.2 Koruyucu Gaz Ark Kaynağı	34
3.3.1.3 Flaks özlü ark kaynağı	35
3.3.1.4 Tozaltı kaynağı	35
3.3.1.5 Elektrocüruf ve Elektrogaz kaynağı	36
3.3.1.6 Oksiasetilen kaynağı	37
3.3.1.7 Direnç Kaynağı	37
3.3.1.8 Elektron ve Lazer Işın Kaynağı	39

3.3.1.9	Sürtünme Kaynağı	39
3.3.2	Yüksek Sertlik Düşük Alaşım Çeliklerinin Kaynağı;.....	39
3.3.2.1	Kaynak Prosesi	40
3.3.3	Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler	41
3.3.4	Isıl işlem görebilir düşük alaşımlı çelikler,.....	42
3.3.4.1	Ark Kaynağı.....	46
3.3.5	Ön kaplanmış çelikler	47
3.3.5.1	Galvanizli Çelik.....	47
3.3.5.2	Direnç Kaynağı	48
3.3.5.3	Oksiyakıt Kaynağı	48
3.3.5.4	Gaz tungesten Ark Kaynağı (TIG)	48
3.3.5.5	Örtülü Elektrotla Ark Kaynağı	49
3.3.5.6	Flaks Özlü Ark Kaynağı	49
3.3.5.7	Tozaltı Kaynağı	50
3.3.5.8	Saplama Kaynağı	51
4.	YÜKSEK ALAŞIMLI ÇELİKLER.....	52
4.1	Nikel-Kobalt Çelikler	53
4.1.1	Kaynak prosesleri	54
4.2	Maraging Çelikleri.....	55
4.2.1	Proses Seçimi.....	59
4.2.1.1	Gaz Tungesten Ark Kaynağı TIG.....	59
4.2.1.2	Gaz Metal Ark Kaynağı (MIG/MAG).....	61
4.2.1.3	Örtülü Elektrod Ark Kaynağı	61
4.2.1.4	Tozaltı Kaynağı	61
4.2.1.5	Elektro Işın Kaynağı.....	62
4.3	Östenitik Mangan Çelikler.....	62
4.3.1	Kaynak.....	65
5.	TAKIM ÇELİKLERİ.....	67
5.1	Isıl İşlem	67
5.1.1	Tavlama	67
5.1.2	Gerilim giderme.....	68
5.1.3	Normalizasyon.....	68
5.1.4	Östenitleştirme.....	69
5.1.5	Su verme	69
5.1.6	Temperleme	69
5.1.7	Alevle sertleştirme	70
5.2	Ark Kaynağı.....	70
6.	DÖKME DEMİR.....	74
6.1	Kaynak Uygulamaları.....	76
6.1.1	Örtülü elektrotla ark kaynağı.....	76
6.1.2	Flaks Özlü Ark Kaynağı	76
6.1.3	MIG/MAG	77
6.1.4	TIG Kaynağı	78
6.1.5	Oksiasetlenen kaynağı.....	78

7.	PASLANMAZ ÇELİKLER	80
7.1	Paslanmaz Çeliklerin Genel Özellikleri.....	80
7.1.1	Martensitik Kromlu Paslanmaz Çelikler	88
7.1.2	Ferritik Kromlu Paslanmaz Çelikler	89
7.1.3	Ostenitik Krom-Nikel Paslanmaz Çelikler	94
7.1.3.1	Delta Ferrit Fazının Oluşumu	95
7.1.3.2	Krom Karbür Çökmesi ve Tanelerarası Korozyon	97
7.1.3.3	Gerilmeli Korozyon	99
7.1.3.4	Sigma Fazının Oluşumu	100
7.1.4	Çökme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler	100
7.1.5	Duplex Paslanmaz Çelikler	105
7.2	Paslanmaz Çeliklere Uygulanabilir Kaynak Yöntemleri.....	107
7.2.1	Martensitik Paslanmaz Çeliklerin	107
7.2.1.1	MIG Kaynağı	107
7.2.1.2	Direnç Kaynağı	108
7.2.2	Ferritik Kromlu Paslanmaz Çelikler	108
7.2.2.1	MIG Kaynağı	108
7.2.2.2	Örtülü elektrot ile Ark Kaynağı	109
7.2.2.3	Tozaltı Kaynağı	109
7.2.2.4	Direnç Kaynağı	110
7.2.3	Östenitik Krom-Nikel Paslanmaz Çelikler	110
7.2.3.1	MIG Kaynağı	110
7.2.3.2	Örtülü Elektrotla Metal Ark Kaynağı	113
7.2.3.3	Flaks Özlü Ark Kaynağı	113
7.2.3.4	TIG Kaynağı	114
7.2.3.5	Plazma Ark Kaynağı	115
7.2.3.6	Tozaltı Ark Kaynağı	115
7.2.4	Çökme Sertleşmeli Paslanmaz Çeliklerin	115
7.2.4.1	MIG Kaynağı	115
7.2.5	Duplex (Çift Fazlı) Paslanmaz Çeliklerin	116
7.2.5.1	MIG Kaynağı	116
8.	ALÜMİNYUM	117
8.1	Kaynak Prosesleri	120
8.1.1	Oksi-asetilen kaynağı	120
8.1.2	Örtülü elektrot ile ark kaynağı	122
8.1.3	MIG-MAG	124
8.1.4	TIG Kaynağı	125
8.1.5	Lazer Işın Kaynağı	127
8.1.6	Direnç Nokta Kaynağı	127
8.1.7	Sürtünme Karıştırma Tekniği	129
9.	MAGNEZYUM VE ALAŞIMLARI	132
9.1	Kaynak Prosesleri	139
9.1.1	MIG-MAG	139
9.1.2	TIG	142
9.1.3	Direnç Kaynağı	145
9.1.4	Elektron Işın Kaynağı	147

10.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	148
10.1	Deneyde Kullanılan Malzemeler	148
10.1.1	Alüminyum ve Paslanmaz Çelik Malzemeler	148
10.1.2	Kaynak İşlemleri ve Kullanılan Parametreler.....	149
10.2	Deney numunelerinin alınması	153
10.2.1	Çekme deney numunelerinin hazırlanması.....	153
10.2.2	Sertlik deney numunelerinin hazırlanması	153
10.2.3	Mikro yapı inceleme numunelerinin hazırlanması	154
11.	DENEY SONUÇLARI.....	155
11.1	Çekme Deney Sonuçları	155
11.1.1	Alüminyum Kaynak Parçaları	155
11.1.2	Paslanmaz Çelik Kaynak Parçaları.....	158
11.2	Sertlik deney sonuçları	159
11.2.1	Paslanmaz çelik kaynak parçaları.....	159
11.2.2	Alüminyum kaynak parçaları	160
11.3	Mikro yapı Sonuçları	163
11.3.1	Alüminyum kaynak parçaları	163
11.3.2	Paslanmaz çelik kaynak parçaları.....	169
12.	İRDELEME VE SONUÇ	170
	KAYNAKLAR.....	171
	ÖZGEÇMİŞ.....	173

SİMGE LİSTESİ

Re	Akma dayancı
Rm	Çekme dayancı
Ms	Martensite start
Mf	Martensite finish
CR	Soğuma oranı
ΔT	Sıcaklık farkı
f	Malzemenin ısı iletkenliği
Pcm	Kompozisyon parametresi



KISALTMA LİSTESİ

AISI	American Iron and Steel Institute
IIW	International Institute of Welding
AWS	American Welding Standards
GTAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
PAW	Plasma Arc Welding
SAW	Submerge Arc Welding
FCAW	Flux Cored Arc Welding
ESW	Electroslag Welding
TTT	Time, Temperature, Transfer Diagram
SEM	Scanning Electron Microscope
EDS	Electron Dispersive Spectroscopy



ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1 Kaynak karakteristiği [1].....	3
Şekil 2.2 Sıcak çatlaklar [1].....	6
Şekil 3.1 Fe-Fe ₃ C denge diyagramı [3]	11
Şekil 3.2 %0.35 C'lu bir çeliğin normal TTT diyagramı [4].....	13
Şekil 3.3 Karbonlu çeliklerde değişik oranlarda östenitin martensite dönüşümü ve karbon miktarına bağlı olarak sertliğin değişimi görülmektedir [4].	14
Şekil 3.4 İzotermal ve sürekli soğuma TTT diyagramlarının karşılaştırılması [4].	14
Şekil 3.5 Kaynak yapısı [2].	16
Şekil 3.6 Yalın karbonlu çeliğin kaynağında oluşan ısı tesiri altındaki bölgeler [2].....	18
Şekil 3.7 Çok pasolu kaynak yapısı [2].	19
Şekil 3.8 HSLA çelik kaynak yapısı. A, ferrit tane sınırı; B, iğnemsî ferrit; C, beynit; D sideplate ferrit [2].	23
Şekil 3.9 Isıdan etkilenmiş bölgede bulunan faz farklılıkları. A, spheroidized karbit; B, beynit ve martensit [2].	25
Şekil 3.10 Düşük karbonlu düşük alaşımlı çeliğin kaynağında soğuma derecesi ve kimyasal kompozisyonun mikro yapıya etkisini gösteren soğuma dönüşüm diyagramı. CR, soğuma oranı [2].	25
Şekil 3.11 AISI 4340 çelik için sürekli soğuma dönüşüm diyagramı [6].....	44
Şekil 4.1 Maraging çelikleri için ısınma ve soğuma dönüşüm sıcaklık oranları [6].	56
Şekil 4.2 18Ni Maraging çeliğin kaynak ve yeniden yaşlandırma sonrası ısıdan etkilenen bölgedeki mikrosertliği [6].	57
Şekil 4.3 Maraging çeliklerin ark kaynağında en çok kullanılan birleştirme dizaynları [6]. ...	60
Şekil 4.4 Karbonun %12.5 mangan çeliğine etkisi [6].	63
Şekil 5.1 Martensit dönüşümünün engellenmesi için soğuma eğrisi [6].....	68
Şekil 6.1 Tipik dökme demir kaynağında faz ve mikro yapıları gösteren bölgeler [6].	74
Şekil 6.2 Koruyucu gaz çeşitlerinin etkileri [6].....	78
Şekil 7.1 Demir-krom denge diyagramı [11].....	81
Şekil 7.2 Demir-nikel denge diyagramı [10].	82
Şekil 7.3 Krom-nikel denge diyagramı [10].	83
Şekil 7.4 Fe-Cr-Ni denge diyagramı (%70 ve %60 Fe için hazırlanmış) [10].	84
Şekil 7.5 %18Cr, %8-10Ni, Fe alaşımlarında karbonun çözünürlüğü [10].	85
Şekil 7.6 Fe-Cr-C alaşımlarında Karbon ve krom bileşimlerinin etkisi ve yavaş soğuma halinde bulunan fazlar [10].	85
Şekil 7.7 Fe-Cr-Ni sisteminde %4 Ni ve %8 Ni içeren alaşımlar [10].	86
Şekil 7.8 %0.0Ni, %0.25-0.45N içeren çelikte yapı diyagramı (1260°C'de 1 sa tavlansak suda soğutulmuş) [10].	87
Şekil 7.9 Paslanmaz çeliklerin mikro yapı tahmini için schaeffler diyagramı [10].	87
Şekil 7.10 Fe-Cr alaşımlarında karbon miktarının östenitik alanı genişletici etkisi [10].	88
Şekil 7.11 %0.05 C ve %17Cr içeren ferritik ve 18/8 krom-nikel östenitik paslanmaz çeliklerde zaman-sıcaklık-çökme diyagramı [10].	93
Şekil 7.12 Schaeffler diyagramı [14].	97
Şekil 7.13 Östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında krom karbür çökmesine bağlı olarak krom miktarının azalması (şematik) [14].	98
Şekil 8.1 Alaşım elemanlarının çatlama hassasiyetine etkisi [17].	118
Şekil 8.2. Çatlama hassasiyetinin genel şekli [17].	118
Şekil 8.3 Akma gerilimi ile tane boyutu ilişkisi [17].	119
Şekil 8.4 Yaşlanma [17].	120
Şekil 8.5 Sürtünme karıştırma tekniği [21].	130

Şekil 8.6 Sürtünme karıştırma kaynağında kaynak bölgesinde oluşan iç yapının şematik görünümü [22].	130
Şekil 9.1 Akım, tel boyutu ve tel hızı arasındaki ilişki [29].	141
Şekil 9.2 Kaynak çatlağını önlemede yardımcı iki yöntem [29].	144
Şekil 10.1 Paslanmaz çelik TIG kaynak ağzı	150
Şekil 10.2 Paslanmaz çelik tozaltı kaynak ağzı	150
Şekil 10.3 5754 MIG kaynak numunesi- 1	151
Şekil 10.4 5754 TIG kaynak numunesi- 2	151
Şekil 10.5 3003 TIG kaynak numunesi- 3	151
Şekil 10.6 3003 MIG kaynak numunesi-4	151
Şekil 10.7 5754 sürtünme-karıştırma kaynak numunesi- 5	152
Şekil 10.8 3003 sürtünme-karıştırma kaynak numunesi- 6	152
Şekil 10.9 5754 örtülü elektrotla ark kaynak numunesi- 7	152
Şekil 10.10 3003 örtülü elektrotla ark kaynak numunesi- 8	152
Şekil 11.1 1. numunenin mukavemet-%uzama değerleri	155
Şekil 11.2 3. Numunenin mukavemet-%uzama değerleri	156
Şekil 11.3 4. Numunenin mukavemet-%uzama değerleri	156
Şekil 11.4 7. Numunenin mukavemet-%uzama değerleri	157
Şekil 11.5 8. Numunenin mukavemet-%uzama değerleri	157
Şekil 11.6 TIG ve SAW mekanik özelliklerinin esas metal ile karşılaştırılması	158
Şekil 11.7 Paslanmaz çelik kaynak parçasının enine kesiti ve serlik alınan bölgeler	159
Şekil 11.8 304L paslanmaz çelik TIG kaynak parçasının sertlik dağılım grafiği	159
Şekil 11.9 304L paslanmaz çelik tozaltı kaynak parçasının sertlik dağılım grafiği	160
Şekil 11.10 Alüminyum kaynak parçasının enine enine kesiti ve serlik alınan bölgeler	160
Şekil 11.11 3003 serisi Al alaşımının değişik kaynak yöntemleriyle kaynatılan numunelerin sertlik dağılım grafiği	162
Şekil 11.12 5754 serisi Al alaşımının değişik kaynak yöntemleriyle kaynatılan numunelerin sertlik dağılım grafiği	162
Şekil 11.13 1 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme	163
Şekil 11.14 2 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme	164
Şekil 11.15 2 Numaralı numuneye ait SEM görüntüleri	165
Şekil 11.16 3 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme	166
Şekil 11.17 4 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c;ana malzeme	166
Şekil 11.18 5 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; kaynak bölgesi, b; kaynak bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme	167
Şekil 11.19 6 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; kaynak bölgesi, b; ana malzeme	167
Şekil 11.20 7 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme	168
Şekil 11.21 8 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ara bölge, b; ara bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme	168
Şekil 11.22 9 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ana malzeme, b; ara bölgesi, c;kaynak bölgesi, d; ara bölgesi	169
Şekil 11.23 10 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ana malzeme, b; ara bölgesi, c;kaynak bölgesi, d; ara bölgesi	169

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge 2.1 Malzeme özelliğine göre kaynağa uygunluk [1].	4
Çizelge 2.2 İç yapı oluşumu [1].	4
Çizelge 3.1 Düşük karbonlu çelik levhaların nokta direnç kaynak parametreleri [6].	38
Çizelge 3.2 Düşük alaşımlı çelikler için yaklaşık ısıtma koşulları [6].	42
Çizelge 3.3 Düşük alaşımlı çeliklere önerilen ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklıkları [2].	45
Çizelge 3.4 Rutil elektrot ile galvanizli çeliğin alın birleştirmesinde örtülü elektrot ark kaynak koşulları [6].	49
Çizelge 4.1 Maraging çeliklerinin tipik TIG uygulamaları [6].	60
Çizelge 4.2 Maraging çelikleri için tipik MIG/MAG koşulları [6].	61
Çizelge 6.1. Dökme demirin flaks özlü ark kaynak parametreleri [6].	77
Çizelge 7.1 Başlıca ferritik krollu paslanmaz çelikler [10].	90
Çizelge 7.2 Krom karbür çökelmesinin karbon içeriği, zaman ve sıcaklığa bağlılığı [14].	98
Çizelge 7.3 Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler ve kimyasal bileşimleri [12].	101
Çizelge 7.4 Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklere uygulanacak ısıtma işlemleri [15].	102
Çizelge 7.5 Duplex ve super-duplex paslanmaz çeliklerin kaynağı için önerilen ısı girdisi ve pasolar arası sıcaklıklar [15].	106
Çizelge 7.6 Östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerin kısa ark ile MIG kaynağında önerilen kaynak koşulları [15].	112
Çizelge 7.7 Östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerin spray ark ile MIG kaynağında önerilen kaynak koşulları [15].	112
Çizelge 7.8 Östenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında kullanılan kaynak parametreleri [15].	113
Çizelge 8.1 Sık kullanılan Alüminyum malzemeler için kaynak dolgu malzemesi [17].	126
Çizelge 9.1 Magnezyum alaşımlarının kaynak kabiliyeti [29].	133
Çizelge 9.2 %80–95 gerilim giderme için gerekli kaynak sonrası işlemler [17].	134
Çizelge 9.3 Magnezyum alaşımlarının metal ark kaynağında kullanılan dolgu malzemeleri [29].	135
Çizelge 9.4 Kaynak edilecek iki magnezyum alaşım içi kullanılacak dolgu malzemesinin seçimi [29].	136
Çizelge 9.5 Kaynak öncesi asit çözeltisi [29].	137
Çizelge 9.6 Magnezyum alaşımları için ön ısıtma sıcaklıkları ve ısıtma işlemleri [29].	138
Çizelge 9.7 610-915mm/dk kaynak hızında magnezyum alaşımlarının gaz metal ark alın kaynağı için tipik operasyon şartları [17].	140
Çizelge 9.8 AZ31B alaşımlı magnezyum levhanın gaz metal ark nokta kaynağı için tipik şartlar [17].	142
Çizelge 9.9 Magnezyum alaşımları için manüel TIG alın kaynağının tipik parametreleri [17].	143
Çizelge 9.10 AZ31B alaşımının Otomatik TIG alın kaynağı için operasyon parametreleri [17].	144
Çizelge 10.1 Kullanılan alüminyum ve paslanmaz çelik malzemelerin kimyasal bileşimleri	148
Çizelge 10.2 Kullanılan alüminyum ve paslanmaz çelik elektrotların kimyasal bileşimleri.	148
Çizelge 10.3 Kullanılan alüminyum ve paslanmaz çelik malzemelerin mekanik özellikleri.	148
Çizelge 10.4 Alüminyum alaşımların MIG Kaynağında kullanılan kaynak parametreleri	149
Çizelge 10.5 Alüminyum alaşımların TIG Kaynağında kullanılan kaynak parametreleri	149
Çizelge 10.6 Alüminyum alaşımların örtülü elektrot ile ark kaynak parametreleri	149
Çizelge 10.7 Alüminyum alaşımların sürtünme-karıştırma kaynak parametreleri	150
Çizelge 10.8 Paslanmaz çelik TIG kaynak parametreleri	150
Çizelge 10.9 Paslanmaz çelik tozaltı kaynak parametreleri	150

Çizelge 10.10 Deney numunelerinin kodlanması.....	153
Çizelge 11.1 Alüminyum kaynak parçaları çekme deney sonuçları	155
Çizelge 11.2 Paslanmaz çelik kaynak parçaları çekme deney sonuçları.....	158
Çizelge 11.2 Paslanmaz çelik parçaların sertlik deney sonuçları	159
Çizelge 11.3 Alüminyum parçalarının sertlik deney sonuçları	161



ÖNSÖZ

Öcelikle, yönetimini üstlendiği yüksek lisans tezimin hazırlanma aşamasında bana engin bilgi ve tecrübeleri ışığında her türlü desteği vermiş, vefatı ile hepimizi derinden üzmüş olan değerli hocamız Sayın Prof. Dr. Nişan SÖNMEZ'i bu vesileyle saygıyla anmak isterim. Onun yokluğunda tezimin tamamlanmasında büyük emeği geçen değerli hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Sibel DAĞLILAR'a teşekkürlerimi sunarım.

Çalışmam boyunca yardım ve önerilerini esirgemeyen Sn. Canan KOÇ ve Sn. Haluk AKSUNA nezdinde tüm çalışma arkadaşlarıma; Sn. Yrd. Doç. Dr. Ramazan YILMAZ'a; deney aşamasında verdikleri destekten ötürü Sn. Ar. Gör. Zekeriya CÖMERT'e, Sn. Ar. Gör. Cihan BALABAN'a; ASSAN Alüminyum Fabrikası Ar-Ge Müdürü Sn. Murat DÜNDAR'a, Kalite Laboratuvar Müdürü Sn. Canan İNER'e ve Kaynak Planlama Uzmanı Sn. Deniz GÜLPINAR'a teşekkür ederim.

Çalışmamın her aşamasında her anlamda desteklerini daima hissettiğim sevgili aileme teşekkürü bir borç bilirim.

ÖZET

Bu çalışmada çeşitli malzeme ve alaşımlara uygulanabilen kaynak yöntemleri araştırılmış, malzemelerin kaynak özellikleri ve kaynak yöntemlerinin karşılaştırılması yapılmıştır. İki farklı alüminyum alaşımı metal inert gas (MIG), tungsten inert gas (TIG), örtülü elektrotla ark ve sürtünme karıştırma kaynak yöntemleri ve aynı alaşımdaki paslanmaz çelikleri TIG ve tozaltı kaynak yöntemleri kullanılarak birleştirilmiştir. Alüminyum alaşımlarının kaynağında MIG ve TIG kaynak yöntemlerinde seçilen iki farklı ilave çubuk ile argon ve argon-helyum atmosferi kullanılmıştır. Örtülü elektrotla ark kaynağında ise tek bir çeşit örtülü elektrot kullanılmıştır. Birleştirilen alüminyum alaşımları ve paslanmaz çelikler kullanılan her bir kaynak yöntemi kendi içersinde ve farklı kaynak yöntemleri birbirleri ile karşılaştırılarak değerlendirilmiştir. Her bir kaynak yönteminde kullanılan kaynak parametrelerinin birleştirilen alüminyum alaşımlarının ve paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri ve mikro yapısı incelenmiştir.

Bu çalışma sonucunda kaynak yöntemlerinden MIG ve TIG yöntemleri ile birleştirilmiş alüminyum alaşımlarının iyi kaynak kabiliyeti göstererek olumlu sonuçlar vermiştir. Paslanmaz çeliklerde ise tozaltı yöntemi ile daha iyi sonuçlar elde edilmiştir.

Anahtar kelimeler: TIG, MIG, Örtülü elektrot ark kaynağı, sürtünme karıştırma kaynağı, tozaltı kaynağı, alüminyum alaşımları, paslanmaz çelik, kaynak özellikleri

ABSTRACT

In this study the welding methods that can be applied to various materials and alloys and the welding properties of the materials were searched and the methods of welding processes were compared. Firstly, aluminium sheets were joined by using GTAW, GMAW, shielded metal arc welding and friction stir welding methods. In GTAW and GMAW methods two different filler metals and Argon-Helium atmosphere were used. In shielded metal arc welding process one kind of shielded metal electrode was used. Secondly, stainless steel sheets were joined by using GTAW and SAW processes. Different welding methods that were used in joining aluminium alloys and stainless steels were compared and evaluated. In order to investigate the effect of welding processes on metallurgical and mechanical properties, metallographic and mechanical tests were carried out on the welded areas of the samples.

Keywords: GTAW, GMAW, SMAW, SAW, friction stir welding, aluminium welding, stainless steels, weldability of material.



1. GİRİŞ

Metalleri keşfettikten sonra, günlük yaşantısında daha verimli kullanmak arzusu duyan insan, bunların ergitilmesi ve birleştirilmesi konularında yoğun bir uğraş ve arayış içine girmiştir. Bu çabaları sonucu olarak da, bugün kullanılan modern kaynak yöntemlerinin ilkel uygulamaları ortaya çıkmıştır.

Yüzyıllar öncesine dayanan bu buluşlar, çeşitli medeniyetlerde metallerin birleştirmek ve ergitmek amacı ile kullanılmıştır. Ancak bir yanıcı gaz ile yakıcı gazın oluşturduğu alevin ısı enerjisinden yararlanarak gerçekleştirilen birleştirme tekniğinin verimli kullanımı için 19. yüzyılı beklemek gerekmiştir.

Oksi asetilen kaynak yöntemlerinin geliştirildiği ve endüstriyel alanlarda kullanıma girdiği yıllarda bir yandan da elektrik ark kaynağı yöntemlerinde gelişmeler yaşanmış özellikle 1920'li yıllardan sonra örtülü elektronların kullanımı ve geliştirilmesi ile elektrik ark kaynak yöntemlerine olan istek tüm metal ve alaşımlarının kaynağında kullanılacak yeni tekniklerin gelişmesine yol açmıştır. Örneğin, iki dünya savaşı arasında kalın sacların, gemi çelikleri ve tank zırhlarının kaynak edilebilmesi için tozaltı yöntemi geliştirilmiştir. İkinci dünya savaşı sırasında, uçaklarda kullanılan alüminyum magnezyum alaşımlarının kaynağında karşılaşılan sorun TIG kaynak yönteminin gelişmesine ve yaygınlaşmasına yardımcı olmuştur. Soy gaz (argon veya helyum) koruması altında yapılan TIG kaynak yöntemi ile bugün bütün metal ve alaşımları kaynak yapmak olanaklı hale gelmiştir.

MIG diye adlandırılan ergiyen elektrot ile soy gaz altında kaynak yöntemi, birçok alanda TIG yönteminin yerini alarak, işlemin hızlanmasına ve otomatikleşmesine olanak sağlamıştır.

MAG diğer bir deyimle aktif gaz altında ergiyen elektrot ile kaynak, son yıllarda büyük gelişme göstermiş, az alaşımlı çeliklerin kaynağında diğer yöntemlere karşı büyüyen bir rakip haline gelmiştir.

Günümüzdeki konstrüksiyonlar iş verimi ve güvenliğini artırma, boyutları ve ağırlığı küçültmeye, aynı zamanda malzeme ve üretim masraflarını azaltmaya yöneliktir. Buna paralel olarak birleştirme teknolojisi de sürekli bir şekilde yeni problemler ile karşı karşıya kalmaktadır.

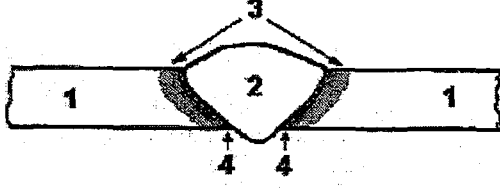
1900'lü yılların başlarında demir cevherinin işlenmesi ve yüksek yoğunluklarda ark geliştirilmesi çalışmalarında söz edilmeye başlanmıştır. 1978'de NASA'nın büyük gelişmeler

gösteren bu önemli yöntemi inceleyerek, uzay mekiğinin alüminyum kısımlarının kaynağında uygulanabilirliğinin ve TIG yönteminin yerini alabileceğini açıklaması üzerine yöntem ticari olarak büyük bir başarı kazanmıştır. Plazma arkının sıcaklığının çeliği, asbest çimentosunu, kristal korrondumu ve karbokrrondumu eritmeye yetecek derecede yüksek olması uygulamada, çeşitli metallerin kaynak, püskürtme ile yüzey doldurma, kesme, kaynak ağzı açma, tavlama ve yüzey hazırlama işlemlerinde, özellikle refrakter metallerin ince saclarının kaynağında çok iyi sonuç vermektedir.



2. KAYNAK KARAKTERİSTİĞİ

Bir kaynaklı birleştirme, kaynak metali, ısıdan etkilenmiş bölge (ITAB) ve ana malzemeden meydana gelir (Şekil 2.1).



1: Ana Malzeme, 2: Kaynak Metali,
3: ITAB, 4: Sertleşme Bölgesi
(ITAB'ın bir bölümü)

Şekil 2.1 Kaynak karakteristiği [1].

Kaynak metali, eritilen ana malzeme ile eğer kullanılmış ise kaynak dolgu malzemesinin karışımından meydana gelir. Karışım teriminden, kaynak metali içerisinde belirli oranlarda eritilen ana malzeme ile dolgu malzemesinin oluşturduğu kimyasal bileşim anlaşılır. Karışım oranı, kaynak yöntemine, kaynak verilerine, dikiş türüne, ağız hazırlığına ve malzeme kalınlığına bağlıdır.

Farklı ana ve dolgu malzemelerinin tam ve homojen bir şekilde karışabilmesi, kaynak yöntemine ve kaynak verilerine bağlıdır. Ark eritme kaynağı yöntemlerinde, kaynak yöntemlerinde, manyetik karışıma etkisinden dolayı genelde karışım tam anlamı ile oluşur.

IEB, kaynaklanan malzemelerin özelliklerinin kaynak ısısından etkilenmesi ölçüsünde geniştir. Isıdan etkilenmiş bölgenin genişliği, birim zamanda açığa çıkan ısınin büyüklüğüne ve kaynak hızına bağlıdır.

Kaynak hızı bütün yöntemlerde değiştirilebilen bir parametre niteliğindedir. Fakat, yönteme bağlı olarak belirli sınırlar dahilinde bulunmak zorundadır. Yüksek düzeyde enerji açığa çıkartan kaynak yöntemlerinde kaynak dikişi boyunca cm başına düşen enerji miktarı daha azdır.

Bunun haricinde, ITAB'ın genişliği aşağıdakilere de bağlıdır.

- Malzemenin ısı iletkenliğine. Yani: yüksek ısı iletkenliği=geniş ITAB
- Malzemenin içerisindeki difüzyon (reaksiyon) hızına. Yani: yüksek difüzyon hızı=geniş ITAB
- Malzemenin kalınlığına (≈ısı tahliyesi). Yani: büyük et kalınlığı=daha dar ITAB
- Katman ve paso sayısı. Yani: katman ve paso sayısı artırılarak kaynaklandıkça kaynak hızı

da artırılacaktır=daha dar ITAB

Birbirini takip eden katman ve pasolar, altlarında kalan malzemeyi bir ısıtım işlemi yapılmışçasına etkilediğinde, bu ısıtım işlemi etkisi artan katman ve pasolar sayısı ile daha büyük olacaktır [1].

2.1 Soğuk Çatlaklar

Ana malzeme; Bir malzemenin sünekliliği ve tokluğu arttıkça, gevrek çatlama tehlikesi artmaktadır. Aşağıdaki değerler, kaba standart değerler olarak kullanılabilir. Burada, soğuk şekillendirilmiş malzemelerdeki kopma uzamasının büyük bir anlam ifade etmediği dikkate alınmalıdır.

Bir malzeme, genel olarak kaynak sonrasında daha sünek bir hale gelmeyeceğinden, kaynağa uygunluk ana malzemenin özelliği tarafından belirlenmektedir.

Çizelge 2.1 Malzeme özelliğine göre kaynağa uygunluk [1].

Süneklilik (DIN EN 10002)		Servis sıcaklığındaki tokluk (DIN EN 10045)	
Kopma uzaması [%]	Kaynağa uygunluk	Çentik darbe enerjisi KV [J]	Kaynağa uygunluk
>20	iyi	>80	iyi
20.....10	yeterli	27....80	yeterli
<10	koşullu	<27	koşullu

İçyapı oluşumu:

Çizelge 2.2 İç yapı oluşumu [1].

Elverişli	Elverişsiz
Homojen	Heterojen
	Tane sınırlarında kabuk oluşturacak biçimde
İnce dağılmış çökeltiler	yerleşmiş çökeltiler
İnce tane	İri tane

Malzemelerin Kaynak Esnasında Gevrekleşmesi: Malzemeler, kaynak esnasında genelde nispeten hızlı bir şekilde erime noktasının üzerindeki sıcaklıklara kadar ısıtılıp, ardından az çok hızlı bir şekilde soğutulurlar. Bu sebepten dolayı, iç yapıda bazı değişiklikler meydana gelebilmektedir. Genellikle de, termodinamik dengede bulunmayan fazlar oluştururlar.

Çoğunlukla, dikiş yanlarında rekristalizasyona bağlı tane irileşmesi meydana gelir. Kaynak sonrası yapılan bir ısıtma işlemi, malzemenin sünekliğinin azalmasına yol açan çökeltiler oluşturabilir. Servis esnasında, çoğunlukla uzun zaman geçtikten sonra oluşan ve gevrekleşmeye yol açan içyapı değişimleri yaşlanma olarak nitelendirilir. Genellikle, burada da çökeltiler veya benzeri oluşumlar rol oynarlar.

Her malzeme grubunda gevrekleşmeye sebep olan olasılıklar o kadar çoktur ki, bu konuyu genel olarak geçerli bir ifade ile açıklamak mümkün olamamaktadır.

Soğuk çatlakların özel bir türü, gevrek çatlaklardır. Daha önceleri bu tür çatlaklar yüksek sıcaklıklarda oluştuklarında, sıcak çatlaklar arasında sayılmışlardı.

Çatlak oluşumunun nedeni, tane sınırlarında bulunan gevrek maddelerdir. Yeterli düzeyde gerilimlerin oluşması durumunda, tane sınırlarında yırtılmalar olur. Sıcak çatlakların tersine gevrek çatlaklar, mikroskobik olarak birbirine uyan tane sınırları gösterirler. Makroskopik çatlak akışı, sıcak çatlaklarınkine benzeyebilir.

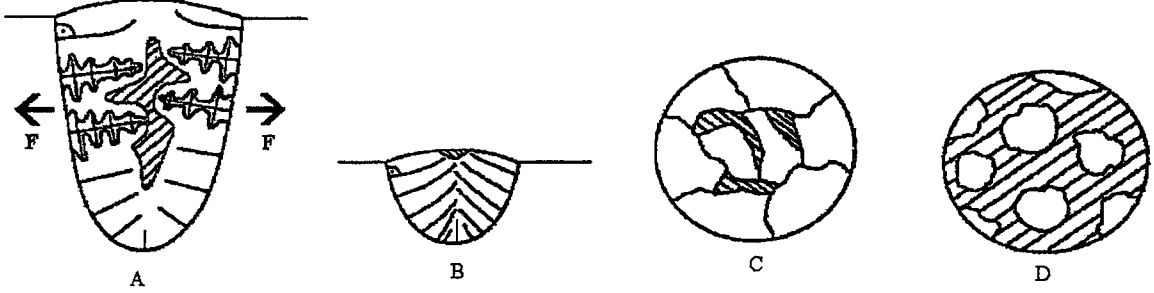
Gevrek maddeler, katılaşma soğuma ve yeniden ısınma sırasında kristal segregasyonları olarak tane sınırlarında çökelerler. Bazı durumlarda, tane sınırlarındaki bu maddeler sadece belirli bir sıcaklık aralığında gevreklerdir. Eğer bu sıcaklık aralığı solidus (katılaşma) sıcaklığının hemen altındaysa gevrek çatlaklarla sıcak çatlakları birbirinden ayırt etmek oldukça zordur.

İlgili maddeler katılaşma esnasında oluşturduğunda, çatlaklar kaynak dikişinin içerisinde yer alırlar. Gevrek maddelerin çökelti şeklinde oluşması durumunda çatlaklar ITAB'da veya çok pasolu kaynaklama işlemlerinde alt pasolarda bulunurlar. Bundan başka çökeltiler, duruma göre kaynak sonrası uygulanan bir ısıtma işlemi sonucunda veya yüksek servis sıcaklıklarında zamanla meydana gelebilirler [1].

2.2 Sıcak Çatlaklar

Sıcak çatlakların sebepleri, ötektikler gibi erime noktaları düşük olan fazlardır. Katılaşma esnasında, metalin çok büyük bir bölümü katılaşmış durumda ve bazı taneler birbirine bağlanmış iken, erime noktası düşük olan bu fazlar tane sınırlarında hala sıvı haldedirler (Şekil 2.2 C). Bu sırada, büzülme nedeniyle gerilemeler meydana gelir. Sıvı fazlar bu gerilimleri taşıyamazlar ve bunun sonucunda yırtılmalar oluşur. ITAB'da da tane sınırlarında bulunan bu tür fazlar sıvılaşabilir ve büzülme, iç ve ısıtma gerilimlerinin etkisi altında sıcak çatlaklar meydana gelebilir. Bu tür çatlaklar, kaynak dikişi içerisinde dendritler arasında veya katılaşma esnasında kristallerin karşılaştığı yerlerde oluşurlar. Bu nedenle, derinliği

genişliğinden fazla olan ve kristallerin karşılıklı olarak birbirlerine doğru büyüdüğü kaynak dikişleri özellikle tehlikelidir. Burada, erime noktası düşük olan maddeler katılma cephesinin önüne doğru itilerek orada birikirler (Şekil 2.2 A). Bu tür çatlaklar tamamıyla kaynak dikişinin iç kısımlarında hapis kalabilirler. Daha uygun olan, kristallerin yüzeye doğru büyüklüğü nispeten yassı ve sık bir kaynak dikişidir (Şekil 2.2 B) [1].



Şekil 2.2 Sıcak çatlaklar [1].

Malzeme yönünde: Erime noktası düşük olan maddelerin miktarını azaltmak veya tamamen gidermek, veya diğer elementlerle bağlayarak erime noktası daha yüksek olan fazlar oluşturarak önlem alınabilir.

Erime noktası düşük maddelerin miktarını arttırmak, önceden oluşmuş tanelerin düşük sıcaklıkta ortaya çıkan eriyiğin içerisinde birbirine bağlama yüzmesini sağlamakla da malzeme yönünden önlemler alınabilir (Şekil 2.2 D).

Kaynak teknolojisi yönünden kesin güvenilir bir metot yoktur. Düşük ısı girdisi ile (çizgisel paso, ince elektrotlar) ana malzemenin kritik sıcaklığa çıkan bölgesi daha küçük tutulur. Kaynak dikişi içerisindeki sıcak çatlaklar, kristallerin karşılaştığı noktada oluştukları takdirde, dikişin genişlik/derinlik oranı ve dendritlerin şekliyle etkilenebilir. Sıcak çatlama hassasiyeti mevcut olan ana malzemeler üzerinde dolgu malzemesiz yapılan kaynaklama işlemlerinde sıcak çatlak tehlikesi daha yüksektir [1].

2.3 Gözenekler

Gözenekler, kaynak banyosu içerisinde yükselirken katılma cephesi tarafından hapsedilen ve adeta kaynak metalinin içerisinde “dondurulan” gaz kabarcıklarıdır.

Gözenekler ikiye ayrılır:

Metalurjik gözenekler: Kaynak banyosu veya ana metal içinde otomatik düzeyde çözünmüş

olan ve katılaşma esnasında çökelen gazlardır.

Mekanik gözenekler: Boşlukların veya aralıkların üzerine kaynaklanırken genişerek kaynak banyosunda gaz kabarcığı olarak yükselen gazlar. Bu tür gözenekler malzeme problemi değildir. Konstrüksiyona bağlıdır. Bunlar, ısındığında buharlaşan maddelerin varlığı halinde artarlar.

Metalurjik Gözenekler:

Kaynak Esnasında Kaynak Banyosuna Gazların Giderilmesi: Hemen hemen bütün metaller sıvı halde olduğundan çok daha fazla gaz çözebilme yeteneğine sahiptir. Kaynak banyosu çevreden gaz alır ve bu gazlar katılaşma esnasında tekrar çökmek zorundadır. Çok hızlı bir katılaşmada gazlar kaynak banyosunu tamamen terk etmez. Banyo içerisinde yükselen gaz kabarcıkları katılaşma cephesi tarafından tutulur ve adeta dondurulurlar. Böylece gözenekler oluşur.

O_2 ve N_2 gazları havadan veya kaynak atmosferinden H_2 gazı nemden, kirden, yağdan vs ve kaynak atmosferinden kaynak metaline girerler.

Uygun koruyucu atmosferi ve temiz dolgu malzemesi kullanılarak ve de kaynak ağzının temiz olmasına dikkat ederek kaynak metaline gaz girişi önlenabilir. Dikkat: H_2 ve O_2 , oksit tabakaları ve benzeri içinde de su molekülleri halinde bulunabilir. Büyük kaynak banyoları ve yavaş kaynak hızı, gazın kaynak banyosundan çıkışını kolaylaştırır.

Dolgu malzemesine veya örtüye gazlarla katı bileşikler oluşturan elementler katarak, gazları bağlamak.

Kaynak banyosunda reaksiyon sonucunda gaz oluşumu: Kimyasal dönüşümler esnasında da gaz oluşabilir. Gaz oluşumuna yol açabilecek elementleri içermeyen ana malzeme veya dolgu malzemesi kullanmak. Vakum altında kaynak yaparken (elektron ışın kaynağı) kaynak banyosu içindeki gazların çıkışı kolaylaşır.

Ana metalden çözünmüş olan gazların çökmesi: Özellikle H_2 bu şekilde davranır. Ana malzeme, hidrojene aşırı doymuş durumda olduğunda, gözenekler özellikle erime çizgisi boyunca oluşur. Daha temiz olan başka bir malzeme kullanmak. Bu durumda, yavaş kaynak yapmak ve büyük kaynak banyosu oluşturmak, IEB ve dolayısıyla gazın çökeldiği bölge büyüklüğü için yararlı olmaz. H_2 , muhtemelen malzeme tavlanaarak uzaklaştırılabilir [1].

2.4 Dayanç Kaybı

Soğuk Deformasyondan Sonra: Soğuk deforme edilmiş malzemelerde, IEB dahilinde toparlama ve yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerine çıkan bütün bölgelerde akma dayancı (Re) ve çekme dayancıda (Rm) bir azalma görülür. Dayancın tamamen düşüp düşmediği, malzemedeki dayancın ne kadar hızlı düştüğüne, malzemenin belirli bir kaynak işleminde ilgili sınır sıcaklık üzerindeki bir sıcaklığa kaç defa ısıtıldığına ve orada ne kadar bekleyeceğine bağlıdır. Malzeme kritik oranda deforme edilmişse (%5-20), ITAB'da tane irileşmesi meydana gelebilir. Bu duruma bağlı olarak ortaya çıkan gevrekleşmenin kritik olup olmadığı, ilgili malzemenin sünekliğine bağlıdır.

Isıl İşlemden Sonra: Dayancı bir ısıtım işlemi sonucunda arttırılan bütün malzemeler, kaynak ısısının etkisiyle ITAB'da dayanç kaybı gösterebilirler.

Her iki durumda da dayancın kaybını tamamen önlemek pratik olarak mümkün değildir.

Isı girdisini düşük tutarak ve çok ince pasolar ile kaynakarak dayancın tamamıyla kaybolması engellenebilir.

Dayanç kaybına bağlı meydana gelen olumsuz etkileri önlemek için, kaynak dikişleri konstrüktif olarak yüklenmenin az olduğu bölgelere yerleştirilebilir veya konstrüksiyon kesiti bölgesel olarak arttırılabilir [1].

2.5 Segregasyonlar

Segregasyonlar, bölgesel ayrışmalardır. Malzemenin kimyasal bileşimi, bölgesel olarak farklılık gösterir. Doğal olarak, buna bağlı bir şekilde kaynağa uygunluk da bölgesel farklılıklar arz eder. Bu etki, farklı malzemelerde farklı boylarda belirgindir [1].

2.6 Anizotropi

Haddelenmiş malzemelerde, farklı yönlerdeki yüklemeler altında farklı mekanik-teknolojik özellikler gözlenmektedir.

Özellikle, şekillendirilebilme kabiliyeti etkilenmektedir. Temel olarak bu özellik, haddeleme yönünde en iyi, hadde yönüne dik yönde daha az ve levha kalınlığı yönünde de en azdır. Farklılık, çok büyük veya ihmal edilebilecek ölçüde az olabilmektedir.

Farklılık, çok büyük veya ihmal edilebilecek ölçüde az olabilmektedir. Burada özellikle metal dışı kalıntıların şekli ve büyüklüğü rol oynamaktadır [1].

Malzemenin şekillendirilebilme kabiliyeti, genel olarak haddeleme yönüne dik yönde garantilenir.

Haddeleme sırasında yassılaşılarak uzayan metal dışı kalıntılar, kuvvetlerinin levha kalınlığı yönünde büzülme gerilimlerinin oluşturduğu kaynaklı konstrüksiyonlarda teras şeklinde kırılmaya neden olabilmektedir [1].

2.7 Kimyasal reaksiyonlar

Kimyasal reaksiyonlar, gözenek oluşumu dışında bazı metallerin (Ti, Mo gibi) gaz çözünmesi nedeniyle gevrekleşmesinde rol oynarlar.

Metallerin veya kaynak banyosunun yüzeyinde bulunan oksit tabakaların, hatalı bağlantılara sebep olabilir. Bu nedenle oksit tabakaları arkla veya dekapan gibi kimyasal maddelerle çözülmelidir. Dekapanlar, çoğunlukla kimyasal yönden agresif olduklarından dekapan artıkları kural olarak kaynaktan sonra temizlenir. Dekapan, malzeme veya dolgu malzemesinin üzerine pasta halinde sürülerek ilave edilebileceği gibi, gaz kaynağında gaz halinde verilebilmektedir. Aynı zamanda, dolgu malzemesinin merkezindeki bir boşluğa veya elektrotların örtüsünün içinde katı halde de katılabilmektedirler [1].

Bir malzemenin korozyon direnci aşağıdaki nedenlerle zarar görür;

- Kimyasal bileşimin değişmesi
- İş parçası yüzeyinde yabancı maddelerin, sıçrantıların, curuf artıklarının, renk değişikliklerinin ve yabancı bir metalin (taşlama taşı, tel fırça) oluşması.
- Taneler arası korozyona sebep olabilecek yeni fazların (çökeltilerin) oluşması
- Gerilmeli korozyon çatlamasına duyarlı malzemelerde iç gerilmelerin oluşması.

3. KARBON VE DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER

Yalın karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler, farklı kimyasal bileşim, sertlik, ısı davranış, korozyon direnci ve kaynak kabiliyetine sahip çelik gruplarından oluşur. Çok çeşitli alaşım yapabilme olanağının yanı sıra, ısı işlemler yardımı ile de farklı özellikler kazanabilirler. Dolayısı ile bugüne kadar özellikleri ve bileşimleri birbirinden farklı 4000 çelik türü geliştirilmiştir. Bu çelikler, aşağıdaki gibi gruplanabilir [2];

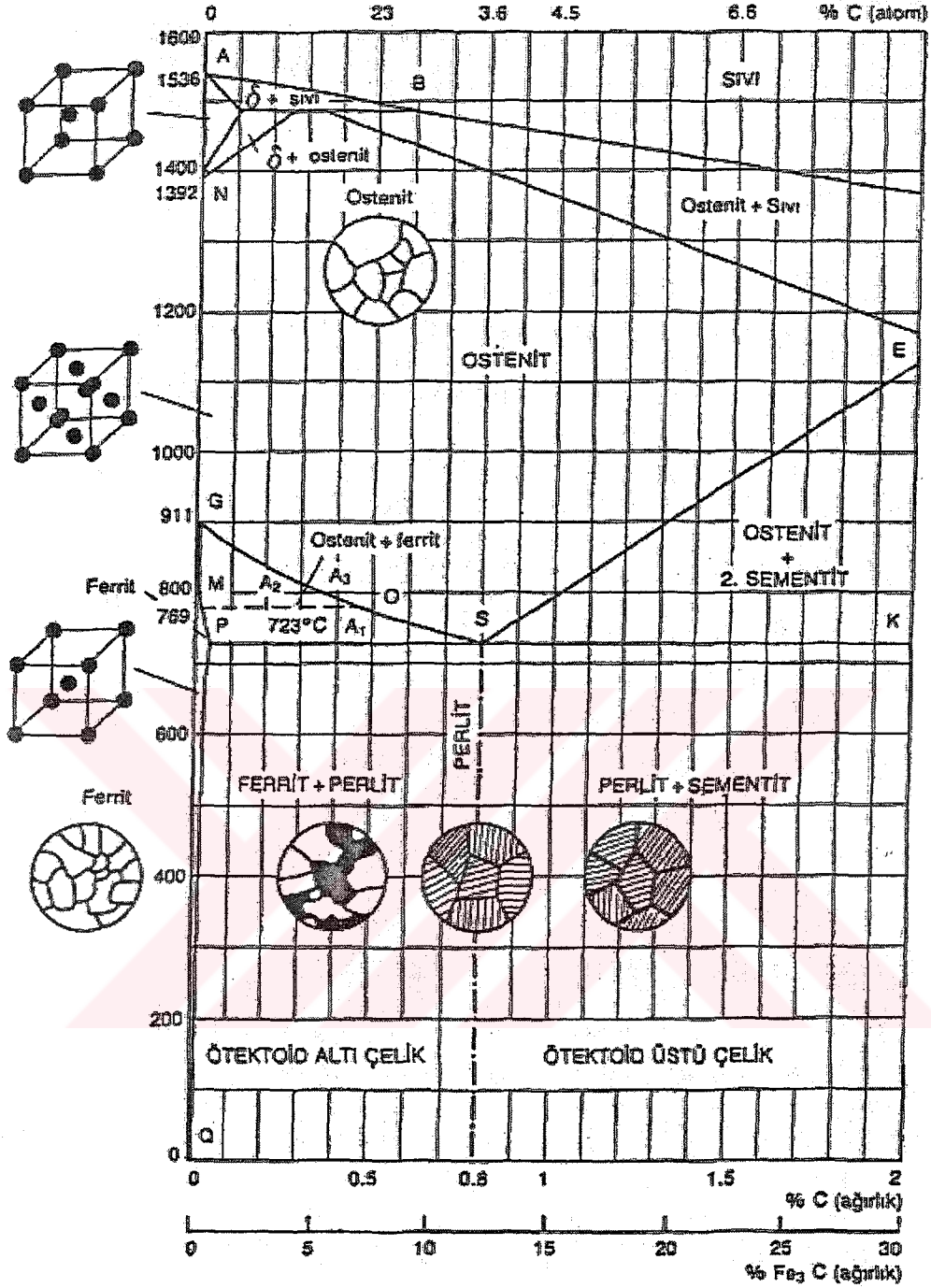
- Karbon çelikleri
- Yüksek sertlikte düşük alaşımlı çelikler
- Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler
- Isıl işlem görebilir düşük alaşımlı çelikler
- Ön kaplanmış çelikler

3.1 Karakteristik Kaynak Özellikleri

Saf metallerin çoğu katı halde iken, tek kristal yapıya sahiptirler. Bazı metaller ise, katı halde değişik sıcaklıklarda farklı kristal yapı gösterirler. Allotropi adı verilen bu özelliğe demirde de rastlanır. Saf demir 910°C'nin altındaki sıcaklıklarda alfa fazında hacim merkezli kübik kristal kafese, 910–1392°C sıcaklıkları arasında gama fazında yüzey merkezli kübik kristal kafese, 1392–1536°C arasında delta fazında gene hacim merkezli kübik kristal kafese sahiptir. Saf demir halinde, bu dönüşümler sabit sıcaklıklarda oluşur. Çeliklerde yani alaşım elementi içeren demir halinde ise bu dönüşümler genelde bir sıcaklık aralığında oluşmaktadır.

Kaynak işlemi sırasında çelik genellikle önce sıvılaşma sıcaklığına kadar ısıtılmakta ve sonra soğutulmaktadır. Dolayısı ile çeliklerin kaynağında, kaynak bölgesinde, yukarıda bahsedilmiş olaylar sırayla oluşacaktır. Isıtıldıktan sonra soğuma yavaş bir şekilde gerçekleştirildiğinde elde edilen yapı tane büyüklüğü dışında, ilk yapının aynıdır. Ancak soğumanın hızlı olması halinde, çeliğin kaynağını etkileyen çok önemli durumlar ile karşılaşılır (Şekil 3.1) [3].

Demir-karbon denge diyagramının çelikler bölgesinde değişik oranlarda karbon içeren çeliklerin, ısıtılma ve dengeli bir biçimde yavaş soğutulmalarında ortaya çıkan içyapıları kolaylıkla görebilir ve açıklayabiliriz [4].



Şekil 3.1 Fe-Fe₃C denge diyagramı [3]

Östenitizasyon sıcaklığına kadar ısıtılmış, ötektoid bileşimde (%0.8C) bir çelik, östenit denge koşullarını her an koruyabilecek bir yöntemle soğutulduğunda, tamamen perlit tanelerinden oluşan bir içyapı elde edilecektir. Dönüşüm 723°C'de gerçekleşecek ve ısıtma halinde ise, bu olayın tam tersi cereyan edecektir [4].

Ötektoid altı bir çelikte (C<%0.8) östenitizasyon sıcaklığından itibaren GOS çizgisine erişildiği anda, östenitin tane sınırlarında ferrit çekirdekleşmeye başlayacaktır. Sıcaklık

azaldıkça bu çekirdekler irileşecek ve ferrit taneleri oluşacaktır. Çeliğin bileşimine göre ferrit oluşma hızı ve miktarı soğuma hızı ile ilgilidir. Sıcaklık A_1 'e yani 723°C 'ye düştüğü zaman, kalan östenit %0.8C içerir ve tamamı perlite dönüşür. Sonuçta ferrit ve perlit tanelerinden oluşan bir içyapı elde edilir. Isıtma halinde ise bu olayın tersi görülür ve perlit taneleri sıcaklık 723°C 'ye erişince tamamen östenite dönüşür. Sıcaklık arttıkça ferrit taneleri ufalır; yani, ferrit östenit içinde çözülür, GOS çizgisine kadar yükselince hiçbir ferrit tanesi kalmaz ve yapı tamamen östenite dönüşmüş olur.

Östektoid üstü çeliklerde ise, östenitizasyon sıcaklığından başlayıp soğutulduğunda, sıcaklık SE'ye düştüğü zaman, östenitten, sementit ayrışmaya başlar ve östenit tane sınırlarına çöker. Bu olay, sıcaklık SK çizgisine yani 723°C 'ye düşünceye kadar devam eder. Ayrışma hızı, çeliğin karbon miktarına ve soğuma hızına bağlıdır. Sıcaklık 723°C 'ye düştüğünde kalan östenit %0,8 C içerir ve bu sıcaklıkta tamamen perlite dönüşür. Sonuçta sementit ağı ile çevrilmiş perlit tanelerinin oluşturduğu bir iç yapı elde edilir.

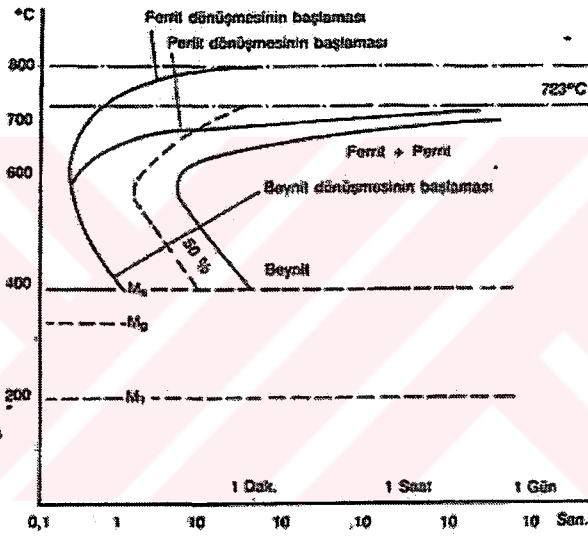
Ötektoid bileşimindeki çelik A_1 'den yani 723°C 'den daha aşağı bir sıcaklığa kadar aniden soğutulursa ve o sıcaklıkta tutulursa, denge koşullarından uzaklaşıldığından, önce bir müddet hiçbir dönüşüm oluşmaz, bir süre sonra dönüşüm başlar ve bir zaman aralığı içinde gerçekleşir. İlk bekleme süresine kuluçka periyodu ve perlitin oluşum süresine de transformasyon veya dönüşüm periyodu adı verilir. Gerek kuluçka gerekse de transformasyon periyodu sıcaklık düştükçe kısılır ve bir minimum değerden sonra tekrar artmaya devam eder. Sıcaklığın %0.35C'lu bir çelikte dönüşüm ve kuluçka periyotları üzerine etkisi Şekil 86'da görülmektedir. Bu diyagram TTT (zaman, sıcaklık, dönüşüm) diyagramı adı verilir. Bu olaya östenitin izotermal dönüşmesi denir. Şekilde görüldüğü gibi dönüşüm sıcaklığı düştükçe ferrit miktarı azalır, buna karşın perlit miktarı artar ve bir noktadan sonra hiç ferrit oluşmaz. Yapının bileşimi, çeliğin bileşimine eş, dolayısı ile karbon miktarı normalden çok daha az olan bir perlit oluşur.

Daha düşük bir sıcaklıkta dönüşüm gerçekleştirildiğinde (burun noktasının altında) perlit yerine, beynit adı verilen farklı görünüş ve özelliklere sahip bir yapı elde edilir.

Oluşum mekanizması açısından da beynit, perlitten farklıdır. Perlit, sementitin östenit taneleri içinde, tane sınırlarına dik lameller halinde çökmesi ile oluşur. Sementit lamelleri oluşabilmek için gerekli karbonu difüzyonla östenitten aldığı anda, lammelle bitişik östenit karbonca fakirleşerek ferrite dönüşür. Böylece sementit lamellerin her iki yüzünde bir ferrit tabakası oluşur ve ferrit tabakalarının öteki yüzleri karbonca zenginleşerek orada birer

sementit lameli daha oluştururlar. Bu mekanizma, perlit taneleri meydana gelinceye kadar devam eder. Görüldüğü gibi perlit önce, sementit çekirdekleşmesi ile başlamaktadır, oysa beynitte durum tamamen terstir. Beynitte dönüşüm önce karbonu atan  stenittin ferrit halinde çekirdekleşmesi ile başlar. Yüksek sıcaklıklarda oluşan beynit perlitini andırır, ancak düşük sıcaklıklarda oluşan beynit daha tüylü bir görünüşe sahiptir. Bu yapı bazı araştırmacılar tarafından ara yapı olarak da adlandırılır.

Östenitin beynite dönüşümü Ms sıcaklığının altında sona erer (şekil 3.2). Bu sıcaklıktan daha aşağı bir sıcaklığa kadar aşırı bir soğuma yapıldığında, östenit başka bir tarzda dönüşür. Bu dönüşüm difüzyonsuz ve pratik olarak ta zamana bağlı değildir. Yeni fazın kristal kafesi eskisinden farklı fakat bileşimi aynıdır.



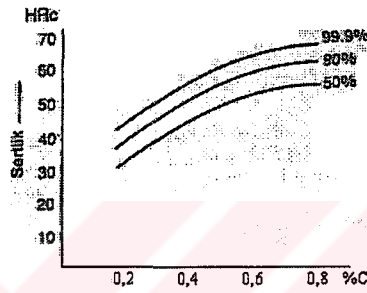
şekil 3.2 %0.35 C'lu bir çeliğin normal TTT diyagramı [4].

Östenit içinde karbonun  z lme miktarı ferritten çok fazladır (şekil 3.2). Östenit soğutulurken Ms sıcaklığına geldiğinde kübik yüzey merkezli kafes halinde hacim merkezli kübik kafesi olan ferrit dönüşür. Östenit içinde  z lti halinde bulunan karbon atomları yayınıp ayrışamadıklarından ferrit kafesi içinde sıkışıp kalırlar ve sonuçta distorsiyona uğramış kristal kafese sahip, karbona aşırı doymuş ferrit elde edilir ve bu yapıya martensit denir.

Martensit mikroskop altında incelendiğinde, orijinal östenit taneleri arasında birçok iğne ve plak ıklar bulunan bir yapı biçiminde görülür. Martensit iğneleri zamanla büyümez, ilk iğnecik Ms sıcaklığında oluşur ve sıcaklık sabit tutulursa dönüşüm durur. Sıcaklık yeniden düşürülürse dönüşüm tekrar başlar. TTT diyagramlarında Ms'in altındaki bölge için artık bir

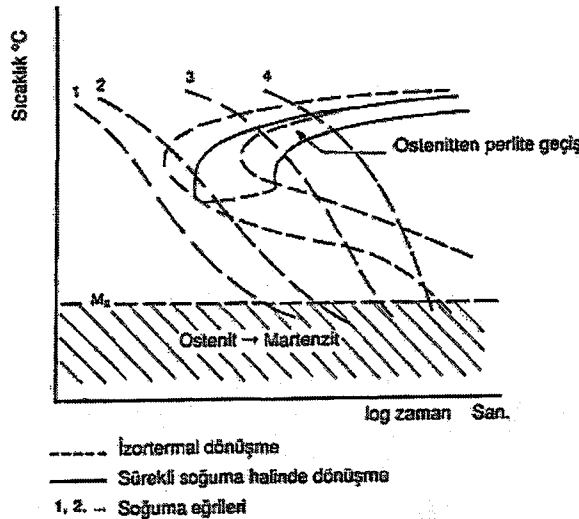
zaman sıcaklık dönüşüm diyagramı oluğu söylenemez, zira buralarda dönüşüm zamana bağlı değildir.

Martensit çok sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir. Sertliği çeliğin içerdiği karbon miktarına bağlıdır. Şekil 3.3'de karbonlu çeliklerde, çeşitli oranlarda östenit martensite dönüşümü ve karbon miktarına bağlı olarak sertlik değişimi görülmektedir. Martensitik yapı oluşmasında karbonun yanı sıra en önemli etken soğuma hızıdır. %0.3'ten daha fazla karbon içeren çelikler ancak yüksek sıcaklıktan itibaren suyun içine atılarak soğutulduklarında sertleşme göstermelerine karşın alaşım elementi içeren çeliklerde ise çok daha yavaş soğuma sonucunda da sert ve kırılgan martensitik yapı elde edilebilmektedir.



Şekil 3.3 Karbonlu çeliklerde değişik oranlarda östenitin martensite dönüşümü ve karbon miktarına bağlı olarak sertliğin değişimi görülmektedir [4].

Gerek sürekli soğuma halini ve gerekse de izotermal halini örnekleyen şematik bir diyagram Şekil 3.4'de görülmektedir. Burada dikkati çeken olay, sürekli soğuma halinde kuluçka periyodunun uzaması ve dönüşümlerin daha düşük sıcaklıklarda oluşmasıdır.



Şekil 3.4 İzotermal ve sürekli soğuma TTT diyagramlarının karşılaştırılması [4].

Gerek izotermal gerekse sürekli soğuma halinde TTT diyagramlarında, dönüşümleri gösteren eğrilerin konumları bir seri faktörün etkisi altındadır. Bu faktörleri şöyle sıralayabiliriz;

- Östenitleşme sıcaklığının yükselmesi perlit çekirdeklenmesini yavaşlatır, bu olay da diyagramın üst kısmında bulunan perlit bölgesini sınırlayan eğrilerin sağa kaymasına neden olur.
- Östenit tanelerinin irileşmesi, perlit çekirdeklenmesini geciktirir, dolayısı ile üst kısımdaki eğriler sağa doğru kayar.

Eğrilerin durumuna en şiddetli etkiyi alaşım elementleri yapar. Bütün alaşım elementleri kuluçka periyodunu uzatır ve dönüşümleri yavaşlatır. Ancak hepsi aynı etkiyi göstermez. Bir kısmı daha şiddetli olarak perlit, diğer kısmı ise beynit alanına etki eder.

Normal olarak, sürekli soğuma için çıkarılmış TTT diyagramları çeliğin ısıtma işlemlerinde kullanılır. Bu şekilde seçilmiş bulunan soğuma hızına göre iç yapı veya arzu edilen içyapıya göre soğuma hızı saptanabilir.

Kaynakta durum farklıdır. Birinci fark, östenitleşme sıcaklığı diğer ısıtma işlemlerden daha yüksektir ve ısıdan etkilenmiş bölgede çeşitli östenitizasyon sıcaklıklarına erişilmektedir. İkinci önemli husus da çok pasolu kaynak halinde, her paso bir önceki pasoya yeni bir ısıtma çevrim koşullarında ve yeniden östenitizasyon sıcaklığına kadar ısıtılmaktadır. Bu durumdan ötürü, ısıtma işlemi için hazırlanmış olan sürekli soğuma TTT diyagramları kaynak uygulamalarını tam olarak yansıtmamalarına rağmen, kabul edilir bir tolerans ile kullanıldıklarından çok faydalı sonuçlar elde edilmektedir.

Isıdan etkilenmiş bölge kaynak metali ile esas metalin birleştiği sınırlardan başlayarak, kaynak işlemi anında sıcaklığın içyapıyı dolayısı ile metalin özelliklerini etkilediği bölgedir. Çeliklerin kaynağında bu bölgede sıcaklık 1450 ila 700°C arasında değişmektedir. Erişilen maksimum sıcaklığa bağlı olarak çeşitli içyapı ve özellik gösteren bölgeler vardır.

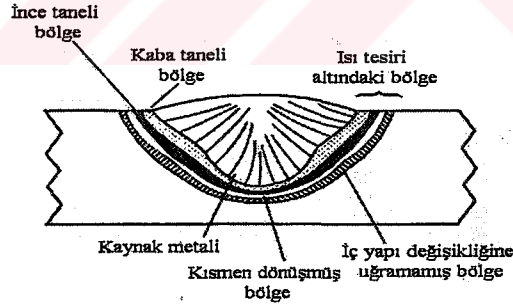
Bu bölgede erişilen maksimum sıcaklık derecesi kaynak dikişi eksenine olan mesafesinin ve sıcaklık değişimi de zamanın fonksiyonu olarak bilinirse, kaynak işlemi sonunda oluşabilecek içyapı esas metalin özellikleri ve bileşimi göz önünde tutularak bir dereceye kadar önceden tahmin edilebilir. Kaynak anında ısıdan etkilenen bölge hızlı bir şekilde ısınmakta ve sonra da parça kalınlığı, kaynağa uygulanan enerji ve ön tav sıcaklığının fonksiyonu olarak gene hızlı bir şekilde soğumaktadır. Çeliğin bileşimine göre bu soğuma hızı, kritik soğuma hızını

aştığında, genellikle 900°C'nin üstündeki sıcaklığa kadar ısınmış bölge diye isimlendirilen bu bölge, kaynak bağlantısının en kritik bölgesidir ve kırılmalar bu bölgede oluşur [4].

Az alaşımlı çelikler halinde çeliğin bileşiminde bulunan krom, molibden, vanadyum, mangan gibi alaşım elementleri daha az karbon içeriği halinde dahi ısıdan etkilenmiş bölgede (ITAB) sertleşme oluşmasına yardımcı olmaktadır. ITAB'da ortaya çıkan bu sert ve gevrek yapıda, hemen kaynak sonrası bir takım çatlakların oluşmasının yanı sıra kaynaklı bağlantı kullanım sırasında en ufak bir şekil değiştirme zorlanmasına (eğilme) maruz kaldığında da aniden gevrek olarak kırılmakta ve büyük hasarlara neden olmaktadır [2].

Tek pasolu kaynaklar; Tek geçiş yatağına bağlı olarak, kaynak genellikle iki ana bölgeye bölünür; ergime bölgesi ya da kaynak metali ve ısı tesiri altındaki bölge. Ergime bölgesindeki maksimum sıcaklık ana metalin ergime sıcaklığını aşar ve ana metalin kimyasal kompozisyonu seçilen kaynak elektrotuna, ana metalin sünekliğine ve operasyon şartlarına bağlıdır.

Soğuma koşulları altında ve ana metalin katılaşmasında, alaşım elementleri ve emprüteler, önemli bir kimyasal homojensizliğe neden olarak geniş bir şekilde, interdentrük veya hücrelerarası bölgenin merkezi ve kaynak merkezine doğru yayılır. Katılaşmış kaynak metalinin tipik anizotropik doğası Şekil 3.5'de görülmektedir.



Şekil 3.5 Kaynak yapısı [2].

Isı tesiri altındaki bölgenin kimyasal kompozisyonu ise büyük oranda aynı kalır. Bu bölgede görülen maksimum sıcaklık ana metalin ergime sıcaklığının altındadır. Bununla birlikte kaynak sırasında büyük ısı çevrimlerine maruz kalması nedeniyle bölgenin mikro yapı önemli derecede değişir. Ergime bölgesinin hemen yanında malzeme östenitik sıcaklığa kadar ısınır. Prosesin önceki aşamalarında gelişen ve aşırı büyümüş östenit tane sınırlarında çözünen mikro alaşımlar çöker. Maksimum sıcaklığın bir fonksiyonu olan östenit tanelerinin ortalama boyutu, ergime bölgesinden uzaklaştıkça küçülür. Soğuma derecesi ısıdan etkilenen

bölgede nokta nokta değişir. Sabit ısı girişinde maksimum sıcaklığın artması ile artar ve sabit maksimum sıcaklıkta ısı girişinin artması ile azalır. Ergime hattından uzaklaşmanın fonksiyonu olan ısı koşulların değişmesine bağlı olarak ısı tesiri altındaki bölge; kaba taneli bölge (CGHAZ), ince taneli bölge (FGHAZ), kısmen dönüşüme uğramış bölge (ICHAZ) ve içyapı değişikliğine uğramamış bölgeden (SCHAZ) oluşur [2].

Kaba taneli bölge: Ergime bölgesine bitişik olan ve kaynak sırasında 1450 ila 1150°C sıcaklıklardaki bölgedir. Bazı taneler büyüyerek kısmen veya tamamen küçük tanelerin yerine geçer ve dolayısı ile ortalama tane boyu büyür. Tane büyümesi hızı sıcaklık arttıkça artar ve metalin katılma sıcaklığına yaklaştıkça büyüme çok hızlanır.

Çeliklerde kaynak sırasında ergime çizgisine bitişik olan esas metal, katılaşmaya yakın bir sıcaklığa eriştiğinden östenit içinde fazla miktarda tane büyümesine rastlanır. Bir çeliğin kaynak edilebilirliği açısından tane büyümesi çok önemlidir. Çünkü soğuma olayı sürecinde oluşan dönüşümlere östenit tane büyüklüğünün etkisi oldukça şiddetlidir.

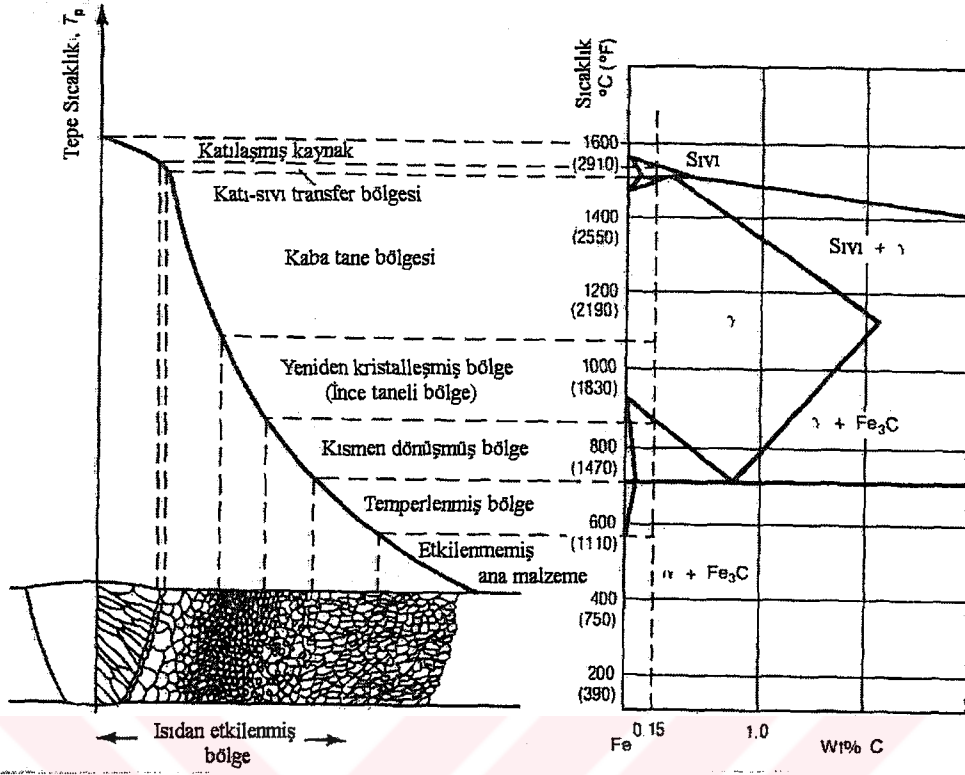
Östenit tane büyümesi için gerekli olan tane sınırı ilerlemesi tane sınırlarına çökelmiş bulunan alüminyum, vanadyum, titanyum ve niyobyum nitrit ve karbonitritleri tarafından engellenir. Nitrit ve karbürler 900°C'nin üzerinde tane içinde çözelti haline geçtiğinden, artık bunların da tane büyüme olayına engel olma olasılıkları ortadan kalkar.

İnce taneli bölge: Kaynak anında 900 ila 150°C arasında bir sıcaklık etkisinde kalmış bölgede tane büyümesine rastlanmaz. Bu bölgede de östenit olduğundan, soğuma anında soğuma hızı ve çeliğin bileşimine bağlı olarak aynen iri taneli bölgede görülen içyapıya benzer bir yapı görülür.

Kısmen dönüşmüş bölge: İnce taneli bölgenin devamı olan bu bölge, kaynak işlemi sırasında A3 ila A1 arasında bir sıcaklığa kadar ısınmış olup, bölgesel bir östenitizasyona uğramıştır. Östenit dönüşüme uğradığından yapısındaki östenit miktarına bağlı olarak, ilk iki bölgeyi andıran bir içyapı gösterir [4].

İçyapı değişikliğine uğramamış bölge: Bu bölge A₁'in altındaki bir sıcaklık derecesine kadar ısınmış olup, ısınma süresince çelikte bir dönüşüm oluşmamıştır. Bu bölgenin içyapılarında hafif bir temperleme etkisi görülür.

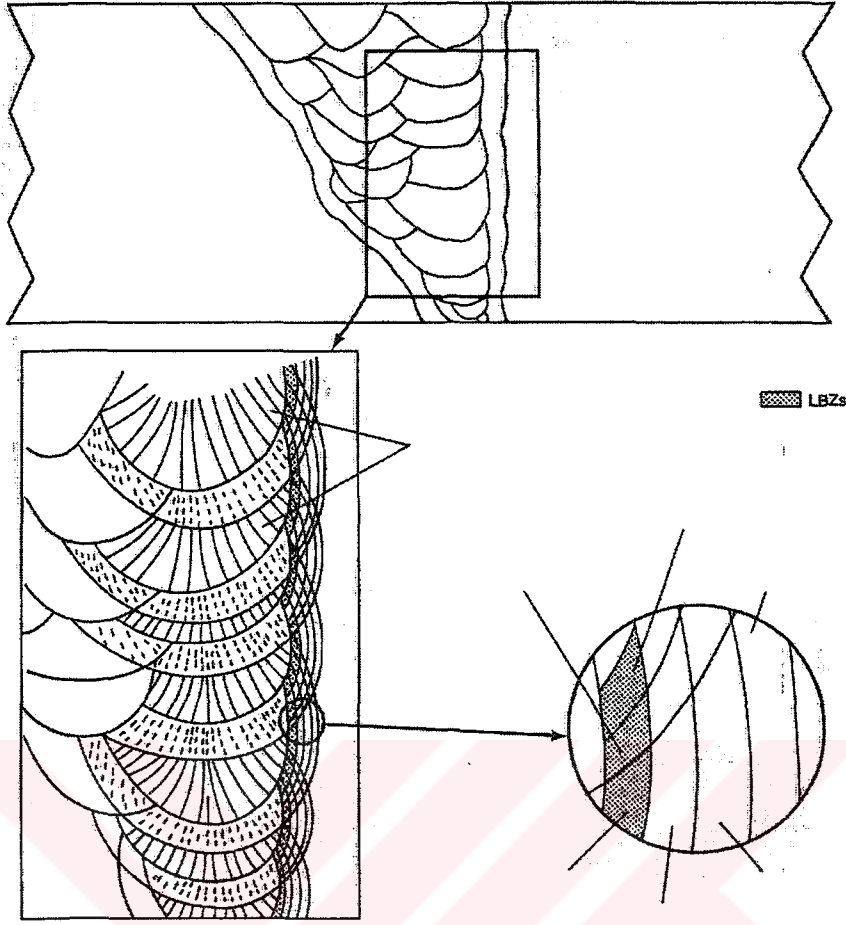
Yalın karbonlu çeliğin tek geçişli alın kaynağında oluşan ısı tesiri altındaki bölge Şekil 3.6'da gösterilmektedir [2].



Şekil 3.6 Yalın karbonlu çeliğin kaynağında oluşan ısı tesiri altındaki bölgeler [2].

Çok pasolu kaynak; bu durum çok daha karışıktır. Ergime bölgesinde yeniden ısınmış bölgenin varlığı Şekil 3.7’de görülmektedir. Sonradan yapılan kaynak geçişleri, mikro yapının kısmi inceliğini, mekanik özellikleri ve mikro yapı yönüyle homojen olmayan bölgeleri artırır. Yeniden östenitleşme ve kritik altı ısınma, ısı tesiri altındaki bölgenin özellikleri ve yapısında önemli etkilere sahiptir. Tokluk özelliğinin kötüleşmesi, sınırlı gevrek bölge olarak da bilinen kaba taneli bölgedeki düşük molekül ayrılma direncine ve sünekliliği sınırlı küçük bölgeler ile ilgilidir. Sınırlı gevrek bölge, değişmemiş kaba taneli bölge (CGHAZ), kritik yeniden ısıtılmış kaba taneli (IRCG) ısı tesiri altındaki bölge ve kritik altı yeniden ısıtılmış kaba taneli (SRCG) ısı tesiri altındaki bölgeden oluşur.

Çeliğin sertliği genellikle alaşım ilavesi ile östenit kararlılığını gösterir. Aynı zamanda kaynak edilebilirliğin göstergesidir ve ısıdan etkilenen bölgede çatlama ve aşırı sertliği önlemek için malzeme seçimi ve kaynak prosesleri için yol gösterir. Yüksek sertlikteki çelikler genellikle operasyon sırasında çatlamaya neden olan büyük oranlarda martensit içerir. Sertlik aynı zamanda, çelikte hidrojen kırılgenliğine karşı hassasiyeti de gösterir [2].



Şekil 3.7 Çok pasolu kaynak yapısı [2].

Uluslar arası Kaynak Enstitüsü'nün (IIW) IX no'lu Kaynak Kabiliyeti Komisyonu çatlama ve gevrek kırılmaya karşı bir önlem olarak ITAB'da sertliğin 350 HV'I aşmamasını önermektedir [3].

Kaynak uygulamalarında tehlikeli sertleşmeyi önlemek için en emin yol parçayı kaynaktan önce deneyimler ile belirlenmiş bir sıcaklığa kadar ısıtmak ve bu sıcaklıkta kaynak yapmaktadır. Bu şekilde soğuma hızı, sert yapının oluşmasına neden olan kritik soğuma hızından yavaş bir hıza düşürülebilir ve sertleşme de ortadan kalkar [2].

Kaynak işlemlerinde sertleşme eğilimini belirten bir değer sayısının bulunması ve buna bağlı olarak ta uygulanacak öntav -sıcaklığının derecesini belirten bir formülün eldesi için çok sayıda teorik ve uygulamalı çalışmalar yapılmış ve bunların sonucunda uygulamada çok kolay bir biçimde sonuca giden bir yöntem geliştirilmiştir. Bu çözümde, çeliğin bileşiminde var olan alaşım elementlerinin miktarları bir formülde yerlerine konarak bir değer hesaplanır ve karbon eşdeğeri diye adlandırılan bu değere bağlı olarak da ön tav sıcaklığı seçilir.

Karbon eşdeğerinin hesaplanması konusunda, literatürde çok değişik formüllere rastlanır. Çok çeşitleri bulunan ve hemen hemen hepsi birbirine yakın sonuçlar veren bu formüllerin içinde IIW (Uluslararası Kaynak Enstitüsü) tarafından geliştirilmiş olan formül şu biçimdedir [3];

$$Ceş = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 \quad (3.1)$$

Ceş formüllerinin bir çelik için geçerli olabilmesi için çeliğin, bileşimindeki alaşım elementlerinin sınırları $C \leq \% 0.5$, $Mn \leq \% 1$, $Cr \leq \% 1$, $Ni \leq \% 0.35$, $Mo \leq \% 0.6$ olmalıdır.

Ceş'ne bağlı olarak ta uygulamada seçilmesi gereken öntav sıcaklıkları is basitçe şöyle uygulanabilir

Karbon Eşdeğeri (%)	Öntav Sıcaklığı (C°)
0.45'ten küçük	Normal koşullarda gerek yok
- 0.60	100-200
0.60'tan büyük	200-350

Pratik bir yaklaşım değeri olan Ceş'nin kullanılması halinde tehlikeleri, ortadan kaldırmak için kaynak öncesi uygulanacak öntav sıcaklığı,

- Esas metal bir Thomas çeliği veya gazı alınmamış bir çelik ise,
- Çeliğin yapısı kaba taneli ise,
- Parça kalınlığı büyük ise,
- Parça büyük karışık şekilli ise, kaynak yapar iken az enerji uygulamak gerekiyor ise,
- Kaynak metali yeterli tokluğa sahip değil ise,
- Kaynak yapılan yerin ortam sıcaklığı düşük ise.

verilmiş olan sıcaklık aralığının üst değerlerine yakın seçilmelidir.

Görüldüğü gibi, karbon eşdeğeri sadece çeliğin bileşimini kapsamakta buna karşın soğuma hızını birinci derecede etkileyen ısı girdisi, ağız biçimi, parçanın geometrisi ve kalınlığı ile ilgili faktörleri göz önüne almamaktadır [3].

Sertleşme eğilimi olan ve karbon eşdeğeri %0.45'ten daha büyük olan çeliklerin emniyet ile kaynak edilebilmeleri için kaynak sırasında şu konulara özen gösterilmelidir;

- Uygun seçilmiş bir öntav sıcaklığı tüm parçaya uygulanmalıdır.
- İşlem süresince bu sıcaklığın aynı üniform kalmasına dikkat edilmelidir.

- Parçaya bir gerilme giderme tavı uygulanacak ise, kaynaktan hemen sonra parça soğumadan fırına konmalı (600–650°C’de her 25 mm kalınlık için 2 saat) ve bu tavlama sonrası fırından 300°C’ye kadar soğuduktan sonra çıkararak soğumaya terk edilmelidir.
- Kaynakçı nötr veya hafif karbonlayıcı bir alev kullanmalıdır ve esas metalin aşırı tavlama ve dekarbürizasyonundan kaçınılmalıdır.

Öntav sıcaklığının seçiminden sonra parça boyutlarına göre çeşitli ısıtma sistemleri uygulanabilir. Parça boyutları uygun ise sıcaklık kontrol edilen fırınlar kullanılabilir. Ancak parça boyutlarının izin vermediği hallerde tavlama özel tav üfleçleri veya elektrik direnci ile çalışan aletler ile gerçekleştirilir. Öntav sıcaklığının kontrolü için, ısı tebeşiri olarak adlandırılan özel tebeşirler geliştirilmiştir. Bunlar kalem gibi rahatlıkla taşınabilir ve gereken kontroller her an yapılabilir. Bu tebeşirlerin her birinin kullanıldığı bir sıcaklık derecesi vardır. Bunun yanı sıra uygulamada, kolaylıkla bulunabilen bazı maddelerden yararlanılarak da sıcaklık kontrolleri yapılabilir [3].

Sıcaklık ve zaman karşısında davranışlarını göz önünde tutarak kaynak kabiliyeti bakımından çelikleri şu şekilde sınıflandırabiliriz;

- İyi bir kaynak kabiliyetine sahip olan çelikler; bilinen kaynak yöntemleriyle hiçbir önlem gerektirmeden kaynak edilebilirler ve ısıdan etkilenmiş bölgede tane büyümesi dışında bir yapı değişikliği ve sertleşme meydana gelmez. Bu özellik genellikle karbon eşdeğeri %0.45’ten küçük olan çeliklerde vardır.
- Orta derecede kaynak kabiliyetine sahip olan gruba giren çeliklerde emniyetli bağlantılar elde edebilmek için kaynak yöntemi ve malzemesi özenle seçilmelidir; uygun bir öntavlama yapılmalı ve gerekli hallerde kaynaktan sonra gerilme giderme tavlama uygulanmalıdır. Bu gruba giren çeliklerin karbon eşdeğeri %0.45 ila 0.60 arasındadır.
- Kötü derecede kaynak kabiliyetine sahip çelikler; bu gruba giren çelikler ancak özel koşullar altında kaynak edilirler. Bunlara tamir ve doldurma işlemlerinde ve insan hayatına zarar vermeyecek durumlarda kaynak uygulanır. Bu çelikler, özel kaynak metali kullanarak ve yüksek bir öntavlama sıcaklığı ve kontrollü bir soğutma uygulanarak kaynak edilebilirler. Genellikle ısıdan etkilenmiş bölgenin sertleşmeyeceği garanti edilmez. Bu son husus özellikle karbon eşdeğeri %1’den büyük olan yüksek alaşımlı ve karbonlu çelikler için önemlidir [4].

Çeşitli demir esaslı malzemelerin kaynağı için önerilen genel koşullar tabloda özetlenmiştir.

3.2 Kaynak edilebilirliği Etkileyen Metalurjik Faktörler

3.2.1 Sertlik ve kaynak edilebilirlik

Çeliğin sertliği genellikle alaşım ilavesi ile östenit kararlılığını göstermek için kullanılır. Aynı zamanda kaynak edilebilirliğin göstergesidir ve ısı tesiri altındaki bölgede aşırı sertlik ve çatlama önlemek için kaynak prosesi ve malzeme seçimi için yol göstericidir. Yüksek sertlikteki çelikler genellikle proses sırasında yüksek çatlama hassasiyetine neden olan martensiti büyük oranda içerir. Sertlik aynı zamanda çeliğin hidrojen kırılmalığının da göstergesidir [2].

3.2.2 Kaynak metal mikro yapısı

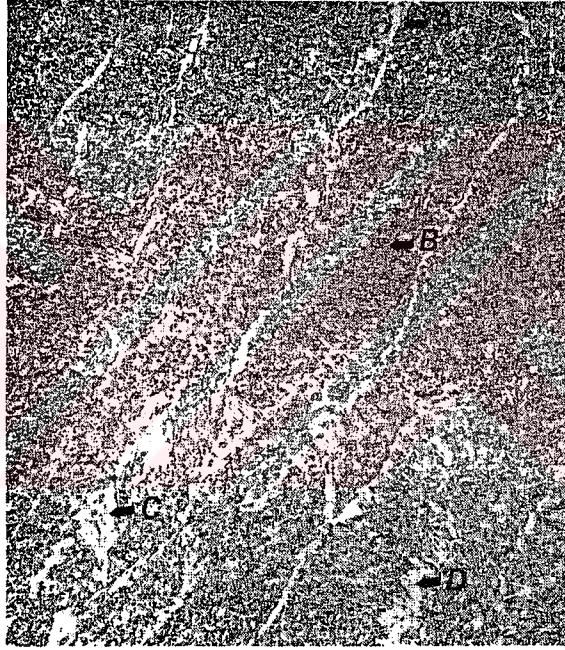
Kaynak prosesinin doğasında, hareket eden ısı kaynağı altında ergimiş metal havuzu oluşur. Metal havuzunun şekli hem metal hem ısı akışı ile belirlenir. Ergime ısı kaynağının başında oluşur ve arkasında katılaşır. Isı girişi ergimiş metal hacmini belirler ve bundan dolayı süneklik, kaynak metal kompozisyonu ve katılaşma sırasındaki ısı şartları meydana gelir. Ayrıca, geometrileri kaynak hızına ve ergime havuzunun şekline bağlı kristallerin büyüme derecesi katılaşma için önemlidir. Bundan dolayı, kaynak havuzunun şekli, kaynak metal kompozisyonu, soğuma derecesi ve tanelerin büyüme derecesi gibi tüm faktörler soğuma mikro yapısını ve sıcak kırılmalara karşı kaynak toleransını etkileyen ısı girişiyle ilgilidir.

Ergime bölgesinin hemen yanında bulunan ana metal tane sınırlarında yeni başlayan ergime bu tanelerin kaynak metalinin katılaşması sırasında epitaksiyal (transistor yapım şekillerinden birisi “silikon diliminden”) taneler için çekirdek kristal olarak işe yaramasına izin verir. Epitaksil tanelerin büyümesinin devam etmesi, tane sınırları çatlama için kolay bir yol sağlayan büyük sütun tanelere neden olur. Uzamış bir ergime havuzu, katılaşma sırasında büzülme stresi, mekanik tuzakları hesaba katmak, emprüte segregasyonundan dolayı merkezi çatlakların oluşumunu yükselten geniş sütun taneler ve akma dayanımını amaçlar. Epitaksil sütun büyümeleri, tanelerin sürekli bir kaynak tanesinden diğerine uzayabildiği yerlerde özellikle çok pasolu (multipass) kaynak ile kısıtlanır.

Tane sınırlarına yerleşmiş düşük ergime sıcaklığına sahip sıvı filmin kopmasına neden olan katılaşma büzülmesi ve ısıl çekilmeden zorlanan yerlerde sıvı/katı yüzeylerin yanında sıcak yırtılma meydana gelir. Sıcak yırtılma hassasiyeti için katılan alaşım, arta kalan sıvı ile doldurmak için yırtılma eğilimine ilaveten bağlı dentritlerden zorlama uzlaşması için yetersizliği ile ilgilidir. Aynı zamanda sıcak yırtılma hassasiyeti rolü oynayan zorlama oluşum derecesi sıvı film varlığı ile ilgili olabilir. Ferro alaşımların sıcak kırılma hassasiyetleri

içerdikleri fosfor ve sülfür içeriğine bağlı olabilir. Aynı zamanda karbon ve nikelin çeliğin kaynağında sıcak kırılmayı etkilediği bilinir.

Kaynak metali soğuduğunda, katı hal transfer reaksiyonları meydana gelebilir. Katılaşma sırasında iki ana faktör olan kimyasal kompozisyon ve kaynak metalinin ısı çevrimi son mikro yapıyı belirler. Birçok yapı çeliğinde, kaynak metali δ -ferrit olarak katışacaktır. Peritektik sıcaklıkta, likit kaynak metali ve δ -ferrit arasındaki reaksiyondan östenit oluşacaktır ve sonraki soğuma α -ferrit oluşumuna neden olacaktır. Östenitten ferrit dönüşümü sırasında proötektoid ferrit ilk östenit tane sınırlarının yanında oluşur. Bu ferrit tane sınırı ferrit olarak bilinir. Kaba östenit tane boyutu ve düşük karbon içeriği ferrit yapısının gelişmesine yardımcı olur [2].



Şekil 3.8 HSLA çelik kaynak yapısı. A, ferrit tane sınırı; B, iğnemsî ferrit; C, beynit; D sideplate ferrit [2].

Sıcaklık düşmeye devam ettikçe, taneler arası iğnemsî ferrit yüksek açılı sınırlar tarafından kısa çıtalar formunda çekirdeklenir ve büyür. Bitişik iğnemsî ferrit çıtaları arasındaki eğim genellikle 20° 'den fazladır. Bu çıtalar arasındaki rasgele yönelme çatlamanın yayılmasına karşı iyi direnç sağlar.

Proötektoid ferrit oluşumu sırasında, karbon sürekli ferrit fazından atılır, daha sonradan martensit, beynit, perlit ve yerinde tutulan östenit gibi çeşitli bileşenlere dönüşecek olan artakalan östenit zenginleşir. İğnemsî yapıdaki beynit çıtalarının doğası nedeniyle,

widmanstatten yapısına benzer değerdedir. Buna rağmen, beynit çıtalari sıklıkla paketler halinde tane sınırlarında meydana gelir [2].

3.2.3 Isı etkisindeki bölgenin yapısı

Yüksek sertlikteki düşöl alaşımlı çelik kaynağında kaba tane bölgesi genellikle martensit adaları ile değişimli uzun beynit çıtalarından oluşur. Interkritik bölgedeki östenitin karbonca zenginleşmesinden dolayı martensit adaları (martensit- kalan östenit bileşenleri) oluşur. Isı tesiri altındaki bölgede ergime bölgesinin yanındaki kaba östenit tane boyutu, beynit ve martensitin yanında yüksek sıcaklık dönüşüm ürünlerini bastırabilir. Üst beynit nispeten yüksek dönüşüm sıcaklığına sahiptir ve ısı çevrime bağılı olarak kararlıdır. Kimyasal kompozisyonun mikro alaşım elementlerinin iniş çıkışları, kaba tane bölgesindeki varolan sert martensit miktarına ve karbon eşdeğerliğindeki değişimine katkıda bulunur.

Eş tane bölgesinde, ısı devri Ac_3 'ün üstünde olan maksimum sıcaklığa erişilse bile sıcaklık hala tane kabalaşma sıcaklığının altındadır. Daha küçük olan birincil östenit tane boyutu ve sonraki ferrit dönüşümü ana metalinkinden daha küçük taneli yapı meydana getirir. Yapı, önemli derecede tok normalize edilmiş çeliğe benzer.

Isıl devrin maksimum sıcaklığında östenit ve ferrit karışımının sonucu, interkritik bölgede sadece kısmi dönüşüm meydana gelir. Ayrışmış hafif ferrit matriksinde östenit ve final yapı ana ve lokal kompozisyonun alaşım elementlerine bağılıdır. Soğuma derecesi, ferrit matriks içindeki martensit ve beynit miktarının belirlenmesinde önemli bir faktördür. Subkritik bölgede, mikro yapı değişimi görülmez. Karbitlerde yuvarlaşma başlayabilir [2].

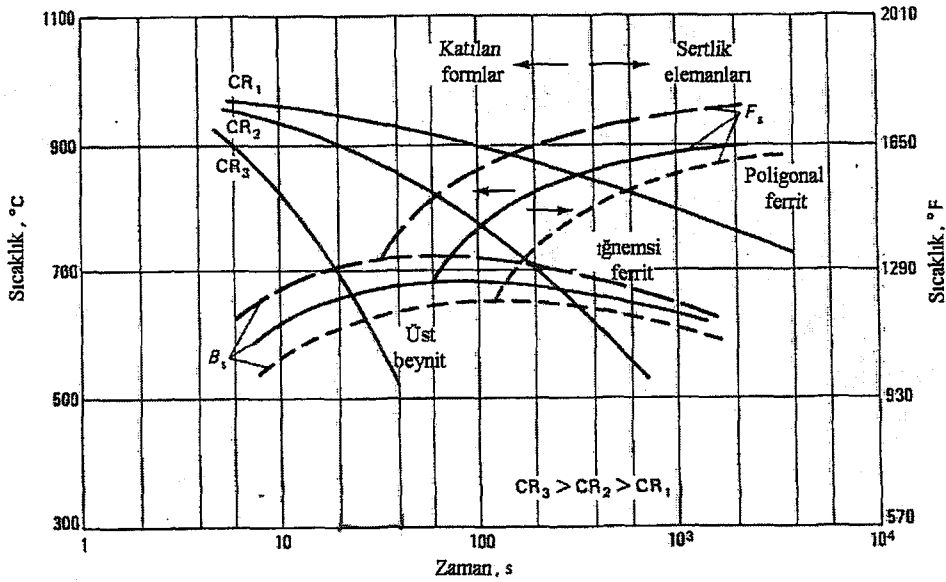
Tokluk, sonraki kaynak geçişlerindeki tekrar ısınmayla, çökelen veya önceden çökelmiş kümeler oluşmasıyla azalır. Düzensiz biçimlenmiş partiküller birleşebilir ve matriks etrafını zorlayarak, tokluğun düşmesine neden olabilir. Isıdan etkilenen bölgedeki Ac_1 ve Ac_3 arasındaki ısı devrim sırasında, östenit karbonca zenginleşir ve soğumayla martensit adalarına dönüşür. Kaynak şartlarında, bu dönüşüm ısı tesiri altındaki bölgede yeniden ısınmış interkritik kaba tane kısmını diğer yeniden ısıtılmış kısımlardan daha fazla etkiler. Şekil 3.9 düşük karbonlu çelikte ısıdan etkilenmiş bölgede bulunan faz farklılıklarını gösterir.



Şekil 3.9 Isıdan etkilenmiş bölgede bulunan faz farklılıkları. A, spheroidized karbit; B, beynit ve martensit [2].

3.2.4 Kimyasal kompozisyon etkileri

Kaynak yapısındaki kesin fazların bulunuşu sürekli soğuma dönüşüm diyagramıyla açıklanabilir. Yüzdelik dönüşüm eğrisi ve soğuma eğrisi olarak hazırlanmış iki eğriden oluşur. Yüzde dönüşüm eğrisi farklı fazların kararlılık bölgelerini tanımlar. Soğuma eğrisi ise kaynak uygulamalarında gerçekleşen ısı şartları gösterir. Bu eğrilerin kesişmesi farklı kaynak bölgelerindeki final mikro yapıyı tanımlar. Şekil 3.10 düşük karbonlu düşük alaşımlı çeliğin kaynağında oluşacak mikro yapıların soğuma diyagramı kullanılarak belirlenmesini gösterir



Şekil 3.10 Düşük karbonlu düşük alaşımlı çeliğin kaynağında soğuma derecesi ve kimyasal kompozisyonun mikro yapıya etkisini gösteren soğuma dönüşüm diyagramı. CR, soğuma oranı [2].

Karbon, manganez, krom ve molibden gibi sertlik elemanları, östenit ayrışma başlangıcını ortadan kaldırmak için sıcaklığı düşürür. Buna karşılık, ince mikro yapı için diyagramdaki dönüşüm eğrisini sağ tarafa doğru zorlar. Oksijen ve sülfür gibi önceden ilaveler, yüksek sıcaklıklarda başlayan reaksiyon için daha fazla çekirdek yeri sağlayarak östenitten ferrit dönüşümünü hızlandırır.

Hızlı soğutma sertlik elemanlarının arttırılmasıyla aynı etkiyi gösterir, yavaş soğuma oranı ise sertlik elemanlarındaki azaltma ile aynı yönde etkilenir ya da çekirdek alanlarında artış sağlar. Isı tesiri altındaki bölgede soğuma oranının nokta nokta değişiklik göstermesi, mikro yapıda o oranda değişir [2].

3.2.5 Ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıtma işlemi

Karbon ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında kaynağın final mikro yapısı birincil olarak maksimum sıcaklıktan soğuma oranına bağlı olarak belirlenir. Karbon çeliği ve düşük alaşımlı çelikteki alaşım seviyesinin düşük olması nedeniyle, çeliğin fiziksel özellikleri önemli ölçüde etkilenmez. Bundan dolayı, sıcaklık gradyanı ve ısı girişi kaynak metalinin mikro yapı gelişimi için önemli parametrelerdir. Yavaş soğuma oranı, büzülme gerilimini azaltır, aşırı sertliği önler ve hidrojen difüzyonu için süre tanır. Soğuma oranı (CR), farklı sıcaklıkların (ΔT) olduğu kadar, malzemenin ısı iletkenliğinin de (k) bir fonksiyonu olarak özellikle kritiktir. İnce ve kalın tabaka kaynağı için soğuma oranı, sırayla

$$CR \propto k \Delta T^3$$

$$CR \propto k \Delta T^2 \quad (3.2)$$

olarak gösterilebilir.

Ön ısıtma sırasında, tabakanın ilk sıcaklığı artar, soğuma oranının ve kaynak mikro yapısında beynit -martensit gibi sert faz miktarının azalma olur. Sertleştirilebilir çeliğin kaynağı için ana metalin çatlamayı tolere edebilen kritik soğuma oranının belirlenmesi önemlidir.

$$CCR(^{\circ}F / s) = \frac{6.598}{(CE - 0.3074)} - 16.26 \quad (3.3)$$

Alaşımın yüksek karbon eşdeğerliği, daha düşük kritik ya da izin verilebilir soğuma oranı. Düşük hidrojen kaynak elektrotunun kullanılması ayrıca önemlidir. Ön ısıtma soğuma oranına göre belirlenerek uygulanmalıdır [2].

3.2.6 Kaynak Çatlaması

Yapılan birçok araştırma, kaynak çatlama hata mekanizmasının mikro yapıyla alakalı olduğunu gösterir. Yüksek sertlikte düşük alaşımlı çeliklerin tokluğunda azalma, kaba taneli bölge ve çatlamların ileriye ya da ergime hattına yayılmasıyla ilgilidir. Mikro alaşımlı kaynak çeliğin kaba taneli bölgesi genellikle tüm ısı tesiri altındaki bölgenin en yüksek sertliğini gösterir. Bölgedeki yüksek karbonlu temperlenmemiş martensit kırılmalığa en büyük nedendir. Çökelti (nitritler, karbitler ve karbonitritler) en çok kritik altı bölgede bulunur ve ergime hattının yanına doğru azalır. Diğer bir nedeni de, kaba taneli bölgede çözeltideki mikro alaşım elementlerin bir miktar artması bu bölgedeki sertliğin artmasına neden olur [5].

Çatlamalara neden olan hidrojen. Kaynak çatlamasında hidrojenin etkisi olduğu söylenebilir. Hidrojenin ana kaynağı olan atmosferden gelen nem, direkt veya kaynak elektrotu üzerinden ergiyik birikintisine karışır. Hidrojen varlığının, yüksek sertlikte çeliklerin kaynağında kırılma hassasiyetini artırır. Yatakalı, soğuk ve geciktirilen çatlama olarak da bilinen bu problem belki de tüm kaynak çatlamlarında en ciddi olanı ve en az anlaşılanıdır. Genellikle yaklaşık 95°C'nin altında, ya birkaç saatlik periyotlardan sonra ya da ani soğutmada gerçekleşir. Çatlak, hem granül değişiminde hem interkristalin karakterde olabilir, fakat öncelikle ilk östenit tane sınırlarında izlenir. Soğuk çatlak başlangıcı, özellikle çentiklerle ya da cürufalar, martensit/ferrit ara yüzeyi ya da tane sınırı gibi sertlikte ani değişikliğe neden olan yapıdaki homojensizliklerle ilgilidir. Çatlaklar, aşağıdaki üç ana faktörün varlığı ile alakalıdır [2, 5].

- Çelikteki hidrojen varlığı
- Yapıdaki kısmi ya da tam martensit
- Yüksek artık gerilme

Bu şartlardan birinin olmaması ya da düşük seviyede olması durumunda hidrojen kaynaklı çatlak oluşmaz [2].

Çeliğin hidrojene toleransı karbon ve alaşım içeriğinin artması ile azalır. Hidrojen kırılmalığı, az veya hiç hidrojen üretmeyecek elektrot veya kaynak prosesinin seçilmesiyle kontrol edilebilir. Kaynak sonrası ısıtma işlemi artık hidrojenin atılması ya da azaltılması için ya da hidrojen kırılmalığına karşı duyarsız mikro yapı oluşturmak için uygulanabilir. Düşük gerilim direnci ile sonuçlanan kaynak prosesleri, kırılmalık riskini azaltır [5].

Gerilim giderme çatlaması. Tekrar ısınmanın neden olduğu gerilim-giderme çatlaması, su verildiği ve temperlendiği zaman ve önemli derece karbit içeren çeliğin ısı direnci ile ilgilidir. Bu tür çelikler yaklaşık 510°C'nin üzerine ısıtıldığında, kaba tane bölgesinde birincil östenit tane sınırları yanında taneler arası kırılma meydana gelir. Aynı zamanda tekrar ısıtma çatlaması ve gerilim-kopma çatlaması olarak da bilinen, gerilim-giderme çatlamasının sürtünme kırılması olayıyla çok yakından alakalı olduğu düşünülmekte. Dahası, yeniden ısınma sırasında karbitlerin yeniden çökmesi, sertlikte artış meydana getirmesi olasıdır. Gerilim yumuşatma sırasında karbit çökmesiyle, tane sınırı gerilmesi ile ısıdan etkilenen bölgede kaba taneler içindeki deformasyon gerilimi arasında ince balans değişir [2].

En uygun kaynak dizaynı, kaynak konumu seçimlerini içeren çelikte gerilim giderme çatlamasını azaltmak için bazı prosedürler birer birer veya birleştirilerek uygulanabilir. Dolgu metalin seçimi, ısıtma işlem sıcaklığında kaynak metalinin ısıdan etkilenen bölgeninkinden önemli derecede daha az sertlikte olmasını sağlar ve gerilim giderme çatlamasını minimize eder.

Lamellar çatlama, lamellar yırtılma olarak da bilinen lamellar çatlama haddelenmiş yüzeye paralel olarak kademeli çatlamalar şeklinde tanımlanabilir. Bu problem genellikle kalın parçaların ergime hattının parça yüzeyine paralel olduğu T ve köşe birleştirmelerinde ortaya çıkar.

Çeliğin bünyesinde hidrojen bulunmasının lamellar yırtılma hassasiyetini arttırdığına dair bazı kanıtlar vardır. Sülfür ve fosfor gibi düşük ergime noktasına sahip bileşenlerinde eklenmesi birincil östenit tane sınırları yakınında çeliğin lamellar yırtılma hassasiyetini artırır. Buda soğutma sırasında ısıtma gerilmelere karşı zayıflık ve kırılma eğilimi neden olur. Lamellar yırtılmayı azaltabilecek bazı yöntemler aşağıdaki gibidir [5];

- Kaynakla birleştirme dizaynını ve lokasyonunu değiştirmek.
- Düşük gerilimli kaynak metali kullanmak,
- Hidrojen içeriğini azaltmak,
- Kaynak öncesinde kaynak metali ile malzeme yüzeyini yağlamak,
- En az 95°C'de ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklığı kullanmak
- Ana metali şekil kontrolü ile kullanmak

Sıcak çatlama; katılma çatlaması olarak da bilinen sıcak çatlama genellikle yüksek sıcaklarda ve kaynak metalinde meydana gelir. Sıcak çatlama ayrıca ısıdan etkilenmiş

bölgesinde de görülebilir. Katılaşma çatlaması genellikle soğuma sırasında ağırlıklı olarak kaynak merkezinde ve sütun taneler arasında yoğunlaşır. Sıcak çatlak taneler arasında bir yol izler. Sütun tane sınırları arasında kabul edilmeyen ve bölünen alaşım elementleri ve sıvı/katı ara yüzeyinin ilerlemesi önemli bir ayrıma neden olur. Ayrılan bu elementler düşük ergime fazları ya da tane sınırlarında östenitik yapının neden olduğu yüksek derecede ıslak film oluşturur. Soğutma sırasında artık gerilmelerin etkisi altında tane sınırlarında oluşan çatlakların büyüklüğü yapıyı zayıflatır. Isıdan etkilenen bölgedeki sıcak çatlaklarda tane sınırındaki ayrılmalarla ilgilidir ve ergime hattına yaklaştıkça ağırlaşır. Tane sınırlarındaki zayıflık ve kirlilik, yüksek artık gerilmeler nedeniyle soğuma sırasında kopmaya neden olur.

Çeliğe yüksek miktarda sülfür ve fosfor ilavesi kolay işlenebilirliği sağlar. Bu alaşım elementleri çeliğin kaynak kabiliyetini azaltır. Demir oksit ve demir sülfür, çözünürlüklerinin sıcaklıkla değişmesi ve tane sınırlarında çökelme meyilli, düşük sünek, çatlama ve poroziteye katkıda bulunması nedeniyle oldukça zararlı olabilir [2,5].

3.3 Uygulanabilir Kaynak Yöntemleri

Kaynak işlemi sırasında çelik genellikle önce sıvılaştırma sıcaklığına kadar ısıtılmakta ve sonra soğutulmaktadır. Dolayısı ile çeliklerin kaynağında, kaynak bölgesinde, yukarıda bahsedilmiş olaylar sıra ile oluşacaktır. Isıtıldıktan sonra soğuma yavaş bir şekilde gerçekleştirildiğinde elde edilen yapı tane büyüklüğü dışında, ilk yapının aynıdır. Ancak sertleşmeye meyilli olan çeliklerde ise, soğuma hızlı olduğu hallerde arzu edilmeyen özellikleri taşıyan içyapılar oluşur ki, çeliğin kaynağını etkileyen en önemli etkendir. Isıdan etkilenmiş bölge, ergitme kaynağında devamlı olarak ortaya çıkar ve bundan kaçınılması mümkün değildir. Büyüklüğü ise, kaynak işlemine uygulanan enerji, soğuma hızı, parçanın şekli, boyutları ve sıcaklığı ile malzemenin ısı iletme kabiliyetinin etkisi altındadır. Bu faktörlerden değiştirilmesi mümkün olanlar yardımı ile ısıdan etkilenmiş bölge bir dereceye kadar kontrol altında tutulabilir [6].

3.3.1 Karbon Çelikleri

Düşük Karbonlu Çelikler

Genellikle yapısal uygulamalarda kullanılır. Düşük sertliğe sahiptirler ve kolaylıkla kaynak, sert lehim ile birleştirilebilirler. Ağırlıkça %0.15'den az karbon içeren ve sertliği 30–40 HRC arasında olan çeliklerdir.

%0.10 ve daha fazla karbon içeren çeliklerin hızlı soğutulmuş kaynak birleştirmeleri, kaynak bölgesinin ana metalden daha sert olması nedeniyle soğuk şekillendirme sırasında kırılmalar

oluşturabilir. Kaynaklı birleştirme soğuk şekillendirmeye maruz kalacağından çeliğin karbon içeriği düşük olmalıdır. %0.8'den fazla karbon içeriği ince levhaların direnç nokta kaynağında sertliğin gelişmesi için yeterlidir. Nokta kaynak sertliği, bazı kritik uygulamalar dışında bu çelikler için önemli bir problem değildir.

Çelik yapımında deoksidasyon uygulaması, düşük karbon çeliklerinde kaynak metal sağlamlığını etkileyebilir. Çemberli (rimmed) ve kapatma (capped) düşük alaşımlı çelikler oksijeni giderilmiştir. Bu tür çelikler oksijen giderici olmadan tekrar ergitilirse, çelik içindeki karbon ve oksijen reaksiyona girerek, kaynak yapısında poroziteye neden olabilecek karbon monoksit oluşturur. Gazın ergiyik metalden kaçması için az bir zaman kalması nedeniyle yüksek kaynak hızlarında görülür. Bu çeliklerin kaynağında görülen porozite, ergiyik metal havuzundaki oksijenin temizlenmesi için dolgu metaline etkili oksit gidericilerin ilavesi ile (örn; alüminyum, mangan ya da silikon) minimize edilebilir.

Yüksek miktarda oksit giderici içerdiği için TIG, plazma ark kaynağı ya da MIG ile E70S-2 dolgu metali kullanılmalıdır. Örtülü elektrotla ark kaynağında örtülü elektrot yüksek miktarda oksit giderici içerdiğinden bu tür çeliklerin kaynağında kullanılabilir. Toz altı kaynağında, yüksek kaynak hızları kullanılmadığı sürece, kaynak sağlamlığının sağlanması için etkili oksit giderici içeren elektrot ve cüruf kombinasyonları seçilmelidir. Kaynak metalinin sağlamlığı iyi kaynak uygulamaları ile bir problem teşkil etmez [6].

Yumuşak Çelik

Ağırlıkça %0.15–0.30 arasında karbon içeren çeliklerdir. %1 mangan ve %0.20'den fazla olmayan karbon içeriği ısıdan etkilenmiş bölgede çatlaklar ve dayanımda azalma görülmez. Bunun gibi çelikler ön ısıtma, kaynak sonrası ısıtma, kalınlığı 25.4mm'den az olan birleştirmelerde istenilen özel kaynak proseslerine ihtiyaç olmadan kaynatılabilir.

Karbon ve mangan içeriği %0.30-%1.40'a yükseldiğinde, kaynak kabiliyeti değişmez ancak sertlik ve dayanımın artması nedeniyle hidrojen çatlağı riski olur. Düşük hidrojen prosesiyle kaynak önerilir. Birleştirme kalınlığı 25.4mm'den fazla ve birleştirme sınırı yüksek kaynaklarda ısıtma ve pasolar arasında geçiş sıcaklıkları gerekli olabilir.

Bazı yumuşak çelikler, dayanım ve yüksek sertlik özelliklerini sağlamak için normalize edilmiş ya da su verilmiş ve temperlenmiş şartlarda temin edilebilir. Gerilim dayanımı karbon- mangan içeriği ve ısıtma işlem şartlarına bağlı olarak 448-689Mpa değerlerinde olabilir.

Normal prosedürler örtülü elektrotla ark kaynağı, tozaltı kaynağı ve MIG-MAG ile

uygulanabilir. Su verilmiş ve temperlenmiş mikro yapıya benzer bir yapı oluştururlar. Karbon içeriği %0.20 ile sınırlı olursa, normal olarak kaynak bölgesinde çatlak ya da dayanımda azalma sorunu görülmez. Düşük ısı girişi nedeniyle çok hızlı soğumanın gerçekleşmesi durumunda bile geçerlidir. Aslında ısıdan etkilenmiş bölgedeki hızlı soğuma tercih bile edilebilir. Yüksek ısı girişi ya da yüksek sıcaklıklarla ön ısıtma ve pasolar arası ısıtma yavaş soğumaya neden olur buda tane boyutunun büyümesine ve ısıdan etkilenmiş bölgede kaba perlite neden olur. Bu tür mikro yapı ise düşük sertlik ve dayanıma neden olur [6].

Prosedür ya da prosesler, ısıdan etkilenmiş bölge uzun süreli ısıtmaya, yüksek sıcaklığa ve yavaş soğutmaya (örn: elektrocuruf kaynağı) maruz kalırsa ısıdan etkilenmiş bölgedeki dayanım ve sertlik kaynak sonrası ısıl işlemle (örn; normalizasyon ya da temperleme) yeniden kazanılır. Kaynağın ısıl işlemi ekonomik ve pratik değildir. Kaynak bölgesinin soğuma derecesinin yeterli dayanım ve sertlikteki mikro yapının eldesi için kâfi şekilde çabuk olmalıdır.

Genellikle ısıl işlem görmüş yumuşak çeliklere ön ısıtmaya gerek kalmadan ark kaynağı uygulanabilir. Ancak metal sıcaklığı 10°C 'nin altında ise ön ısıtma uygulanmalıdır. Ön ısıtma yaklaşık 38°C 'de olmalı ve parça kalınlığı 24.5mm'i geçtikçe sıcaklık yükseltilmelidir.

Seyreltme, seçilmiş metalin belirlenmiş kaynak mekanik özelliklerinin sağlaması için dolgu metali seçiminde göz önünde bulundurulmalıdır. AWS A5 standardı ile belirlenmiş kaynak metali mekanik özellikleri seyreltilmemiş kaynak metali içindir. Gerçek uygulamalarda kaynak metalinin mekanik özellikleri seyreltme nedeniyle belirlenmiş bu değerlerden farklı olabilir.

Isıl işlem görmüş yumuşak metallerin mekanik özellik gerekliliklerinin karşılanması için düşük alaşımlı çelik dolgu metaline ihtiyaç duyulabilir. Buna rağmen kaynak metalinin dayanımı ana metalinkinden çok daha fazla olmamalıdır. Oda sıcaklığında deformasyona maruz kaldığında yüksek dayanımlı kaynak metali daha hafif olan ısıdan etkilenmiş bölgede zorlayabilir. Bu şartlar altında ısı tesiri altındaki bölgede erken kırılma meydana gelebilir.

Alın birleştirmelerinde (Butt joint) dolgu metali ana metal ile aynı dayanımı sağlayacak şekilde seçilmelidir [6].

Orta Karbonlu Çelikler

Karbon içerikleri %0.30 ile 0.5 arasında olup kaynak kabiliyetleri bariz bir biçimde değişir. Yaklaşık %0.30 karbon ve buna orantılı derecede düşük mangan yüzdesine sahip çelik iyi

kaynak kabiliyetine sahiptir. Çeliğin karbon yüzdesi arttıkça, kaynak prosedürü ısıdan etkilenmiş bölgede yüksek oranda sert martensit oluşumunu önleyecek şekilde dizayn edilmelidir. Ağırlıkça %0.5 oranında karbon içerirse genellikle yumuşak çelik için kullanılan prosedür uygulanır ve ısıdan etkilenmiş bölgenin sert olma olasılığı, düşük tokluk, soğuk (hidrojen) çatlak riski bulunur [6].

Birçok uygulamada, kaynak metali ve ısıdan etkilenmiş bölgenin soğuma oranı kontrolü için orta karbonlu çeliklere kaynak öncesinde ön ısıtma uygulanmalıdır. Böylece martensit oluşumu da kontrol edilmiş olur. Uygun ön ısıtma sıcaklığı çeliğin karbon eşdeğerliğine, birleştirme kalınlığına ve kaynak prosesine bağlıdır. Genellikle ön ısıtma gerekliliği daha yüksek karbon eşdeğerliliği, daha yüksek birleştirme kalınlığı ya da arktaki hidrojen artışı ile artar. Çeliğin karbon eşdeğeri %0.45–0.60 arasında ise, ön ısıtma sıcaklığı yaklaşık 95–100°C arasında önerilir. Pasolar arası geçiş sıcaklığı ön ısıtma sıcaklığı ile aynı olmalıdır.

Gerilim giderme ısı işlemi kaynaktan hemen sonra önerilir. Eğer mümkünse, kaynak hattı çevre sıcaklığında orta soğutma olmadan gerilim giderme sıcaklığına ısıtılmalıdır. Bu ön ısıtma fırını kullanılarak yapılabilir. Gerilim gidermeyi takiben oda sıcaklığında yavaş soğuma, ısıl gerilimin başlamasını önlemek için önerilir.

Gerilim gidermenin hemen uygulanmasının mümkün olmadığı durumlarda, kaynak hattı 5–7 min/mm bağlantı kalınlığı için belirlenmiş ön ısıtma sıcaklığında tutulmalıdır. Bu prosedür kullanım sırasındaki çatlama olasılığını azaltır ve kaynak bölgesinden hidrojen difüzyonunu iletir.

Düşük hidrojen kaynak prosedürü bu çelikler için zorunludur. Karbon içeriği arttıkça, ark kaynağında dolgu metali seçimi daha çok kritikleşir. %0.5 karbon içeren çelikten seyreltme ile karbon toplanması genellikle yüksek kaynak metali sertliği, çatlama hassasiyeti ve kırılganlık ile sonuçlanır. Kaynak dikişinde küçük birikmeler veya yüzeysel penetrasyon sağlayan kaynak proseslerini kullanarak seyreltme azaltılabilir. Seyreltme için ana metal ve sert dönüşüm ürünlerinin bulunduğu ergime bölgesinden karbon toplanır. Çok pasolu geçişlerin ilk bir kaç çizgisinde seyreltmeyi sınırlamak için düşük ısı girişi önerilir. Yüksek ısı girişi tam birleştirilmelerde kullanılabilir.

Orta karbonlu çelikler büyük ölçüde makine ve takımlarda kullanılır. Genellikle bu çelikler yüksek sertlik yerine yorulma dirençleri nedeniyle tercih edilir. Kaynak prosedüründe çok pasolu ya da geniş V-ağız kullanmak gibi değişiklikler soğuma oranını ve kaynak çatlağı olasılığını azaltır [6].

Yüksek Karbonlu Çelikler

Genellikle %0.6'dan fazla karbon içerir ve yüksek elastikiyet sınırı gösterir. Bu çelikler, hem ısıdan etkilenen bölge hem de ana metalde yüksek sertlik ve çatlama hassasiyetine sahiptir. Ark kaynağı için düşük hidrojen kaynak prosedürü uygulanmalıdır. Ön ısıtma ve pasolar arası ısıtma 204°C'dir, kaynak metali ve ısıdan etkilenmiş bölgedeki yüksek karbon martensit, kırılmaların oluşmasını geciktirmek için yükseltilir. Özellikle kalın parçaların kaynağında kaynak sonrası gerilim giderme önerilir. Gerilim giderme prosedürü orta karbonlu çeliklerdeki gibidir.

Uygun dolgu metalinin seçimi çeliğin karbon içeriğine, kaynak dizaynına ve servis şartlarına bağlıdır. Normalde, çelik dolgu malzemeleri yüksek karbon içermezler. Ancak düşük alaşımlı çelik dolgu metalleri birçok uygulama için uygundur. E309, E312 ya da EniCeFe-3 gibi östenitik paslanmaz çelik ve nikel alaşımlı dolgu metalleri kullanılabilir. Kaynak sonrası ısıtma işlemde seyreltme etkisinin değeri tayin edilmelidir. Alaşımlı çelik dolgu metali ile toplanan karbon kaynak metalinin serliğini önemli ölçüde artırır. Sonuç olarak kaynak prosesi seyreltmeyi minimize etmek için tasarlanmalıdır.

Yüksek karbon çelikler genellikle yüksek sertlik ve yüksek giydirme direncinin gerekli olduğu uygulamalarda kullanılır. Çelik tavlama koşullarında kaynak edilmeli ve sonrasında ısıtma işlemi tabii tutulmalıdır. Başarılı kaynak, spesifik kaynak prosedürlerinin her uygulama için geliştirilmesini gerektirir. Birleştirilecek parçaların kompozisyon, kalınlık ve şekilleri, proses ve sarf malzemelerin seçiminde göz önünde bulundurulmalıdır [6].

3.3.1.1 Örtülü elektrotla metal ark kaynağı

Karbon çeliklerinin çoğu, uygun kaynak prosedürleri uygulanırsa (gerektiğinde ön ısıtma gibi) örtülü elektrot ile kaynak edilebilir. Örtülü elektrotlar kaplamanın kimyasal kompozisyonları ve seyreltilmemiş kaynak metalinin mekanik özelliklerine göre sınıflandırılırlar. Karbon çelik örtülü elektrotlar minimum gerilim direnci 414-482 MPa olan E60XX ve E70XX olarak sınıflandırılmış kaynak metali için üretilmiştir.

Örtülü elektrot ark kaynağı kullanımında genel kurallardan biri ana metal mukavemeti ile kaynak metalin hemen hemen uyulması gerektiğidir. Bu temelde E60XX özellikleri düşük karbonlu ve yumuşak çeliklerin kaynağı için uygundur. E60XX örtülü elektrotları düşük hidrojen örtüleri ile üretilmezler, bu nedenle hidrojen çatlama hassasiyet gösteren çeliklerde kullanılmamalıdır.

E70XX örtülü elektrotları hem normal hem de düşük hidrojen örtüleri ile üretilir. Yüksek dayanıklı kaynaklar ya da düşük hidrojen kaynak şartların ya da gerektiğinde her ikisi içinde kullanılabilir. Düşük hidrojen tiplerinin kullanımında ve depolama şartlarında örtünün nem kapması önlenmelidir [6].

Düşük alaşımlı çelik elektrotlar, E70XX-X'den E120XX-X'e kadar olan tipler minimum 482-827Mpa gerilim direncine sahip kaynak metallerinin üretimi için tasarlanmıştır. Bu elektrotlar hem normal hem de düşük hidrojen örtüleri ile üretilmesi için dizayn edilmiştir. Kaynak metalinde biriken karbon elektrot tipine bağlı olarak %0.15'den daha az olur. Düşük hidrojen elektrotlar orta ve yüksek karbonlu çeliklerin gerilim dirençlerinin uyuşması için seçilebilir.

3.3.1.2 Koruyucu Gaz Ark Kaynağı

Karbon ve düşük alaşımlı çelikler çıplak elektrotlar ve kaynak çubukları MIG-MAG, TIG ve plazma ark kaynak uygulamaları için kullanılır. Elektrotlar kimyasal kompozisyonları ve seyreltilmemiş kaynak metalinin mekanik özelliklerine göre sınıflandırılmıştır. Minimum gerilme direnci 483–827 MPa oranındadır. Çıplak elektrot seçiminde örtülü elektrot da göz önüne alınan aynı faktörler etkilidir.

Karbon çeliklerinin metal koruyucu gaz kaynağında kullanılan koruyucu gaz, karbondioksit, argon-karbondioksit karışımları ve argon oksijen karışımlarıdır. Gaz karışımının seçimi elektrot kompozisyonu ve istenilen metal transfer tipine (sprey, globular, kısa devre) bağlıdır. Genellikle, düşük karbonlu ve yumuşak çelikler için koruyucu gaz olarak karbondioksit uygundur. Düşük alaşımlı çelik elektrotla kaynak edilen tüm karbon çelikleri için argon-oksijen ya da argon-karbondioksit karışımları uygundur. Bu gaz karışımlarından birinin kullanımında her zaman olmamakla birlikte kaynak metal tokluğu ıslah edilebilir [6].

Argon koruyucu gazı genellikle TIG ve plazma ark kaynağında kullanılır. Bununla birlikte helyum-argon karışımları da daha derin penetrasyon için uygulanabilir [2].

Dolgu metali veya koruyucu gaz kirlenmişse, metal koruyucu gaz kaynağı proseslerinin düşük hidrojen karakteristiklerinden yoksun olacaktır. Dolgu metali toz, nem, yağ, gres ya da diğer hidrojen içeren malzemelerle kirlenmiş olabilir. Bundan dolayı, temizlik, paketlenme, nem önleme ve depolama hidrojen kırılabilirliğini önlemek için önemlidir.

Sadece düşük çığırılma noktasına sahip koruyucu gaz kullanılmalıdır. Tüm koruyucu gaz metal ark kaynak elektrotları daha önce örtülü elektronlarda belirtilen ile aynı hidrojen difüzyon limitini karşılar [6].

3.3.1.3 Flaks özlü ark kaynağı

Flaks özlü ark kaynak elektrotları çelik tüp etrafında cüruf özü içeriği ve bazen alaşım elemanlarını içerir. Ne karbon çeliği nede düşük alaşımlı çelik kaynağının çöktürülmesi için tasarlanmıştır. Koruyucu olarak karbondioksit ya da argon-karbondioksit gaz karışımları kullanılanları olduğu gibi bazıları da kendiliğinden koruyucudur [2].

Flaks özlü elektrotların örtülü elektrotlar için önceden belirlenmiş aynı hidrojen difüzyon limitlerinin karşılaması aynı hidrojen tayini ile tanımlanmıştır. En düşük hidrojen limitlerini karşılayan elektrotlar tüm sınıflar için uygun değildir. Özel kullanımlarının belirlenmesi için elektrot üreticisi ile temasa geçilmelidir. Flaks özlü elektrotlar sürekli rutubete maruz kaldıklarında nemi absorblayabilirler. Bu nem absorbasyonu, yüksek difuzedebilir hidrojen ya da porozite ile sonuçlanan kaynak metaline hidrojen girişini arttırabilir. Bu olay kullanılmamış teller bir gece ya da daha uzun süreli kullanılmayacak ise paketlerinde muhafaza edilmesiyle önlenabilir. Eğer tel uzun süreyle neme maruz kalmışsa, düşük hidrojen özelliklerine muhtemel zararları ve eski performansının nasıl geri kazanılacağıyla ilgili üreticisine danışılmalıdır.

Elektrotların operasyon özellikleri öz içeriği ve eğer kullanılacaksa koruyucu gaz ile değişir. Özellikle argonca zengin koruyucu karışımlar ve basit bir cüruf ile uygulanan koruyucu gazlı elektrotlar daha iyi çentik dayanımı verir. Buna rağmen kendiliğinden koruyucu elektrotlar birçok düşük karbonlu çelik ve yumuşak çelik uygulamalarında kaynak metalinin yeterli çentik dayanımına sahip olmasını sağlayabilir.

Karbon çelik flaks özlü ark kaynak elektrotları seyreltilmemiş kaynak metalinde minimum 414–483 MPa gerilim direnci sağlar. Bu düşük karbonlu ve yumuşak çelikler için uygundur. Orta ve yüksek karbonlu çelikler uygulama için yeterli sertliğe sahip olacaksa bu elektrotlarla kaynak edilebilir [6].

3.3.1.4 Tozaltı kaynağı

Tozaltı ark kaynağı, katı, özlü ya da granül flaks halinde elektrotla uygulanır. Flaks, arkı ve kaynak havuzunu atmosferden korur ve kaynağın mekanik ve kimyasal özelliklerini değiştirir. Karbon çeliği ve düşük alaşımlı çelik katı özlü elektrotları kimyasal kompozisyona göre sınıflandırılır. Metal özlü düşük alaşımlı çelik elektrotların sınıflandırılması uygun flaks kullanıldığında kaynak metalinde biriken kimyasal bileşime göredir [6].

Kaynak ve ısıtım işlem programı, kaynak metal mekanik özellikleri gerektirdiği dolgu metalinin özelliklerinden farklılık arz eden bazı belirli uygulamalarda gereklidir. Bazı durumlarda, kaynak metali mekanik özellikleri uygun testler ile belirlenmelidir. Kaynak metal özellikleri hem kaynak koşulları hem de sonrasındaki özel ısıtım işlem ile belirlenebilir [2].

Karbon çelik elektrot ve flaks kombinasyonları 414-483MPa olan minimum kaynak gerilim direncine ulaşmak için tasarlanmıştır. Bu kombinasyonlar düşük karbonlu ve yumuşak çelikler için olduğu kadar, kaynak birleştirmesinde yüksek dayanıma ihtiyaç olmadığı düşük alaşım çelikleri, yüksek karbonlu çelikler, orta karbonlu çelikler içinde önerilir. Düşük alaşımlı çelik elektrotlar ve flaks kombinasyonları alaşımlı çeliklerin benzer kombinasyonlarının kaynağında ya da servis şartlarının karşılanması için yüksek dayanım gerektiren orta ve yüksek karbonlu çeliklerin kaynağında önerilir. Daha öncede açıklandığı gibi düşük hidrojenli kaynak koşullarının sağlanması için flaks temiz ve kuru olması ve etkili derinlik için uygun koruyucu sağlanmalıdır. Tel ve flaks birlikte düşünülmelidir [6].

3.3.1.5 Elektrocüruf ve Elektrogaz kaynağı

Öncelikli olarak tek geçişli yatay oluk pozisyonları için kullanılır. Elektrocüruf kaynağı ısı direnci, ergimiş elektroda ergimiş cüruf havuz kullanılır. Bu proses genellikle 32-305mm kalınlıklarındaki çelik levhalar için kullanılır. Elektrogaz kaynağı, elektrodun tipine bağlı olarak MIG/MAG ya da flaks özlü ark kaynağının bir çeşididir. Bu yöntem en iyi 13mm kalınlıklarındaki levhaların kaynağı için uygundur.

Bu prosesler genellikle düşük karbonlu ve yumuşak çelikler için kullanılır ancak orta karbonlu çelikler içinde kullanılabilir. Genellikle kaynak sonrası işlemler gerektirir.

Elektrocüruf kaynağı için elektrot ve flaks sınıflandırması tozaltı kaynağındakine benzer. Belirli elektrot ve flaks kombinasyonu ve kaynak şartlarına bağlı olarak, hem katı hem de metal özlü elektrocüruf elektrotlar kaynak metalinin minimum gerilim direnci için üretilebilir. Birçok katı elektrot karbon-mangan çeliğinden oluşur. Metal özlü elektrotlar ise genellikle düşük alaşımlı çelik kaynak metalinde birikir.

Elektrocüruf kaynağı için kullanılan katı karbon çelik elektrotlar esasında MIG/MAG'da kullanımları gibidir. Flaks özlü elektrotlar özellikle düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynak metallerde kullanım için tasarlanmıştır. Kaynak karbondioksit, argon-karbondioksit karışımları ya da argon-oksijen karışımları ile uygulanabilir. Karbon çelik flaks özlü elektrotlar olarak sınıflandırılmış elektrotlar koruyucu gaz olmadan kullanılabilirler.

Kaynak metal çöktürülmesi için minimum gerilim direnç gereklilikleri elektrocuruf kaynağı için aynıdır [6].

3.3.1.6 Oksiasetilen kaynağı

Düşük karbonlu ve yumuşak çeliklerin çoğu oksiasetilen kaynağı ile rahatlıkla kaynak edilebilir ancak proses ark kaynağından çok daha yavaştır. Prosesin yavaş ısıtma özelliği çelikte geniş ölçüde ısınmaya neden olur. Ana metalin mekanik özellikleri ön ısıtma ya da soğuk işleme ile bozulabilir. Diğer taraftan soğutma oranı nispeten yavaş olmalıdır.

Oksiasetilen kaynağı flaksız olarak uygulanabilir. Bundan dolayı, kaynak metalinin atmosferden korunması bir cüruf ya da koruyucu gaz ile olmaz, sadece doğru orandaki oksijen-asetilen karışımının oluşturduğu yanıcı gazlar ile sağlanır. Kaynakla birleştirme, birçok uygulamada kabul edilemez süreksizlikler içerir ve kaynak metali mekanik özellikleri servis koşulları için yetersiz olabilir.

%0.35'den fazla karbon içeren karbon çeliği için oksiasetilen kaynağı bazı özel tedbirler gerektirir. Isıdan etkilenen bölgede soğuma oranının geciktirilmesi için torç ya da başka bir ısı kaynağı ile ön ısıtma önerilir. Bazı durumlarda ısıdan etkilenen bölgedeki ince tane boyutu ve tokluğun artırılması için kaynak sonrası ısıtma işlemi gerekli olabilir.

Karbon ve düşük alaşımlı çeliklerin oksiasetilen kaynağı için çelik kaynak çubukları kullanılmaktadır. Düşük alaşımlı çeliklerin genel kaynak uygulamaları için R45 tipi kaynak çubukları önerilir. Çeliğin 345-448 MPa gerilim direncine sahip olması istenilen uygulamalarda R60 tipi kaynak çubuğu kullanılabilir. Hem karbon çeliği hem de düşük alaşımlı çelikler için R65 tipi kaynak çubukları en iyi sonucu verir. Karbon çelikleri ve düşük alaşımlı çeliklerin TIG kaynağı için tasarlanmış kaynak çubukları aynı zamanda oksiasetilen kaynakları içinde kullanılabilir. Eğer özel çelikler için uygun bir kaynak çubuğu bulunamıyorsa çelikten kesilen ince bir parça dolgu metali olarak kullanılabilir [3].

3.3.1.7 Direnç Kaynağı

Karbon çelikler, tüm direnç kaynak prosesleri (örn; nokta kaynağı (spot), dikiş kaynağı (seam), kabartılı direnç kaynağı (projection), yakma alın kaynağı (flash), yığma kaynağı (upset) ve yüksek frekanslı kaynak) ile kaynaklı birleştirilebilirler. Bu proseslerin ısınma ve soğuma oranları ark kaynağı ile kıyaslandığında oldukça yüksektir. Bu proseslerin seçiminde çeliğin sertleştirilebilirliği ve soğuma oranının hesaba katılması gereklidir [6].

Kaynak ve ısıdan etkilenen bölge su soğutmalı bakır alaşımlı elektrotla su verilmiştir. Su

verme şiddeti, ısı iletim yolunun genişliği, elektrot temas alanının genişliği ve sürekliliğe bağlıdır. Su verme ince levhaların nokta, dikiş ve kabartılı kaynağında ve ince kesitli çubuk veya tel ile yakma alın ya da yığma kaynağında daha şiddetlidir. Kaynak ve ısıdan etkilenen bölgelerinin sertliği çok yüksek ise kaynak makinesiyle uygulanacak temperleme ya da kaynak sonrası ısıtma ile kabul edilebilir bir seviyeye çekilebilir. Bazı durumlarda kaynağın ısı işleminin başka ekipmanlarla yapılması daha uygun olabilir.

Düşük karbonlu çelikler düşük sertliklerinden dolayı tüm direnç kaynak yöntemleri ile birleştirilebilir. Kaynak genellikle yeterli şekillendirilebilme özelliğine sahiptir. Karbon içeriğinin %0.08'den fazla olduğunda ince levhaların nokta ve dikiş kaynakları nispeten yüksek sertliktedir. Düşük karbonlu çelik levhaların nokta direnç kaynaklarında önerilen program Çizelge 3.1'deki gibidir.

Çizelge 3.1 Düşük karbonlu çelik levhaların nokta direnç kaynak parametreleri [6].

Paylaşılan minimum gerilim direnci için ana metal gereilim direnci															
Kalınlık		Elektrod çapı ^a		Statik elektrod kuvveti		Kaynak zamanı, Çevrim ^b	Yaklaşık kaynak akımı, kA ^c	Yaklaşık külçe çapı		Minimum aralık ^e		Paylaşılan minimum gerilim direnci için ana metal gereilim direnci			
												70 ksi Altı (483 MPa)		70 ksi Üstü (483 MPa)	
in.	mm	in.	mm	lb	N	Çevrim ^b	kA ^c	in.	mm	in.	mm	lb	N	lb	N
0.010	0.25	0.13	3.30	200	890	4	4.0	0.10	2.54	0.25	6.4	130	578	180	801
0.021	0.53	0.19	4.82	300	1334	6	6.5	0.13	3.30	0.37	9.4	320	1423	440	1957
0.031	0.79	0.19	4.82	400	1779	8	8.0	0.16	4.06	0.50	12.7	570	2535	800	3559
0.040	1.02	0.25	6.35	500	2224	10	9.5	0.19	4.82	0.75	19.1	920	4092	1200	5338
0.050	1.27	0.25	6.35	650	2891	12	10.5	0.22	5.58	0.87	22.1	1350	6005	—	—
0.062	1.57	0.25	6.35	800	3559	14	12.0	0.25	6.35	1.00	25.4	1850	8229	—	—
0.078	1.98	0.31	7.87	1100	4893	17	14.0	0.29	7.36	1.25	31.8	2700	12 010	—	—
0.094	2.39	0.31	7.87	1300	5783	20	15.5	0.31	7.87	1.50	38.0	3450	15 346	—	—
0.109	2.77	0.38	9.65	1600	7117	23	17.5	0.32	8.12	1.62	41.2	4150	18 460	—	—
0.125	3.18	0.38	9.65	1800	8007	26	19.0	0.33	8.38	1.75	44.5	5000	22 241	—	—

a. Düz elektrod RWMA Grup A, Sınıf 2 bakır alaşım

b. Tekempülsyon, frekans 60 Hz

c. Tek faz ac makina

Yumuşak çelik ve orta karbonlu çeliklerin kaynak sıcaklığı ya da alt ısı çevrimden kontrollü soğutulması kaynak bölgesindeki aşırı sertliği ve buna bağlı çatlama ve kırılma önlemesi açısından önemlidir. Yumuşak çeliklerde birkaç çevrim düşük akım ile kaynak sonrası ısıtma kaynağında yüksek sertlikteki martensit oluşumunu önlemek için etkili bir yol olabilir. Orta karbonlu çeliklerin nokta kaynağında su verme ve sonrasında temperleme martensitin yumuşaması ve şekil değiştirilebilirliğin gelişmesini sağlayabilir. Uygun kaynak sonrası ısıtma değerleri, su verme-temper çevrimleri kaynak testleri ile elde edilmelidir [6].

Normal olarak yumuşak çelik ve orta karbonlu çelikler yakma alın kaynağı ile çatlama kaynağı ile kaynak edilebilirler. Ön ya da son ısıtma gerekli değildir fakat birinin ya da ikisinin uygulanması kaynaklı birleştirmenin şekil değiştirilebilirliğini artırabilir. İnce ve küçük kesitli

levhaların yakma alın kaynağında, kaynak makinesi ile son ısıtma kaynak sertliğinin kontrolü için uygulanabilir. Isıl işlem fırınları kaynak bölgesindeki metalurjik yapının homojenizasyonu ve gerekli mekanik özelliklerin sağlanması için alternatif olabilir.

Yüksek karbonlu çelikler yüksek sertliklerinden dolayı nadiren direnç kaynağı ile birleştirilir. Yumuşak çelik ve orta karbonlu çelikler için verilen prosedürler, bu çelik içinde kullanılabilir ancak yüksek sertliğin uygun hale getirilmesi için ıslah edilmesi gereklidir [6].

3.3.1.8 Elektron ve Lazer Işın Kaynağı

Düşük karbonlu çelikler elektron ve lazer ışın kaynağı ile kolaylıkla kaynak edilebilir. Çabuk ısınma ve soğuma oranı nedeniyle ark kaynağı ile kıyaslandığında kaynak bölgesi ve ısıdan etkilenmiş bölgesi küçük tane yapısına sahiptir. Ayrıca ısıdan etkilenen bölge oldukça dardır. Tamamen söndürülmüş çelik uygulama için tercih edilmelidir [6].

3.3.1.9 Sürtünme Kaynağı

Düşük karbonlu çelikler sürtünme kaynağı ile kolaylıkla kaynak edilebilir. Orta ve yüksek karbonlu çeliklerde sürtünme kaynağı ile kaynatılabilir ancak kaynak şartları dar bir aralıkta kontrol edilmelidir. Kaynağın yavaş soğuma oranına bağlı olarak ısınma zamanında uzun olmalıdır [6].

3.3.2 Yüksek Sertlik Düşük Alaşım Çeliklerinin Kaynağı;

Yüksek sertlik düşük alaşım (HSLA) çelikler, az miktarda alaşım ilavesi ile yüksek sertlik, daha iyi dayanım ve kaynak kabiliyeti, bazı durumlarda özel çevre koşullarına karşı yüksek korozyon direnci sağlamak için tasarlanmış orijinalinde karbon çeliklerdir [2].

Bu tür çelikler genellikle haddelenmiş ve normalize edilmiş olarak kullanılır. HSLA çelikler ince ferrit tane kombinasyonları, çökelme sertleşmesi ve temeli kuvvetlendirilerek sertleştirilmiştir. Temelden kuvvetlendirme, distilasyon düzeni ve ferrit alt taneleri etkileyerek oluşur. Alternatif sertlik mekanizması perlit, martensit ya da beynit gibi yüksek karbon ürünlerde olmaz. Düşük karbon içeriği birçok HSLA çelikte kaynak kabiliyetinin artmasına yardımcı olur.

Prensipte HSLA çeliklerine maksimum içeriği %0.10 olan niyobyum ve vanadyum ilavesi yapılır. Kalın kısımların ve yüksek sertliklerin olduğu bazı uygulamalarda nikel ya da molibden alaşım formülasyonunu tamamlamak için kullanılabilir. Eski çeliklere vanadyum ile hidrojen kombinasyonları ilave edilirdi. Ancak hidrojenin özellikle ısıdan etkilenmiş bölgede

tokluğa olan zararlı etkileri nedeniyle pratikte uygulanmamaktadır. Aslında modern çelikler genellikle artık hidrojeni toplaması için %0.025'e kadar titanyum içerir. Böylece ısıdan etkilenen bölgede ince tane ve bundan dolayı da yüksek tokluk sağlanır [6].

Eski çelikler genellikle ingot döküm olarak hem yarı öldürülmüş hem de tamamen öldürülmüş olarak kullanılırdı. Günümüzde ise sürekli döküm ile üretilen HSLA çelikleri tamamen öldürülmüş olarak kullanılır [2].

Akma gerilmesi arttıkça kaynak kabiliyeti azalır. Bu çeliğin kaynağı, karbon eşdeğeri aynı olan yalın karbonlu çelikler ile aynıdır. Bazen ön ısıtma gerekli olabilir ancak son ısıtma nerdeyse hiç gerekmez.

Ön ısıtma; ön ısıtma gerekliliği, HSLA çeliğin tipine, kalınlığına olduğu kadar kullanılacak kaynak yöntemi ve dolgu malzemesine de bağlıdır. HSLA çeliklerin kaynak başarısı hem ön ısıtmayı hem de hidrojen kontrolünde önemi gerektirir. Ön ısıtmanın faydası soğuma oranını kontrol altında tutarak ısıdan etkilenen bölgedeki martensit dönüşümünü önlemesi ya da azaltmasıdır. Ön ısıtma ayrıca kaynak gerilimini azaltır ve kaynaktan hidrojen uzaklaşmasına yardımcı olur [6].

3.3.2.1 Kaynak Prosesi

Yüksek sertlik düşük alaşımlı çelikler ark kaynak prosesleri ile birleştirilebilir. Örtülü elektrotla ark, gaz metal ark, flaks özlü ark ve tozaltı ark kaynağı en yaygın uygulananlarıdır. Düşük hidrojen uygulamaları, karbon eşdeğerliliği ya da kompozisyon parametre (Pcm) değerleri çatlamaya hassasiyeti gösterdiğinde tüm proseslerle kullanılmalıdır.

Elektrocuruf, elektrogaz ve çok telli toz altı kaynakları gibi yüksek ısı girişli kaynak prosesleri bu çeliklerin kaynağında kullanılabilir. Buna rağmen, kullanımındaki avantajı, gerekli olduğunda ısıdan etkilenen bölge ve kaynak metalinde çentik dayanım garantisidir.

Bu çelikler ayrıca nokta (spot), dikiş (seam), kabartılı (projection), yakma alın (flash), yığma (upset) direnç kaynakları ile birleştirilebilir. Yüksek sertliklerinden dolayı yüksek elektrod gücü gerekli olabilir. Ön ve son ısıtma ısıdan etkilenen bölge ve kaynak sertliğinin aşırı olmasını önleyebilir.

HSLA çeliklerin kaynağında kullanılacak prosesler aşağıdaki koşullara göre seçilir;

- Kaynak metalinin sertlik gerekliliği
- Çok pasolu kaynaklarda kaynak metal davranışı

- Tokluk gerekliliği
- Kaynak metali ve ısıdan etkilenen bölgedeki çatlama eğilimi [6].

3.3.3 Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler

Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler, kimyasal kompozisyona bağlı olarak yaklaşık 350-1000Mpa aralığındaki akma gerilmesi ile ısıtım şartlarını sağlar. İyi kaynak edilebilirlik için ana metalin karbon içeriğinin %0.22'den az tutulması gerekir. ısıdan etkilenen bölgede soğuma derecesini azalttığından ön ısıtmadan sakınılmalıdır. Eğer soğuma derecesi çok yavaş olursa, kaynak metaline yakın yeniden östenitleşmiş bölge düşük sertlik ve toklukta hem yüksek karbonlu martensit bölgelerle ferrite hem de kaba beynite dönüşebilir. Hafifletilmiş ön ısıtma ile özellikle kalın parçaların birleştirilmesinde çatlamlara karşı garantiye alınabilir. Son gerilim giderme ısıtım işlemi birçok su verilmiş ve temper çeliklerin kaynağında gevrek yapıyı önlemek için gerekli değildir [2].

Ark kaynak yöntemleri, koruyucu metal ark kaynağı (SMAW), tozaltı kaynağı (SAW), gaz metal ark kaynağı (GMAW), flaks özlü ark kaynağı (FCAW) ve tungsten ark kaynağı (GTAW) 689 MPa'a kadar gerilim dirençli su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan en yaygın yöntemlerdir. Servis sıcaklığındaki gerilim direnci ve dayanımı kritik olan yüksek gerilimli çelikler için kaynak prosesi dikkatlice değerlendirilmelidir. HY-130 gibi minimum gerilim direnci 689MPa olan kaynak metalinde, başarılı çentik dayanım seviyesine ulaşmak için GMAW ve GTAW en iyi kaynak yöntemleridir. Isı girişi kontrolü zorlaştığında, yüksek dayanım çeliklerinin manuel GTA kaynağında dikkatli çalışılmalıdır [6].

Ark kaynağında soğuma oranı genellikle normal koşullarda etkili derecede çabuktur böylece ısıdan etkilenen bölgesinin mekanik özellikleri etkilenmemiş ana metale yaklaşır. Temperleme ve su verme gibi kaynak sonrası ısıtım işlemleri genellikle önemli değildir.

Aşırı ısı girişi, su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin kaynak ile birleştirilmesinde sertlik ve dayanımın azalmasına neden olur. Bu alana ya ısıdan etkilenen bölge, ya kaynak metali ya da ikisinde birden olabilir. Isı girişinin aşırı yüksek olduğu kaynak proseslerinde (örn; elektrocuruf, elektrogaz) düşük soğuma oranı ile kaynakla birleştirmede kabul edilebilir mekanik özelliklerin sağlanması için kaynak sonrasında temperleme ya da su verme gerekli olabilir.

Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler aynı zamanda elektron veya lazer ışınlı kaynağı ile birleştirilebilir. Buradaki ısı girişi diğer kaynak yöntemlerine göre çok daha azdır [6].

3.3.4 Isıl işlem görebilir düşük alaşımlı çelikler,

Karbon içerikleri %0.25 ile %0.45 arasındadır. Bu tür çelikler yüksek sertlik için etkili karbon ve alaşım elemanı içerirler ve yüksek dayanım ve sertlik için ısıtıl işlem görebilirler. Bu tür çeliklerin yüksek sertliklerinden dolayı, kaynak yapısının sağlamlığını ve hidrojen çatlaklarını önlemek için ön ısıtma gereklidir. Ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklık kontrolü kaynak metali ve ısıdan etkilenen bölgedeki yüksek sertliği önlemek için önemlidir.

Temperleme sıcaklığı ve gerilim direnci arasındaki ilişki Çizelge 3.2’de verilmiştir. Temperleme sıcaklıkları, çeşitli uygulamalarda kaynak kalınlığı, çelik kompozisyonu, daha önceki işlemler ve temperleme metodu gibi şartlara bağlı olarak değişeceğinden tahmini değerlerdir.

Çizelge 3.2 Düşük alaşımlı çelikler için yaklaşık ısıtıl işlem koşulları [6].

Oda sıcaklığında gerilim dayanımı, ksi (MPa)										
Yaygın ismi	Östenitleşme sıcaklığı, °F(°C)	Su verme ortamı	100 (689)	120 to 140 (824 to 965)	140 to 160 (965 to 1103)	160 to 180 (1103 to 1241)	180 to 200 (1241 to 1378)	200 to 220 (1378 to 1516)	250 (1723)	300 (2068)
			Yaklaşık temper sıcaklığı , °F(°C)							
4037	1525-1575 (829-857)	Oil or water	1200 (649)	1100 (593)	925 (496)	—	—	—	—	—
4130	1550-1625 (843-885)	Oil or water	1250 (677)	1050 (566)	925 (496)	850 (454)	725 (385)	—	—	—
4136	1550-1625 (843-885)	Oil	—	1125 (607)	1025 (551)	900 (482)	800 (426)	—	—	—
4140	1525-1600 (829-871)	Oil	1300 (704)	1175 (635)	1075 (579)	950 (510)	850 (454)	725 (385)	—	—
4340	1475-1550 (801-843)	Oil	—	—	1175 (635)	1050 (566)	925 (496)	850 (454)	—	—
8630	1550-1625 (843-885)	Oil or water	1225 (622)	1050 (566)	925 (496)	850 (454)	725 (385)	—	—	—
8736	1525-1600 (829-871)	Oil	—	1125 (607)	1025 (551)	900 (427)	785 (418)	—	—	—
8740	1525-1600 (829-871)	Oil	—	1175 (635)	1075 (579)	950 (510)	850 (454)	725 (385)	—	—
D-6	1550-1650 (843-899)	Air or oil	—	—	—	—	—	1000 (538)	650 (343)	450 (232)

Dayanım ve sertlik testleri, kaynaktaki istenen özelliklerin değiştirilmesi için belirlenen temperleme sıcaklığı için yol gösterebilir. Düşük sıcaklıklar yüksek sertliği arttırdığı gibi dayanım ve sünekliliği azaltır.

Kükürt ve fosfor kontrolü özellikle yüksek derecede sertliğe sahip çelikler için son derece önemlidir. Elektrik fırınlarında yapılan çelikler için maksimum kükürt ve fosfor limiti %0.025 olmalıdır. Açık atmosfer ve basit oksijen fırınlarında yapılan çelikler içinse bu elementlerin limiti %0.035–0.040 olmalıdır.

Isıl işlem görebilir yüksek alaşımlı çeliklerde kükürt ve fosfor kontrolü birkaç sebep nedeniyle kritiktir. Öncelikle bu elementler %0.020’nin üzerinde çatlama hassasiyetinin artmasına neden olur. Aynı zamanda kükürt kaynak metalinde sıcak çatlama hassasiyetini artırır. Son olarak fosfor ise hem kaynak metali hem de ana metalde soğuk çatlama hassasiyetini artırır.

1378 MPa gibi yüksek dayanım için ısıtılacak olan HTLA çelikleri için kükürt ve fosfor her biri için limitinin %0.015 olması gerektiği belirlenmiştir. Diğer bir önemli hususta kaynağın son derece temiz olması ve vakumda ergitilmiş ana metal ve dolgu metali kullanımının gerekliliğidir. Çeliklerin kaynağa yatkınlığına, diğer bir deyimle kaynak kabiliyetine etki eden önemli faktörlerden bir tanesi de çeliğin edesindeki gaz giderme işlemidir [6].

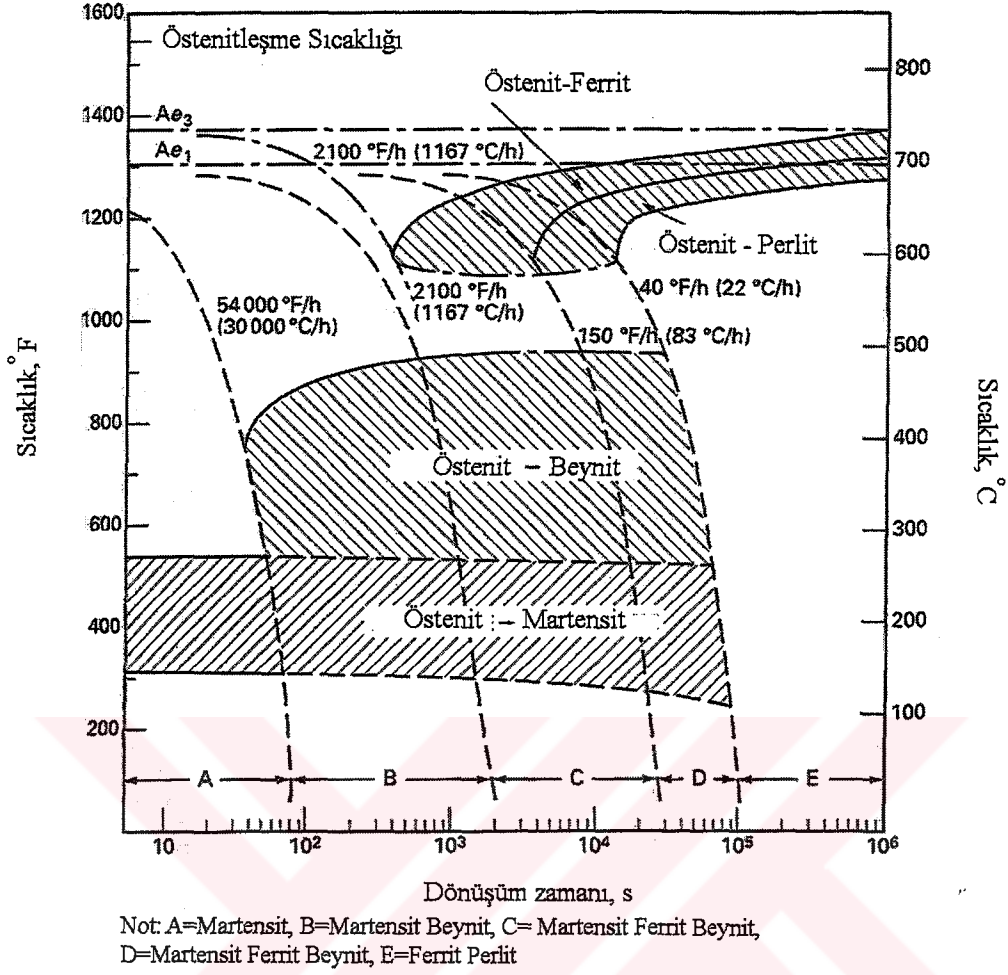
Kaynar dökülmüş çeliklerde segregasyon bölgesinde fosfor ve kükürt toplanmıştır ve ingotun haddelenmesi veya dövülmesi işlemleri de bu bölgeyi yok edemez, bu bölge saç veya profilin iç kısmında kalır.

Böyle bir çelik saç veya profil tüm kesinti boyunca kaynatıldığı zaman bu segregasyon bölgesinin de ergimesi sonucu S ve P kaynak banyosuna geçer, gözenek ve sıcak çatlakların oluşmasına neden olur. Bu tür çeliklerin tüm kesitleri boyunca kaynaklanmaması ve çekmeye çalışan, aşırı zorlanan parçaların bu tür çeliklerden yapılmaması önerilir. Bu tür çelikler daha ziyade bindirme kaynağı yapılmalı ve kaynak elektrotu da yeter derecede deoksidan element içermelidir.

HTLA çeliklerinin karbon ve alaşım kombinasyonu, hidrojen hassasiyetini arttıran malzeme neden olabilecek yüksek derecede martensit oluşturma için yeterlidir. Kaynak sırasında ısıdan ekilenmiş bölgede östenit dönüşümü gerçekleşir. Eğer östenitik ısıdan etkilenen bölgede dönüşüm sıcaklığının altında kalan bir hızda soğutulursa, martensit veya martensit-beynit kombinasyonuna dönüşür (Şekil 3.11) [6].

Soğutma sırasında artan iç gerilme, kaynak bölgesi ve ısıdan etkilenen bölgedeki zıtlıktan ve östenitin martensite dönüşümünde sert martensit nedeniyle çatlama meydana gelebilir. HTLA çeliklerin hidrojen hassasiyeti çok yüksektir. Bu nedenle kaynak prosesi ve prosedürleri kaynak sırasında martensit dönüşümü kadar hidrojen varlığını da minimize edecek şekilde seçilmelidir.

Katılaşmanın meydana geldiği yüksek sıcaklıklar nedeniyle oluşan segregasyonlar yüksek sıcaklık gerilimi ve sünekliği azaltır. Bu şartlarda metalin çekme payı katılaşma çatlaklarına neden olabilir. Aynı durum çelik döküm sırasında sıcak yırtılmalara da meydana getirebilir. Katılaşma çatlakları, çok pasolu kaynakların genellikle ilk pasolarında rastlanır [6].



Şekil 3.11 AISI 4340 çelik için sürekli soğuma dönüşüm diyagramı [6].

Martensit yerine beynitik yapının oluşumunu sağlamak için soğuma derecesi kontrol edilmelidir. Beynitik yapı daha sonradan ısıtma işlemi ile yapının orijinal mekanik özelliklerini elde edilmesini sağlar.

Çatlakları önlemek için minimum ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklık gerekliliği çeliğin karbon ve alaşım içeriği, ısıtma şartları, birleştirilecek parça kalınlığı ve kaynak sırasındaki hidrojen varlığına bağlıdır.

Proses ve prosedürler hidrojeni azaltacak ya da kalınlık ya da birleştirme dayanımlarını arttıracak düşük ön ısıtma kullanımına izin vermelidir. HTLA çelikleri için önerilen minimum ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklığı tabloda verilmiştir (Çizelge 3.3) [6].

Çizelge 3.3 Düşük alaşımlı çeliklere önerilen ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklıkları [2].

AISI Steel	Kalınlık	Minimum önısıtma, pasolar arası geçiş sıcaklığı
	mm	°C
4027	Up to 13	10
	15-26	66
	27-51	121
4037	Up to 13	38
	15-26	93
	27-51	149
4130, 5140	Up to 13	149
	15-26	204
	27-51	232
4135, 4140	Up to 13	177
	15-26	232
	27-51	260
4320, 5130	Up to 13	93
	15-26	149
	27-51	204
4340	Up to 51	288
8630	Up to 13	93
	15-26	121
	27-51	149
8640	Up to 13	93
	15-26	149
	27-51	177
8740	Up to 26	149
	27-51	204

* Sadece düşük hidrojen kaynak prosesinde

İdeal ön ısıtma sıcaklığı martensit başlangıç sıcaklığının (M_s) altında olan yaklaşık 28°C 'dir. Kaynak prosesi sonrasında bir süre bu sıcaklıkta tutulması kaynak yapısı ve ısıdan etkilenen bölgede beynit oluşturacaktır. Aynı zamanda çözünmüş hidrojenin bu bölgeden kaçışına izin verir.

288°C ve üstündeki ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklıkları, kaynaktaki oksit film oluşumu ve fiziksel rahatsızlıklar nedeniyle kaynakçı için çok zor çevre yaratır. Bu oksit film kaynaktaki kabul edilemez süreksizliklere neden olur. 204°C 'nin altında ön ısıtma yapılan kaynaklarda hidrojen içeriğinin çatlamları önlemek için son derece düşük tutulması gereklidir. Düşük alaşım ve yüksek karbon içeren bazı çelikler düşük hidrojen kaynak prosesi olsa bile yüksek ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklığı gerektirir.

M_s sıcaklığının altındaki ön ısıtmalar kullanıldığında bazı östenitler hemen sert martensite dönüşür. Sıcaklık M_f altına kadar düşürüldüğünde balans olacaktır. Marteniz dönüşümü hidrojen çatlağı riskini arttıracaktır. Bu nedenle, pasolar arası sıcaklık ön ısıtma sıcaklığının

altına düşürülmemelidir ve kaynak oda sıcaklığına soğutulmadan önce kaynak sonrası ısıtıl işlem uygulanmalıdır.

Örtülü elektrot, çıplak elektrot ve flaks özlü elektrotlar HTLA çeliklerin kaynağında kullanılabilir. Elektrot kompozisyonu ana metal ile örtüşmeli ancak düşük karbon içerikli olmalıdır. Karbon çelik ve düşük alaşımlı çelikler, paslanmaz çelik, nikel alaşımlı çelik dolgu metalleri düşük birleştirme dayanımına izin verilen yerlerde kullanılabilir. Düşük dayanımlı dolgu metalleri bazı uygulamalarda çatlama riskini azaltabilir. Birleştirme dayanımları elektrot seçimine, ana metal kalınlığı, birleştirme dizaynı, kaynak prosedürleri, seyrletmenin miktarı ve uniformluğuna ve kaynak metalinin son ısıtıl işlemine bağlıdır [6].

3.3.4.1 Ark Kaynağı

HTLA çeliklerinin ark kaynağı genellikle düşük ısı girişi ile uygulanır. Yüksek ısı girişi büyük tane boyutlu geniş ITAB bölgesi oluşumuna neden olur. Aynı zamanda kaynak bölgesi ve ITAB'de sıcak çatlakları artırır. Otomatik kaynak daha uniform yapı sağlar. Kaynakta kullanılacak tüm malzemeler temiz olmalıdır. Bu malzemeler ana metal, kaynak çubuğu ve elektrotu ve teçhizatı içerir. Örneğin, HTLA çelik kaynağında porozite ve metalik olmayan bileşimler kaynak hazırlama işleminde yüzey temizleme işleminden kalır [6].

Gaz Koruyucu Ark Kaynağı;

HTLA çelikler TIG (GTAW), MIG/MAG (GMAW) ve flaks özlü ark kaynağı (FCAW) ile kaynak edilebilirler. TIG, düşük hidrojen içerikli kaynaklarda ve ince yüksek gerilimli birleştirmelerde uygulanır. Ana metal ile benzer kompozisyondaki çıplak elektrot TIG ve MIG/MAG kaynağında dolgu metali olarak kullanılabilir. Dolgu metalinin düşük karbon, fosfor ve kükürt içeriği katılaşma çatlaklarını azaltmak ve şekillendirilebilirliği arttırmak için kullanılır. Bu proses kaynak metal kompozisyonunda iyi kontrolü sağlar. Argon, helyum ya da karışımları TIG kaynağında kullanılabilir. Argon-oksijen ya da argon-karbondiyoksit karışımları GMAW'da kullanılabilir.

Flaks özlü ark kaynağı için elektrot seçimi sınırlıdır. Düşük hidrojen kaplı elektrotlar ile kaynak yapılabilir. Genellikle argon-karbondiyoksit koruyucu gaz karışımları kullanılır. Genellikle elektrot 1.58mm ya da daha küçük çaplı olmalıdır [6].

Tozaltı Kaynağı;

Bazı düşük alaşımlı çelikler tozaltı kaynağı ile kaynatılabilir. Tozaltı prosedürünün en önemli parçası kaynak sonrasında ısıtıl işlem ile istenen gerilim direnci, dayanım, süneklilik ve çentik

dayanımı sağlayacak flaks ve dolgu metali seçimidir. Flaks, daha iyi mekanik özellikleri sağlayan nôtür ya da bazik curuf üretir. Biriktirilen telden karbon kaybı asidik flakslar için daha fazla ve bazik flakslar için daha az olsa da beklenecektir.

Tozaltı veya FCAW normal olarak yüksek birikme oranı istendiğinde kullanılır. Buna rağmen, kaynak metali genellikle kaynak metal birikintisinden daha düşük dayanımdadır [6].

Yakma Kaynağı

Bu prosedür orta karbonlu çelikteki uygulamasına oldukça benzer. Bazı durumlarda, kaynak akımı azdır ve yüksek elektrik direncini karşılamak için flaş zamanı uzun tutulur. Ön ısıtma ve son ısıtma havada sertleştirilen yakma kaynaklarındaki çatlamları önlemek için önerilebilir. Kaynak prosedürleri belirli çelikler için tespit edilmeli ve gerekli mekanik özelliklerin gözlenmesinden emin olmak için uygun testler belirlenmelidir [6].

Elektron ışın kaynağı

HTLA çelikleri elektron ışın kaynağı ile kolaylıkla birleştirilebilir. Bu proses ile diğer ark kaynaklarına göre derin, dar kaynaklar ile dar ısıdan etkilenen bölge ve düşük kaynak gerilimi sağlanabilir. Alaşım kompozisyonuna ve kalınlığa bağlı olarak ön ısıtma ile ya da oda sıcaklığında elektron ışın kaynağı yapılabilir.

Genellikle segregasyon ve kaynakta alt çatlamlara neden olan kolonumsu tane yapısı ile katılaşır. Bazı düşük alaşımlı çeliklerin elektron ışın kaynağındaki problemler titreşim ile önlenabilir [59].

3.3.5 Ön kaplanmış çelikler

İnce plaka ve çelik levhalar genellikle, oksidasyon ve korozyona karşı korunması için ön kaplanır. Kaplamada genellikle, alüminyum (aluminize), çinko (galvaniz) ve zengin çinko astar kullanılır [6].

3.3.5.1 Galvanizli Çelik

Galvanizli çelikler paslanmaya karşı çinko veya çinko alaşımları ile kaplanmıştır. Kaplama genellikle elktro galvaniz ve sıcak daldırma galvanizleme ile yapılır. Kaplanmamış parçaların daha kolay kaynatılması, ön hazırlık ihtiyacının az olması nedeniyle en genel galvanizli parçalar galvanizlenmeden önce kaynatılır.

Galvaniz için yapılar üretmek için kullanılan dolgu metali, ana metalin galvaniz kalitesine benzemelidir. Çemberli çelik için dolgu metalinin silikon içeriği %0.004'den az olmalıdır, böylece uniform galvaniz kaplama oluşturulabilir. Yüksek silikon içeriği kaynak metalin çinko ile reaksiyonunu arttırabilir, daha kalın ve pürüzlü kaplamaya neden olur [6].

3.3.5.2 Direnç Kaynağı

Birleştirilecek parça kalınlığı 5mm'den ince ve galvaniz kaplaması 300g/m²'den hafifse genellikle direnç kaynağı kullanılır. Kaplama 450g/m²'e kadar başarıyla kaynak edilebilir.

Galvanizli çelikler kaplaması ince olduğu sürece çinko kaplama gidermeden direnç kaynağı ile birleştirilebilir. Kaplama bozuklukları yeterlidir bu nedenle kaynak bölgesindeki kaplamanın sonradan toklaşması gerekli değildir. Galvaniz kalınlığı büyük olduğunda direnç kaynağı ile birleştirilmesi mümkün değildir [6].

3.3.5.3 Oksiyakıt Kaynağı

Genellikle bakır kaplı yumuşak çelik dolgu çubukları kullanılarak oksiyakıt gaz kaynağı ile birleştirilir. Kaynak hazırlığı kaplanmamış çelik hazırlığına benzer. Isıl yığılma nedeniyle çarpılmaların önlenmesi için bağlama tertibatı kullanılmalıdır. Yağ ve diğer kirliliklerin kaynak bölgesinden giderilmesi gereklidir. Açık alev kullanılabilir ve tip boyutu, aynı kalınlıkta kaplanmamış çelik için kullanılabilecek kalınlığa benzemelidir.

Oksiyakıt kaynağının düşük hareket hızı nedeniyle çinko kaplama buharlaşır ve kaynak bölgesinin her kısmında 6.4mm'lik alan tamamen giderilir. Bu korozyon direncindeki azalma ile değişebilir. Bu bölgenin altında 19mm'e kadar çinko kaplamada bozulma meydana gelebilir.

Galvanizi giderilmiş bu bölgenin minimize edilmesi ve kaynak sonrasında tamir gerekliliğinin azalması, torcun yüzeyden yüzeye hareketleri ile önlenabilir. Torç alev noktası kaynak yönünde ve kaynak çubuğu alev önünde olacak şekilde uygulanmalıdır [6].

3.3.5.4 Gaz tungsten Ark Kaynağı (TIG)

TIG kaynağı, çinko kaplama ilk giderilmiyorsa bu yöntemle kaynağı önerilmez. Çinko buharı elektrotu kirletir ve kararsız ark ve zayıf kaynak kalitesine neden olur. Çinko kaplama giderilmiş ise çıplak çelik bu yöntemle kaynak edilebilir [6].

3.3.5.5 Örtülü Elektrotla Ark Kaynağı

Çizelge 3.4 galvanizli çelik için SMAW kaynak koşullarını vermektedir. Bu koşullar açık kökün tam penetrasyon sağlayan durumların artışı ve sıvılaştıran çinkonun süzülmesine izin vermesi dışında kaplanmamış çeliğine benzer.

Kaplanmamış çeliklerde elektrot 70°'lik açıyla uygulanır. Kaplı çeliklerde ise bu açı 30°'dir. Büyük açılar etkili birleştirme penetrasyonunu sağlayamaması nedeniyle elektrod açısının değiştirilmesi gerekmiştir. Elektrotun ileriye ve geriye salınımlarıyla birleştirme penetrasyonu geliştirilebilir. Bu işlem kaplanmamış çeliğin hareket hızıyla karşılaştırıldığında %40 oranında azalmayla sonuçlanır. Buda daha akışkan cüruf ve daha fazla sıçramaya neden olur.

Alın birleştirmelerinde uygulanan temel birleştirme tekniği, yavaş hareket hızıyla birlikte elektrotun salınım uygulamasıdır [6].

Çizelge 3.4 Rutil elektrot ile galvanizli çeliğin alın birleştirmesinde örtülü elektrot ark kaynak koşulları [6].

Levha Kalınlığı	Elektrod boyutu	Kaynak pozisyonu	Kök Açıklığı	Tipik kaynak Akımı, ac
mm	mm		mm	A
6.4	2.5	Flat	2.5	73-89
6.4	2.5	Vertical up	1.6	73-83
6.4	2.5	Horizontal	2.5	70-83
6.4	3.25	Horizontal	1.6	109
6.4	2.5	Overhead	2.5	89
12.7	3.25	Flat	2.5	95-109
12.7	3.25	Vertical up	2.5	83-95
12.7	4	Vertical up	2.5	101-117
12.7	3.25	Horizontal	1.6	117
12.7	2.5	Overhead	2.5	89

3.3.5.6 Flaks Özlü Ark Kaynağı

Genel galvanizli çelikler flaks özlü ark kaynağı ile kaynatılmış olabilir. Bu elektrot üreticileri karbondioksit muhafazalı kadar gazsız uygulamalar içinde cüruf sistemleri geliştirmişlerdir.

Kendinden korumalı elektrotlar yassı metal üretiminde düşük penetrasyon ve yüksek taşıma hızlarına ulaşmaları mümkün olduğu için tercih edilir. Bu elektrotlardaki magnezyum kaynak metalinin çatlama hızını arttırdığı görüldüğü için galvanizli levhalar için magnezyum içermeyen özel formüller geliştirilmiştir.

3.3.5.7 Tozaltı Kaynağı

Galvanizli levhaların alın ve T birleştirmeleri için tozaltı ark kaynağı (SAW) kullanılır. Alın birleşmeler, 6.35mm'den daha ince galvanizli levhaların birleştirilmesinde alın kaynak metodu kullanılır. Kaplanmamış elik için yapılan kēe hazırlıklarının aynısı yapılır. Bununla birlikte poroziteyi engellemek için bazı durumlarda hızı azaltmak yardımcı olur. Eğer kēeler galvanizlendikten sonra kaynak için hazırlanmışsa kaplanmamış elik için kullanılan kaynak koşulları 12.7-25.4mm galvanizli levhalardaki kaynak seslerini üretecektir. Bu kapalı (kēkē açık olmayan) kare oluklu alın birleştirmeler ve ağır çinko kaplamalı levha yēezleri içinde kullanılır.

Levha kenarları galvanizli ise 70°V oluk ile 6.35mm kēk buharlaşmış çinkonun uçmasını kolaylaştırır ve minimum porozite üretir. Bu kenar hazırlama 12.7mm'den daha ince levhalardaki alın birleştirmelerinde de uygundur.

Kare oyuk alın birleştirme ile galvanizli kēeler başarılı bir şekilde kaynak yapılır, ancak kaynak sesi hıza ve çinko kaplama kalınlığına ki özellikle kenarlarda değişken olabilir, bağlıdır.

Porozite hız ve çinko kaplamanın ağırlığına bağlı olarak azalabilir ve ya elimine edilebilir. Levhaları kaynak sonrasında ayırıp destekleyerek çinko buharının hem alttan hem de üstten çıkması sağlanabilir.

Galvanizli eliklerin tozaltı ark kaynağında bazen az przlē yēezler elde edilebilir ki bu da kaplanmamış çeliklerle karşılaştırılırsa daha zor curuf çıkışına neden olur.

Tozaltı ark kaynağı ile galvanizli çelikte birleştirmeler için genel tavsiyeler aşağıda listelenmiştir;

- **Kare oyuk kaynakları:** kaplanmamış kenarlar için oksijen kesimi kullanılan ya da eğer mümkün ise makinelenmiş kenarlar kaplanmamış kenarlar gibi kaynağı kolaylaştırdıkları, güzel görünüş, iyi bir ses ve kola curuf atımı sağladıkları için kullanılır. Galvanizli kenarlar için hareket hızını azaltmak tavsiye edilmektedir. 3.2mm'ye kadar kēk açıklığı kullanılır ve levhaları sırasından ayrılığı desteklemek gerekmektedir. Ağır kaplamalar için akım arttırarak çinkoyu yakmak ve komple penetrasyon sağlamak gereklidir.
- **V oluk kaynakları:** Eğer mümkünse kaplamasız kenarlar için oksijen kesimi kullanılmalı ya da makinelenmiş kenarlar kaynağında daha kolay yapılmasını, iyi bit görünüş ve kolay curuf çıkarmayı sağlar. Galvanizli kenarlar için 70° açılı kenar hazırlıkları kullanılmalıdır.

- **Sivri oyuk kaynaklar:** Kaplamasız kenarlar için oksijen kesimi kullanılmalı ya da eğer mümkünse makineleşmiş kenar kaynağı kaplamasız çelik gibi kolay olduğu için kullanılmalıdır. Galvanizli kenarlar için kök açmayı arttıran hızı azaltan özellikle ağır kaplamalı levhalar için çinkoyu yakan durumlar içermelidir.

T birleşmeler, tozaltı ikiz kaynağı, T birleşmenin her iki tarafına da aynı anda yapıldığı, kaynak ısısının bir tarafa yaklaşık 23cm diğer tarafın ısısının arkasında olduğu galvanizli çeliklerde kullanılabilir. Hareket hızının yavaş olmasıyla birlikte porozitesiz yüzeyler elde edilebilir. Maksimum hız çinko kaplama kalınlığı bir kenar ise arttırılabilir. Levhalar arasında 1.6mm'lik bir kök açıklığı varsa bu durumda buharlaşan çinkonun uçmasına neden olur ve buda hızlı çalışmayı sağlar [6].

3.3.5.8 Saplama Kaynağı

Ark saplama kaynağı saplamaları veya diğer uygun şekilli parçaları metal yüzeylere birbiri arkasına ekleme metodudur. Saplama manüel olarak kontrol edilen bir tabancanın içindedir. Levha yüzeyi ile saplamanın ucu arasında bir ark oluşur. 0.1–0.8 arasında otomatik olarak kesilir ve fırlama basıncının etkisi ile saplama yapışacağı yüzeydeki erimiş havuza itilir. Bu şekilde tüm enine kesitli alandaki saplama yüzeye kaynamış olur [6].

4. YÜKSEK ALAŞIMLI ÇELİKLER

Yüksek alaşımlı çelikler %10 veya daha fazla alaşım elementi içerir. Alaşım elementi çeliklerin özelliklerinin geliştirilmesi için ilave edilir. Saf karbon çeliğinin gerilim direnci karbon içeriğindeki artış ile gelişir. Saf yüksek karbonlu çelikler sığ sertlik ve düşük kaynak kabiliyetine sahiptir. Dayanım ve süneklikleri birçok yapı için yetersizdir. Buna rağmen birçok yüksek dayanımlı karbon çeliği temperlenmiş ve su verilmiş şartlarda kullanılır [7].

Mangan çelik yapılarda en eskiden beri kullanılan alaşım elementiydi. Mangan ilavesi çeliklerin çentik dayanımını önemli ölçüde artırır. Düşük karbon içeriği ve güçlü karbit oluşturuşu element ilavesi gerilim ve dayanımda güçlü bir kombinasyon verir. Sonrasında metalik olmayan içeriklerin alaşımlı çeliğin dayanım ve kaynak kabiliyetini etkilediği bulundu. Özel ergitme teknikleriyle bu içeriklerin miktar ve çeşitlerin azaltılması mekanik özellikleri geliştirir [2, 7].

Alaşım ilavesi çeliğin transfer karakteristiğini geliştirir diğeri bir değışle dayanım ve mukavemetini artırır. Proses sonrası ısıt işlemler ya da sıcak şekillendirme sırasında çeşitli hadde formları (çubuk, levha vb) prosesi kontrolü ile daha ileri gelişmeler sağlanabilir. Alaşımın doğru kombinasyonu, tane inceltme, proses ve ısıt işlemler orta kalite, düşük artık gerilme, yüksek dayanım alaşımlı çelikler sağlayabilir.

Diğeri intermetalik bileşenler ve çökeltilerin yakınında ince karbitler yüksek alaşımlı çeliklerin yüksek dayanımları için önemli rol oynar. %0.45 kadar karbon her zaman çeliğin içinde bulunur, bu karbon, varsa molibden, krom, vanadyum, niyobyum gibi elementleriyle birlikte değışik karbit formlarında bulunur. Partikül büyüklüğü, ergimiş partiküller, yeniden çökelme ve tane sınırları büyümesinin sınırlandırılması karbit varlığı ile ilgilidir. Bu tür olaylar kaynak sırasındaki ısıt çevrim sırasında meydana gelir. Partikül boyutu ve dağılımı, çökeltilerin termodinamik özellikleri ve kaynak sırasındaki gerçek bölgesel ısınmaya bağlıdır.

Yüksek alaşımlı çelikler genellikle belirli seviyede emprüte elemanı olduğunda kırılma hassastırlar. Bazı elementler katılaşması sırasında segregasyona neden olur. Kırılma genellikle emprüte elemanlarının yoğunlaşmasına meyilli birincil östenit tane sınırlarında meydana gelir. Çelik temperlenme sonrasında 565–370°C civarlarında soğutulur veya bekletilirse temper kırılma gerçeğleşebilir. Özel oksit gidericiler ve tane inceltme teknikleri, kükürt ve fosfor gibi istenmeyen artık elemanların seviyesini azaltılmada kullanılır. Katkıların ve emprütelerin çok düşük seviyelere azaltılmasında (genellikle %0.01'den az) çelik ergitme ve tane inceltme teknikleri olan vakum, indüksiyon ergitme, vakum ark ergitme, argonla karıştırma, vakumla

gaz giderme, elektrocuruf yeniden ergitme, vakum ark ergitme ve nadir toprak işlem kombinasyonları kullanılabilir. Bu uygulamalar ısı tesiri altındaki bölge özelliklerin geliştirilmesi sırasında yüksek sertlikte makul dayanım ve süneklilik sağlar. Birçok alaşımlı çelik, uygun süneklilik ile 1380 MPa'ı aşan gerilim direncinin sağlanması için ısı işleme tabi tutulabilir [2].

Yüksek dayanımlı çeliklerin yapı uygulamaları için geliştirilmesinde en önemli kriter kullanım sıcaklığında iyi kırılma dayanımıdır. Diğer bir kriter ise nerdeyse uniform izotropik mekanik özelliklere sahip olmasıdır. En yaygın olarak kullanılan yüksek alaşımlı çeliklerden üçü nikel-kobalt alaşımları, maraging çelikleri ve östenitik mangan çeliklerdir [2, 7].

4.1 Nikel-Kobalt Çelikler

Bu tür çelikler yüksek sertlik ve yüksek kırılma dayanım kombinasyonlarının sağlanması için geliştirilmiştir. %12-8 nikel, %14-4 kobalt ve düşük miktarlarda krom ve molibden içerirler.

Martenizik mikro yapıya sahiptirler. Nikel, iyi tokluk, yüksek dayanım ve sertlik sağlar. Kobalt ise genellikle östenit-martensit dönüşüm sıcaklığı (M_s) yükseltir ve bundan dolayı da su vermenin ardından artık östenit miktarını sınırlar.

Krom ve molibden, iki karbit oluşturuucu elementtir ve nikel-kobalt alaşımlarının sertliklerini ve dayanımlarını artırmak için ilave edilir ancak aynı zamanda kırılmalığa katkıda bulunur. Silikon ve diğer artık elementler dayanımı optimum değerde tutar.

Bu çeliklerin özmenevişlenmiş martensit oluşumu için M_s sıcaklığı oda sıcaklığında soğutulan çelikler kadar yüksektir. Düşük karbon içeriğiyle, güçlü, kırılmaz su verilmiş martensit yapı oluşturulur. Bu davranış kaynaklanabilme özelliğini artırır. Karbon içeriği arttıkça çeliğin kaynaklanabilirliği ve tokluğu azalır.

Nikel-kobalt alaşımların çok geçişli kaynağında birçok ilgin metalurjik özellikler bulunur. Başarılı kaynak geçişlerindeki yeniden ısıtma çevrimi orijinal oluşum yerlerindeki faz dönüşümlerinde artış sağlar, ısı etkisindeki bölgede özmenevişlenmiş martensit östenite döner. Östenitin bu yolla oluşumu çok ince dağılımlı karbit pariküllerinin varlığıyla olur. Hızlı soğutmada yüksek gerilimin artması kaynak metalini sınırlar ve kafes hatalarına neden olur. Kaynak bölgesinde östenitin gerilimlerin ve ikinci faz partiküllerinin büyük bir bölümünü tutan eşsiz yapıdaki martensite dönüşmesi ince taneli mikro yapı ile sonuçlanır. Kaynaklı birleştirilmelerin ince kaynak dikişiyle ile doldurulması, büyük dikiş ile doldurulmasından daha iyi mekanik özellikler sağlamlasının nedenidir.

Düşük enerjili kaynak prosesleri ince yapı sağlar. Bundan dolayı soğuk tel beslemeli TIG yüksek dayanımlı alaşımlı çelikler için önerilir. Soğuk tel beslemeli TIG kaynağı MIG/MAG ve sıcak tel beslemeli TIG kaynağına göre tercih edilir. Elektron ışın kaynağı da üretim şartlarının izin verdiği yerlerde kullanılabilir. Proses kullanımına bakmayarak, göz önüne alınması gerekli bir şeyde kaynakta düşük ısı girişi ergime kopuklukları ve penetrasyon kopuklukları gibi süreksizliklerin başlaması için potansiyeli arttırır [6].

4.1.1 Kaynak prosesleri

Yüksek alaşımlı çeliklerin kabul edilebilir kaynakları için, kaynak bölgesinin mekanik özelliklerinin ana metalinkiyle eş olması gereklidir. Nikel-kobalt alaşımları, tipik alaşımlı çeliklere göre daha zor şekillendirme eğilimi göstermesine rağmen önceden alınan uygun tedbirler ile kaynak edilebilir.

Artık elementlerin düşük seviyelerinin kontrolü, bu çeliklerde optimum tokluk gözlenebilmesi için önemlidir (bu kontrole ulaşmak için minimum saflaştırma prosesleri gibi, uygulama sırasında vakum ark ergitmesi gerektirir.) Nikel-kobalt alaşımlarının eşsiz dayanım-tokluk kombinasyonu ancak kaynak metalindeki emprüte seviyesinin düşük seviyelerde tutulması ile gözlenebilir. Bundan dolayı oksijen, hidrojen, azot, karbon, kükürt ve fosforun sadece çelik üreticisi tarafından değil, aynı zamanda dolgu metali üreticisi ve kaynakçı tarafından da kontrol edilmesi gereklidir [2, 5].

Kaynak koşulları kontrolü, ultra dayanımlı alaşımlı çeliklerin başarılı kaynağı için gerekli diğer bir husustur. Dolgu metali, kaynak bölgesi ve ana metal temizliği önemlidir. Kaynak metali temizliğinin en önemli ölçümü toplam oksijen içeriğidir. Kompozisyondaki düşük oksit giderici elemen seviyesinin düşüldüğü ve karbon kontrolünün yakın kontrolü nedeniyle bazı durumlarda oksijen içeriğinin 50 ppm'den daha az oluşunun kontrolü önemli bulunmuştur. Dikişten önce tane inceltmenin sağlanması ve ısı tesiri altındaki bölgede yapısal bozulmayı minimize etmek için kaynak ısı girişinin düşük seviyelerde oluşu sürekli kontrol edilmelidir. Yüksek enerjili kaynak prosesleri mekanik özelliklerde bazı zararlara yol açabilir, kaynak metal emprüteleri istisnai derecede düşük tutulacaksa kullanılabilir.

Nikel-kobalt alaşımları ısı işlem görmüş kondisyonlarda kaynak edilebilir. Bazı çelikler tek pasolu kaynağın temperleme eksikliğinden dolayı kaynak sonrası ısı işlem gerektirebilir. Kaynak sonrası ısı işlem bazı durumlardaki gerilim giderme haricinde genellikle gerekli değildir. Düşük ısı girişi nedeniyle hızlı soğuma ısı tesiri altındaki bölgedeki özelliklerin bozulması ile sonuçlanır.

Çelik üretimindeki bu başarı, düşük hidrojen kaynak tekniklerinin ve düşük emprüteli dolgu metallerinin kullanılmasına bağlıdır. Dolgu metali genellikle seçilmiş ergiyik hammadde ve çift inceltmeden üretilmelidir.

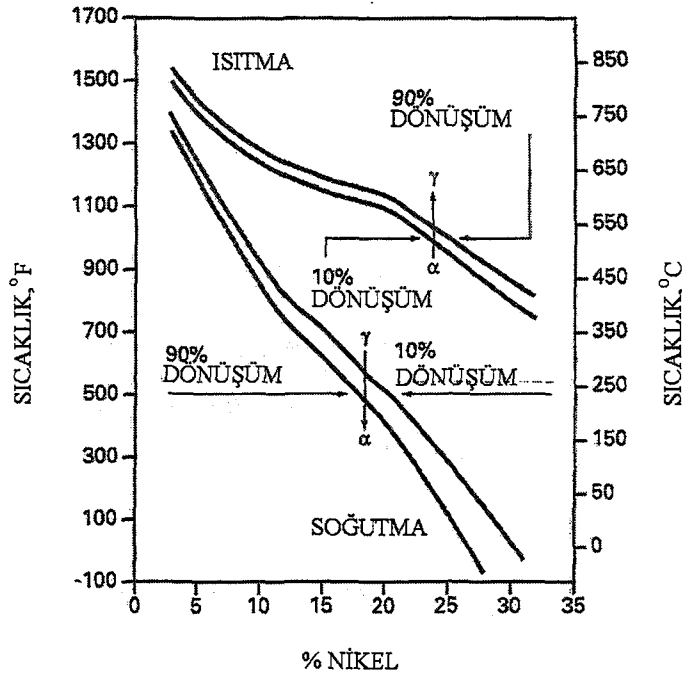
Koruyucu gazlar oksijen, hidrojen ve azot içermemelidir. Saf kuru argon, helyum ya da bunların karışımı kullanılabilir. Gaz safiyetinin %99.99 ya da daha iyisi olması tercih edilir. Dolgu çubukları veya teli tamamen temizlenmiş olmalı, yüzey döküntüleri veya yağ içermemelidir. Benzer şekilde tüm birleştirme temizlenmeli yağ, gres, kesme sıvıları, oksit film ve diğer kirliliklerden arındırılmalıdır. Birçok yağ ultraviyole ışıktaki parlak. Bu nedenle yağlardan arındırmanın kontrolü ultraviyole ışık altında yapılabilir.

Isı tesiri altındaki bölgenin ve kaynak bölgesi özellikleri ısı girişi, pasolar arası sıcaklık ve uygulanırsa kaynak sonrası ısıtma işlemi ile kontrol edilir. Ancak TIG ve plazma kaynağı temiz ve mekanik özellikleri uygun metal sağlayabilir. MIG/MAG uygulamaları, oksijen seviyesinin nadiren 150 ppm altına düşmesi nedeniyle önerilmez [6].

4.2 Maraging Çelikleri

Maraging çelikleri, karbonsuz martensit bir matriks içinde çöktürülmüş bir veya birkaç intermetalik bileşenle desteklenmiş demir-nikel alaşımlarıdır. Bu tür çelikler genellikle nikel, molibden, titanyum, alüminyum ve kobalt ya da krom içerir.

Maraging çeliklerinin yüksek dayanım ve mükemmel tokluk özellikleri yaşlanmış düşük karbonlu martensit sonucundadır. Pratikte bu tür çelikler genellikle %18 civarında nikel düşük sıcaklık oranının üstünde havada soğutma sırasında östenitten dönüşmüş merkezi kübik martensit içerir. Şekil 4.1'de gösterildiği yüksek sıcaklık değerlerinde yapılan yeniden ısıtmada dönüşüm östenite geri döner. Bu davranış östenite dönüşmeden bir kaç saat 480°C sıcaklıkta martensitin yaşlanmasına izin verir. Bu sıcaklıktaki ısıtmanın uzatılması östenite geri dönüşüm ile sonuçlanacaktır [6].



Şekil 4.1 Maraging çelikleri için ısınma ve soğuma dönüşüm sıcaklık oranları [6].

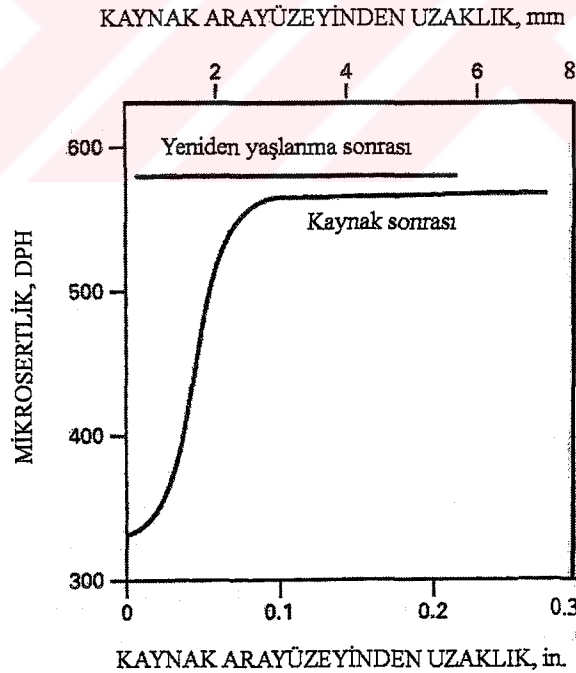
Maraging çeliklerinin ısı işlemleri 815°C'de solüsyonda tavlama ve takiben çevre sıcaklığında havada soğutma ve sonrasında 480°C'de yaşlandırma kapsar. Tavlama sıcaklığı artık gerilmeleri giderecek ve çökeltilerin solüsyona gitmesine neden olacak kadar yeterli olmalıdır. Soğuma derecesi, martensit oluşumunun kesit boyutundan bağımsız olması nedeniyle kritik değildir.

Soğutmada oluşan martensit nispeten yumuşaktır (30 HRC) ve düşük karbon içerir. Östenit-martensit dönüşümü 200–300°C gibi oldukça düşük sıcaklıklarda gerçekleşir. 480°C'de 3 ila 12 saat arasında yapılan yaşlandırma sertlik ve dayanımda büyük artış sağlar. Yaşlandırma sertleştirilmesi Ni_3Mo fazın çökmesi ile sonuçlanır. Sertlik Ni_3Ti partiküllerinin çökmesiyle biraz daha artar.

Kobaltın rolü ise biraz karışıktır. Ne kobalt ne de kobalt alaşımların maraging sistemlerinde çökmez. Ancak martensitik matrikste molibden çözünürlüğünün sınırlı olmasıyla Ni_3Mo çökmesini artırır. Ayrıca oda sıcaklığına kadar soğutulmaya gerek kalmadan tamamen martensit yapının oluşumuna izin veren martensit başlangıç (M_s) sıcaklığını da artırır.

Fe_2Mo çökeltileri yaşlandırma zamanını uzadığını göstergeleridir. Çeliğin yumuşamasına neden olan östenitin eski haline dönüşü kaçınılmazdır. Buna rağmen aşırı yaşlanma genellikle önlenemez. Bazı bileşenler istenen özelliklerin sağlanması için aşırı yaşlanmayı geciktirebilir.

Şekilden de görülebileceği gibi ısı tesiri altındaki bölge üç bölgeden oluşur. A bölgesi, kaynağın hemen yanındır ve kaynak sırasında tamamen östenit olmuş ve soğumaya bağlı olarak kaba martensite dönüşmüş. Bu bölge kaynak koşullarına bağlı olarak nispeten yumuşaktır. Ancak kaynaktan sonra yeniden yaşlanma ile sertleştirilebilir. Komşu B bölgesi ise oldukça dar bir hudut çizer. Bu bölge kaynak sırasında 590–730°C'e yeniden ısıtılır. Mikro yapısı martensit ile ince geri dönmüş östenittir. C bölgesi martensitiktir ve 590°C'e kadar değişen derecelerde yaşlandırılmıştır. C bölgesinin özellikleri, pratik amaçlar için, kaynak ile değişmez. Isı tesiri altındaki bölgenin mikro sertliği Şekil 4.2'de gösterilmektedir. A bölgesinin kaynak sonrası sertliği, 570 DPH olan ana metalden kabak düşük karbonlu martensit ile yaklaşık 330 DPH düşer. Sertlik yaşlandırma sonrasında yaşlanmış ana metal değerine yaklaşır. Dar B bölgesi ise martensit içinde ince dağılmış östenittir. Östenit oluşum miktarı artan ısı girişi ile artacaktır. B bölgesindeki östenit yaşlandırma ile sertleşmeyecektir. Bundan dolayı B bölgesi etkilenmemiş bölgeden daha yumuşak kalacaktır. Bu durum eğer bölge dar olarak kalacaksa pratik olarak önemli olmayacaktır. Yüksek ısı girişi ile kaynak yapıldığında, B bölgesindeki östenit oluşumu büyük miktarda artarsa kaynakta hata oluşabilir. Bundan dolayı ısı girişinin kontrolü katı olmalıdır [6].



Şekil 4.2 18Ni Maraging çeliğin kaynak ve yeniden yaşlandırma sonrası ısıdan etkilenen bölgedeki mikrosertliği [6].

Uygun dolgu metal kullanımı ile ana metal ve kaynak metalinde aynı temel yapı sağlanabilir. Her iki yapıda yaşlanma sırasında serleşen düşük karbonlu martensittir. Bununla birlikte kaynak metal yapısı biraz daha karmaşıktır. Hem tek hem de çok pasolu kaynak, yaşlanma sonrasında martensit matriks içinde küçük, beyaz parçalı östenite sahiptir. Bu östenit parçaları yaşlandırma ısı işlemi ya da kaynak sırasında pasolar arasındaki yeniden ısınma ile oluşur. Alaşım elemanlarının bölgesel segregasyonu düşük sıcaklıklarda kararlı östenit oluşumuna izin verir. Yaşlandırılmış kaynak metali, yaşlanmış ana metalden daha düşük dayanımda östenit parçaları içerir.

Maraging çelikleri hidrojen kırılganlığa karşı aynı dayanım seviyesindeki ısı işlem görmüş düşük alaşımlı çeliklerden daha az hassastır. Soğuma sırasında ısı tesiri altındaki bölgede oluşmuş düşük karbonlu martensit kırılmaları neden olacak düşük hidrojen hassasiyetine sahiptir. Bu kısımdır, çünkü bölge kaynak yüzeyine yaklaştıkça kaynak şartları hafifler.

Soğuk kırılma tehlikesi azalmıştır. Kaynak metali, düşük sıcaklıkta martensit dönüşümü nedeniyle oluşan gerilim direncinden uzama gerilimin altında sıkışır. Kaynak metali faz dönüşümü sırasında yayıldığında gerilim gerginlikten sıkışmaya dönüşür. Aynı zamanda ısı tesiri altındaki bölgedeki gerilim sıkışmadan gerginliğe döner.

Potansiyel sıcak çatlama problemi emprüte ile ilgilidir aynı zamanda çelik içindeki mangan kükürt embrittlementa karşı hassasiyet yapar. Sıcak çatlak, bağlantı hazırlığı zayıf olduğunda %0.005 kadar düşük kükürt içeriğinde meydana gelebilir. İyi hazırlık ile kükürt seviyesi %0.010'a kadar tolere edilebilir.

Kaynakta sıcak çatlaklar, kaynak sırasında ergiyerek ayrılabilen ve metal soğutmada çatlak formuna geçen titanyum sülfür içeriği ile ilgilidir. Büyük miktarlarda titanyum içeren yüksek dayanımlı maraging çelikler sıcak çatlaklarına karşı oldukça hassastır ve kaynak sırasında büyük ilgi gerektirirler. Düşük östenit-martensit dönüşüm sıcaklığı ve sıcak çatlama hassasiyeti nedeniyle maraging çelikler ön ısıtma yapılmadan kaynatılmalı ve pasolar arası sıcaklık 120°C ile sınırlanmalıdır.

Ayrıca sıcak çatlakların önlenmesi ve mekanik özelliklerin azalmaması için ısı giriş kontrolü de ayrıca önerilir. Minimum ısı girişi kullanılmalıdır. Birleştirme geometrisinin ısı giriş gereklilikleri de hesaplanmalıdır. Birleştirme dizaynı, kaynak geriye sürümü, germe sabiti kaynak ısı girişi gerekliliğini minimuma indirecek şekilde seçilmelidir.

Gaz metal ark kaynağı ile doldurulmuş kaynak metalinde sıcak çatlak, kaynak dikişinin derinlik-genişlik oranıyla olduğu kadar alaşım kompozisyonu, kök açma ve birleşme derecesinin sınıрыyla ilgilidir. Genelde yüksek genişlik-derinlik oranı (0.6'dan fazla) ya da geniş kök açıklığının artması sıcak çatlama meyli gibi birleştirme sınırını da artırır. Birleştirme yüzeyi ile tam ergime sağlayan ergime deriliğinin sınırlandırılması ve kaynak dikişi doldurma koşullarının kullanıldığı kaynak uygulanmalıdır.

Çıplak dolgu metalleri ana metalle benzer kompozisyonda olmalı ve düşük oksijen, azot ve hidrojen seviyelerinin sağlandığı vakumda ergitme tekniklerinden biriyle üretilmelidir. Oksijen ve azot 50 ppm, hidrojen ise 5 ppm'in altında olmalıdır. Dolgu metal kompozisyonunun kontrolü kritiktir. Karbon ve kütüründe mümkün olduğu kadar düşük seviyelerde tutulmalıdır. Karbon kırılabilirlik oluşturabilir. Kükürt ise düşük ergiyen sülfür oluşturabilir. Aşırı silikon, daha az etkili özelliklere ve kırılmalara karşı hassasiyeti artırması nedeniyle önlenmelidir. Titanyum içeriği sınırlar dahilinde tutulmalıdır. Düşük titanyum seviyesi düşük dayanım ve poroziteye meyille sonuçlanır, yüksek seviyeler ise sıcak çatlama neden olur ve kaynak metalinde östenitin yeniden oluşum eğilimini artırır.

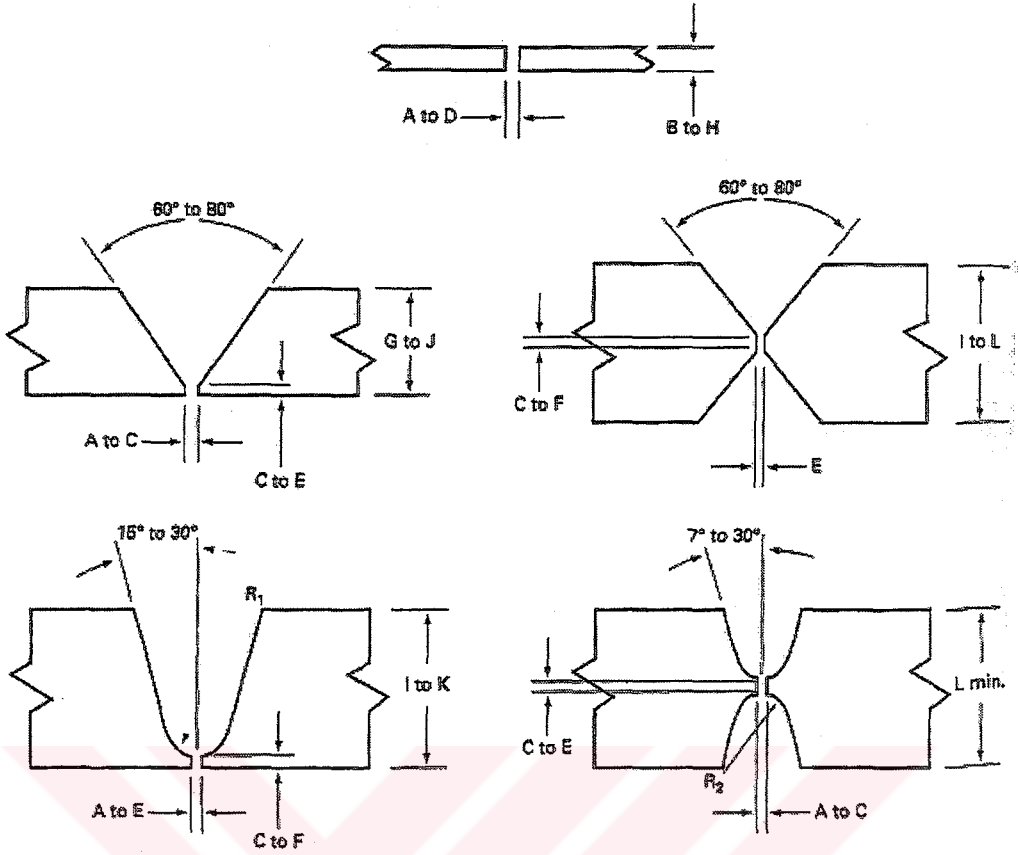
Yüksek dayanımla birlikte iyi tokluk özellikleri için maraging çeliklerinde emprüte seviyesi oldukça düşük tutulmalıdır. Kaynak prosedürünün kaynaktaki emprüteyi minimize edecek şekilde dizayn edildiğinden emin olunmalıdır. Kaynaktan önce birleştirme yüzeyi ipliksiz kumaş parçası ve uygun bir çözelti ile temizlenmelidir. Vakumda tavlama ve ultrasonik temizleme diğer mümkün yöntemler arasındadır [6].

4.2.1 Proses Seçimi

4.2.1.1 Gaz Tungsten Ark Kaynağı TIG

Maraging çelikleri için en yaygın olarak kullanılan kaynak prosesleri başta TIG olmak üzere inert gaz prosesleridir. Bu proses ısı girişinin kolaylıkla kontrolünü sağlar ve kaynağı oksidantlardan korur. En çok kullanılan birleştirme dizaynları Şekil 4.3'de gösterildiği gibidir.

TIG kullanılan tipik kaynak prosedürleri Çizelge 4.1'de verilmiştir. Bu özel uygulamalar için kılavuz olarak kullanılabilir. TIG kaynağı ile yapılan birleştirilmeler MIG/MAG dan daha iyi dayanıma sahiptir. Kaynak metal dayanımı genellikle ana metalinkinden daha düşüktür. Akma dayanımına dayanan birleştirme etkisi uygun kaynak prosedürleri ile %95 oranına kadar artabilir [6].



Note: A = 0 in. (0 mm); B = 0.04 in. (1.0 mm); C = 0.08 in. (1.5 mm); D = 0.08 in. (2.0 mm); E = 0.09 in. (2.3 mm); F = 0.12 in. (3.0 mm); G = 0.16 in. (3.8 mm); H = 0.16 in. (4.1 mm); I = 0.5 in. (13 mm); J = 0.6 in. (15 mm); K = 0.75 in. (19 mm); L = 1 in. (25 mm); R₁ = 0.18 to 0.31 in. (4.6 to 7.9 mm); R₂ = 0.25 in. (6.4 mm)

Şekil 4.3 Maraging çeliklerin ark kaynağında en çok kullanılan birleştirme dizaynları [6].

Çizelge 4.1 Maraging çeliklerinin tipik TIG uygulamaları [6].

Birleştirme Kalınlığı		Birleştirme Dizaynı	Kaynak Pasosu	Ark Voltajı, V	Kaynak Akımı, A ^a	Hareket Hızı		Dolgu Metali Besleme Hızı ^b		Koruyucu Gaz	Tel Besleme
in.	mm					in./min	mm/s	in./min	mm/s		
0.080	2.0	Kare oluk	1	8	150	7	3.0	10	4.2	Argon	Soğuk
0.080	2.0	Tek-V-oluk, 0.04in.(1.0mm) kök yüzü, 90°'lük açısı	1	8	120	11	4.7	—	—	Argon	Soğuk
			2		150			10	4.2		
0.5	12.7	Tek-U-oluk, 0.09in.(2.3mm), oluk radius, 0.06in.(1.5mm) kök yüzü, 30°'lük açısı	1	9-10	100	8	3.4	10	4.2	80% He-20% Ar	Soğuk
			2		150			10	4.2		
			3-5		200			20	8.5		
			6-12		225			30	12.7		
0.8	15.2	Tek-U-oluk, 0.16in.(4.1mm), oluk radius, 0.06in.(1.5mm) kök yüzü, 60°'lük açısı	1	11-11.5	265	9	3.8	106	44.9	75% He-25% Ar	Sıcak ^c
			2-6		400	14	5.9	163	69.0		
0.75	19.0	Çift-U-oluk, 0.09in.(2.3mm), oluk radius, 0.06in.(1.5mm) kök yüzü, 60°'lük açısı	1-10	10	340-400	12-15	50.7-8.3	60-70	25.4-29.6	Argon	Soğuk
1.0	25.4	Çift-V-oluk, 0.06in.(1.5mm) kök yüzü, 60°'lük açısı	1-30	10-12	210-230	4-6	1.7-2.5	20-24	8.5-10.2	Argon	Soğuk

a. Doğru akım, elektrod negatif

b. Dolgu tel çapı 0.006in.(1.6mm)

c. Sıcak tel gücü: 5.5-6V, 135-170A, ac

4.2.1.2 Gaz Metal Ark Kaynağı (MIG/MAG)

Karbon çeliği ve düşük alaşımlı çeliklerin gaz metal ark kaynağında iyi bir ark kararlılığı için oksitleyici koruyucu gaz kullanımı yaygındır. Birçok çelikte karbonun az miktarda toplanması ya da karbondioksitten oksidasyonu ya da koruyucu gazdaki oksijen zararlı değildir. Maraging çeliklerinde ise karbon toplanması, tane sınırlarında oluşan titanyum karbit nedeniyle kırılganlık ile sonuçlanır. Oksijen toplanması, titanyum oksit oluşumu ve kırılma dayanımında azalma ile sonuçlanır.

Gaz metal ark kaynağında önemli miktarda oksijen ark atmosferinden çekilir. Bundan dolayı ark kararlılığı önemli olmadığı sürece oksijen koruyucu gaza kasten eklenmemelidir. %0.5 ile sınırlanmalıdır.

Maraging çeliklerinin tipik metal ark prosedürü Çizelge 4.2’de verilmiştir. Sprey transferi genellikle en çok kullanılan yöntemdir. Ancak aynı zamanda kısa devre ve darbeli spre transferinde uygundur [6].

Çizelge 4.2 Maraging çelikleri için tipik MIG/MAG koşulları [6].

Birleştirme Kalınlığı		Birleştirme Dizaynı	Transfer Tipi	Koruyucu Gaz	Elektrot Çapı		Elektrod Besleme Hızı		Paso No	Ark Voltajı	Kaynak Akımı A *	Hareket Hızı	
in.	mm				in.	mm	in./min	mm/s				in./min	mm/s
0.50	12.7	Tek-V-oluk, 60-80 oluk açısı, 0.06in.(1.5mm) kök yüzü, 0.06in.(1.5mm) açık kök	Sprey	Argon	0.062	1.57	200-220	84-93	3-5	30-34	290-310	10	4.2
			Kısa akım	Helium	0.035	0.89	325	138	18	25	125	6-8	2.5-3.4
0.75	19.0	Tek-U-oluk, 45 oluk açısı, 0.09in.(2.3mm) kök yüzü, 0.07in.(1.8mm) açık kök	Sprey	Ar+2%O ₂	0.062	1.57	240	101	10 ^b	28	350-375	15-20	6.3-8.4
1.0	25.4	Çift-V-oluk, 60-80 oluk açısı, 0.06in.(1.5mm) kök yüzü, 0.09in.(2.3mm) açık kök	Sprey	Argon	0.062	1.57	200-220	84-93	8	30-34	290-310	10	4.2
			Darbeli Sprey	Ar+0.3%O ₂	0.045	1.14	180	76	24	70 peak 20 bkqd	140 avg	6	2.5

* Doğru akım, elektrod pozitif

4.2.1.3 Örtülü Elektrod Ark Kaynağı

Maraging çelikleri için örtülü elektrotun üretilmesine rağmen yaygın olarak kullanılmazlar. Özlü tel kompozisyonu ana metale benzerdir, ancak titanyum içeriği ark kayıplarını izah etmek için artırılır [6].

4.2.1.4 Tozaltı Kaynağı

Maraging çeliklerinin tozaltı kaynağında ana metale benzer kompozisyonda elektrot kullanılır ancak kaynak metalinin deoksidasyonu için yüksek titanyum içerir. Bazik flaks silika içermez. Geleneksel flaks uygun değildir çünkü titanyum tekrar eldesi düşüktür ve kaynak çatlamaya hassastır ve kırılgandır. Maraging çelik için kullanılan tipik flaks kompozisyonu

%37 alüminyum oksit, %28 kalsiyum karbonat, %15 kalsiyum floride, %14 magnezyum oksit ve %6 ferro titanyumdur [6].

Düşük dayanım derecesinde ana metal uyar fakat kaynak metal sünekliliği ve tokluğu inert gaz koruyucu prosesinde ulaşılandan daha azdır. Düşük kaynak metal tokluğu tahminen kirlilik sonucudur. Tozaltı ark kaynak metali genellikle inert gaz koruyucu kaynak metalinden daha yüksek kalıntı içeriğine sahiptir.

Tozaltı kaynağı ile çok pasolu kaynağa kalkışmak daha önceden oluşmuş dikiş altında çatlamlar nedeniyle genellikle başarısızlıkla sonuçlanır. Kırılmalar genellikle kaynak prosesinin yüksek enerji girişiyle ilgilidir fakat bunların asıl sebebi kesin değildir. Tozaltı kaynağı ile ilgili genel problemler maraging çeliklerinde kullanımını sınırlar [6].

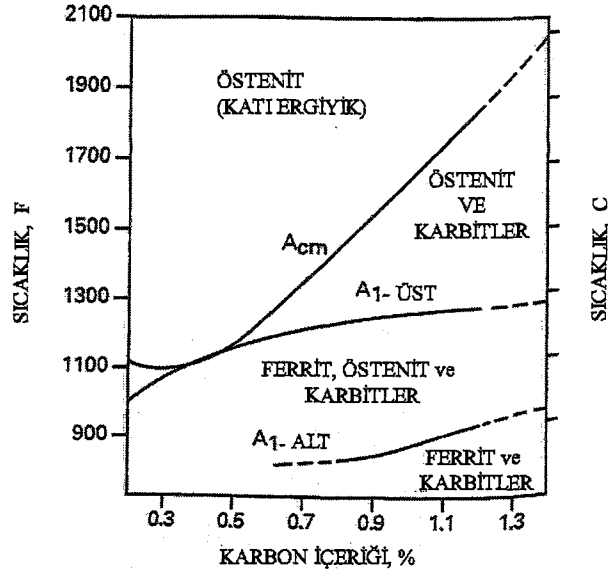
4.2.1.5 Elektro Işın Kaynağı

Kaynak sırasındaki temiz koşullar nedeniyle maraging çelikler vakumda elektron ışın kaynağına uygundur. Düşük ısı girişi, dar ısı tesiri altındaki bölge ve küçük çarpıklıklar avantajlarıdır. Genellikle, kaynak metal tokluğu ana metalinkinin altındadır ve bazı durumlarda inert gazla ulaşılanın altındadır [6].

4.3 Östenitik Mangan Çelikler

Bu çelikler genellikle %11-14 mangan, %0.7-1.4 arasında ise karbon içerirler. Çelik içersindeki manganın oksijen, kükürt ve karbona afinitesi yüksektir. Bundan dolayı oksidan gibi davranır, sıcak çatlakları azaltır ve sertleşmeye katkıda bulunur. Serbest mangan, vekâleten demir ile katı ergiyik oluşturur ve çok ağır soğutma sırasında östenit dönüşümünü yapar. Çeliğe yüksek miktarda mangan ilavesi östenit dönüşümünü önler.

Oda sıcaklığında östenitik yapıdan emin olmak östenitleştirme sıcaklığından su verilir. Uygun östenitleştirme sıcaklığı Şekil 4.4'de gösterildiği gibi mangan içeriği kadar karbon içeriğine de bağlıdır. Tüm karbitlerin çözülebilmesi için gerekli sıcaklık karbon içeriği ile artar [6].



Şekil 4.4 Karbonun %12.5 mangan çeliğine etkisi [6].

Maksimum tokluk için, tam karbit çözünürlüğünü sağlamak için östenitleştirme sıcaklığı etkili derecede yüksek olmalıdır. Yaygın olarak 980–1065°C aralığında sıcaklık kullanılır, ancak yüksek sıcaklıklar yüksek karbon dereceleri için önemlidir. Bu sıcaklıkta tutma süresi kritik değildir. Eşitlik, 1010°C üzerindeki sıcaklıklarda 20-30 dakika içinde saptanabilir.

Uygun östenit sıcaklığına ulaşılmamış veya tüm karbitler çözülmemişse, çelik aralıklı karbitler ile birlikte tane sınırlarında sarılmış karbit zincirleri veya grupları içeriyor olabilir. Östenitleştirme sıcaklığından çok yavaş soğutma hızlarında karbit çökeltiler meydana gelir ve bu özellikleri zayıflatan asıl nedendir. Yüksek karbon mangan çelikleri karbit oluşumuna hassastır.

Çeliğin düşük ısı iletkenliği nedeniyle su vermenin başarısızlığı büyük çelik parçaların tane sınırlarında karbitlerin görünmesine neden olabilir. Ağır parçaların merkezindeki tipik düşük soğuma oranı ile her tane etrafında, mekanik özelliklerin normalden düşük kalmasına neden olan karbit hattı oluşabilir. Bu nedenle geleneksel dökümlerde 152mm maksimum kalınlıktır.

Çeliğin döküme benzer yapısı östenit çevresindeki karbitleri ile soğuma oranı ve kompozisyona bağlı olarak perlit parçacıklarından oluşur. Döküme benzer yapı oldukça kırılgandır. Bundan dolayı büyük dökümler ısı işlem görene kadar kırılmaya hassastır.

Perlit başlangıç sıcaklığı ve östenitten karbit çökme sıcaklığının hemen altındaki sıcaklıklara ısıtılan su verilmiş ve tavlanmış çelikte izotermal dönüşümler oluşabilir. Yaklaşık

538 ile 590°C sıcaklıklarında karbitler çökelir ve 538–760°C sıcaklıkları arasında perlit oluşur. Dönüşüm genellikle tane sınırları boyunca başlar. Bu dönüşüm, dayanımda azalma ve süneklilikteki önemli kayıp kadar önemli kırılganlık ile sonuçlanır.

Düşük mangan ve yüksek karbon içeren çelik düşük sıcaklıkta kırılganlığa meyillidir. Bundan dolayı katılaşma sırasındaki alaşım elemanı segregasyonu yeniden ısıtmada önemli etkiye sahiptir. Mangan çelikler, yeniden ısıtma sırasındaki emrittlementın önlenmesi için kaynak sonrası gerilim giderme veya temperleme uygulanmamalıdır. Genelde bu tür çelikler sonrasında su verme tavlama uygulanmayacaksa kaynak sırasındaki çok kısa süreler dışında 315°C'nin üstüne ısıtılmamalıdır.

Östenitik mangan çelik dökümleri %1.05-1.35 oranında karbon ve %11-14 arasında mangan içerir. Karbon içeriği normalde oranın ortalarında ve mangan seviyesinin de %12 ve %13 arasında tutulmalıdır. Mangan içeriğinin %12'nin altına düşmesi düşük gerilim direncine neden olur, %13 üzerinde ise herhangi bir avantaj sağlamaz.

Karbon içeriğinin minimum değeri olan %11,5 birçok uygulamada önerilir. Maksimum içerik ise keyfi ve mekanik özelliklerden çok üretim fiyatlarına bağlıdır. Katılaşma sırasında, mikro yapıdaki segregasyonu mangan değişimi nominal değer %2 altında veya üstünde olmasıyla sonuçlanabilir.

Optimum karbon içeriği yaklaşık %1.15 civarındır. Düşük karbon içeriği soğuma sırasında karbit çökmesinin embrittlement etkisinin önlenmesine yardımcıdır. Bunun nedeni değişik karbonlu dolgu metalleri ve diğer modifikasyonları, normal katılaşmanın ve su verme ısı işleminin elverişsiz olduğu yerlerde kullanım için üretilmişlerdir.

Silikonun çeliğe ilavesinin başlıca amacı üretimi kolaylaştırmaktır. %1'i geçmeyen silikon içeriği, akma dayanımında %2 gibi orta bir artış yapabilir. %2.2'nin üstündeki silikon içeriğinde dayanımda ve süneklilikte keskin bir azalış meydana gelir ve yüksek içerikler normal uygulamalar için istenmez.

Şekillendirilmiş östemtisik mangan çeliklerindeki fosfor ve sülfür içeriği özellikleri yönlendirebilir. Döküm sırasında zararsızdır ve kükürt östenitik mangan çeliklerinin özelliklerini nadiren etkiler. Manganın temizleme etkisi sonucu zararsız yuvarlak katkılar mangan sülfür oluşur.

Molibden ya da krom, çeliğin akma dayanımı arttırmak için ilave edilir. Nikel ilavesi akma dayanımına az daha olsa etkilemesine rağmen östeniti kararlı yapar ve süneklilikte küçük bir

artış sağlayabilir. Çelikteki titanyum miktarı kararlı karbitler oluşumuyla östenitteki çözülmemiş karbon miktarı kadar azaldığında bizmut ilavesi işlenebilirlik özelliklerini geliştirebilir [6].

4.3.1 Kaynak

Östenitik mangan çeliklerinde yeniden ısıtma karbitlerin çökmesine ve sünekliliği önemli derecede azaltan bazı östenit dönüşümlerine neden olabilir. Bu nedenle, çelik minimum ısı girişi sağlayacak proses kullanılarak kaynak edilmelidir. Eriyen metal elektrot ile ark kaynağı birleştirme ve yüzey işlemleri için kullanılan en yaygın yöntemdir.

Oksiasetilen ve TIG prosesleri, kaynak sırasında parçalarda ısı doldurma karakteristikleri nedeniyle önerilmezler.

Östenit mangan çeliklerinde ark kaynak elektrotları çıplak elektrot, tel ve örtülü elektrodla ark kaynağı uygundur. Çubuk ya da tel katı olabilir ya da borsal olabilir ve alaşım ve flakslama elemanları ile doldurulabilir. Tipik ark kaynak elektrotları Tablo 2.19'da görülmektedir. Diğer özelliklerdeki elektrotlarda kullanılabilir.

Bazı katı elektrotlar %0.030'dan fazla fosfor içerebilirler. Bu elektrotlar kaynak yapısı nedeniyle önerilmezler ancak bazı doldurma uygulamaları için uygun olabilirler. Aynı zamanda yapı üretiminde katı östenitik mangan elektrot koruyucu olmadan kullanımı önerilmez. Mangan eriyik havuzunda deoksidan gibi davranır kısa devre akımında ergiyik metal damlalarının atmosfere maruz kalır. Bu teknik kaynak metalinde önemli prozite ve cüruf problemlerine neden olur. Düşük fosfor içeriği olsa da tel elektrot uygun koruyucu gaz seçimi ile kullanılabilir.

Bazı çıplak boru-tel elektrotlar kendiliğinden koruyucu operasyonlar için tasarlanmıştır diğer boru çubuklar uygun örtülü elektrotla ark kaynağı için kaplıdır. Örtülü elektrotlar üreticinin önerdiği koşullarda muhafaza edilmeli ve kullanılmalıdır. Mükemmel mekanik özellikleri ve çatlama dayanımı olan kaynaklı birleştirmeler düşük fosfor içerikleri nedeniyle borsal elektrotlar kullanılarak elde edilebilir. Nispeten hafif kaplamalar kullanımı kaplı borsal elektrotların kolay kullanımına izin vermek ve hem alternatif hem de doğru akım ile kullanımı için dizayn edilmiştir.

Fosfor içeriği %0.030'un altında olan kompozist elektrotlar üretimde ve onarım kaynaklarında önerilir. Birçok östenitik mangan çelik, karbonlu çelik ve düşük alaşımlı çelikler ile düşük fosforlu östenitik mangan çelik elektrotlar kullanılarak direk birleştirilebilir. Kaynak

prosedürü karbonlu ve düşük alaşımlı çelikteki seyrelmeyi azaltacak şekilde seçilmelidir.

Mangan-krom ve krom-nikel elektrot kullanımı korozyon direnci sağlar. Bazı uygulamalarda, yüksek aşınma direnci, etki altında işlerken sertleşme özelliği, östenitik mangan çelikleri ile karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında seyrelmeye yüksek tolerans gibi önemli avantajlar sağlar. Ancak yüksek kromlu bu elektrotların kullanılması, metalin oksiyakıt metodu ile kesilmesinde zorluk yaratır.

İşlerken sertleşen metalin çatlama hassasiyeti su verilmiş metalden daha fazladır. Kırılmış ve hasar görmüş diğer alanlar zımparalama ya da kaynak öncesi hava-karbon ark oluklandırması ile giderilmelidir. Metal gidermede, metal aşırı ısındırılmamalıdır.

Ön ısıtma uygulanmamalıdır. Metalin pasolar arası sıcaklığı bir dakikalık periyotlar sonunda aşırı ısınma ve ısı tesiri altındaki bölgede embrittlementin önlenmesi için 315°C'i geçmemelidir.

Tam ergimenin gözlenebilmesi için gerekli minimum ısı girişi sağlanmalıdır. Kısa ark uzunluğu ve direk akım, pozitif elektrot kaynak dikişini toplanmak için kullanılmalıdır. Kaynak dikişi çekiçle dövülmelidir.

Tek pasolu kaynaktansa çok pasolu kaynaklar tercih edilmelidir. Çünkü başarılı pasolar martensiti temperler [6].

5. TAKIM ÇELİKLERİ

Takım çelikleri genellikle diğer alaşım elementleriyle birlikte %0.30–1.00 arasında karbon içerirler. En karakteristik özellikleri yüksek sertlik ve aşınma dirençleridir. Yüksek karbon martensitik sertlik kapasitesi, karbit ise aşınma direncini artırır. Bazı takım çelikleri ise daha iyi tokluk ve yüksek derecelere dayanım için daha az karbon içerirler [7].

Takım çelikleri karbondan başka önemli miktarda krom, kobalt, mangan, molibden, nikel, silikon, tungsten ve vanadyum gibi alaşım elementi içerirler. Çeşitli karbit alaşımlarının oluşması sertlik, aşınma direnci, yüksek sıcaklıklarda direncin yumuşaması ya da bu özelliklerin kombinasyonlarını artırır. Tek bir alaşım bu özelliklerin hepsini sağlayamaz, bu nedenle takım çeliği seçiminde belirli uygulamalar için optimum kombinasyonu sağlamasına dikkat edilmelidir. Bu özelliklerin en önemli fonksiyonu kimyasal kompozisyon ve uygulanan ısıtıl işlemidir.

Takım çelikleri Amerikan demir ve Çelik Endüstrisi tarafından 7 ana grupta sınıflandırılmıştır. Sınıflandırma yaygın kullanım, kimyasal kompozisyon ya da su verme aracına (su, hava, yağ) gibi özelliklere dayanarak yapılmıştır [6].

5.1 Isıl İşlem

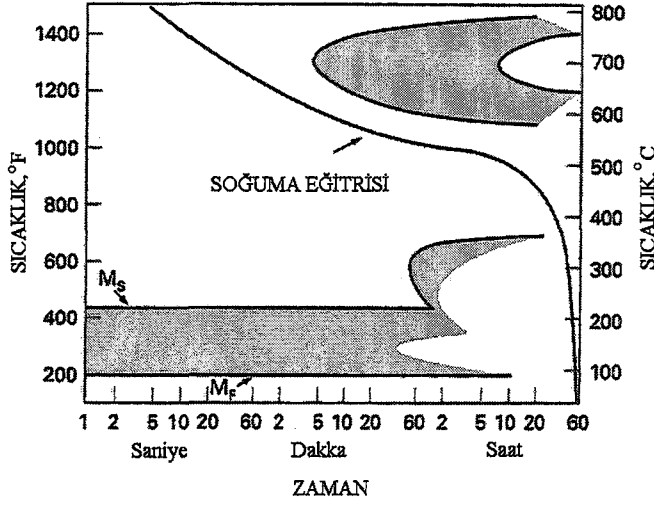
Takım çelikleri genellikle üreticiden tavllanmış koşullarda gelir. Pratikte, takım çelikleri en iyi şekillendirilebilme özelliğine sahip olduğundan bu kondisyonda kaynak edilir. Önceden sertleştirilmiş takım çelikleri kaynak öncesinde tavlmalıdır. Kaynak edilmiş takım çeliğinin istenen özellikleri sağlayabilmesi için ısıtıl işlem görmesi gereklidir [6].

5.1.1 Tavlama

Takım çelikleri kaynak öncesinde yumuşatmak için tavlınırlar. Tavlama işleminde çelik tam östenit dönüşümünün gerçekleşmesi için gerekli sıcaklığa kademeli ve yavaşça ısıtılır ve tüm parçanın bu sıcaklığa ulaşması ve dönüşümün gerçekleşmesi için yeterli süre beklenir ve martensit dönüşümüne izin vermeyecek şekilde yavaşça soğutulur.

Östenitin martensite dönüşmesini önleyecek soğuma çevrim olanı için hazırlanmış dönüşüm diyagramı Şekil 5.1’de gösterilmektedir. Alaşım içeriğine bağlı olarak tipik takım çelikleri için maksimum soğuma oranı 532°C’e inene kadar saatte yaklaşık 14–28°C’dir. Daha sonraki soğutma daha hızlı oranda havada uygulanabilir. Ayrıca soğuma oranı parça boyutlarına göre

ısı gerilime minimum olacak şekilde düzenlenmelidir. Küçük parçalar, büyüklere göre daha hızlı soğuma oranı ile soğutulabilir [6].



Şekil 5.1 Martensit dönüşümünün engellenmesi için soğuma eğrisi [6].

Tavlama ekipmanları karbürizasyon ya da dekarbürizasyona karşı korunmalıdır. Atmosfer fırınları ya da tuz banyoları ısıtma için kullanılabilir. Paket tavlama bazı durumlarda uygulanabilir [6].

5.1.2 Gerilim giderme

Gerilim giderme, kaynak ve şekillendirmeden kaynaklanan iç gerilmelerin giderilmesi için uygulanır. Takım oda sıcaklığından çelik dönüşüm oranının altına kadar ısıtılır. Bu sıcaklıkta fazda değişimler meydana gelir.

Sertleştirilmemiş çelikler için gerilim giderme sıcaklığı olarak yaklaşık 510–590°C kullanılır. Takım sertleştirilmiş kondisyondaysa temperleme ile gerilim giderilebilir. Sertleştirilmiş kondisyonda kaynak edilmiş takımın gerilim gidermesi temper sıcaklığının üstünde yapılmamalıdır. Isıtma ve soğutma oranları tavlama oranlarına benzer [6].

5.1.3 Normalizasyon

Çeliğin dönüşüm sıcaklığının üstündeki uygun bir sıcaklığa kadar ısıtılıp, dönüşüm sıcaklığının altındaki bir sıcaklığa, sonraki sertleştirme için uygun yapının etkili derecede oluşumunu sağlayacak oranda havada soğutulur. Bu işlem bazen gerilim giderme ile birleştirilir. Tavllanmış birçok takım çeliği normalizasyon gerektirmez [6].

5.1.4 Östenitleştirme

Dönüşüm sıcaklığının üstündeki bir sıcaklığa kadar yavaşça ısıtılıp, karbitlerin ergimesi için yeterli süre tutulmasıyla yapılır. Küçük parçalar büyük parçalardan daha çabuk ısıtılabilir. Yüksek alaşımlı çelikler normalde dönüşüm oranının hemen altındaki sıcaklığa çok yavaşça ısıtıldıktan sonra çok hızlı bir şekilde östenitleşme sıcaklığına çıkarılır.

Östenitleştirilen takım çeliklerinde birçok önlem alınmalıdır. Öncelikle takım çeliği, dekarbürasyon ve pullanmayı önlemek için vakum altında ya da uygun koruyucu atmosferde ısıtılmalı. Çelik oksidan atmosferde, zaman ve sıcaklığa bağlı olarak pullanır. Dekarbürasyon ise özellikle östenitleşme sıcaklığında meydana gelir. Tane büyümesi ve aşırı ıslatma önlenmelidir. Son olarak da parça distorsiyonlara karşı desteklenmelidir [6].

5.1.5 Su verme

Östenit-martensit dönüşümü için soğuma ihtiyacını karşılar. Takım çelikleri parça kalınlığı ve kompozisyona bağlı olarak suda, yağda, tuzlu suda, polimerde, tuzda ya da havada soğutulabilir. Su verme ortamı tam sertliğin gözlenmesi için etkili oranda soğutmalıdır. Ancak aşırı soğutma oranları ise çatlama riskinden dolayı uygulanmamalıdır.

Havada sertleşen takım çeliğine 538–649°C sıcaklıkları arasında su verilebilir. İş parçası, takım sıcaklığının kararlı olması için su verme ortamından hemen alınmalıdır. Eğer uzun süre tutulursa östenit dönüşmeye başlar. Sıcak su vermenin ardından, temperlemeden önce 66°C'e kadar havada soğutulabilir ya da yağda su verilir.

Suda sertleştirilmiş çelik su verme sırasında distorsiyon ve boyut değişimine meyillidir. Su verme sırasında artan iç gerilme keskin köşe ve çok dik bölgelerde biriken gerilme nedeniyle kolayca kırılır. Batırma işlemi gerektiğinde, dikişin dağılması ve uniform soğuma sağlaması için tuzlu su çözeltisi kullanılır [6].

5.1.6 Temperleme

Su vermenin ardından gerilim giderme, çatlakları önleme ve alaşımların katılaşması için uygulanmalıdır. Birçok uygulamada, parça su verme ve temperleme arasında oda sıcaklığına soğutulmaz. Bunun yerine su verilmiş parça 66–93°C sıcaklıkları arasında su verme ortamından alınarak hemen temperlenir.

Spesifik çeliklerin önerilen temperleme oranlarında, yüksek sıcaklık sertlikte bir miktar azalmayla yüksek tokluk verir. Verilmiş düşük sıcaklıklar ise yüksek sertlik ve aşınma direnci

sağlamanın yanında düşük tokluk verirler. Kaynakta sertleşmiş ancak temperlenmemiş takımlar büyük ihtimalle kırılacağından önerilmez [6].

5.1.7 Alevle sertleştirme

Genellikle oksiyakıt alevi kullanılarak bölgesel alanlarda yapılan ısıtma işlemidir. Isıtma sonrasında havada ya da su verme ile soğutulur. Sertleştirme, östenitleşme sıcaklığına kadar ilerleyen ısıtma ve sonrasında sert martensit oluşturacak etkili oranda su verme ile gerçekleştirilir.

Bu proses, fırına giremeyecek kadar büyük parçalarda ya da fırının mümkün olmadığı takım parçalarında sert alanlar için kullanılır. Ayrıca sert yüzey, yumuşak merkezi birleştiren belirli uygulamalar için kullanılabilir [6].

5.2 Ark Kaynağı

Kaynak ile parçaların birleştirilmesi ve kompozit takım imalatı takım çelikleri ve daha az pahalı malzemelerin birleştirilerek kullanılmasına izin verir. Bu strateji ile takım çeliklerinin sertlik ve aşınma direncinin tatmin edici performanslarına gerek olmayan bileşenler ile kullanılabilir. Daha dayanıklı bir malzeme takım çelik bileşenlerini desteklemek ya da kaynak birikimi için kullanılabilir. Takım şeklinin modifiye edildiği önemli uygulamalarda bulunabilir ve kazadan kurtulan bileşenlerin orijinal boyutlarında tamirinde kullanılır.

Kompozit imalatı, çalışma yüzeyinde istenen karakteristikleri, tok ve şoka dayanıklı merkez kadar iyidir olmasını sağlar. Diğer bir avantajı ise sertleştirme ısıtma işleminin olmamasıdır. Bunun anlamı şekillendirme ve delmenin final operasyon olabilmesidir. Birçok takım doğal sertliklerinden dolayı kırılmaya karşı hassastır.

Yaygın ark kaynak yöntemlerinin her biri takım çeliklerinin onarım ve imalatı için uygundur. Seçim, doldurulacak kaynak metal miktarına, takımın karmaşıklık ve boyutlarına ve alaşım içeriğine bağlıdır.

En yaygın kullanılanları GTAW, SMAW, GMAW, flaks özlü ark kaynağı ve tozaltı kaynağıdır. Toz alev spreng (powder flame spraying, PAW) ve plazma ark kaynakları gibi alternatif kaynak yöntemleri, uygun uygulamalarda başarıyla kullanılabilir.

Küçük onarım alanlarında, tam kontrol ve minimum ısı girişi nedeniyle daha çok GTAW yöntemi kullanılır. Büyük takımlarda geniş çaplı onarımlarında yüksek doldurma oranı nedeniyle FCAW, SMAW veya GMAW kullanılması daha etkili onarım sağlar. SAW ise

daha çok takımın hadde merdanesi ya da büyük kesitlere kaynakla doldurulmasında kullanılır.

Takım çeliklerinin birçok sınıfı için uygun dolgu metalleri bulunur. Kullanılacak boyut genişlik ve derinliğe bağlıdır. Örtülü takım çeliği elektrotlarında 1.6-6.4mm arasında çeşitli çaplarda mevcuttur. Geniş onarım alanları için 16mm'e kadar geniş örtülü elektrotlar bulunur. Katı ve flaks kaplı teller 0.9-4.0mm'e kadar mevcuttur. Direk akım, elektrot pozitif akım birçok takım çelik elektrot için önerilebilir.

Takım çelikleri için elektrot seçiminde; ana metalin kimyasal kompozisyonu, kaynak edilecek bileşenlerin ısıtılma durumlarına, işleme ve taşlama gerekliliklerine, kaynağın maruz kalacağı çalışma koşullarına, kaynak etkinliğine, kaynak uygulamasının kolaylığına, kaynak sonrası ısıtılma şartlarına dikkat edilmelidir.

Kaynak metal sertliğinin takım çeliğine doldurulması ön ısıtma, kaynak prosedürü ve ısı girişi, ana metalde dolgu metal seyreltmesine, soğuma oranına, son ısıtılma işlemi gibi faktörlere bağlıdır.

Takım çeliklerinin kaynağında kullanılan dolgu metalleri AISI standart takım çelikleri, düşük alaşımlı çelikler ve özel amaçlı birleştirme malzemeleri olarak üç ana kategoriye bölünür.

AISI standardı takım çelik dolgu metalleri suda, yağda ve havada sertleştirilmiş, sıcak şekillendirilmiş ve yüksek hız çelikleri gibi temel takım sınıfları için üretilmiştir. Düşük alaşımlı dolgu metalleri oda sıcaklığındaki sertlik ve tokluğu yumuşatmakta kullanılır. Benzer malzemelerin birleştirilmesi ve çatlak onarımında kullanılan özel amaçlı birleştirme malzemeleri yüksek alaşımlı çelik ve paslanmaz çelik içerirler.

Takım çeliği dolgu metalleri çeşitli ark kaynaklarına uygun birçok formda bulunabilir. En yaygın olanları SMAW için giydirilmiş elektrot, GTAW için çıplak elektrot, GMAW için katı makara tel ve FCAW için flaks özlü elektrotudur.

Kenarın tümü veya bir kısmının onarımında doldurulacak metal miktarına bağlı olacak alttan kesme ve oluk derinlik ve tipi kullanılır. Küçük doldurmalarda 45 derecelik 6mm oluk yaygındır. Büyük doldurma gerekliliklerinde U ve J oluklar tercih edilir.

Yüzey temizliği başarılı bir kaynak için çok önemlidir. Mümkünse kaynak yapılacak parçanın yüzeyi alkali temizleme çözeltileri ile temizlenmeli ve sıcak su veya buharı ile yıkanmalıdır. Yağ ve diğer hidrokarbon kalıntılarının tamamen giderilmesi çatlak oluşumunu önlemek için önemlidir [6].

Takım çelikleri kompozisyonları ve çalışma koşullarına bakılmaksızın kaynak için ön ısıtma uygulanmalıdır. En iyi ön ısıtma sıcaklığının belirlenmesi, malzemenin alaşım içeriği, konfigürasyon ve ısıtma şartlarına bağlıdır. Genellikle yüksek alaşımlı havada sertleştirilmiş takım çelikleri, daha yüksek ön ısıtma sıcaklığı ve daha yakın takip gerektirir.

Sert takım çelikleri kaynak öncesi ön ısıtıldığında ön ısıtma sıcaklığı önceki temper sıcaklığını geçmemelidir. Yüksek sıcaklıklara ısıtma aşırı temperlenmeye ve takımın yumuşamasına neden olur. Temperleme sıcaklığı bilinmiyor ya da parça kalın ise o çelik için önerilen en düşük ön ısıtma sıcaklığı uygulanmalıdır. Tavlanmış veya ince parçalar o alaşım için önerilen en yüksek sıcaklıklara ön ısıtma yapılmalıdır. Kırılmaları önlemek için ön ısıtma sıcaklığı mümkün olduğu kadar yakın devam etmelidir. Tüm proses boyunca ısı girişi kontrol altında olmalıdır.

Hareket hızı ana metal ile kaynak metalin uniform ergimesini temin edecek şekilde ayarlanmalıdır. Kaynak yontma veya süpürme ile sık sık temizlenmelidir.

Küçük geçişlerle oluk doldurulmalıdır. SMAW prosesinde ark söndürülürken, ark uzunluğu kademeli olarak azaltılmalıdır. Ark uzunluğu kısalıdıkça, elektrot sıcak metalden geriye hızlıca hareket ettirilmelidir. Bu derin kraterlerin ve kenar büzülmelerini önleyecektir.

Kaynak sırasında, sertliğin uniform olmasından emin olmak için kaynaktaki ısı dağılımının uniform tutulması sağlanmalıdır. Ana metal sıcaklığının temperleme sıcaklığını geçmemesi gerekir. Çok geçişli pasolarda sıcaklık dağılımını uniform tutmak için çeşitli teknikler uygulanabilir.

Kaynak hattı 371°C'e soğutulmadan önce çekiçlenmelidir. Çekiçleme, büzülme gerilimini gidermek için uygulanır. Genellikle bir ucu yarım küre biçiminde olan çekiç kullanılır, ancak büyük çaplı onarımlarda pinomatik çekiçler daha etkilidir.

Tipik kaynak sonrası ısıtma işlemleri havada sertleştirilmiş çeliklerde dikiş altı çatlak problemlerine yardımcı olur. Genel kural olarak, tavlanmış kondisyonda kaynak edilmiş takım çelikleri gerilimin azaltılması ve sonraki çalışmanın kolaylaştırılması için yeniden tavlanmalıdır. İdeal olarak bu işlem hemen kaynaktan sonra yapılmalıdır.

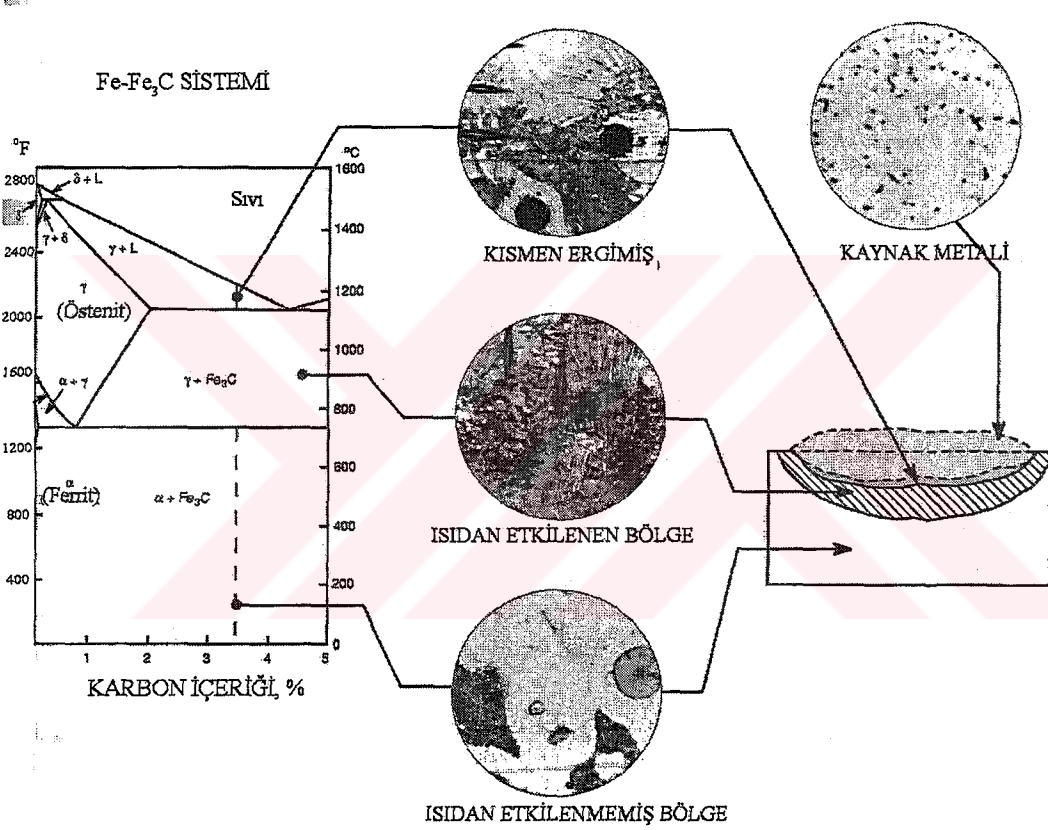
Sertleştirilmiş durumdaki kaynaklı takım çeliği, kaynak sonrası ısıtma işlemi takiben 65°C civarlarına kadar yavaşça soğutulmalıdır. Soğuma oranı, bu çevrim sırasında kaynak sertliğine ulaşılması nedeniyle kritiktir. Hızlandırılmış soğuma yüksek sertlik sağlamasına rağmen ısı tesiri altındaki bölgede çatlaklara neden olur [6].

Temperleme işlemi kaynak sonrası ısıtma işlemi ve yavaş soğutmanın ardından uygulanmalıdır. Bu işlem kaynak sırasında oluşan gerilmeleri giderir, çatlak önlemeye yardımcı olur ve tokluğu artırır. Parça bu sıcaklığa getirilir ve kalınlığa göre 2.4dk/mm tutulur. Temperleme sonrasında parça oda sıcaklığına yavaşça soğutulur [6].



6. DÖKME DEMİR

Dökme demirlerin yüksek karbon içerikleri, kaynaklanabilirliklerinde problem yaratmaktadır. Kullanışlı mekanik özellikleri üretim sırasındaki mikro yapıya bağlıdır. Kaynaklanmış dökme demirin, dökümdeki yavaş soğuma hızına karşı daha hızlı bir şekilde soğutulması önerilmektedir. Kaynak ısı çevrimi, istenen mikro yapıyı yaratmaz. Kaynak sonucundaki mikro yapı Şekil 6.1’de gösterilmektedir. Şekil kaynak ısısından orda sıcaklığına olan sıcaklık oranındaki faz diyagramını gösterir. Kaynak metali, nikel içeriği nedeniyle bu faz diyagramındaki bölgelere uymaz [8].



Şekil 6.1 Tipik dökme demir kaynağında faz ve mikro yapıları gösteren bölgeler [6].

Kaynak sırasında ısıdan etkilenen bölge ergime noktasına yakın sıcaklığa kadar ısınır. Isıdan etkilenen ve kaynak bölgesindeki hızlı soğutma, karbit oluşturur. Isıdan etkilenen bölgedeki yüksek sıcaklık, soğumaya bağlı olarak karbonun östenite difüz ederek, yüksek karbonlu martensite neden olur. Martensit ve sementit, kendiliğinden ya da çalışma koşullarında kırılganlığa ve çatlamaya neden olabilir. Kırılganlık derecesi, oluşan sementit ve martensit miktarına bağlıdır. Çatlama dökme demir kompozisyonu ve ısıl işleme bağlıdır.

Eğer metal kaynak sıcaklığından oda sıcaklığına çok hızlı şekilde soğursa, karbonun serbest karbon olarak çökmesi için yeterli zaman olmaz, sert ve kırılgan beyaz dökme demir oluşur (sementit, ledeburit, martensit). Bu özellikle ana metalle benzer kompozisyona sahip ilave metal kullanılırsa olur. Bu oluşumu engellemek için iş parçası ön tav yapılmalı ve kaynak sonrası çok yavaş soğuması sağlanmalıdır. Farklı kimyasal kompozisyondaki ilave metallerin (nikel alaşımlı dökme demir elektrotları) kullanımı ısı girdisinin ve sert dönüşüm bölgelerinin dar sınırlar içinde kalmasını sağlar ve kaynak dikişinin mekanik özelliklerinin yeterli düzeyde tutulmasını sağlar.

Elektrik ark ergitmesi, kaynak bölgesinde ısı gerilime neden olan şiddetli ısı lokasyonu yaratır. Oluşan bu gerilimin giderilmesi, ana metalde çatlamları önlemek için plastik deformasyona kabiliyetli olmalıdır. Kaynak gerilimi, kanıtlanmış kaynak prosedürleri uygulanarak azaltılabilir. Bu faktörler, ön ısıtma, kaynak sırası, kaynak havuz yayılımının minimize edilmesi, pasolar arası çekiçleme, son ısıtma uygulanarak minimize edilebilir.

Feritik dökme demirde karbon küresel formdadır. Küresel yapı kaynak sırasında yavaşça ergiyerek daha az martensit ve sementit üretir. Bu olay feritik seyreltilmiş dökme demirlerin kaynağında oldukça kolaylık sağlar. Yüksek akım yoğunluğu prosesi kullanılarak hızlı hareket hızına izin verilerek ısıdan etkilenen bölgenin minimize edilmesi sağlanır. Bu küre miktarını sınırlandırır ve saf feritik ITAB oluşumuna izin verir.

Perlitik dökme demirdeki karbonun büyük bölümü perlitik yapıya eş bölünmüştür. Kaynak sırasında perlit çözünmesi, oda sıcaklığına soğutulma sırasında ısıdan etkilenen bölgede martensit ve sementit oluşumuna neden olur. Kırılgan martensit, düşük dayanım, daha yüksek süneklik için temperlenebilir ya da tamamen giderilmesi için ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklık kontrolü, çok geçişli pasoyla kaynak ve son ısıtma işlem teknikleri uygulanır.

Kısmen ergimiş bölge Şekil 6.1'de gösterilmiştir. Bu bölge kaynak sırasında en yüksek ısıya maruz kalan, bu sıcaklık nedeniyle kaynak ergime hattının yanında kısmi olarak ergimiş ana metaldir. Mekanik özellikleri büyük ölçüde etkileyecek aşırı derecede kırılganlığa sahiptir.

Kısmi ergiyik bölge içersindeki sıvı, yüksek soğuma nedeniyle beyaz dökme demir gibi donan, dökme demirdeki ötektik sıvıya benzer. Kısmi ergimiş bölgenin mikro yapısı tamamen martensit, östenit, birincil karbit ve grafit içerir. Çözünmemiş grafit ergiyik matriks içinde devam ediyorsa, soğumada da devam edecektir. Kısmi ergime bölgesi kaynağın en sert bölgesidir. Maksimum sıcaklık ve sürenin azaltılması, çatlamları önlemek için en etkili tekniktir [6].

Seçilen kaynak dolgu malzemesi ergime bölgesinin ve kaynak-metal bölgesinin özelliklerini etkiler. Ergime bölgesi, dökme demirin ergimiş yüzeyinden yayılan ergimiş doldurma metallerini içerir. Elektrik ark kaynağı bu bölgede homojenliği sağlar ve kaynak dikişinin daha uniform olmasını sağlar [6].

6.1 Kaynak Uygulamaları

6.1.1 Örtülü elektrotla ark kaynağı

Isı girişi istenen dikiş tipine göre seçilmelidir. Kordon dikiş için daha az ısı girişi tercih edilmelidir. Dalgalı dikiş kullanıldığında, elektrot elle işlenmeli, dikiş genişliği ortalama elektrot çapının üç katını geçmemelidir. Çıplak tel ile kaynakta geniş dikiş kabul edilebilir. Dikkat edilmesi gereken konulardan biri dalganın katılaşmadan önce geri gelmesidir.

ENi-CI olarak sınıflandırılmış örtülü elektrotlar saf nikel özlü tel grafit içeriklidir. Bu prosedür, tek geçişli kaynaklarda ana metale yüksek yayılım olması durumunda bile yüksek oranda nikel içeriğinin birikmesini sağlar. Bu tür elektrotlar genellikle tek geçişli ve yüzey kaynaklarında tercih edilir. ENiFe-CI olarak sınıflandırılmış elektrolarda geniş oranda kullanılmaktadır ve birçok avantaja sahiptirler. Doldurmanın daha güçlü ve daha kolay şekillendirilebilmesini sağlar. Dayanım seviyesini artırır. Dökme demirin bulunduğu benzer metal uygulamaları içinde uygundur. Nikel-demir doldurmaları, fosfora göre daha toleranslıdır ve yüksek fosfor içerikli demirlerde tercih edilir.

ENiCu-A ve ANiCu-B olarak sınıflandırılmış elektrotlar ise az kullanılmaktadır. Daha az derinlikte ergime sağlamaları, ana metale yüksek yayılımları çatlama ile sonuçlanabilir [6].

6.1.2 Flaks Özlü Ark Kaynağı

Flaks özlü ark kaynağında birleşme, sürekli doldu metal elektrot ve iş parçası arasında oluşan ark ile sağlanır. Tüplü elektrot içindeki flaks ile korunma sağlanır. Koruyucu ortam gaz ilede sağlanabilir.

Flaks cüruf yapıcılar, oksit gidericiler, ark kararlaştırıcı gibi metalik katkılar içerir. Elektrotlar kendiliğinden koruyuculu olabilir veya gaz ile korunabilir. Cüruf oluşmaya bağlı olarak, arkta derin veya sığ penetrasyon sağlanabilir [6].

Çizelge 6.1. Dökme demirin flaks özlü ark kaynak parametreleri [6].

Parametre	Değer
Amper	350-450 A
Voltaj	29 V (DCEP)
Hareket hızı	15-30 in./min (6.4-12.7 mm/s)
Elektroğ uzama	7/8-5/8 in. (22.2-15.9 mm)
Elektroğ çapı	0.093 in. (2.36 mm)
Koruyucu gaz	None
Seçenek	40 ft ³ /h (18.9 L/min) CO ₂
Tanımlaması	ERNiFeT3-CI
Ön ısıtma	None
Seçenek	600 °F (316 °C)
Doldurma oranı	12-15 lb/h (5.4-6.8 kg/h)
Ürün	ENiFeT3-CI
<u>Tipik Özellikler</u>	
Gerilim dayanımı	70 ksi (483 MPa)
Akma dayanımı	45 ksi (310 MPa)
Uzama	12-16%
Sertlik	85-95 HRB

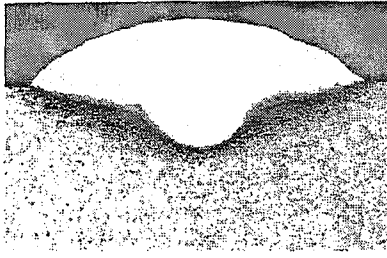
6.1.3 MIG/MAG

Metal ile sürekli beslenen dolgu metali arasında ark ile ısınma sonucu uygulanır. Koruyucu ortam tamamen gaz ile sağlanır. Voltaj, tel besleme hızı ve bazı durumlarda koruyucu gazın değişimi yüksek ısı girişı, kaynakta yüksek dolum oranı ile birlikte derin penetrasyon sağlanır.

Ark boyunca ergiyik dolgu metal yayılması, üç ana modelde sağlanabilir. Global, kısa devre veya sprej. Sprej arkın bir çeşidi olan darbeli sprej, levha ve kalın metallerin tüm pozisyonlarında uygulanabilir. Isı girişı, koruyucu gaz ve güç kaynağı bu transfer modelini belirler.

Transfer modeli, ana metale, kaynaklımı dökümmü oluşuna, dolum oranına ve kaynak pozisyonuna göre belirlenir. Genellikle düşük ısı girişı, düşük penetrasyon, ana metal erimesine neden olur. Dolgu metalinin kaynak metalinde dağılımının sınırlanması, çatlama hassasiyetini artırır. Sprej transfer modeli genellikle dökme demirin basit ürünlerinde, düşük gerilimli kaynak, yüksek sünekliliğı durumunda kullanılır.

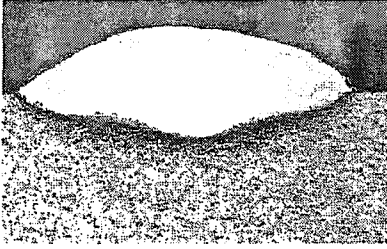
Şekil 6.2’de koruyucu gazların penetrasyona nasıl etkiledikleri görölmektedir. Şekilde tüm gazların uygulanabileceğı görölüyor ancak, %2’lik oksijen içeren argon karışımı, dikişin dış hattı ve düşük ısı girişı nedeniyle en iyi seçim olduğunu gösterir. Karbondioksit yüksek penetrasyon ve yüksek doldurma oranını verir [6].



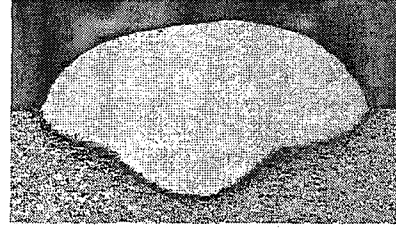
(A) %100 Argon



(C) %75 Argon %25 Karbondioksit



(B) %98 Argon %2 Oksijen



(D) %100 Karbondioksit

Şekil 6.2 Koruyucu gaz çeşitlerinin etkileri [6].

6.1.4 TIG Kaynağı

Bu yöntem iş parçası ile tungsten elektrot arasında oluşan arkın ısınması ile uygulanır. Koruyucu gaz atmosferi kullanılır. Dolgu metali prosese bağlı olarak uygulanabilir. TIG kaynağı genellikle tek elektrotla uygulanması tercih edilir. Elektrot ve kaynak bölgesinin korunması, uygulanan koruyucu gaz ile sağlanır.

TIG kaynağında dolgu malzemesi olarak yumuşak demir kullanılması daha güçlü birleştirme sağlar. Tipik yumuşak çelik dolgu metali demir, demir-nikel, nikel-demir ve demir-nikel-mangan içerir.

TIG prosesi aynı zamanda döküm sırasında oluşan gaz kabarcıkları, porozitenin onarımı içinde uygundur [6].

6.1.5 Oksiasetilen kaynağı

Kır dökme demirler parçalara oksiasetilen kaynağı sıcak veya soğuk olarak uygulanabilir; ancak soğuk kaynağın uygulandığı alanlar çok sınırlı olup kaynak sonrası büyük ve tehlikeli gerilmelerin ortaya çıkmayacağı ve kaynak bölgesinin sonradan mekanik olarak işlenmesinin gerekli olmadığı parçalara uygulanabilir.

Kır dökme demire uygulanan tüm sıcak kaynak yöntemlerinde en önemli konu parçanın ısıtılması ve soğutulması olayı ve bu sırada uygulanması gereken kurallardır. Bunun dışında kaynak tekniği açısından, kır dökme demirin kaynağı gerek yöntem ve gerekse de uygulama açısından diğer metal ve alaşımların kaynağından büyük farklılık göstermez.

Ön ısıtmanın hızı parçanın büyüklüğü ve şeklinin karmaşıklığına bağlı olarak değişir. Parçanın büyüklüğü arttıkça, şekil karmaşıklıklaştıkça ısınma hızı yavaşlatılır. Isıtma süresi en ekstrem hallerde bile nadiren 12 saati aşar. Buna karşın kaynaktan sonra ortam sıcaklığına kadar soğutma çok yavaş bir süratle gerçekleştirilmek zorundadır.

Tekniğe uygun bir şekilde sıcak halde uygulanan oksiasetilen kaynağı ile esas metalin yapısına rengine ve mekanik özelliklerine çok yakın veya aynı özellikleri taşıyan kaynak dikişleri elde edilir. Bu yöntemin en büyük dezavantajı iç gerilmelerin ve kaynak bölgesinde sert yapının oluşmaması için parçaya yüksek bir sıcaklık derecesinde ön tav uygulanmasıdır [3].



7. PASLANMAZ ÇELİKLER

7.1 Paslanmaz Çeliklerin Genel Özellikleri

Çelikler diğer demir alaşımlarının büyük bir kısmı gibi atmosferde oksitlenirler ve yüzeylerinde bir oksit tabaka (pas) oluşur. Alüminyum ve çinkonun yüzeyinde oluşan koruyucu oksit tabakanın tersine çeliğin yüzeyini kaplayan bu oksit tabakası, oksitlenmenin iç kısımlara ilerlemesine engel olamaz. Paslanmaz çeliklerde ise, korozyon direnci artan krom miktarına bağlı olarak yükselmektedir. Bu konuda farklı birçok görüş varsa da bunlardan en kabul göreni, sıkı ve ince bir krom oksit tabakasının paslanmaz çelik üzerinde oluşturduğu ve bu tabakanın oksidasyon ve korozyonun ilerlemesine engel olduğudur. Çeliğin içeriğindeki kromun koruyucu etkisi, krom ile oksijen arasındaki afiniteden ileri gelmektedir. Krom içeren çelikler yüzeyi bir krom oksit tabakası ile örtülü olmadığı takdirde korozyona ve özellikle oksidasyona karşı çok hassastırlar; bu hale aktif denir, buna karşın bu oksit tabakası oluşma olanağı bulunduğu metali koroziye ortamlara karşı korur, dolayısı ile çelikler pasifleşmiş olur. Pasivitenin sınırları ile 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.

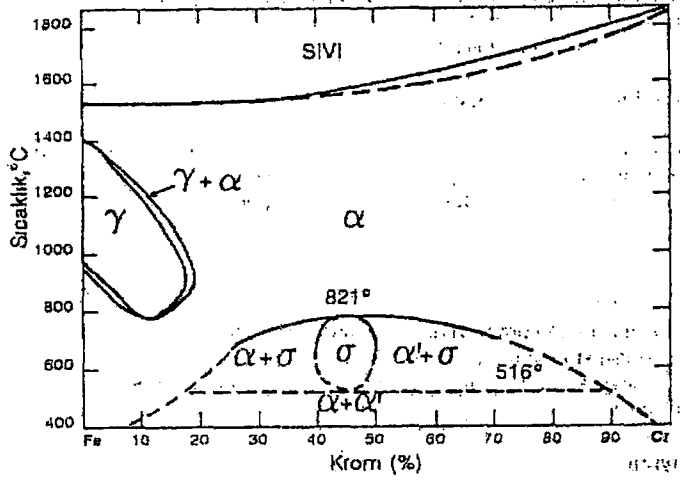
Bu pasif film yok olduğunda ve yeniden oluşması için gerekli koşulların bulunmaması halinde paslanmaz çelik korozyona uğrayabilir. Bu bakımdan paslanmaz çeliğin korozyon direncinin oluşabilmesi için en az %12 krom içermesi ve ortamda da oksijen bulunmasına gerek vardır.

Paslanmaz çeliğin yüzeyinde pasif bir tabakanın oluşabilmesi için mutlaka bir kimyasal işleme gerek yoktur. Bu film, yüzeyin oksijen ile teması halinde aniden oluşur, yani pasivasyon işlemi yüzeyde bulunan serbest demirin, oksitlerin ve diğer yüzey kirlerinin uzaklaştırılması esasına dayanır [9].

Paslanmaz çeliklerin içersinde paslanmazlık özelliğini sağlayan elementlerin yanı sıra, diğer bazı gereksinimleri karşılamak üzere ilave edilen alaşım elementleri veya kaçınılmaz olarak bulunan karbon ve bazı emrüteler bulunmaktadır [10].

Demir-Krom sistemi, paslanmaz çelikler grubunun temelini oluşturur. Krom, kübik hacim merkezli kristal kafes (KHM) yapısına sahip ferriti kararlı hale getirir. Demir-krom denge diyagramında kübik yüzey merkezli kristal kafes yapısına sahip östenitin oluşturduğu bölge olan östenit (γ) alanını kapalı hale getirir ve bu faz en büyük krom çözünürlüğünü (%12), 1000°C civarında gösterir. Demir-krom denge diyagramında da görüldüğü gibi (Şekil 7.1),

1390°C'nin üzerinde ve 830°C'nin altındaki sıcaklıklarda hiçbir bölgede östenite rastlanmaz [11].



Şekil 7.1 Demir-krom denge diyagramı [11].

Saf demir-krom alaşımları Şekil 7.1'deki ikili denge diyagramından da görüldüğü gibi %12'den fazla krom içermeleri halinde sıvı halden itibaren katılaştıklarından KHM kristal kafesli ferrit halinde katılaşmaktadır ve soğuma sırasında da hiçbir dönüşüm göstermemektedir. Bu olay kararlı östenit alanını da keskin bir şekilde sınırlandıran kromun ferrit oluşturma yeteneğinden kaynaklanmaktadır.

Diyagramın sol üst tarafından bulunan bir cep biçimindeki γ alanı alaşımların içeriğindeki karbon miktarına bağlı olarak genişlemektedir. γ alanını genişleten diğer bir element de azottur. Çok kuvvetli birer östenit dengeleyici olan karbon ve azot, γ alanını genişleterek östenit içinde kromun çözünürlüğünü artırır. Örneğin, burada karbon+azot miktarı %0.13'e eriştiğinde $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün görülmemesi için krom içeriğinin %24'e, karbon+azot miktarının %0.2'ye çıkması halinde ise krom miktarının %27'ye yükselmesi gerekmektedir.

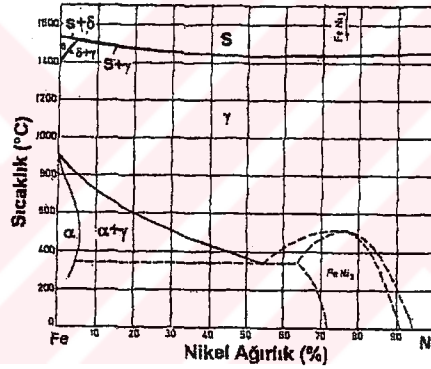
Demir-krom denge diyagramının alt orta bölgesinde görülen σ -fazı, tetragonal bir kafes yapısına sahiptir. Bu faz çok yavaş bir hızla 800-600°C sıcaklık aralığında oluşur. Zaman zaman çeşitli ticari paslanmaz çelik türlerinde, uzun süre belirli sıcaklıklara maruz kalma sonucu görülen sert ve gevrek metaller arası bileşik olan bu σ -fazının demir-krom ikili sisteminde oluşma aralığı çok dardır. 520°C'nin altındaki sıcaklıklarda bu faz ötektoid bir dönüşüm ile $\alpha + \alpha'$ fazlarına ayrışır. Bu katı hal reaksiyonunun oluşum ve gelişme hızı çok yavaştır. Hızlı soğuma σ -fazının oluşumunu önler ve bu durumda da α' fazı 520°C'nin altında

ayrışarak ortaya çıkar. α' fazı yaklaşık olarak %90 krom içerir, gevrek bir fazdır ve bunun çökmesi sonucu 475°C gevrekliği diye adlandırılan bir olay ile karşılaşılır.

$\alpha + \alpha'$ fazlarının kafes parametreleri arasında sadece %0.2 kadar bir fark vardır ama buna karşın α demirce zengin, α' kromca fakirdir.

Günümüzde kullanılan demir-nikel denge diyagramı olarak 450°C'nin üzerindeki sıcaklıklar için geçerli olarak kabul edilmektedir (Şekil 7.2). nikel α demiri içindeki çözünübilirliği 400–500°C arasında maksimum değere erişmektedir. Nikel şiddetli bir östenit dengeleyicisidir. %30 nikel içerdiği halinde γ alanı 500°C'den 1450°C'ye kadar genişlemektedir.

Soğuma sırasında östenit fazının dönüşümü çok yavaş bir hızla gerçekleşir ve dönüşüm büyük bir alt soğuma göstermektedir. Dolayısı ile Ms sıcaklığı nikel içeriğinin artması ile çok büyük bir düşme gösterir. Örneğin %20 nikel 220°C, %30 nikel 0°C, %34 nikel -220°C [10].

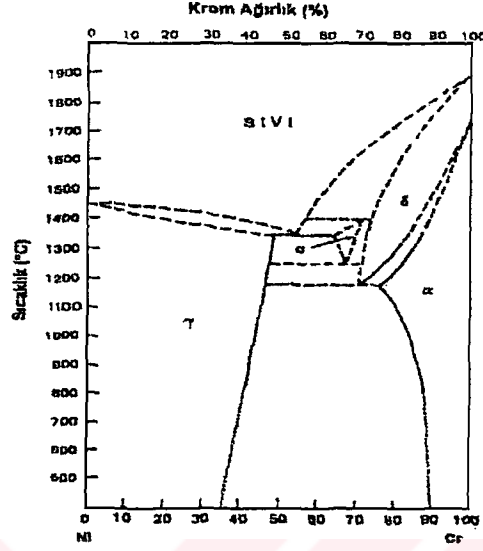


Şekil 7.2 Demir-nikel denge diyagramı [10].

Demir-nikel denge diyagramındaki 450°C'nin altındaki olaylar henüz tam olarak açıklığa kavuşmamıştır. Krom-nikel denge diyagramından görüldüğü gibi saf krom, allotropik bir dönüşüme sahiptir (Şekil 7.3).

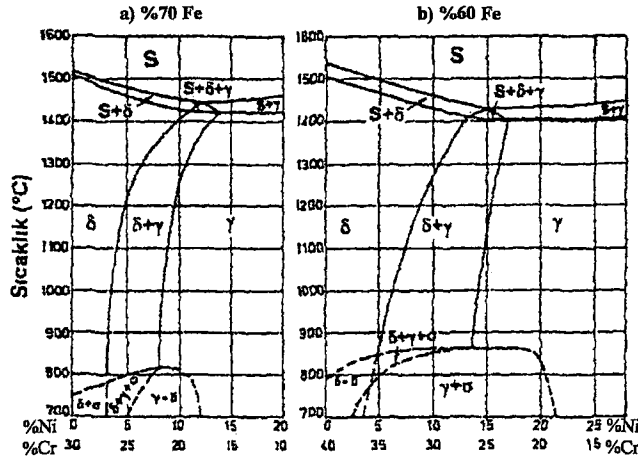
Bu sistemde yüksek sıcaklıklarda görülen σ ve δ fazları var oldukları sıcaklıklardan itibaren ani soğutularda oda sıcaklıklarındaki varlıklarını korunabilir. Bu diyagramda dikkat çeken en önemli olay östenit alanının genişliğidir. Örneğin, 1350°C'de KYM kafese sahip olan nikel içinde %50'ye kadar krom çözündürülebilmektedir. Paslanmaz çelikleri oluşturan demir, krom, nikel gibi esas elementlerin kendi aralarındaki ikili denge diyagramlarında bazı bölgelerde görülen belirsizlikler Fe-Cr-Ni üçlü sistemine de yansımaktadır. Özellikle bazı reaksiyonların fazların oluşumunun ancak çok yavaş soğuma hızlarında görülebilmesi, az

miktarda da olsa katıskı ve bazı alaşım elementlerinin ticari paslanmaz çeliklerin bileşimindeki varlığı, bu ikili denge diyagramlarının ticari paslanmaz çeliklerin içyapılarının ve özelliklerinin belirlenmesinde etkin bir biçimde kullanılmasına neden olmaktadır.



Şekil 7.3 Krom-nikel denge diyagramı [10].

Örneğin, Fe-Cr-Ni üçlü diyagramında (Şekil 7.4a ve b) 18Cr-8Ni'li çeliğe ait kesiti incelediğimizde kromun yanı sıra %8-10 nikel içeren paslanmaz çelik ancak 800 ila 1200°C arasındaki bir sıcaklıktan su verildiği takdirde oda sıcaklığında östenitik yapıda bulunabilecektir. Ancak uygulamada bu çeliğin gerek yüksek sıcaklıklarda gerekse de oda sıcaklığında tamamen östenitik bir yapıda olduğunu biliyoruz. Zira bu diyagramda karbon ve azotun, östenitin dengelemesine kuvvetli etkisi göz önüne alınmadığından bu şaşırtıcı sonuç ile karşılaşılmaktadır. Bu çelikte oda sıcaklığında görülen östeniti daha dengeli bir faz olan ferrite dönüştürebilmek için şiddetli bir plastik şekil değiştirme veya oda sıcaklığının çok altında bir sıcaklığa kadar soğutmak gerekmektedir [10].

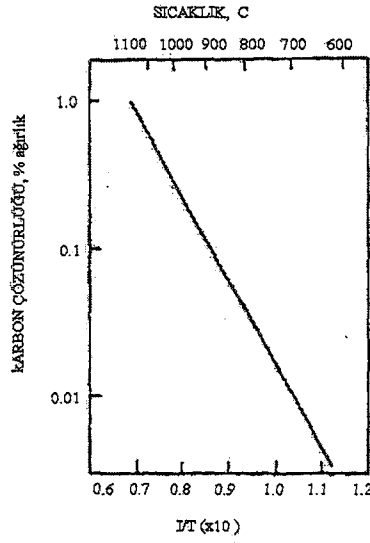


Şekil 7.4 Fe-Cr-Ni denge diyagramı (%70 ve %60 Fe için hazırlanmış) [10].

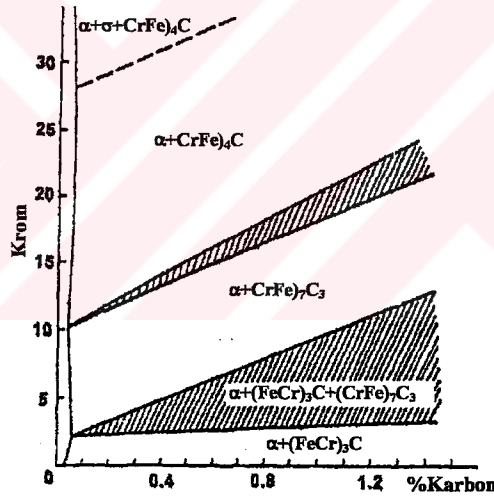
Şekil 7.4 Fe-Cr-Ni üçlü denge diyagramına bakıldığında oldukça önemli bir oluşum bölgesine sahip olan σ fazı çok yavaş bir hızla oluştuğundan bu sıcaklıklarda kullanılan paslanmaz çeliklerin özelliklerinin belirlenmesinde etkin bir faktör olarak gözönüne alınmaz. Yukarıda verilmiş olan ilk örnekten görüldüğü gibi Fe-Cr-Ni üçlü denge diyagramının ve dolayısı ile paslanmaz çeliklerin özelliklerine az miktarda dahi katılan alaşım elementlerinin etkileri çok kuvvetlidir.

Fe-Cr-Ni üçlü sisteminde en önemli konulardan bir tanesi de östenitin dengelenmesi ve daha az nikel katkısı ile dengeli bir östenitik içyapılı çelik eldesidir. Ancak bilindiği gibi karbon, azot, mangan, bakır ve kobalt gibi çok az sayıda element demir-krom sisteminde östenit bölgesini genişletme doğrultusunda etkide bulunmaktadır. Fakat bu elementlerden hiçbiri tek başına katılmaları ile yeterli sonuçlar vermemektedir.

Örneğin; karbon, östenitik Fe-Cr-Ni alaşımlarında çok az miktarda çözünebilmesine karşın östenitin dengelenmesi konusunda çok büyük bir etkinliğe sahiptir (Şekil 7.5). Zira, karbon östenit yapıcıdır. Yalnız, paslanmaz çeliklere katılabilecek karbon miktarı sınırlıdır. Karbonu çözülemeyen bölümü krom ile birleşerek karbürler oluşturur. Karbür fazının yayılımı krom ve karbon oranına bağlı olarak kromlu çelikler için Şekil 6.6'da gösterilmiştir. Yüksek krom içeren paslanmaz çeliklerin büyük bir bölümünde bileşiminde %70 krom içeren $(FeCr)_4C$ karbürü bulunmaktadır.



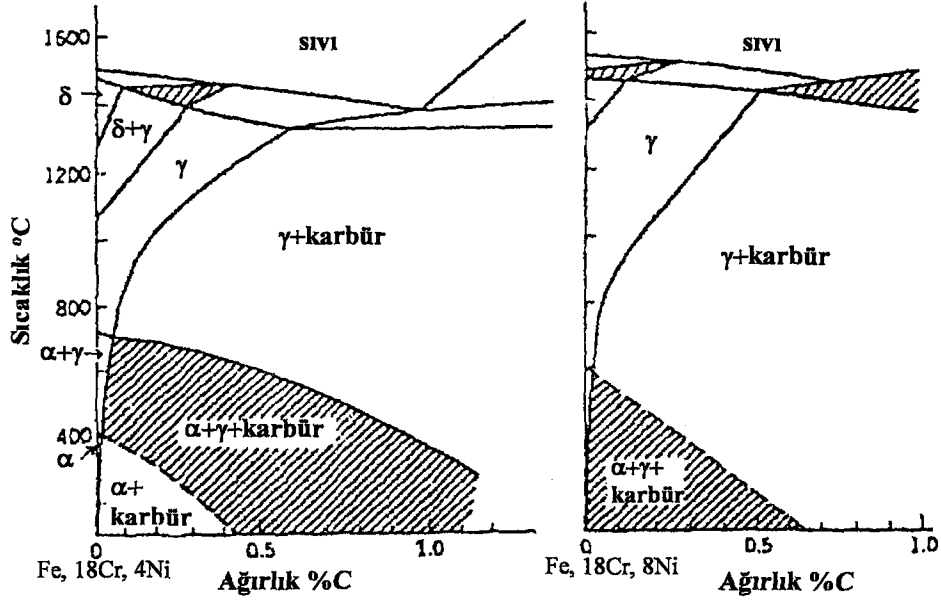
Şekil 7.5 %18Cr, %8-10Ni, Fe alaşımlarında karbonun çözünürlüğü [10].



Şekil 7.6 Fe-Cr-C alaşımlarında Karbon ve krom bileşimlerinin etkisi ve yavaş soğuma halinde bulunan fazlar [10].

Fe-Cr-Ni sisteminde de, %4 Ni ve %8 Ni içeren alaşımlarda karbür fazının oluşturduğu ve varlığını koruduğu bölgeler Şekil 7.7’de gösterilmiştir.

Karbonun tüm yapıyı östenitik hale getirecek miktarda katılması sonucu malzeme sünekliğini ve korozyon direncini yitirmektedir. Diğer bir östenit dengeleyicisi olan azot ise arzulanan etkiyi oluşturacak miktarda katılamamasına rağmen, Fe-Cr-Ni’li östenitik bir yapıda karbona göre daha az taneler arası korozyona sebep olmaktadır.



Şekil 7.7 Fe-Cr-Ni sisteminde %4 Ni ve %8 Ni içeren alaşımlar [10].

Östeniti dengeleme özelliğine sahip olan manganın yalnız başına alaşım elementi olarak %25'i aşan miktarlarda dahi katılması %15'ten fazla krom içeren alaşımları dahi tamamen östenitik hale getirememektedir.

Diğer bir element olan bakır ise yüksek sıcaklıklarda östenitin sünekliğinin bozucu bir etkisi vardır. Östenitleştirme etkinliği çok hafif olan kobalt ekonomik nedenlerden ötürü demir-krom alaşımlarında kullanılamamaktadır. Bu konuda yapılan çalışmalar, demir-krom alaşımlarına mangan ilavesi sıvı metalde azot çözünürlüğünü arttırmakta ve östenitik yapıyı dengelemen için azot ilave edildiğini göstermiştir. Azot içeren Fe-Cr-Mn alaşımına az bir miktar nikel eklenmesi, östenitik yapıyı artan krom miktarına karşı daha kararlı hale getirmektedir. Bu olay, östenite sıcak şekil verme sıcaklığı olan 1260°C'de de görülmektedir.

Paslanmaz çeliklerdeki alaşım elementlerinin etkinlik dereceleri krom eşdeğeri Cr_{eq} , östenit dengeleyicileri nikel eşdeğeri Ni_{eq} olarak gruplanarak değerlendirilmektedir. Uzun yıllar araştırmalar sonucu aşağıdaki ampirik bağıntılar geliştirilmiştir [10].

$$Cr_{eq} = \%Cr + 2X\%Si + 1,5X\%Mo + 5X\%V + 5,5X\%Al + 1,75X\%Nb + 1,5X\%Ti + 0,75X\%W \quad (7.1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + \%Co + 0,5X\%Mn + 0,3X\%Cu + 30X\%C + 25X\%N \quad (7.2)$$

Bu çeliklerin çentik-darbe mukavemetleri bileşimlerinin özellikle krom dışındaki diğer alaşım elementlerinin ve temperleme sıcaklığının etkisi altındadır. Bu tür çeliklerde temperleme sıcaklığı yükseldikçe çentik-darbe mukavemetlerinde önce bir artma görülür ve sonra 228°C civarında azalma başlar, 450–550°C arasında bir minimuma erişilir. Çentik-darbe mukavemetindeki bu minimum gösterge temperleme eğrisindeki büyük bir kısmı tane sınırlarında oluşan karbür ve nitrür çökelmelerinin neden olduğu ikincil sertlik ile açıklanabilmektedir. Bu olay, bu bölgeye kadar ısınmış çeliklerde korozyon direncinde de görülen azalmanın açıklanması olarak kabul edilmektedir. Daha yüksek sıcaklıklarda yapılacak temperleme sonucu çentik-darbe mukavemetinin artmasına karşın diğer çekme özelliklerinde hızlı bir düşüşe neden olmaktadır.

Martensitik kromlu paslanmaz çeliklerin kaynağında başlıca etkili element karbondur. Karbon miktarı, ısıdan etkilenmiş bölgenin sertliği üzerinde etkilidir ve bu bir dereceye kadar kaynak yöntemi ile kontrol edilebilir. Isıdan etkilenmiş bölgenin sertliği artarsa soğuk çatlamaya hassasiyet artar ve tokluk azalır. Bu bakımdan, az karbonlu martensitik paslanmaz çelikler, bir takım önlemler alınarak kaynak edilebilirler, yüksek karbon içerenler ise olabildiğince kaynak edilmemelidirler.

Az karbonlu martensitik paslanmaz çeliklerde, martensit daha az serttir ve çatlama eğilimleri daha zayıftır. Normal olarak martensitik paslanmaz çelikler kaynaktan önce, oluşan ısı gerilmeleri azaltarak çatlama olasılığını azaltan ön tavlama tabi tutulurlar. Uygulanan ön tavlama sıcaklığı 200–400°C arasındadır. Kaynak bölgesinde daha tok bir yapı elde etmek ve kullanım esnasında çatlama olasılığını ortadan kaldırmak için kaynaktan hemen sonra, parça soğumadan bir gerilme azaltma tavlaması uygulanır. En iyi süneklik ve tokluk parçanın 800–820°C arasında dört saat süreyle tavlansak çok yavaş bir biçimde soğutulması sonucunda elde edilir [10].

7.1.2 Ferritik Kromlu Paslanmaz Çelikler

Bu tür çelikler, paslanmaz çelik ailesinin önemli bir grubunu oluşturmaktadır. Alaşım elementi türüne bağlı olarak bileşimlerinde %16 ila 30 krom içerirler. Manyetikler, soğuk ve sıcak olarak haddelenebilirler, ancak maksimum süneklik, tokluk ve korozyon dirençleri normalize hallerinden daha iyidir. Normalize halde akma mukavemetleri, karbonlu ve az alaşımlı çeliklerden %50 daha yüksektir. Talaşlı şekillendirilebilme kabiliyetleri ve korozyon dirençleri ise martensitik kromlu paslanmaz çeliklerden daha üstündür.

Ferritik kromlu paslanmaz çelikler, pahalı ve stratejik bir element olan nikel içermemeleri

nedeni ile östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerden daha ucuzdur ve bu da oldukça önemli üstünlüklerindendir.

Bu tür çeliklerin ısı genleşme katsayıları, az alaşımlı çeliklerinkine yakındır; bu özellik, mimari yapılarda olduğu gibi büyük konstrüksiyonlarda sade karbonlu çeliklerle bir arada kullanılmaları halinde ısı genleşme farkının doğuracağı sorunları önler. Buna karşın, bu tür çeliklerin ısıl iletkenlik katsayıları normal çeliklerin yarısı kadardır.

Ferritik kromlu paslanmaz çelikler bileşimlerindeki korozyon direncini sağlayacak yeterli miktarda krom veya kromla birlikte yüksek sıcaklıklarda östenit oluşumunu önleyici alüminyum, niyobyum, molibden ve titanyum gibi ferrit dengeleyici elementler içeren Fe-Cr-C alaşımlarıdır [10].

Çizelge 7.1 Başlıca ferritik krolu paslanmaz çelikler [10].

AISI (UNS)*	EURONORM DIN (TSE)	Kimyasal Bileşim (%)								
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Diğer
405 (S40500)	X6CrAl13	0.08	1.00	0.040	0.030	0.50	11.50/13.00			0.10/0.30Al
409 (S40900)	X5CrTi12	0.08	1.00	0.040	0.030	1.00	11.50/13.5			6XC/0.75Ti
429 (S42900)	X7Cr14	0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	11.50/13.50	1.25/2.50		
430 (S43000)	X6Cr17	0.12	1.25	0.060	0.15 (min)	1.00	12.00/14.00		0.60*	
430F (S43020)	X12CrMoS17	0.12	1.25	0.060	0.060	1.00	12.00/14.00			
430FSe (S43023)	-	0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	12.00/14.00			0.15Se(min)
434 (S43400)	X8CrMo17	0.12	1.25	0.060	0.15 (min)	1.00			0.60*	
436 (S43600)	-	0.12	1.00	0.025	0.025	0.75	11.00/13.00	0.50/1.00	0.75/1.25	5XC/0.70Nb+Ta
442 (S44200)	-	0.20	1.00	0.040	0.030	1.00	15.00/17.00	1.25/2.50		
446 (S44600)	X10CrN28	0.20	1.00	0.040	0.030	1.00	16.00/18.00		0.75	0.25N

*Üretici tarafından katılabilir

**ASTM-SAE Unified Numbering System

Bu tür paslanmaz çelikler bileşimlerinde %16-30Cr ve %0.05-0.25C içerirler. Büyük miktarlarda krom çok az miktarda karbon içerdiklerinden yüksek sıcaklıklardan veya sıvı halden itibaren soğutulmaları sırasında bazen hiç, bazen de çok az östenit oluşur. Bu nedenle, östenit-ferrit dönüşmesi yoktur. Ancak, %0.1C içeren %17Cr'lu çelik, 1000°C civarında çok az da olsa östenit içermektedir. Bu östenit miktarı, kritik olarak C ve N içerdiklerine ve ayrıca östenit ve ferrit oluşturu elementlerin göreceli miktarlarına bağlıdır. Östenit miktarı çeliğin ısıtma süresinde, g halkasının kenarından geçme durumunda ilk önce artış göstermekte ve sonra yüksek sıcaklıkta azalmaktadır.

1150°C'den yüksek sıcaklıklarda %17Cr'lu çelik genellikle tamamen ferritik olmakta ve ferrit taneleri de çok çabuk irileşme eğiliminde bulunmaktadır. Soğuma sürecinde ise, östenit çoğu kez ferrit tane sınırlarında bir ağ şeklinde ve tanelerin içerisinde Widmannstaten yapısında dilimler şeklinde çökelmektedir. Bu çökelme olayının, bu çeliklerin kaynak kabiliyeti ile

büyük bir ilişkisi vardır. Zira östenitleşme sıcaklığında veya soğuma sürecinde oluşacak ostenit, oda sıcaklığına soğuma ile martensite dönüşür. Bu martensitin, östenitin oluşturduğu 780°C sıcaklığa yeniden temperlenmesiyle ferrit+karbür oluşumu gerçekleşir. Aslında bu tür çeliklerin içyapıları normalde ferrit ve karbürlerden oluşmaktadır. Bu tür çeliklerin en önemli metalurjik karakteristikleri, katı halde bir faz dönüşmesi olmadığından, su verme yolu ile sertleşmemeleri ve yüksek sıcaklıklarda korozyon ve oksidasyon dirençlerinin yüksek olmasıdır.

Bu çeliklerin sertleştirilebilmeleri ancak soğuk şekil değiştirme ile olasıdır. Az miktarda soğuk şekil değiştirmenin oluşturduğu sertlik, çeliğin şekil almasını zorlaştırdığından kullanma alanları sınırlıdır. Soğuk şekil değiştirme sertleşmesini ortadan kaldırmak için bu tür çelikler 750°C ila 800°C sıcaklıklarında yumuşatma tavlmasına tabi tutulurlar.

%21'den fazla krom içeren ferritik paslanmaz çeliklerde tavlama ile ostenit oluşmasına karşın, uygun miktarda karbon içerdiklerinden yüksek sıcaklıklardan itibaren hızlı soğuma halinde ferrit tanelerinin sınırlarında krom karbür çökmesiyle karşılaşılabilir. Ana yapıdan krom azalması çeliği taneler arası korozyona hassas hale getirir. Optimum korozyon direncini sağlamak için bir tavlama gereksinimi duyulur. Yüksek kromlu çeliklerde, demir-krom metaller arası bileşiği olan sigma fazı 430-760°C sıcaklık aralığında oluşmaya eğilimlidir. Tavlama için 760-820°C önerilir ve sigma fazı oluşumunu önlemek içinde hızlı soğutma yapılır.

%17-16Cr içeren ferritik paslanmaz çeliklerde ortaya çıkan bir metalurjik etken de, 400-550°C sıcaklık aralığında ortaya çıkan ve 475°C (temper) gevrekliği olarak adlandırılan gevrekleşme olayıdır. Yüksek krom miktarı ile artan gevrekliğin, mekanik özelliklerin yanı sıra, ferritin serbest kromca fakirleşmesi sonucu 700-800°C'de kısa süreli bir tavlama takiben hızlı soğutma ile giderilebilir. 475°C gevrekliği, zamana bağlı olay olduğundan, kaynak sırasında bu sıcaklık aralığında fazla kalınmayacak olursa oluşmaz.

Ferritik paslanmaz çeliklere Mo elementinin eklenmesi korozyona karşı direncin artmasını sağlar. Mo ve Ti ise, çelikte ergimiş hale getirir. Böyle bir ekleme, aynı zamanda süneklik ve çentik-darbe mukavemetini geliştirici etki gösterir. Çentik-darbe mukavemetindeki gelişme, bu çeliklerin kimya endüstrisinde kullanılan depolama tanklarının yapımında kullanılması açısından fayda sağlar.

Ferritik paslanmaz çeliklerde tane iriliğinin, içyapı ve özelliklere etkisi göz önünden uzak

tutulmamalıdır. Tane iriliğinin artması tokluğu azaltır buna karşın mukavemeti daha yavaş bir hızda etkiler. Ferritik kafes sistemlerinde atom hareketlerinin daha kolay gerçekleşmesi, ferritik kromlu çeliklerin yüksek sıcaklıklarda krom-nikelli östenitik çeliklere nazaran daha hızlı bir şekilde tane irileşmesi göstermesi, bu tür çeliklerin üretiminde ve işleminde tokluk azalmasına neden olan tane irileşmesinin göz önünde bulundurulmasını gerektirir. Bu bakımdan, ferritik paslanmaz çeliklerin ısı işlemleri ve sıcak şekil değiştirme işlemleri sıkı bir kontrol altında tutulmalıdır. Sıcak şekillendirmede olabilen en yüksek redüksiyon oranı uygulanmalıdır.

Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyeti martensitik paslanmaz çeliklere nazaran çok daha iyidir. Ferritik kromlu paslanmaz çelikler ark kaynağı, gazaltı kaynak yöntemleri, tozaltı kaynağı ve elektrik direnç kaynağının yanısıra modern kaynak yöntemleriyle de rahatlıkla kaynak edilebilmektedirler. Kaynak işleminde ortaya çıkan problemler, kaynak öncesi ile sonrasında alınacak önlemler ile ortadan kaldırılabilir.

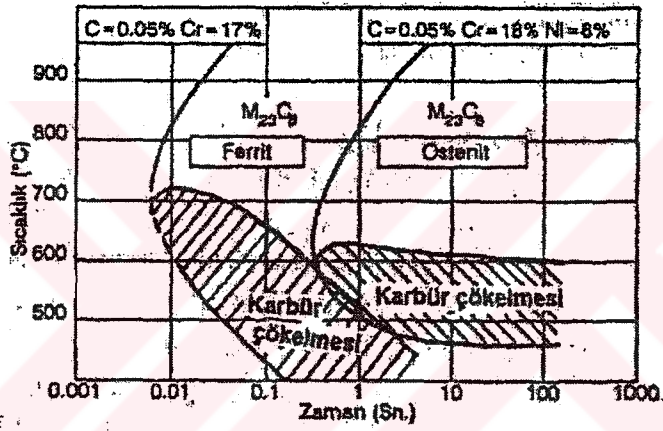
Ferritik kromlu paslanmaz çelikler, su verme yolu ile sertleştirilemediklerinden, ısıdan etkilenmiş bölgede martensit oluşum tehlikesi meydana gelmez. Bu bakımdan martensitik paslanmaz çeliklere nazaran daha kolay kaynak edilirler.

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan önemli sorunlardan bir tanesi, bu tür çeliklerin 1150°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda tane irileşmesine aşırı eğilimleri olmasıdır. Kaynak sırasında, ısıdan etkilenmiş bölgenin bir kısmı 1150°C'nin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısınır ve bu bölgede tane irileşmesi meydana gelir. Bu tür çeliklerde östenit→ferrit dönüşümü olmadığından ısı işlem yardımı ile taneleri küçültme olanağı yoktur. Normal olarak ferritik kromlu paslanmaz çelikler, çok ince taneli ve sünek bir yapıya sahiptirler. İri taneli yapı haline geçince gevrekleşirler, çentik-darbe mukavemetleri düşer. Tane irileşmesini önlemek amacıyla bazı ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin bileşimine bir miktar azot ilave edilir. Bu tür çelikler kaynağa daha uygundur.

Bu tür çeliklere uygulanan kaynak yönteminde, ısıdan etkilenmiş bölge 1150°C'yi aşan sıcaklıklarda olabildiğince az kalmalıdır. Bu da kaynağın çok kısa pasolarla yapılması ve hemen soğuması ile gerçekleştirilebilir.

Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan bir diğer tehlike de, ısıdan etkilenmiş bölgede taneler arası korozyona karşı hassasiyettir. Bu özellik kararlı olmayan, yüksek krom ve karbon içeren türlerde karşılaşılan önemli bir sorundur. Bu olay, östenitik

krom-nikel paslanmaz çeliklerde oluşanın aksine, 900°C'nin üzerindeki sıcaklıklardan hızlı soğuma sırasında ortaya çıkmaktadır, çünkü östenitik karışık kristalli bir yapıya karşın ferritik yapı içinde krom karbür çökmesi daha yüksek oranlardadır. Şekil 7.11'de karbon ve krom içerikleri verilmiş ferritik ve östenitik paslanmaz çelikler için $M_{23}C_6$ karbürünün zaman-sıcaklık-çökme diyagramı karşılaştırılmalı olarak görülmektedir. Ferritik kromlu paslanmaz çelikler kaynak edildiklerinde, dikişe komşu bölgede taneler arası korozyona hassastırlar, zira krom karbürler önce çözülürler. %17 kromlu kararlı çeliklerden yapılan kaynak bağlantılar kaynaktan hemen sonra 750°C'de tavlama işlemine tabi tutularak taneler arası korozyona karşı dirençli hale getirilebilirler. Eğer bu tür çelikler titanyum ve niyobyum ile stabilize edilmişler ise kaynaklı bağlantılar ısıtıl işlem yapılmadan da taneler arası korozyona karşı dirençli olacaklardır [10].



Şekil 7.11 %0.05 C ve %17Cr içeren ferritik ve 18/8 krom-nikel östenitik paslanmaz çeliklerde zaman-sıcaklık-çökme diyagramı [10].

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında yapılacak bir ön tavlama, martensitik paslanmaz çeliklerin kaynağından farklı metalurjik etkilere sahiptir. Bu tür çeliklerin kaynak bağlantıları yavaş soğutulduğu zaman tane irileşmesi ve tokluk azalması gösterirler. Bu çeliklere uygulanan ön tavlama ısıdan etkilenmiş bölgede çatlama tehlikesini ortadan kaldırır ve kaynaktan sonra oluşacak gerilmeleri sınırlar. Ön tavlama sıcaklığı bileşime, istenilen mekanik özelliklere, kalınlığa ve artık gerilimlere bağlı olarak ayarlanır. Ön tav sıcaklığı normalde 150-250°C'lik bir tavlamayı takiben hızlı bir soğutma, bu çeliklerde ısıdan etkilenmiş bölgenin sünekliliğinin ve taneler arası korozyona direncinin artmasına yardımcı olur.

Kaynak edilmiş bağlantıların soğuk şekillendirilmesi ve zorlanması 300–400°C’de bir tavlama sonra yapılmalıdır. Zira bu çeliklerin şekil değiştirme kabiliyeti bu sıcaklıkta büyük ölçüde artmaktadır [10].

7.1.3 Ostenitik Krom-Nikel Paslanmaz Çelikler

Ostenitik krom-nikel paslanmaz çelikler, bileşimlerinde %12-25Cr ve %8-25Ni içeren ve paslanmaz çelik ailesinin en yaygın kullanım alanına sahip olan çeliklerdir. Nikel kuvvetli ostenit yapıcı element olduğundan, bu çeliklerde katılaşma sırasında ortaya çıkan ostenit, oda sıcaklığının altındaki sıcaklık derecelerinde bile dönüşmeden kalır. Soğuma sırasında ostenit→ferrit dönüşümü olmadığından bu tür paslanmaz çelikler de su verme yolu ile sertleştirilemezler [13].

Anti manyetik olan bu tür paslanmaz çeliklere korozyon direncini arttırmak için katılan alaşım elementleri ve etkileri şu şekilde sıralanabilir; çukur ve çatlaklardaki korozyonu önlemek için molibden katılması, kaynak edilmiş parçalarda taneler arası korozyonu önlemek amacı ile karbon miktarının azaltılması ve titanyum, niyobyum ve tantalyum gibi stabilizasyon elementlerinin eklenmesi, yüksek sıcaklıklarda korozyon direncini yükseltmek için krom ve nikel miktarının artırılması, gerilmeli korozyon çatlamasının önlenmesi için nikel miktarının artırılması.

Ostenitik krom-Nikelli paslanmaz çeliklerin korozyon dirençleri martensitik kromlu ve ferritik kromlu paslanmaz çeliklerden daha yüksektir ve bu bakımdan, paslanmaz çelikler içinde çok yaygın olarak kullanılan tür olma özelliğini taşımaktadır.

Krom-nikel çeliklerin kaynağında, yalın karbonlu çeliklerin kaynağından daha fazla kendini çekme meydana gelir. Kaynak dikişinin soğuması sırasında büyük miktarda büzülmelerin oluşması sonucunda, bu bölgede oluşan şiddetli iç gerilmeler çatlama tehlikesine yol açar. Bu tür paslanmaz çeliklerin çift taraflı iç köşe dikişlerinde sıcak çatlakların oluşma olanağı çok fazladır.

Ostenitik krom nikelli paslanmaz çelikler oda sıcaklığında ve daha düşük sıcaklıklarda iç yapı bakımından kararlı değildir..Bu tür çeliklerde, özellikle soğuk dövme gibi aşırı soğuk şekil değiştirme sonucunda kısmen martensitik yapı ortaya çıkabilir.

Paslanmaz çelikler içinde en fazla kaynak edilen tür ostenirik krom-nikel paslanmaz çeliklerdir. Ferritik paslanmaz çelikler genellikle ostenitik kaynak metali kullanılarak kaynak edilirler [13].

Özellikle %18Cr-%10Ni içeren paslanmaz çelik gibi bazı krom-nikelli paslanmaz çeliklerde kaynak bölgesi 850-450°C arasında yavaş yavaş soğuyacağından karbonun difüzyon hızı, karbonu tane sınırlarından dışarıya çıkaracak derecede artar. Tane sınırlarında biriken karbon, kroma karşı olan yüksek affinitesinden dolayı bu bölgede krom ile birleşerek krom karbür oluşturur. Krom karbürün ağırlık olarak %90'nını krom oluşturduğundan tane sınırlarına çok yakın bölgelerde kromca fakirleşmiş bir yapı oluşur. Eğer bağlantı korozif bir ortamda buluyor ise, tane sınırlarındaki bu bölgelerden başlayan bir tür korozyon oluşumu ile bağlantı hasara uğrar. Bunu önlemek için kaynak öncesi, kaynak sırasında ve de sonrasında bir takım önlemler alınır. Kaynak sırasında uygulanan en yaygın yöntem dikişin ıslak bir üstüğü ile hızla soğutulmasıdır, ancak bu da her tür paslanmaz çeliğe uygulanmamalıdır [13].

7.1.3.1 Delta Ferrit Fazının Oluşumu

Katılma, normal olarak ingota dökülen bir sıvı metalin katılmasındaki gibi olduğundan, bu çeliklerin yapısında, östenit taneleri arasına serpilmiş delta ferrit tanecikleri oluşur. Bu faz, krom ve ferriti dengeleyen elementler yönünden zengin, nikel ve östeniti dengeleyen elementler yönünden fakirdir. Delta ferrit fazı sıcak şekil değiştirmeyi zorlaştırır ve malzemede çatlak oluşumunu teşvik eder.

Delta ferrit fazının sürekli olarak tanecik sınırlarında bulunması çeliğin korozyon direncini azaltır. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda uzun süre delta ferrit fazıyla karşı karşıya kalınması sonucunda da malzemenin mukavemetini ve biçimlendirme kabiliyetini azaltıcı yönde etkileyen sert ve gevrek sigma fazının oluşumu gibi sorunlar ile karşılaştırılır. Yüksek krom içeren paslanmaz çeliklerde karşılaşılan sigma fazı, tetragonal bir kafes yapısına sahiptir. Silisyum ve molibden gibi ferrit yapıcı elementlerin varlığı, delta fazının oluşumunu hızlandırdığı gibi var olduğu sıcaklık aralığını da genişletir. Aslında sigma fazının demir-krom ikili alaşımlarındaki oluşum aralığı oldukça dardır. 800-600°C sıcaklık aralığında çok yavaş bir hızla oluşur. Delta ferrit fazının bulunması çeliğin uzama, büzülme ve çentik-darbe mukavemetini düşürür. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde metaller arası bir bileşik olan sert (800-1000HV) delta ferrit fazının bulunması kaynak edilebilirliklerini de olumsuz etkiler [10].

Delta ferrit fazının varlığı, kaynak metalinde sıcaklık çatlama riskini artırır. Bu açıdan delta ferrit kristallerinin oluşumunun katışama ile kontrol edilebilmesi, kaynak metalinin sıcak çatlama direncinin düzeltilmesinde bu fazın ölçülmesinin önemini ortaya çıkarır.

Kaynak metalinde delta ferritin kontrolü, kullanılan kaynak yöntemine göre, kullanılacak kaynak elektrotuna ve hatta kaynağın uygulamasına bağlı olarak yapılabilir. Kaynak metalinin kimyasal bileşiminin yardımı ile delta ferritin kontrol altında tutulması üzerine birçok araştırma yapılmış ve Schaeffler diyagramı ortaya çıkmıştır. Schaeffler diyagramında, ferrit dengeleyici elementler Creş olarak yatay ekseninde, östenit dengeleyici elementler ise Nieş olarak düşey ekseninde yerleştirilmiştir. Schaeffler diyagramında yüksek azot içerikleri dikkate alınmamıştır. Bu açıdan sadece %0.05-0.1 azot içerikleri için uygulanabilir. Ayrıca karbonun %0.03'lük minimum miktarı ve %0.3'lük silisyum miktarı da tamamen tahmini olarak ele alınmaktadır. Yüksek mangan içeren paslanmaz çelikleri için de bu diyagramın kullanılması pek uygun değildir [14].

Şekil 7.12'de görülen günümüzde kullanılan Schaeffler diyagramındaki bölgeleri şöyle açıklayabiliriz:

1.bölge (1150°C'nin üzerinde tane irileşmesi): Bu bölge az miktarda karbon içeren %17 kromlu paslanmaz çelikleri gösterir. Bu çeliklerin kaynağında ısıdan etkilenmiş bölgede tane irileşmesi sonunda gevrekleşme olur ve dikişin çentik-darbe mukavemeti düşer.

2.bölge (400°C'nin altında sertlik ile çatlama eğilimi): Bu bölgede, %0.3-0.5 karbon içeren çelikler, aşınmaya dayanıklı sert dolgu tabakaları, martensitik yapıli çeliklerde olduğu gibi sert, gevrek, kırılğan martensit fazı oluşur.

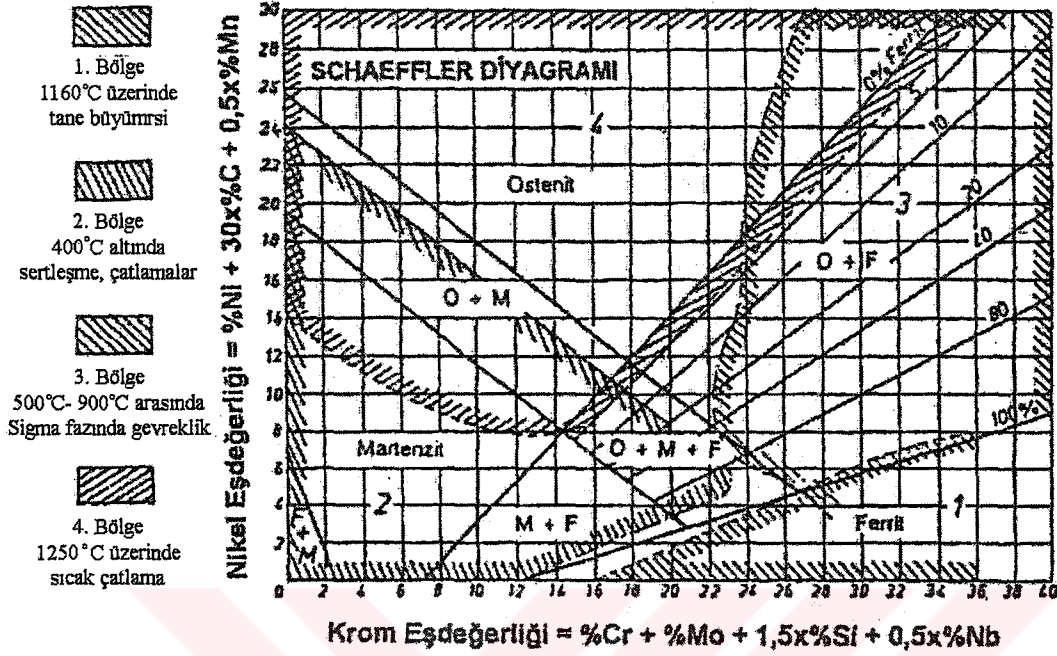
3.bölge (900-500°C arasında sigma fazı gevrekliği): Sigma fazı özellikle krom miktarı yüksek çeliklerde meydana çıkar.

4.bölge (1250°C'nin üzerinde sıcak çatlama eğilimi): Tamamen östenitik bir kaynak metalinin söz konusu olabileceği bölgedir. Bu bölgede sıcak çatlama eğilimi çok fazladır. Zira bazen östenitik-martensitik bir içyapı oluşabilir [14].

Schaeffler diyagramının orta kısmında %16'dan %24 krom eşdeğerine, %6'dan %18 nikel eşdeğerine kadar uzanan üçgen biçiminde küçük östenitik ve ferritik içyapılı iyi kaynak kabiliyetine sahip bir bölge vardır. Schaeffler diyagramında delta ferrit % olarak ele alınmaktadır.

De Long diyagramında, kaynak metallerinin sıcak çatlama direncinin artırılması için delta ferrit miktarını ölçen yöntemler çözümlenmiştir. De Long diyagramında (Şekil) Schaeffler diyagramında Nieş bağlantısında yer almayan azotun kuvvetli östenit dengeleyici etkisi dikkate alınır. Zira östenit dengelemede karbon ve azot, nikelden 30 kat daha etkilidir. De

Long diyagramında delta ferritin saptanmasında hata payı oldukça düşürülmüş ve delta ferrit içeriği %0-15 arasında optimum olarak gösterilmiştir [14].

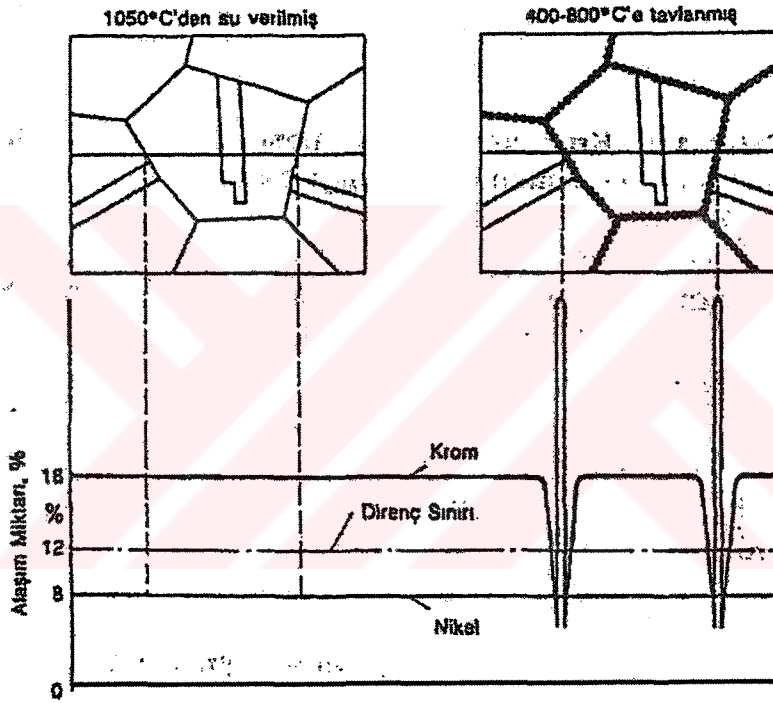


Şekil 7.12 Schaeffler diyagramı [14].

7.1.3.2 Krom Karbür Çökmesi ve Tanelerarası Korozyon

Östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan diğer bir sorun da, özellikle 18/8 çeliği gibi bazı krom-nikelli çeliklerin 450–850°C sıcaklık aralığında uzun süre kalmalarında oluşan krom karbür çökmesi eğilimidir. Bu çelikler üretim sırasında, krom ve karbürün östenit içersinde çözündüğü 1100°C’den itibaren hızla soğutulurlar. Bu şekilde bu elementlerin çökme tehlikesi ortadan kalkmış olur ve oda sıcaklığında karbonun difüzyon hızı çok düşük olduğundan, kullanım sırasında oluşma olanağı yoktur. Sıcaklığın 450°C’nin üzerine çıkması ile karbonun difüzyon hızı, karbonu tane sınırlarından dışarıya çıkartacak derecede artar. Tane sınırlarında biriken karbon, kroma karşı olan yüksek afinitesinden dolayı, bu bölgede krom ile birleşerek krom karbür $[(Fe,Cr)_{26}C_6]$ oluşturur. Oluşan krom karbürün ağırlık olarak %90’ını krom oluşturduğunun, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile östenit tanelerinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede azaltır (Şekil 7.13). Bunu sonucu olarak malzeme koroziv bir ortamda bulunduğunda, kromca zayıflamış olan tane sınırlarında korozyon meydana gelir. Bu şekilde ortaya çıkan taneler arası korozyon tüm malzemeyi çok kısa bir zamanda kullanılmaz hale getirir. Çeliğin karbon içeriği arttıkça bu olay şiddetlenir [14].

Östenik krom-nikel paslanmaz çeliklerin kaynağı sırasında ergiyen bölge çok kısa bir zamanda katılaşıp hızla soğuduğundan ve kullanılan elektrotların karbon içeriği de düşük olduğundan kaynak dikişi için karbür çökelme tehlikesi yoktur. Buna karşın ısıdan etkilenmiş bölge, kaynak süresi boyunca 500–900°C sıcaklık aralığında tavlı olarak kalmakta ve aynı zamanda da burası esas metal olduğundan, karbon içeriğinin yüksek olması halinde östenit tane sınırlarında taneler arası korozyona neden olacak karbür çökmesi ortaya çıkmaktadır. Belli bir karbon içeriği için karbür çökmesi olayının şiddetli, sıcaklık ve zamana bağlıdır. Çözülme başlamadan önce sıcaklık ile değişen bir kuluçka periyodu vardır. Sıcaklık ve çeliğin karbon içeriğine göre en kısa sürede çökelmenin başladığı sıcaklığa kritik sıcaklık adı verilir.



Şekil 7.13 Östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında krom karbür çökmesine bağlı olarak krom miktarının azalması (şematik) [14].

Çizelge 7.2 Krom karbür çökmesinin karbon içeriği, zaman ve sıcaklığa bağlılığı [14].

Karbon içeriği (%)	Kuluçka periyodu (dk)	Kritik sıcaklık (°C)
0.03	11	650
0.05	7	650
0.06	2.5	670
0.08	0.3	750

Tek paso ile yapılan ark kaynağında ısıdan etkilenmiş bölge, 650–750°C sıcaklık aralığında bir dakikadan az bir süre kalır. Buna karşın, çok pasolu kaynak halinde, bu süre üç dakikanın üzerine çıkar ve dolayısıyla karbür çökelme tehlikesi kendini gösterir. Karbür çökmesinin oluşabilmesi için, çeliğin karbon içeriğinin belli bir miktarın üzerinde olması gerekir. Tablo'da görüldüğü gibi karbon içeriğinin azalması, kuluçka periyodunu uzatacağından bu tehlike ortadan kalkacaktır. Bu bakımdan kaynakla birleştirilmesi gereken östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerin, karbon içeriğinin en çok %0.06, optimum olarak %0.03 civarında olması gerekmektedir.

Taneler arası korozyonun oluşmasını önlemek amacıyla uygulanan bir başka yöntem de çeliğin stabilizasyonudur. Bu olay karbonun kroma karşı olan afinitesinden daha yüksek bir afiniteye sahip bir elementin çeliğin bileşimine katılması ile gerçekleştirilir. Bu şekilde çeliğin bileşimindeki karbon ile bu yeni element karbür oluşturur ve içyapının bazı bölgelerinde ortaya çıkan krom azalması olayı meydana gelmez. Stabilizasyon için katılan elementler titanyum, niyobyum ve tantalıdır. Bu element karbürler, tane sınırları boyunca değil, östenit taneleri içersinde, ince zerreler halinde dağıtılmış olduklarından, çeliğin mekanik özelliklerinde değişiklik meydana gelmez. Stabilizasyonun gerçekleşmesi için ilave edilen titanyumun, karbonun dört katı, niyobyumun, karbonun sekiz-on katı, tantalın ise karbonun on altı katı olması gerekir.

Maliyet açısından titanyumun elektrotlarda arktaki fazla kaybından dolayı daha çok niyobyum tercih edilir. Stabilize edilmiş çelikler de, taneler arası korozyona karşı tam anlamı ile dayanıklıdır denilemez, zira niyobyum, titanyum ve tantal karbürler 1300°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda çözülür ve karbon serbest kalarak krom karbür oluşturabilir.

Isıdan etkilenmiş bölge veya esas metalde krom karbür çökmesinin olduğu hallerde, eğer parçanın boyutları ve konstrüksiyonu uygunda, parça 1100°C'ye kadar tavlansın su içinde aniden soğutulursa, yüksek sıcaklıkta östenit içersinde çözülmüş bulunan karbürler oluşmazlar. Ancak böyle bir ısı işlemin uygulanması kolay olmayabilir. Bu yüzden krom karbür çökmesine eğilimli %0.03'den fazla karbon içeren östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerin kaynağında- kaynakçının kaynak sırasında alacağı en iyi önlem, dikişi çektikten hemen sonra ıslak bir bez veya üstübu ile hızla soğutulması olacaktır [10].

7.1.3.3 Gerilmeli Korozyon

Bu korozyon türü, malzemenin korozif bir ortamda ve gerilme altında bulunması halinde ortaya çıkar. Bu tür korozyon tanelerarası ve taneler içi kırılmalar biçiminde kendini gösterir.

Özellikle, östenit krom- nikel paslanmaz çeliklerin kaynar halindeki klor içeren çözeltiler veya değişik hidroksitler içinde bulunması halinde oluşma riski yüksektir. Zira kaynak artık gerilmeleri ve parçanın kullanılacağı kimyasal ortam çatlakların ilerlemesini teşvik eder. Özellikle, deniz suyu içindeki yapılarda, deniz atmosferinde bulunan tesislerde ortaya çıkmakta ve bağlantıların kırılarak tahrip olmasına sebep olmaktadır [10].

7.1.3.4 Sigma Fazının Oluşumu

Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerde görülmesinin yanı sıra, %9'dan daha az nikel içeren östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerde de kaynak bölgesinde sigma fazının oluşması, bu tür çeliklerin de kaynak edilebilirliklerini olumsuz yönde etkiler. 550–900°C sıcaklık aralığında oluşan sert, gevrek metaller arası bileşik olan bu sigma fazının oluşabilmesi için östenitik yapı içinde bir miktar ferrit bulunması gerekir. Soğuk şekil değiştirme ve niyobyum, molibden, silisyum gibi elementlerin bulunması sigma fazını oluşumunu teşvik eder. Sigma fazının bulunması çeliğin uzama, büzülme ve çentik-darbe mukavemetini düşürmektedir. Karbür çökmesini yok etmek için uygulanan ısıtma işlemi sigma fazının da yok edilmesini sağlar. Östenitik krom-nikel paslanmaz çelik homojenleştirme tavlama işlemine tabi tutulmuş ve yapısındaki ferrit miktarı %6.5'in altına düşürülmüş ise, kaynak bölgesinde oluşacak sigma fazı çentik-darbe mukavemetinin düşmesine neden olmaz. Burada ferrit miktarı az olduğundan sigma fazı, östenitik yapı içersinde ağ biçiminde değil, izole edilmiş odacıklar halinde bulunur. Bu şekilde oluşturulabilen sigma fazı, yapıya bir süneklilik kazandırmaktadır. Tavlama işlemi durumunda %7-8'den daha az ferrit içeren kaynak bölgesi, sigma dönüşmesiyle biraz gevreklik kazanır, bu da uygulamada önemli bir özelliktir. Eğer yapıda sigma fazı oluşmuş ise, bu faz 950–1050°C sıcaklık aralığında belirli bir süre tavlama ve suda soğutma ile giderilebilir [10].

7.1.4 Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler bakır, molibden, niyobyum, titanyum ve alüminyum gibi alaşım elementleri içeren, bu elementlerin bir veya birkaçının etkisi ile çökelme sertleşmesi gösteren Fe-Cr-Ni'li paslanmaz çelikler ailesinin bir grubudur [10].

Çökelme sertleşmesi, prensip olarak alaşımı çözeltiliye alma tavlama işlemi sonrasında uygulanan hızlı soğutmayı takip eden bir yaşlandırma işlemidir. Yukarıda belirtilen ve çeliğin içinde bulunan alaşım elementleri, çözeltiliye alma tavlama sırasında çözünürler ve yaşlandırma işlemi sırasında da çok küçük (submicroscopic) zerrecikler halinde çökerek matrisin sertlik ve mukavemetini artırırlar.

Çizelge 7.3 Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler ve kimyasal bileşimleri [12].

Simge	Kimyasal Bileşim ^a (%)									
	Cr	Ni	C	Mn	Si	Cu	Mo	Ti	Al	Diğer
Stainless W ^b 17-4 PH 15-5 PH(XM-12) CROLOY 16-6PH CUSTOM 450 (XM-25) CUSTOM 450 (XM-16) PH 13-8 Mo(XM-13) ALMAR 362 (XM-9) IN-736	Martenzitik Çökelme Sertleşmeli Türler									
	16.75	8.75	0.07	0.50	0.50	-	-	0.80	0.20	-
	16.50	4.25	0.04	0.40	0.50	3.60	-	-	-	Nb+Ta 0.25
	15.00	4.60	0.04	0.25	0.40	3.50	-	-	-	Nb+Ta 0.35
	15.75	7.60	0.03	0.80	0.45	-	-	0.60	0.40	-
	14.90	6.50	0.03	0.30	0.25	1.50	0.80	-	-	Nb+Ta 0.75
	11.75	8.50	0.03	0.20	0.20	2.25	-	1.20	-	Nb+Ta 0.30
	13.00	8.00	0.04	0.05	0.05	-	2.25	-	1.00	-
	14.50	6.50	0.03	0.30	0.20	-	-	0.80	-	-
	10.00	10.00	0.02	0.10	0.10	-	2.00	0.20	0.30	-
17-7PH PH 15-7 Mo AM-350 AM-355 PH 14-8 Mo ^c (XM-24)	Yarı-Östenitik Çökelme Sertleşmeli Türler									
	17.00	7.00	0.07	0.70	0.40	-	-	-	1.15	-
	15.00	7.00	0.07	0.70	0.40	-	2.25	-	1.15	-
	16.50	4.25	0.10	0.75	0.35	-	2.75	-	-	N 0.10
	16.50	4.25	0.13	0.85	0.35	-	2.75	-	-	N 0.12
	15.50	8.75	0.06	0.10	0.10	-	2.50	-	1.35	-
17-10P HNM A-286	Östenitik Çökelme Sertleşmeli Türler									
	17.00	10.50	0.12	0.75	0.50	-	-	-	-	P 0.28
	18.50	9.50	0.30	3.50	0.50	-	-	-	-	P 0.25
	15.00	25.00	0.06	1.20	0.50	-	1.20	2.00	0.25	V 0.30

^a Geri kalanı demir^b Ferritik yapıca üstün^c Vakum endüksiyon fırında üretilmiş

Parantez içindeki simgeler ASTM'e göredir.

Bu tür çeliklerin üretimde sahip oldukları en önemli üstünlük, normalize durumlarında kolaylıkla işlenip biçimlendirildikten sonra 480–600°C’de bir ısıtım işlemi uygulanarak mekanik özelliklerinin geliştirilmesidir. Mukavemetleri yaklaşık 1700Mpa’ya kadar çıkabilmekte ve böylece, martensitik paslanmaz çeliklerin mukavemetinin üzerindeki değerlere ulaşabilmektedir.

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, çözeltiye alma tavlamasından sonraki işlemler sonucu çeliğin yapısal değişimine ve özelliklerine bağlı olarak üç türde gruplanmaktadır. Bunlar;

- Martensitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler
- Yarı-östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler
- Östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerdir [10].

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler arasındaki bu gruplaşma ve yapısal farklılıklar, bu tür çeliklerin kaynak kabiliyetini ve ısıtım işlemlerindeki davranışını doğrudan etkilemektedir.

Martensitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler 1050–1080°C sıcaklık aralığındaki çözeltiye alma tavlaması sırasında tamamen östenitik yapıda olmalarına karşın soğumada östenitik martensite dönüşerek tamamen martensitik bir içyapıya sahip olurlar. Martensitik dönüşüm başlama sıcaklığı (Ms) 95–150°C’dir. Daha sonra, bu çelikler 480–650°C sıcaklık aralığında bir sıcaklığa ısıtılarak yaşlandırılır.

Çeliğin içeriğinde bulunan molibden, titanyum, bakır, niyobyum ve alüminyum gibi elementlerden birinin veya bir kaçının bu ısıtma işlemi sonucunda çok küçük zerrecikler halinde çökmesi ile sertlik ve mukavemette artış sağlanır. Endüstriyel kullanılan martensitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelik türlerine uygulanan ısıtma işlemi türleri Çizelge 7.4'de verilmiştir [15].

Çizelge 7.4 Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklere uygulanacak ısıtma işlemleri [15].

Tür	Çözeltiye Alma		Yaşlandırma ^b	
	Sıcaklık (°C)	Soğutma ortamı ^a	Sıcaklık (°C)	Süre, (saat)
Martensitik				
17-4 PH	1050	Y, H	480 veya 500-630	1
15-5 PH	1050	S	480 veya 500-630	1
Custom 450	1050	S	480-630	4
Custom 455	840	S	480-570	4
Stainless W	1050	H	510-570	0.5
Yarı-Östenitik				
17-7 PH	960	H	(1)-68	8
PH 15-7 Mo	760	H	(2) 510-600	1
			570-600	1.5
PH 15-7 Mo	960	H	(1)-68	8
			(2) 510-570	1
AM350, AM355	940	H	(1)-73	3
			(2) 460-540	3
Östenitik				
A-286	990	Y	725	16
17-10P	1130	S	710	24
HNM	1130	Y, H	740	16

a. Y-Yağ, H-Hava, S-Su b. Havada soğutma

Metalurjik olarak bu tür paslanmaz çeliklerde bileşimin dengelenmesi oldukça kritik bir konudur. Bileşimde oluşabilecek küçük bir dalgalanma, çözeltiye alma tavlamasında çok miktarda delta ferrit oluşumuna neden olabilir. Östenitin çok dengeli olması durumunda da, çözeltiye alma tavlama sonrası oda sıcaklığında çok fazla miktarda östenit içyapıda kalabilir. Bu iki olay, yaşlandırma sırasında tüm sertleşmeyi önler, bu dengeyi karbon ve azot içeriği belirgin bir biçimde etkiler.

Yarı östenitik çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin yapıları metalurjik olarak oldukça karışıktır. Çözeltiye alma tavlama uygulanmış veya normalize hallerinde yapı östenitiktir, ancak %5-20 delta ferrit içerir. İzlenen uygun ısıtma işlemleri sonucunda da ferrit dönüşmeden yapıda kalabilir. Martensitik çökeltme sertleşmeli türler ile karşılaştırıldıklarında normalize hallerinde rahatlıkla soğuk şekil değiştirebilecek derecede yumuşak ve sünektirler. Tavlama sıcaklığından itibaren oda sıcaklığına hızlı soğutulduklarında östenitik içyapılarını koruduklarından soğuk biçimlendirme işlemleri için uygun tokluk ve sünekliliğe sahiptirler. Bu tür çeliklerin Ms sıcaklıkları, bileşimlerine ve tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak oda sıcaklığının oldukça altında bir bölgede değişir.

Sertlik ve mukavemetin artması için bu östenitik yapının martensitik yapıya dönüşmesi gerekmektedir. Bu amaç için, üç yöntem uygulanabilir. Çelik, çökelme sertleşmesi ısısı işlemine tabi tutulmadan;

- 650–880°C sıcaklık aralığına ısıtılan karbürlerin ve diğer bileşiklerin çökmesi sağlanır. Östeniti kararlı hale getiren elementlerin çökelmeyle ayrışması sonucu, çelik oda sıcaklığına soğutulduğunda östenit martensite dönüşür.
- Çelik, -73°C gibi Ms sıcaklığının çok altında bir sıcaklığa kadar soğutularak dönüşüm sağlanır.
- Çeliğe, östenit martensit dönüşümünü sağlayacak biçimde soğuk biçimlendirme uygulanır. Bu ısısı işlemlerin bir dizisi, çeşitli tür yarı-östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler için Çizelge 7.4’de verilmiştir.

Martensitik dönüşüm sağladıktan sonra bu tür çeliklere 450–600°C arasında bir yaşlandırma ısısı işlemi uygulanarak çökelme sertleşmesi gerçekleştirilir. Sonuçta tokluk, süneklilik, korozyon direnci ve sertlikte iyileşme sağlanır.

Yapıda çökelmelerin oluşması veya bir temperleme etkisinin görülmesi tamamen çeliğin bileşimine bağlıdır. Yarı-östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin Ms sıcaklığı çözeltiye alma tavlama ve bileşimlerinin etkisi altındadır. Uygulamada yüksek sıcaklıklarda delta ferrit oluşumu ortaya çıkacağından 1050°C’yi geçilmemesi önerilir [10].

Östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, tavlandıktan ve herhangi bir yaşlandırma veya sertleştirme işleminden ve hatta soğuk biçimlendirmeden sonra bile östenitik içyapıyı kararlı olarak tutacak şekilde alaşım elementi içerirler.

Östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklere uygulanacak ısısı işlemler de Çizelge 7.5’de özetlenmiştir. Çökelme sertleşmesini oluşturan faz, 1100–1300°C sıcaklıklarda çözeltiye geçer ve bu sıcaklıklardan itibaren de hızlı soğutma halinde bile östenitik yapı içinde çözelti halinde kalır. Çözeltiye alma işlemini takiben 650–770°C sıcaklık aralığında uzun süreli bir yaşlandırma işleminde alüminyum, titanyum, fosfor gibi elementler metaller arası bileşikler oluşturarak östenitik yapının sertlik ve mukavemetini artırırlar. Erişilen sertlik, martensitik veya yarı-östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerde elde edilen değerlerden düşük olmasına karşın yapı manyetik olmayan özelliğini korur.

Tüm östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, genel olarak biçimlendirmede, kaynak edilmelerinde ve ısısı işlemlerde östenitik içyapılarını korurlar. Ancak çökelme sertleşmesini

gerçekleştirmek için katılan bazı alaşım elementleri kaynak kabiliyetini önemli derecede etkiler.

Kaynak sonrası, uygulanacak çözeltiliye alma ve yaşlandırma ısı işlemleri ile maksimum mekanik özellikler ve korozyon direnci elde edilebilir. Çarpılmaların oluşabilirliği ve çatlama tehlikesi bazı durumlarda çözeltiliye alma tavinin uygulanmasını sınırlar. Bu neden ile bazen sadece kaynak sonrasında yaşlandırma işlemi gerekir.

Martensitik çökelme sertleşmeli türlerde ince kesitler normalize hallerde ark kaynağı elde edilebilirler. Kalın kesitli parçalara veya yüksek oranda ön şekil değiştirme uygulanmış parçalara da yaşlandırılmış hallerinde kaynak uygulanabilir.

Yarı-östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin bir çoğu, çözeltiliye alma tavlama uygulanmış veya normalize hallerinde ark kaynağı ile birleştirilebilir.

Östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin ise, çok zor kaynak edilirler ve bazı türleri çatlama problemlerinden dolayı kaynak edilemez. Kaynak genellikle bu çeliklerde çözeltiliye alma tavlama yapılmış hallerinde uygulanır, ancak ısıdan etkilenmiş bölge sıcak çatlamaya karşı hassastır.

Çökelme sertleşmeli östenitik paslanmaz çelikler çözeltiliye alma sıcaklığından itibaren hızla soğutulduktan ve hatta yüksek oranda soğuk deformasyona uğradıktan sonra bile östenitik yapılarını korurlar. Bu çelikler sadece yaşlandırma ısı işleminden sonra sertleşebilirler. Bu işlem, 982–1121°C sıcaklıklar arasındaki çözeltiliye alma ısı işleminden sonra 704–732°C'ye doğru yağda veya suda hızlı soğutmayı ve daha sonra yine bu sıcaklık aralığında 24 saat süren bir yaşlandırma işlemini içerir.

Çökelme sertleşmeli martensitik ve yarı östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında yüksek mukavemet şartı aranıyorsa, kaynak işleminde ana malzemeninkine benzer yapıda dolgu metalleri kullanılmalı ve parçalara kaynaktan önce ısı işlem ya da çözeltiliye alma ısı işlemi uygulanmış olmalıdır.

Kaynaktan sonra çözme ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmalıdır. Eğer kaynaktan sonra çözme ısı işlemini uygulanması pratikte bazı zorlukları beraberinde getiriyorsa, parçalara kaynaktan önce çözme tavi uygulanmalı, kaynaktan sonra ise bir yaşlandırma ısı işlemi yapılmalıdır. Yüksek zorlamaların etkisin altında bulunan kalın parçalar, bazı durumlarda aşırı yaşlandırma sıcaklıklarında kaynak edilirler. Bu durum, yüksek dayanım elde etmek için kaynak işleminden sonra eksiksiz bir ısı işlem uygulanmasını gerektirir.

Çökelme sertleşmeli östenitik paslanmaz çelikler, sıcak çatlak oluşumu nedeniyle zor kaynak edilen paslanmaz çelikler grubuna girerler. Kaynak işlemi tercihen çözeltiye alma tavlı uygulanmış olan parçalar üzerinde yapılmalı ve uygulama düşük gerilmeler altında ve mümkün olan en düşük ısı girdisi sağlayacak şekilde gerçekleştirilmelidir [10].

7.1.5 Duplex Paslanmaz Çelikler

Çift fazlı bir içyapıya sahip, östenit taneleri içinde ferrit içeren bu tür paslanmaz çeliklerin östenitik paslanmaz çeliklere nazaran en önemli üstünlükleri akma mukavemetinin iki kat daha büyük olması ve çok daha iyi korozyon dirençleridir. Endüstriyel uygulamalarda klor içeren sıvıların kullanılması, kullanılacak malzemelerin bilinen paslanmaz çelik türlere göre arttırılmış mukavemet ve geliştirilmiş korozyon dirençlerine sahip olmasını gerektirir. Bu tür çelikler, tane büyüklüğü 3–10 μ m'ye kadar küçültülebildiğinde, 950°C civarında %500 gibi bir çekme uzaması göstererek süper plastik hale gelirler [15].

Bu çeliklerin en önemli dezavantajları α' ve α fazları dolayısı ile gevrekleşmeye yatkınlıkları, sıcak şekillendirmede görülen zorluklar ve üretimlerinin zor olmasıdır.

Duplex paslanmaz çelikler ferrit ve östenit olarak iki ayrı fazı bünyelerinde bulundururlar. Dolayısıyla ferritik-östenitik veya östenitik-ferritik paslanmaz çelikler olarak tanınırlar. Ferritik yapı ile mukavemet ve gerilmeli korozyon çatlamaına direnç, östenitik yapı ve tokluk genel korozyon dirençli bir çelik ortaya çıkmaktadır.

Modern duplex paslanmaz çelikler ısıtıl işlem görmüş hallerinde -50°C'nin altında tokluk kaybına uğrarlar. Zira bu çeliklerde ferrit fazının bulunması sonucunda çentik darbe eğrisinde, düşen sıcaklık sünek-gevrek geçiş sıcaklığı da düşer. 475°C gevrekliği ile birlikte bu faktör duplex paslanmaz çeliklerin kullanım sıcaklıklarını da sınırlayıcı etkide bulunur. Dolayısı ile de, bu tür çelikler -50 ila 280°C sıcaklıkları arasında mekanik özelliklerini çok iyi korurlar. Kaynak edilebilirlikleri ve karşılaştırılabilir fiyatları da buna eklenirse günümüzün vazgeçilmez bir paslanmaz çelik türü ortaya çıkmaktadır.

Duplex paslanmaz çeliklerin içeriğinde bulunan başlıca alaşım elementleri krom, nikel, molibden ve azottur. Krom ve molibden ferriti dengelerken nikel ve azot östeniti dengeler. Bazı türlerinde ise bunlara ek olarak mangan, bakır ve wolfram bulunur.

Hadde ve döküm duplex paslanmaz çeliklerde mikro yapı genellikle 1040–1150°C sıcaklık aralığında uygulanan bir ısıtıl işlem ile elde edilir. Döküm durumunda, bu tür paslanmaz çelikler genellikle %80 veya daha fazla ferrit içerirler ve az miktarda östenit oluşur. Ayrıca

bünyede σ ve/veya chi fazları gibi gevrek metaller arası fazlara sık rastlanır. Isıl işlem sıcaklığı yeteri kadar yüksek ise metaller arası bileşiklerin oluşumunu önler ve oda sıcaklığındaki mikro yapı genellikle östenit ile dengede %40–60 ferrit içerir.

Kaynak metalindeki delta ferrit oranını sınırlandırmak için, ana metalle aynı oranda azot (N)-alaşımına sahip kaynak malzemelerinde, nikel miktarı ana metalinkinden biraz daha yüksektir. Nikel oranı düşük paslanmaz çeliklerle yapılan birleştirmelerde karışım % 40'ın altında tutulmalıdır. İlave metal kullanılmadan kaynak yapmak, yalnız çözündürme tavı ve arkasından su verme işlemi yapılırsa mümkündür.

Yavaş soğuma sırasında veya 540–930°C sıcaklık aralığında beklemede metaller arası bileşiklerin oluşumuna eğilimin yanı sıra, duplex paslanmaz çelikler 475°C (temper) gevrekliği ile karşı karşıya kalırlar. Bu kırılganlık demirce zengin ferrit içinde (α), kromca zengin ferritin (α') çökmesine bağlı olarak oluşur.

Duplex paslanmaz çeliklerin kaynağında, kaynak metalinde ferri/östenit dengesinin sağlanmasının oldukça büyük önemi vardır. Duplex ve süper-duplex kaynak metallerinin katılaşmasında başlangıçta hemen hemen ferritik yapı oluşur. İlerleyen soğuma ile ferritik tane sınırlarında östenitik fazın çekirdeklenmesi başlar. Dolayısı ile östenit fazının oluşumu kaynak soğuma hızı ile sınırlanmaktadır. Azot östenitin yeniden oluşmasında en etkili elementtir. Azotun diğer önemli bir rolü de östenit ve ferrit fazları arasındaki farklılığı azaltarak metaller arası faz oluşum tehlikesini düşürmesidir. Azot özellikle östenitik fazda korozyon direncini kuvvetli bir şekilde düzeltir. Duplex paslanmaz çeliklerin kaynağında ısıdan etkilenmiş bölgede östenit fazının oluşumuna izin verilmelidir. Çizelge 7.5'de duplex paslanmaz çeliklere uygulanması önerilen en az ve en çok ısı girdisi ile pasolar arası sıcaklıklar verilmektedir [15].

Çizelge 7.5 Duplex ve super-duplex paslanmaz çeliklerin kaynağı için önerilen ısı girdisi ve pasolar arası sıcaklıklar [15].

Tür	Önerilen Isı Girdisi* (kJ/mm)	Maksimum Pasolararası Sıcaklık (°C)
%23 Cr Molibdensiz Duplex	0.5-2.5	150-200
%22 Cr Standard Duplex	0.5-2.5	125-200
%25 Cr (0-%25 Cu) Duplex	0.2-1.5	100-150**
%25 Cr Super-Duplex	0.2-1.5	100-150**
* Isı girdisi malzeme kalınlığına göre seçilmelidir.		
** Optimum kaynak özellikleri için maksimum 100°C önerilir.		

Ön tav yapılmadan kaynak yapılmalı, pasolar arası sıcaklık 250°C'yi (yaklaşık % 23 Cr içeren çeliklerde) veya 150°C'yi (yaklaşık % 25 Cr içeren çeliklerde) aşmamalıdır. Östenitik paslanmaz çeliklere göre biraz daha yüksek ısı girdisi seçilebilir. Kullanılan kaynak yöntemine ve malzeme kalınlığına göre; %23 Cr içeren çeliklerde, 5 – 25 kJ/cm ısı girdisi ile %25 Cr içeren çeliklerde 2 – 15 kJ/cm ısı girdisi ile kaynak yapılabilir. Yüksek miktarda delta-ferrit içeren çelikler, hidrojen çatlağına meyillidir. Bu nedenle kaynak esnasında hidrojen emilimi mümkün olduğunca düşük tutulmalıdır.

Soğuma hızı, ısı girdisi, pasolar arası sıcaklıklar ve malzeme kalınlığına bağlı olarak değişmektedir. Özellikle çok yüksek alaşımlı duplex paslanmaz çeliklerde çok yavaş soğuma hızlarında metaller arası gevrek fazlar oluşur, bu oluşumlar kaynak metali ve ısıdan etkilenmiş bölgede hem tokluğun hem de korozyon direncinin düşmesine neden olur. Çok yüksek soğuma hızlarında da ferrit miktarı, nitrür çökelmeleri ve bunun sonucunda da düşük tokluk ve düşük korozyon direnci ile karşılaşılır. Dolayısıyla duplex paslanmaz çeliklerin kaynağı alaşım içeriklerine bağlı olarak kontrollü bir ısı girdisi ile gerçekleştirilmelidir.

Günümüzde duplex paslanmaz çeliklerin kaynağı için geliştirilmiş örtülü elektrotlar, gazaltı kaynak telleri, tozaltı kaynak telleri ve tozları üretilmektedir. Kaynak metalinin metalurjik faz dönüşümlerinde, kullanılan örtülü elektrotun bileşimi, gaz ve tozun bileşimi, kaynak ısı girdisinin yanısıra etkili olmaktadır. Bu açıdan, kaynak metalinin mekanik özellikleri ve korozyon direnci, kullanılan ek kaynak malzemelerinin bileşiminin etkisi altındadır. Duplex paslanmaz çeliklerin kaynağında- kaynak metalinin ferrit içeriğinin kontrol altında tutulması önemlidir. Kaynakta elektrot seçimi, kaynak metalinde uygun ferrit içeriğini sağlayacak şekilde yapılması gerekir [15].

7.2 Paslanmaz Çeliklere Uygulanabilir Kaynak Yöntemleri

7.2.1 Martensitik Paslanmaz Çeliklerin

7.2.1.1 MIG Kaynağı

Martensitik paslanmaz çeliklerde ısıdan etkilenmiş bölgede ani soğumanın etkilerini yok etmek çok zor olduğundan kaynak kabiliyetleri çok zayıftır, çok gereksinim duyulmadıkça kaynak edilmelerinden kaçınılır ve MIG kaynağı uygulaması da çok nadirdir. Bu yüzden genellikle döküm yoluyla şekillendirilmeleri tercih edilir [6].

7.2.1.2 Direnç Kaynağı

Nokta Kaynağı. Tavlanmış, sertleştirilmiş ve su verilmiş kondisyonlardaki Martensitik paslanmaz çelikler bu yöntemle birleştirilebilir. Kaynak külçesinin sertliği ön ısıtma, son ısıtma ve nokta kaynağı çevrimi sırasındaki temperleme ile kontrol edilebilse de ana olarak karbon içeriğine bağlıdır. Isıdan etkilenen bölgedeki çatlama riski, çeliğin karbon içeriği ile artar.

Martensitik paslanmaz çelikteki, son ısıtma işlem uygulanmadan başarılı nokta kaynağı genellikle çeliğin karbon değerinin %0.15 ve altında olduğu durumlarda elde edilir. Daha yüksek karbon içeriğine sahip çelikler için kaynak sonrasında ısıtma işlemi uygulanmalıdır.

Yakma Alın Kaynağı. Nokta kaynağı ile kaynak makinesinde temperleme çevrimi yardımıyla yumuşatılabilen sert ısıdan etkilenmiş bölge oluşur. Bu bölgeyi yumuşatmanın diğer bir alternatifi de kaynak sonrası ısıtma işlemi uygulamaktır.

Yüksek krom içeren martensitik paslanmaz çelikler, kaynak yüzeyindeki oksitlenmeyi önlemek için kaynak sırasında dövülmeyi ve tam flash kontrolü gerektirir. Kuru azot veya inert gaz gibi koruyucu atmosfer kullanımı kaynak sırasında oksitlenmeyi önleyecektir [6].

7.2.2 Ferritik Kromlu Paslanmaz Çelikler

7.2.2.1 MIG Kaynağı

Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin içyapılarında östenit oluşumu yok denecek kadar azdır ve soğuma esnasında östenit-ferrit dönüşümü yoktur, dolayısıyla da su verme yoluyla sertleştirilemezler. Soğuma sırasında martensit oluşumu tehlikesi de var olmadığından, kaynak kabiliyetleri martensitik türe nazaran daha iyidir.

Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin MIG kaynağı normal şartlarda doğru akımda elektrot pozitif kutba bağlanarak gerçekleştirilir. Sprey ark kullanılması halinde Ar+%1 oksijen karışımı, kısa ark için ise He+Ar+%2 karbondioksit koruyucu gaz esas metale de bağlıdır.

Kısa ark ile çalışma, düşük ark gerilimi, düşük kaynak akımı ve küçük çaplı elektrot kullanılmasını gerektirdiğinden ince kesitlerin kaynağı için çok uygundur. Kısa ark uygulamasının bir avantajı da ısıdan etkilenen bölgeye düşük ısı girdisi yetersiz ergimeye neden olabilir ve sonuç olarak kısa ark kritik olmayan durumlarda sınırlı kullanılmalıdır. Bu tür ark ferritik kromlu paslanmaz çelikler için östenitik elektrot kullanıldığında da avantajlıdır, zira düşük ısı girdisiyle %10 ve daha düşük ergime oranları elde edilir.

Sprey ark, genellikle büyük çaplı teller ve kısa arkta daha yüksek gerilim ve kaynak akımları gerektirir. Kısa arka nazaran nüfuziyet azlığı ve yetersiz ergimeye karşı daha emin sonuçlar verir. Ancak, yöntem dikey ve yatay pozisyonlar için uygundur.

Darbeli ark ise tüm kaynak pozisyonlarında ve büyük çaplı teller ile kullanılabilir ve kaynak banyosu daha iyi kontrol edilir. Dolgu oranının spray arka nazaran daha az olmasına karşılık toplam ısı girdisi daha düşük olacağından tane irileşmesi en aza indirilmiş olur [6].

7.2.2.2 Örtülü elektrot ile Ark Kaynağı

Örtülü elektrot kaynağı için ANSI/AWS A5.4'de listelenen tek ferritik paslanmaz çelik elektrod E430'dur.

Kromlu paslanmaz çelik östenitik paslanmaz çelik elektrot ile kaynatıldığında, seyreltme sırasında östenit kararlılığının devamı için elektrotlar ana metalden daha çok krom ve nikel içermelidir. 430 dışında ferritik paslanmaz çeliklerde kullanılan östenitik paslanmaz çelik örtülü elektrotlar E309 ve E309L'dir

İşlenmemiş paslanmaz çelikler için, seyreltme sırasında çatlamaya karşı daha dirençli dış bükey taneleri üreten 10FN (ferrit numarası) sağlaması nedeniyle kireç-tip elektrotlar genellikle tercih edilir.

Kromlu paslanmaz çelik elektrotlar aşırı krom oksidasyonu ve azot kirliliğini önlemek için kısa kaynak akımı gerektirir. Kısa ark akım uzunluğu aynı zamanda kaynak metalinde porozite riskini azaltır. Uzun ark krom kayıplarına, azot kirliliğinin artmasına ve kaynak metalinde poroziteye neden olur. Zikzaklı bead tane büyümesini arttırdığı için önerilmez [6].

7.2.2.3 Tozaltı Kaynağı

Bazı ferritik paslanmaz çelikler, tozaltı kaynak yöntemi kullanılarak tek veya çok pasolu yöntem ile birleştirilebilir. Bu çelikler için uygun flaks seçiminde molibden ve krom göz önünde bulundurulmalıdır. Bu elementlerin arkta transfer etkinliği flaks tipiyle değişir. Yüksek alaşımlı elektrotlar ark kayıplarını karşılamak için nötr flaks gerektirir. Düşük alaşımlı elektrotların kullanımına izin veren bağlanmış ya da topaklanmış flaks kaynak metaline alaşım ilavesinde kullanılabilir. Kullanılan flaks kaynak metal karbon, silikon ve ya mangan içeriğini aşırı artmasında katkıda bulunmamalıdır. Sülfür ve fosfor içeriği de kırılganlığı ve çatlamayı arttırdığından düşük oranda tutulmalıdır.

Tozaltı ark kaynağı ile ısı genişliği değişebilir, ferritik paslanmaz çeliklerin birleştirilmesi için

bu proses seçildiğinde göz önünde bulundurulmalıdır. Ferritik kaynak metalinde kaba taneyi önlemek için belirli uygulamalarda genellikle östenitik paslanmaz çelik elektrotlar kullanılabilir. Bazı durumlarda seyreltme, flaks ve elektrot seçiminde göz önünde bulundurulmalıdır. Tozaltı kaynağında seyreltme %30-50 arasında olabilir. Bu nedenle kaynak kabiliyetini geliştirecek delta ferrit oluşumunu kolaylaştırmak için flaks-elektrot kombinasyonu beklenen seyreltmeyi karşılayarak kaynak metalinin krom ve nikelce yeterince zenginleşmesini sağlayacak şekilde seçilmelidir [6].

7.2.2.4 Direnç Kaynağı

Nokta Kaynağı. Nokta kaynak uygulaması ile ferritik paslanmaz çeliklerde tane büyümesi ve toklukta kopmalar genel görüştür. Kaynak şekillendirilebilirliğinin kritik olduğu uygulamalarda nokta direnç kaynağı önerilmez. Kromlu paslanmaz çeliğim belirlenmiş kurallarının olmadığı durumlarda, östenitik paslanmaz çelikler için önerilen kaynak proses programı kılavuz olarak kullanılabilir. Kaynak devresinde büyük oranda ferromanyetik malzemenin bulunması akımın yükseltilmesini gerektirebilir

Dikiş Kaynağı. Ferritik paslanmaz çeliğin nokta kaynağı uygulamasındaki sınırlamalar dikiş kaynağı içinde aynıdır. Östenitik paslanmaz çelik için önerilen kaynak programı kılavuz olarak kullanılabilir

Yakma Kaynağı. Ferritik paslanmaz çeliklerin yakma kaynağı ile birleştirilmesi kaynakta düşük şekillendirilebilirliğe neden olması nedeniyle uygulaması sınırlı olabilir.

%16 kadar krom içeren çelikler kendileriyle ya da krom çelikleri, krom-molibden çelikleri, yalın karbon çelikleriyle zorluk yaşanmadan yakma kaynağı ile birleştirilebilir. Yüksek kromlu çelikte bu yöntemle birleştirilebilir ancak kaynak sırasında yüksek sıcaklıklara maruz kalınması nedeniyle şekillendirilebilirlikte azalmaya neden olur. Yakma kaynağı prosesinde kaynak metalinin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için kaynak sırasında oksitlenmesini önlemek amacıyla koruyucu inert atmosfer kullanılabilir. İnert atmosfer krom oksit oluşumunu sınırlandırır [6].

7.2.3 Östenitik Krom-Nikel Paslanmaz Çelikler

7.2.3.1 MIG Kaynağı

Östenitik paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında, yeterli koruyucu gaz atmosferi altında ilave metalin arkta taşınımı sırasında alaşım elementlerinin kaybı çok azdır. Titanyum gibi reaktif elementler de ark içinde çok az kayba uğrayarak kaynak banyosuna geçer. Bu bakımdan

titanyum ile kararlı hale getirilmiş östenitik ilave metalleri de kullanılabilir. Argon gazı koruması altında %95'in üzerinde verim sağlanır. Bu tür çeliklerin MIG kaynağında kullanılan tel çapları malzeme kalınlığına ve ark türüne göre 0.6–0.3mm arasında değişir.

Doğru akımda, elektrot pozitif kutupta ve koruyucu gaz olarak argon kullanıldığında arkta metal taşınımı sprey ark ile gerçekleştirilebilir. Bu da 26-33V arasında bir ark geriliminde uygun bir akım yoğunluğu ile sağlanır. Bu değerlerin altındaki bir çalışmada arkta metal taşınımı, büyük damlalar halindedir. Bu durum aşırı sıçramalara ve ark dengesizliğine neden olur. Dengeli bir ark için akım değeri 1.6mm tel çapı için 300A civarında seçilmelidir.

Östenitik paslanmaz çeliklerin MIG kaynağı kısa ark ve darbeli ark kullanılarak da gerçekleştirilebilir. Bu ark türleri düşük akım şiddetlerinde ve 18-24V arasındaki ark gerilimlerinde oluşur. Bu ark türleri çok ince örneğin 0.25mm kalınlığındaki sacların kaynağında dahi kullanılabilir. Bu tekniklerde ısı girdisi sprey ark halinden daha düşük olduğundan çarpılmalar da minimum seviyede oluşur.

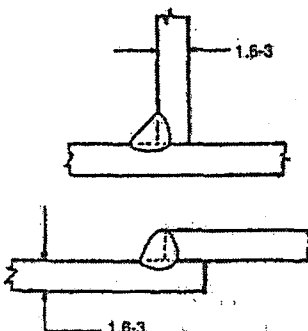
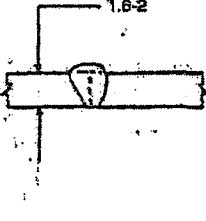
Argon, argon+oksijen, argon+helyum+karbondioksit içeren koruyucu gazlar kullanılmaktadır. Argon-oksijen karışımları, kaynak banyosunda biraz oksidasyona neden olmalarına rağmen saf argondan daha iyi ıslanma kabiliyeti ve ark stabilitesi sağlar. Argon + %1 oksijen sprey ark için çok kullanılan bir karışım gazıdır. %2-3 karbondioksit gazı kullanılması, silisyum ve mangan kaybına neden olur. Özellikle az karbonlu paslanmaz çeliklerde karbon miktarının artması kaynak bağlantısının korozyon direncini azaltabilir, dolayısıyla karbondioksit östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağı için tavsiye edilmez.

Östenitik paslanmaz çelik sacların veya boruların kaynağı sırasında kök pasoların korunması için kullanılan başlıca kök gazları ise argon, argon+hidrojen ve helyum gazlarıdır. Argon en çok kullanılan kök koruyucu gazdır ve içeriğindeki ppm mertebesindeki oksijen miktarı aşağı seviyelerde tutulmalıdır. Argona hidrojen katılması ile redükleyici bir gaz karışımı oluşturulur ve bu karışım düzgün biçimli bir kök profili verir ve oksijen oluşumunu önler.

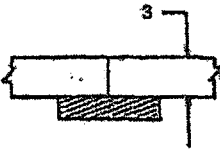
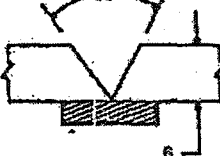
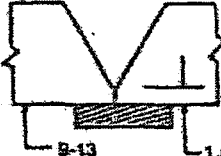
Azot+hidrojen de kök koruma gazı olarak çok sık kullanılır ve diğerlerine nazaran oldukça iyi koruma sağlar. Saf azot kullanımı ile kök pasosunun oyuklanma korozyonuna direnci artmaktadır.

Östenitik paslanmaz çeliklerin, kısa ark ile kaynağında önerilen koşulları Çizelge 7.6'de sprey ark ile kaynağında önerilen koşulları Çizelge 7.7'de ve MIG kaynağına ait parametreleri Çizelge 7.8'de verilmektedir.

Çizelge 7.6 Östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerin kısa ark ile MIG kaynağında önerilen kaynak koşulları [15].

Koruyucu Gaz : Argon + % 2.5 Co_2 veya Argon + % 2 Oksijen Gaz debisi: 7-9.5 l/dk Elektrod çapı: 0.8 mm. Helyum + % 7.5 Argon + % 2.5 Oksijen karışım gaz için gerilim 6-7 V daha yüksek						
Malzeme kalınlığı (mm)	1.6	2	2.5	3	1.6	2
Elektrod (tel) çapı (mm)	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8
Kaynak akımı	85	90	105	125	85	90
Gerilim	21	22	23	23	22	22
Tel ilerleme hızı (mm/s)	77.8	81.2	96	118	77.8	81.2
Ark hızı (mm/s)	7-8	5.5-6.4	6-6.8	6-6.8	8-9	4.8-5.2
Elektrod iltihacı (kg/m)	0.03	0.05	0.08	0.07	0.03	0.06

Çizelge 7.7 Östenitik krom-nikel paslanmaz çeliklerin spray ark ile MIG kaynağında önerilen kaynak koşulları [15].

Koruyucu gaz : Argon + % 1 Oksijen Gaz debisi : 16,5 l/dk.				
	Malzeme kalınlığı (mm)	3	6	9-13
	Elektrod (tel) çapı (mm)	1,6	1,6	1,6
	Paso adedi	1	2	2
Kaynak akımı	225	275	300	
Tel ilerleme hızı (mm/s)	59,2	74	93,5	
Ark hızı (mm/s)	8-9	6,4	8,5	
Elektrod iltihacı (kg/m)	0.1125	0.284	0.408	

Çizelge 7.8 Östentik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında kullanılan kaynak parametreleri [15].

sac kalınlığı (mm)	birleştirme şekli	elektrod çapı (mm)	Argon sarfıyatı (lt/dk)	paso sayısı	kaynak hızı (mm/dk)	akım şiddeti (doğru akımda pozitif kutupta) amp
3	alın(altlıklı)	1.6	17	1	0.5	200-240
6	V-alın	1.6	17	1.0-2.0	0.4	240-280
12	V-alın	2.4	17	3.0-4.0	0.4	280-330
19	V-alın	2.4	17	5.0-6.0	0.4	350-375
25	V-alın	2.4	17	7.0-8.0	0.4	350-375

7.2.3.2 Örtülü Elektrotla Metal Ark Kaynağı

Paslanmaz çelik örtülü elektrotlar üç çeşit özlü telle kullanılır; yumuşak çelik, paslanmaz çelik ve metal özü. Alaşım elemanları, öze yada kaplamaya katılan uygun katkıları ile doldurma metali için eklenebilir. Bu, elektrot doldurma oranını arttırabilir ve/veya kaynak metal kompozisyonunu değiştirebilir. Elektrot dizaynı uygun elektrik akım miktarını etkiler. Bundan dolayı etkili doldurmanın görülebilmesi ve elektrot ve metalin aşırı ısınmasının önlenmesi için elektrot üreticisinin amper ve voltaj önerililerine uyulmalıdır.

Kaynak sırasında elektrotun zigzag yapması önerilmez. Kaynaktaki süreksizliklerin önlenmesi için oluk kalınlıkları 3.18mm'i aşmamalıdır.

Florit curuf oluşumu ve kaynak yüzeyinden krom oksit ile flakslanması, bazı çalışma koşullarında floriti ferritik paslanmaz çelikler için son derecede korozif yapar. Tüm cürufklar kaynak metalinden ve kökten dikkatlice temizlenmelidir. Ancak kaynak dizaynı kökün temizlenmesine olanak vermiyorsa örtülü elektrot kök pasolarında kullanılmamalıdır [6].

7.2.3.3 Flaks Özlü Ark Kaynağı

Seyreltilmemiş doldurmaların ferrit numara kontrolü için üretici için uygun toleranslarda çeşitli tip elektroda izin verilir. Kendiliğinden korumalı flaks özlü elektrotlar yüksek azot içeriğini karşılamak için yüksek kromludur.

Koruyucu karbondioksit kullanımı, düşük bir miktar oksitleyici eleman kaybına ve bir miktar karbon toplanmasına neden olur. Dış koruyucu kullanılmaması durumunda bir miktar oksitleyici eleman kaybına ve biraz azot toplanmasına neden olur. Uzun ark uzunluğu ile birlikte düşük kaynak akımları, aşırı miktarda azot toplanmasına ve kaynakta ferrit miktarının azalmasına neden olduğundan önlenmelidir. Düşük karbon toplanması ve krom kayıpları yüksek ferrit içeriklerine neden olur. Argon-karbondioksit gaz karışımlarının kullanılması

daha iyi tokluk sağlar. Ferrit seviyesinin kritik olduğu durumlarda bu gazlardan biri tercih edilmelidir.

Östenitik paslanmaz çelik flaks özlü elektrotların çoğu 4–14 FN oranında ferritli kaynak metali üretir [6].

7.2.3.4 TIG Kaynağı

TIG kaynak prosesleri, östenitik paslanmaz çeliklerin tüm kaynak pozisyonları ve geniş kalınlık aralığı için uygulanabilir. Ancak bu yöntem doldurma oranı düşük olduğundan eriyen metal elektrot proseslerine göre daha pahalıdır. Darbeli güç kaynağı, eriyik havuzunun ve katılaşma karakteristiğinin kontrolünü sağlamaktadır.

Östenitik paslanmaz çelikler doğru akım ve negatif elektrot prosesleri kullanılarak birleştirilir. Paslanmaz çelikler için tungsten elektrot kolay ark başlangıcı ve ark kararlılığı için %1–2 oranında toryum oksit, seryum oksit ya da lantan oksit içermelidir. Ancak toryum oksit radyoaktif seviyesi bazı sorunlara neden olabilir

Argon, helyum ya da bu iki gazın karışımları östenitik paslanmaz çeliklerin bu yöntemle kaynağında koruyucu gaz olarak kullanılır. Argon genellikle, kolay ark başlangıcı, ergiyik havuz kontrolü ve sürekli gaz koruması nedeniyle manüel uygulamalarda tercih edilir. Ayrıca ince parçaların kaynağında da helyuma göre aynı kaynak akımında daha düşük ısı girişi sağlaması nedeniyle tercih edilir. Helyum daha çok kalın parçalarda daha derin penetrasyon sağlaması nedeniyle tercih edilir. Mekanik uygulamalarda yüksek hareket hızı sağlar. Ancak ark başlangıcı zordur. %100 argon kullanımındaki ısı girişinden daha yüksek ısı girişi istenen özel bazı uygulamalarda argon-%2helyum ya da argon-%2 hidrojen kullanılır.

Autogenous (basit ergime) gaz tungsten ark kaynağında, ana metal kompozisyonundaki minör element değişimi cüruf oluşumu ve derin penetrasyonu etkiler. Kükürt, oksijen, oksit giderici gibi yüzey aktif elementlerinin varlığı penetrasyonu etkiler. Etkileri metal havuzunun yüzey gerilimini değiştirir. Silikon ve manganın karmaşık etkileri vardır. En kötü senaryo, bir metal ısısı çeşidi diğerine dahil olmaktır. Bu şekilde çarpıklıklara ve üst kısım hariç birleşmenin büyük bir kısmında kayba neden olur.

Koruyucu gazın havalanması veya türbülansı kaynak metalinde azot kirliliği ile sonuçlanır. Buda kaynak metal kompozisyonunda ferrit içeriğini etkiler [6].

7.2.3.5 Plazma Ark Kaynağı

Plazma ark kaynağı genellikle ince östenitik paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan bir yöntemdir. Plazma ark genellikle uzun karakterlidir ve ark uzunluğundaki değişimlere hassastır. Kare oluk, kalınlığı 2.29–6.35mm arasındaki parçaların kaynağında dolgu teli kullanmadan anahtar deliği tekniği uygulanarak kullanılabilir.

Yüksek kaynak hızlarına sürekli paslanmaz çelik tüp şekillendirmesinde ulaşılır [6].

7.2.3.6 Tozaltı Ark Kaynağı

Tozaltı kaynak yöntemleri östenitik paslanmaz çeliklerin birbirleriyle birleştirilmesinde ve karbon ve düşük alaşımlı çeliklerin yüzey birleştirmelerinde yaygın olarak kullanılır.

Tozaltı kaynağının tipik problemleri; yüksek ısı girişi, geniş kaynak dikişi, düşük soğuma ve katılaşma oranıdır. Bu faktörler ana metalden seyreltmeyi, alaşım elementlerinin segregasyonunu ve mikro yapı kabalığını artırma eğilimi gösterir. Geniş kaynak bead çatlama hassasiyetini artırır. Çatlama tipi, kaynak metalindeki emprüte ve katılaşmaya bağlıdır. Yüksek ısı girişi ve düşük soğuma, ferritik içeriği azaltır.

Silikon, kükürt ve fosfor gibi elementler belirlenmiş limitlerin üstünde olması zararlıdır. Karbon ve mangan limitler dahilinde faydalıdır. Silikonun flaksdan kaynak metaline geçişi seçilen flaksa bağlı olarak diğer yöntemlere göre yüksektir. Kaynak metaline silikon geçişi, yüksek sıcaklık metal-cüruf reaksiyonlarının bir sonucudur.

Bu proste yaygın olarak alternatif akım ve doğru akım güç kaynakları kullanılır. İnce parçaların kaynağında kısmen direk akım tercih edilir [6].

7.2.4 Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çeliklerin

7.2.4.1 MIG Kaynağı

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin kaynağında gazaltı kaynak yöntemlerinden MIG kaynağı oldukça yaygın kullanılır. 6mm'den kalın kesitlerin birleştirilmesinde spreyl ark uygulanır. Dolgu oranı yüksek olduğundan diğer yöntemlerden daha hızlı bir kaynak gerçekleştirilir. Kaynak prosedürü östenitik paslanmaz çelikler ile aynıdır.

Koruyucu gaz olarak, arkın kararlılığını sağlamak için %1–2 oksijen içeren argon gazı kullanılır. Nüfuziyetin artması istendiği durumlarda helyum+argon karışımı önerilir.

Sprey ark oluk pozisyonunda kaynak için tercih edilir, diğer kaynak pozisyonları için, kısa ark

veya darbeli ark ile çok az oksijen veya karbondioksit katılmış argon+helyum karışım gazı kullanılır.

7.2.5 Duplex (Çift Fazlı) Paslanmaz Çeliklerin

7.2.5.1 MIG Kaynağı

Duplex paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde ve dolgu pasolarında MIG kaynağı oldukça yaygın kullanılan bir yöntemdir. Koruyucu gaz olarak Ar+%1-3 oksijen, Ar+%1-3 karbondioksit, Ar+%30He+%1-3 oksijen veya Ar+%15He+%1-3 karbondioksit karışımları kullanılır. Kök gazı olarak da saf argon veya %3 azot eklenen karışım kullanılır. Bu yöntemde yüksek ısı girdisi ile kaynak yapılır.

Pasolar arası sıcaklık maksimum 150°C ile sınırlandırılmıştır.

Paslanmaz çeliklerin martensitik türlerine oksî-asetilen kaynağı pek uygulanmamaktadır. Çökelme sertleşmeli türler ve çift fazlı (duplex) paslanmaz çelikler son yirmi yıl içinde geliştirilen ve son yıllarda kullanım alanı bulmaya başlayan çeliklerdir ve oksî-asetilen kaynak yöntemi bunların birleştirilmelerinde uygulanan bir yöntem değildir. Bu açıdan yalnız kromlu ferritik paslanmaz çelikler ve krom-nikelli ostenitik türler yaygın kullanılırlar ve oksî-asetilen kaynağı uygulamalarına da sıkça rastlanmaktadır [6].

8. ALÜMİNYUM

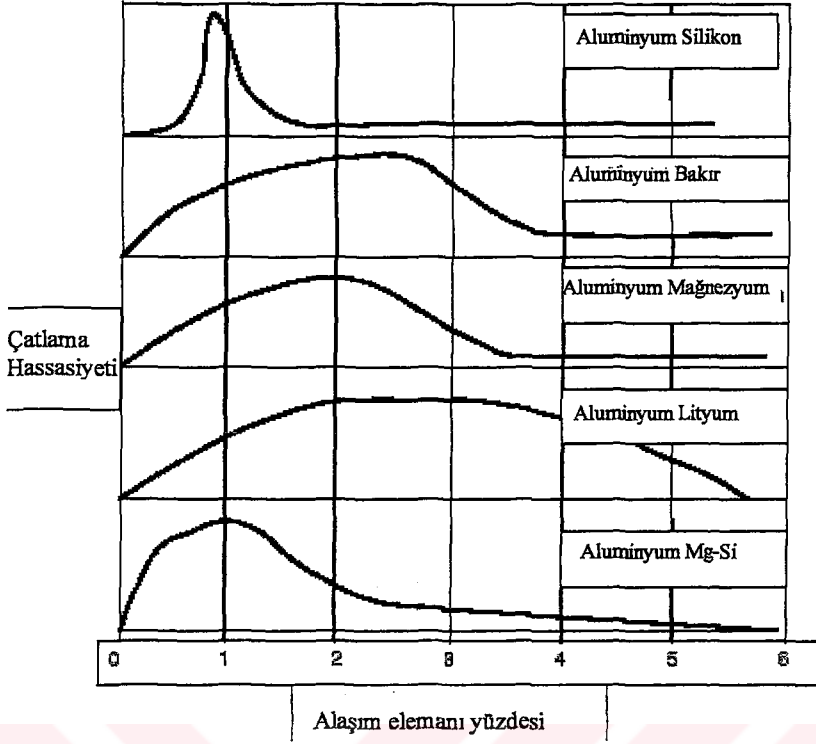
Alüminyum ve alaşımlarının kaynak kabiliyetine birçok etken tesir eder. Saf alüminyum 658°C gibi düşük bir sıcaklıkta ergimesine rağmen, yüzeyindeki oksit tabakası (Al_2O_3) 2050°C gibi yüksek bir sıcaklıkta erir. Alüminyum oksijene karşı ilgisi fazla olduğundan, yüzeyinde hemen 0,01 mikron kalınlığındaki Al_2O_3 tabakası oluşur. Bu oksit tabakası yüzeyi kimyasal bileşiklere karşı dayanıklılık vermektedir. Fakat bu tabakanın mevcudiyeti alüminyum ve alaşımlarının kaynağını zorlaştırır. Kaynak yapılırken yüzeyde bulunan Al_2O_3 tabakasının ergitilmesine çalışılırken, bundan çok daha düşük sıcaklıkta ergiyen alüminyum dökülür ve kaynak çubuğundan düşen damlalar kaynak yapılacak esas metal ile birleşemez. Bu sebepten dolayı, kaynaktan önce bu tabakanın oluşmaması için önlemler almak gerekir.

Alüminyum alaşımları yüksek ısı iletim katsayısına sahiptir. Bunun için kaynak yerinde ısı yoğunluğunu sağlamak için daha fazla ısı girdisine ihtiyaç vardır. Diğer taraftan alüminyum ve alaşımlarında, çeliğe nazaran daha geniş bir bölge ısının tesiri altında kalır. Ayrıca saf alüminyumda yüksek ısı iletimi dolayısı ile ergimiş kaynak banyosu soğuyup çabuk katılaştığı için dikişte gözenekler oluşur. Yüksek ısıl genleşmeden ötürü, kaynak sırasında meydana gelen distorsiyonlar (çarpılma ve kendini çekme) fazla olmaktadır. Dolayısı ile gerekli önlemler alınmadığı zaman, gerilme çatlaklar oluşur. Yüksek elektrik iletkenliği nedeniyle elektrik direnç kaynağında sorunlar ortaya çıkmaktadır.

AlMn , AlSi , AlCu , AlMg gibi katılaşma aralığı geniş olan alaşımlarda sıcak çatlama eğilimi vardır.(Şekil 8.1) Sıcak çatlama genellikle katılaşma eğrisinin üzerinde ve katılaşma aralığında meydana gelir. Bunun için alaşımın katılaşma aralığı dar olan alaşım grupları seçilmelidir. Ayrıca çatlama karşı hassas olmayan ilave kaynak malzemesinin (tel veya elektrot) kullanılması gerekir (Şekil 8.2).

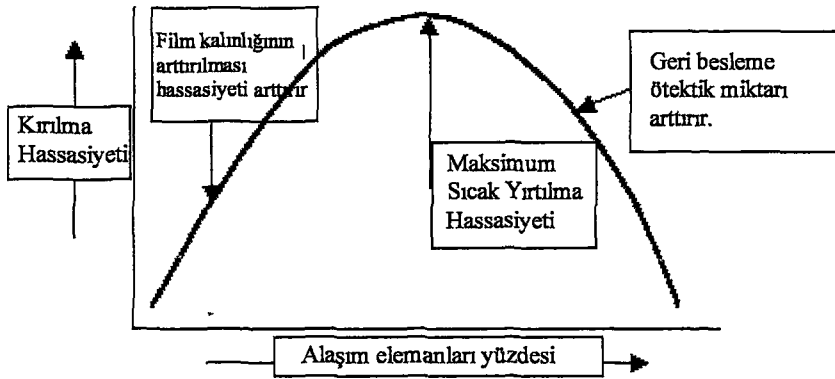
Gerilme çatlakları da kuvvetli kendini çekmeler sonucu katılaşma eğrisinin altında meydana gelir. Bu çatlaklar, uygun bir konstrüktif şekillendirme, kaynak sonrası çeşitli ısıl işlemler, uygun kaynak yöntemleri ve tekniği uygulanarak önlenir.

Alüminyum ve alaşımları doğal sert, soğuk olarak sertleştirilmiş veya çökeltme sertleşmesine tabi tutulmuş durumda bulunur. Bunların kaynak kabiliyeti de farklılıklar gösterir. AlCuMg , AlMgSi ve AlZnMg ısıl işlem ile sertleşen alaşımlardır. AlCuMg alaşımı çatlama eğilimine sahiptir. Nadiren ergime kaynağı kullanılır. AlMgSi alaşımı kaynak edilebilir ve akabinde yaşlandırılır [16, 17].



Şekil 8.1 Alaşım elemanlarının çatlama hassasiyetine etkisi [17].

Çok saf alüminyumun bileşiminde bulunan Fe, Si ve Mn gibi elementler, saf alüminyuma kıyasla biraz daha fazla kaynak çatlaklarının oluşumuna sebebiyet verirler. Alüminyum alaşımlarında çatlama tehlikesi alaşım tiplerine ve içerdikleri alaşım elemanlarının miktarına bağlıdır. Örnek olarak, Al-Mg alaşımlarında maksimum çatlak %1 ile 2 Mg miktarında meydana gelmektedir. Al-Mg alaşımlarının bu çatlama eğilimi, bileşimine krom ve manganez katılırsa düzeltilmektedir [17].



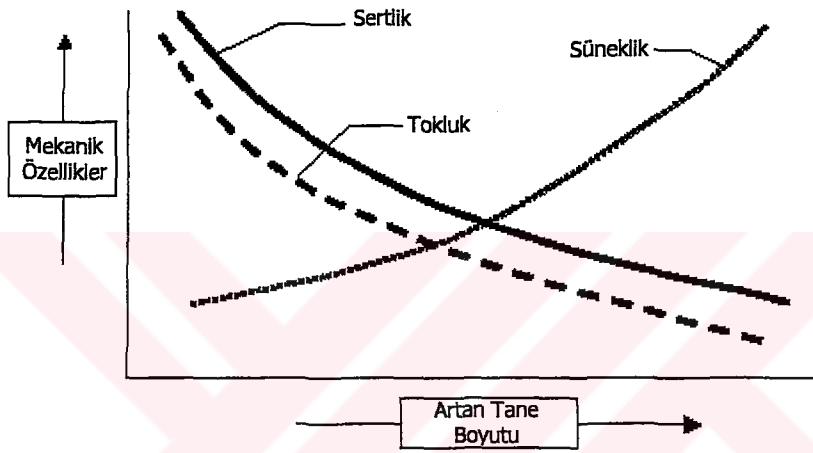
Şekil 8.2. Çatlama hassasiyetinin genel şekli [17].

Alüminyum alaşımlarında genellikle sertlik kontrolü için kullanılsa da yüksek kırılma riskini azaltmak ve C/Mn ve düşük alaşımlı çeliklerde ve hem sertlik hem de çentik darbe dayanımını arttırmakta kullanılır. Genelde tane boyutunun artırılması metalin akma gerilimi ve son gerilimi azaltır. Hall-Petch eşitliğine göre akma gerilimi σ_y tane boyutu ile alakalıdır.

$$\sigma_y = \sigma_I + k_y d^{-1/2}$$

d = ortalama tane çapı

σ_y ve k_y metal için sabittir. Eşitliğin temel sonucu Şekil 8.3'de görülmektedir [17].



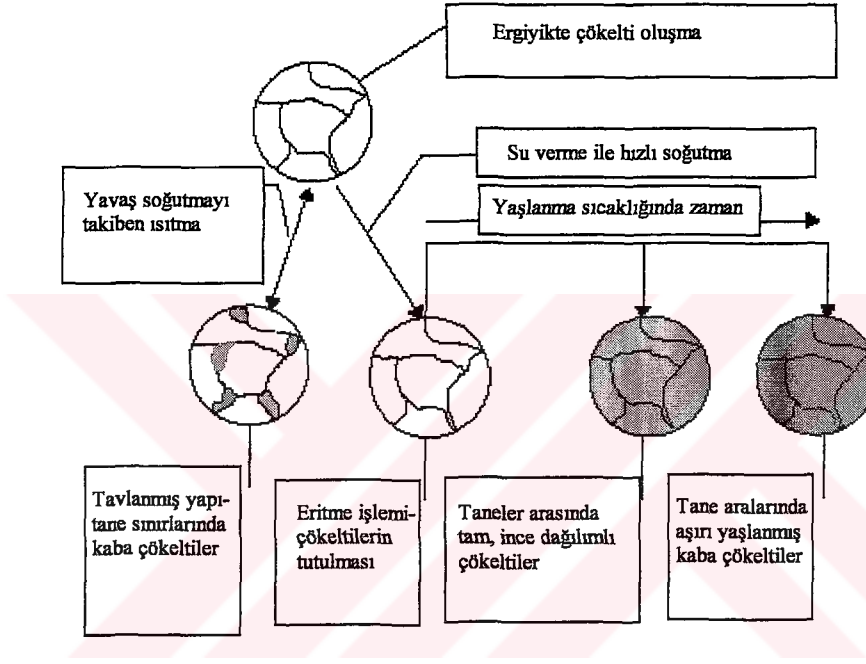
Şekil 8.3 Akma gerilimi ile tane boyutu ilişkisi [17].

Bu durum pratikte kaynak sırasında erime çizgisinin esas metal tarafında, ısının oluşturduğu çeşitli ısı çevrimlerden etkilenmiş ve dolayısıyla iç yapı değişimine uğramış ısıdan etkilenen bölgede tane büyümesi nedeniyle dayanımda azalmayla sonuçlanır. Alüminyum alaşımlarında tane büyümesiyle kaybedilen sertlik marjinal etkidir. Sıcak çatlama, riskinde en göze çarpan etki küçük tanelerin büyüklere göre daha dayanıklı olmasıdır. Ti, Zr ve Sc eş tane boyutunu arttırmakta kullanılabilir. Bu elementler kaynak metalinde katı partiküllerin son dağılımını şekillendirir. Bu elementler katılaşma prosesinde, tanenin oluşmasını sağlayan çekirdek gibi davranır.

Soğuk şekil değiştirilerek mukavemeti yükseltilmiş alüminyum ve alaşımlarının kaynağında, ısıdan etkilenen bölgede mukavemet düşer. Mn, Mg, Si, Cu gibi alaşım elementi içeren alüminyum alaşımlarının kaynağında (eş) alaşımlı kaynak ilave malzemesi kullanılırsa mukavemette pek düşme olmaz.

Tane büyüklüğü T_1 'den başlayarak sürekli artmaktadır. Isıdan etkilenen bölgenin genişliği kaynak yöntemine, paso sayısına uygulanan enerji yoğunluğuna bağlıdır. Kaynak bölgesi gaz kapar dolayısıyla da gevrekleşme ve gözenek oluşumuna neden olmaktadır.

$T > TR_k$ olan bölgelerde pekleşmenin etkisi kalmaktadır. Birincil özellikleri geri kazanmak için kaynak sonrası tekrar soğuk şekil vermek gerekir. $T > TR_k$ olduğundan ısıdan etkilenen bölge çok geniştir. Şekil değiştirme oranı $\varphi \approx \varphi_{krit}$ ise TR_k 'nın biraz üstünde bir diğer iri tane bölgesi oluşur.



Şekil 8.4 Yaşlanma [17].

Isıdan etkilenen bölge yüksek sıcaklık nedeni ile çökelti çözülür ve tekrar uygun olmayan bir boyut ve biçimde yeniden çöker. Çökelti ışık mikroskobu ile görülmezler. Tane sınırlarındaki çökelti çatlak oluşumuna neden olur. Kaynağın yaşlanmadan önce yapılması çatlak oluşumunu azaltır. İri çökelti nedeniyle korozyon dayanımı düşer. Bir metale malzeme, ısı tesiri altındaki bölgenin özellikleri fazla miktarda tahribe uğramışsa kaynağa uygun olarak kabul edilir [17].

8.1 Kaynak Prosesleri

8.1.1 Oksi-asetilen kaynağı

Oksi-asetilen kaynak alevi büyük ısı yoğunlaşması sonucunda hidrojen-oksijen alevi gibi diğer yöntemlerden daha az çarpımalara neden olur.

Ön ısıtma gereği burada da önemini korur. Gerçekten 6 mm ve daha kalın Al levhaların oksiasetilen kaynağında tam nüfuziyeti sağlamakla çatlamaya karşı önlem olarak ön ısıtma avantajlı olmaktadır. Ön ısıtma sıcaklığı 150–200°C arasında olup daha yüksek sıcaklıklar, aranan niteliklerin kaybına ve gereksiz yere genişlemiş bir ITAB'ne yol açar.

Oksi-asetilen kaynağında ön ısıtma, ana metal kitlesinin birleştirme yerinde ergimeyi sağlayacak ısı girdisinden fazlasını dışarı iletilmesi halinde daima önerilir.

Sonradan ısıtma ya da eloksallamaya tabi tutulacak iş parçaları için mümkün olduğu kadar ana metalle aynı veya buna yakın bileşimde kaynak teli kullanmalıdır.

“Redükleyici-asetilen fazla” alev, oksit tabakasını çözmeye yetmediğinden bir dekapan kullanılması kesinlikle gereklidir. Dekapansız kaynak edilebilir dökme silumin (Al-Si) dışında bütün hafif metal alaşımlarında dekapan kullanılması zorunludur.

Dekapan, büyük yayılabilirlik ve küçük özgül ağırlıkla birlikte ilgili metalin ergime noktasının 50-100°C kadar altında bulunan bir etkileme sıcaklığına sahip olacaktır. Bu bakımdan malzemenin ergime noktası ile kimyasal bileşimine tam olarak uygun seçilmelidir.

Hafif metallerin oksiasetilen kaynağında mümkün olduğu kadar küt alın şekillerine yer verilmelidir. Önemle üzerinde durulması gereken bir önlem de, her türlü ağız şekillerinde, keskin köşe ve sivriliklerin eğe ile alınmasıdır. Bunlar alev ile temasta, oksit oluşturarak dikişe dahil olurlar.

Kaynak ağzının her iki yanı en az 10mm genişlikte her türlü yağ, gres ve oksit tabakası, boya ve benzeri öğelerden arındırılmalıdır. Buralara temiz bir fırça ile dekapan sürülmelidir.

Parçalar Şekil 159'daki gibi bir α açısıyla tertiplenir. Kaynak sırasındaki çekme nedeniyle parçalar aynı düzeleme gelir. Isı kaçışını önlemek için alta, ısıl iletkenliği zayıf destek konulmalıdır. Kaynaktan önce parçalar, üflecin dairesel hareketiyle ön ısıtılmalıdır.

Oksi-asetilen kaynağı için alüminyum alaşımı ilave metal çubukları, çıplak ya da dekapanla kaplı olarak pazarlanmaktadır.

Oksi-asetilen (gaz ergitme) kaynağının avantajları şöyle sıralanabilir; ucuz, basit ve kolay taşınabilir teçhizat; kullanılması kolay bir üfleç; ucuz dikiş ön hazırlığı ve özellikle kalın saçların çok pasolu kaynağında, dikişlerin sıcak olarak çekiçlenebilmesi ile düz ve kolay temizlenebilir yüzeyler elde edilebilir.

Bunun dışında da yüksek korozyon dayanımlı bir kaynak elde edilebilir.

Dezavantajları ise; dikiş içine gerilmelere neden olabilecek bir dekapan kullanılması, bu dekapanın korozyona götürebilmesi nedeniyle bunun artıklarının temizlenmesi gereği (pahalı kaynak sonrası işlemler); dikişin her iki yanında geniş ITAB'leri, ıslah edilmiş ve sertleştirilmiş hafif metal alaşımlarında iş parçası düzeyinde zayıf mukavemetli bölgeler hasil ederler. Meydana gelen büyük distorsiyonlar, pahalı düzeltme işlemlerini gerektirir.

Özellikle sıcak çatlama eğilimli geniş katılaşma aralığına sahip alaşımlar yavaş soğutulacaklar, bunlar sıcak çatlak sınırının altına kadar (300–400°C) soğutulmadan yerlerinden oynatılmayacaklardır.

Dekapan artıkları sıcak su ve tel fırçayla iyice yıkanır. Boru kaynakları ve zor erişilebilir dikişlerde bu temizleme buhar basıncı ile yapılır ve kök taraflarına da uygulanır. Yıkamadan sonra parçalar %10 nitrik asit ile temizlenir, suyla çalkalanır ve kurutulur.

Saf alüminyumda mukavemet, soğuk çekişleyle yükselir, ancak soğuk çekişlemeden sonra 400°C'luk bir tavlama, korozyona dayanımın hızlı düşmesini önlemek için uygulanmalıdır. Büyük korozyon zorlamalarında 350°C'de bir sıcak çekişleme önerilir. Bu işlemde dikiş kaba kristalleri bozulur ve korozyon mukavemeti artar [3].

8.1.2 Örtülü elektrot ile ark kaynağı

Bu yöntemle bütün alüminyum türleriyle ısıtılma yoluyla sertleşmeyen alaşımları kaynak etmek mümkündür. Yapısal sertleşmeli alaşımlar arasında AlSiMg ve AlMgSi tipi alaşımlar da uygun şekilde örtülü elektrotla birleştirilebilir ancak dikişe yakın bölgelerdeki mekanik karakteristikler düşer. Çinko ve magnezyumlu alaşımlar kaynaktan sonra herhangi bir işlem gerektirmeden önceki mekanik özelliklerine hemen hemen sahip olur.

Kaynak için DATK (elektrot +) kullanılır.

Bu tür uygulamalar genellikle arada sırada kaynak yapıp TIG ve MIG kaynağına yatırım yapmak istemeyen atölyeler tarafından tercih edilir.

Alüminyumun metal-ark kaynağında dikkat edilecek hususlar rutubet, ön ısıtma, dekapan ve elektrot iş parçasının temizliğidir. Elektrot örtüsündeki rutubet gözenekliğe neden olur. Sağlam dikişler için kullanılacak elektrotun kuru ve temiz yerlerde muhafaza edilmesi gerekmektedir [16, 17].

Her ne kadar örtülü elektrot ile yapılan birleştirmeler oksii-asetilen kadar kuvvetli ise de örtülü elektrot 6mm'den ince malzemelerde kaynakta sıvı ve gaz sızdırmazlığı elde etmek güçtür. Sağlamlık ve yüzey düzgünlüğü gazaltı kaynağındaki gibi olmaz.

Örtülü elektrot metal ark kaynağında görülen diğer bir güçlükte, arkın kesilmesiyle ortaya çıkar. Elektrot ucunu ergimiş dekapan tabakası kaplar. Bu tabaka temizlenmeden arkın yeniden tutuşturulması mümkün olmaz.

4.5-5.0mm'ye kadar küt alın kaynağı uygulanır. Nispeten düzgün kesilmiş kenarların dışında herhangi bir hazırlık gerekmez. Daha kalın malzemelere 60 ila 90° V ağı açılır. Kalınlığa göre kök yüksekliği 1.5-6mm olur. 0.8 ila 1.5 mm kök ağı tercih edilir. 12mm'den kalın saçlarda, 2mm kök yüksekliği X ağı zorunludur.

8mm'den kalın saçlarda, kök pasosunun keski ile alınıp tersten çekilecek paso nufuziyetin tam olduğu emniyeti sağlar.

Alüminyum üzerinde kaynaklı birleştirmelerin tasarımında önemli husus, ani kesit ve kaynak yönü değişikliklerinden kaçınmaktır. Bunu sağlamak için bazen birleştirilecek parçalar arasına ara parçalar koymak kolaylık sağlayabilir.

Kaynak edilecek parçalar genellikle önceden kesilmiş, şekillendirilmiş, taşlanmış olur. Bu nedenle önceki işlemlerden kalan yağın tam temizlenmesi, yüksek kalitede kaynak için kaçınılmaz bir koşuldur. Yağlar kadar, kesim toz ve çapaklarının içermiş olduğu hidrojen ve oksijen gözenekliliğe ve köpürmelere neden olacağından temizlenmesine de özen gösterilmelidir.

Kaynak, temizleme ve oksitten arındırma işleminin ardından hemen uygulanmalıdır. Direnç kaynağında bu süre en çok 24 saattir.

Alüminyum metal ark kaynağı için AWS spesifikasyonlarına göre önerilen iki tip elektrot 1100 ve 4043'tür.

Magnezyum alaşımlar, kaynak sırasında ana metalde meydana gelen kayıpları telafi etmek üzere ana metale göre magnezyumdan yana daha zengin olmalıdır.

Alüminyum parçaların 200°C'de ön ısıtılması istenir ve levha kaynağında bu işlem gereklidir. Ön ısıtma, oksii-asetilen üfleci ya da elektriksel dirençle yapılabilir; bunun sonucunda ise küçük parçalar tungsten elektrot, kaynak pensesinin ucuna gümüşle lehimlenir. Topraklama mensesi iş parçasına bağlandıktan sonra tungsten elektrottan parçaya intikal edecek akım, onu

ısıtacaktır. Yöntem, büyük parçalara uygulanmaz. Genellikle 5mm'ye kadar saçlar ön ısıtılmaz.

Kaynak uygulamasında başlangıçta elektrot dikeye yakın tutulmalıdır. Ark istikrarlı olduktan sonra elektrot tamamlanmış dikişe yönelik olmak üzere ilerleme yönünde 20 ila 30° yatırılabilir. Çok fazla eğim püskürme ve gözenekliliğe neden olabilir.

Mümkün olduğu kadar kaynak tek pasoda yapılacaktır. Çok pasolusu, gerektiğinde, iyi sonuç almak için pasolar arasında özenli cüruf temizliği esastır. Bu, çoğu kez mekanik yolla olur, dönel tel fırça, yuvarlak başlı ve sivri cüruf çekici ile olur. Gerisi buhar sevkiyle veya sıcak sutla ovarak temizlenir.

Mümkün olan her yerde, yerde yatay pozisyonda kaynak yapılacaktır. Yatay düzlemde dış köşe kaynakları, iş parçasını aşağıya doğru yaklaşık 20°'de pozisyona getirmekle en iyi sonuç alınır. Tavan kaynağı gerektiğinde ise ince ip dikiş dizileri şeklinde çekilmelidir. Bindirme ve dış köşe kaynakları, elektrotu yataya göre 45°'de tutarak yapılabilir [17].

8.1.3 MIG-MAG

MIG-MAG kaynağında aynı zamanda ilave tel görevi yapan eriyen elektrot ile iş parçası arasında yanar. Uçsuz elektrot bir tel iletme mekanizması yardımı ile bir tel makarasından akım kontak borusuna gelir. Serbest tel ucu nispeten kısadır, böylece ince elektroda yüksek akım şiddeti uygulanabilir. Kaynak makinesinin, kutuplarından biri elektroda diğeri de parçaya bağlanır. Böylece ark, eriyen elektrot ile parça arasında yanar [4].

Dc. pozitif elektrot ile uygulanan gaz metal ark prosesinde katot, TIG kaynağında yüzey temizleme etkisi gösterir. Orta akım seviyelerinde, kaynak havuzu enine kesitte yarım dairedir, fakat akım arttığında, ergiyik yatağının merkezinde parmak şekilli izdüşümü ortaya çıkar. Parmak şekilli penetrasyon, elektrot ve bağlantının merkez hattı arasında yanlış ayarlamaya toleransız olduğundan ve merkez hattı etrafında ergime problemlerine nedeniyle istenmez. Bu problem koruyucu gaz olarak helyum veya helyum-argon karışımı kullanılarak engellenebilir. Yüksek akımlarda helyum ile enine kesit havuzu yarım daire kalır [4, 16].

Yarı otomatik kaynakta elektrotu makaradan arka aktarmak için üç sürme sistemi vardır. Bu sistemler itici, çekici ve itici-çekici şekilde dizayn edilmiştir. İtici sistemlerde, sürücü makara, makaranın yanına yerleştirilmiş ve tel elektrot tabancaya yaklaşık 3–3.6m uzunluğundaki bir oluktan itilir. Çekici sistemlerde makara tabancanın yanındadır ve elektrot oluktan çekilir. Oluktan çekiş uzunluğu alüminyum elektrotlar için yaklaşık 3–3.6 m ile sınırlıdır. Hem çekici

hem itici sistemlerde ise, elektrot biri makaranın yanında diğeri tabanca yanında olan iki ya da daha fazla makara grubu ile oluktan beslenir. Bu oluk uzunluğunun 6.6m ya da daha fazla olmasına izin verir. Bazı sistemler her birinin sonunda bir sürücü ile oluk modüllerini içerir. Uzak mesafelere besleme için birçok modül bağlantılı olabilir [16, 17].

Sistem seçimi elektrotun gerilim direnci ve çapı ile elektrot tedarik teçhizatı ile iş arasındaki mesafeye göre yapılır. İtici sistemler, oluk ve tabancada sürüklenmeye uygun sertlikte yüksek gerilim dirençli ve 1.2mm ya da daha geniş çaplı elektronlarla sınırlıdır.

Çekici beslemeli sistemler mekanik kaynak ısıları ve yarı otomatik kaynak tabancalarıyla yaygındır. Bu sistem genellikle alüminyum alaşımlarının 1.2mm ve daha küçük elektrot boyutları için kullanılır. Otomatik ya da mekanik kaynaklarda elektrot sürücü ünite normal olarak kaynak tabancasının üstündedir. İtici-çekici sistemler ise birçok elektrot ve uygun boyutlar için uygulanabilir.

Prensip olarak, ısıdan etkilenen bölgede tüm bağlantı sertliğinin çözelti işlemleri ve yaşlanmayla yeniden elde edilmesi mümkündür, ancak yüksek sertlik alaşımları oldukça zayıf kalır. Kaynak sonrası yaşlandırma bazı durumlarda ısının tesiri altındaki bölge özelliklerinin gelişmesini sağlar.

Elektrot aynı anda hem enerji taşıyıcı ve hem de kaynak ilave metali görevi yapar. Koruyucu gaz elektrotun eşeksenli olarak bulunduğu bir memeden akar ve arkı, eriyen damlaları ve arkın altındaki erimiş banyoyu atmosferin etkisinden korur [17].

8.1.4 TIG Kaynağı

Ark kaynağı şekli olan TIG özellikle alüminyum, magnezyum, titanyum gibi hafif metallerin kaynağına uygundur. Elektrik akımı, su ve gazın her an sağlanması ve kontrol edilmesi gerektiğinden, bu yöntemde kullanılan ekipman, ark kaynağında kullanılanlara göre daha karmaşık ve pahalıdır. Alternatif akım güç kaynağı ile uygulanan TIG kaynağı çok çeşitli proseslerde kullanılır. Bu yöntemle elde edilen kaynak dikişi diğer yöntemlerle elde edilenlere göre daha üstündür.

TIG kaynağında genellikle doğru akım kullanılsa da hafif metallerin kaynağında yüksek frekanslı alternatif akım güç kaynağı kullanılır. Pozitif faz nüfuziyeti ve elektrotun soğumasını sağlarken, negatif faz sırasında da oksit filmi alınır. TIG kaynağı 1mm ve 6mm arasındaki metal kalınlıkları için uygundur. Koruyucu gaz olarak helyumun kullanılması arkta yüksek sıcaklığa ulaşılmasına yardım eder fakat düz kutuplama ile doğru akım ister. Oksit

filmin kaldırılmasının etkisi daha zayıftır fakat kaynak gücü daha düşüktür ve 10 ile 12mm kalınlıktaki parçalar tek paso ile kaynak edilebilir [16, 17].

Kaynak sırasında oksit tabakanın sürekli olarak uzaklaştırılması tungsten elektrotun artı kutba bağlanması ile yapılabilir. Gaz iyonları ark içersinde ivmelenerek büyük bir hızla parça yüzeyine çarparlar. Böylece, oksit tabakasını zedeleyen veya parçalayan bir kumlama etkisi benzeri meydana gelir.

Artı kutuplanmış bir elektrot, akım yüklenebilme kabiliyetinin çok düşük olması nedeniyle mantıklı değildir. Bu sebeple alternatif akım tercih edilir. Kısa süreli artı kutuplama, levhanın temizlenmesi için yeterli olmaktadır.

Negatif kutup soğuk kutuptur. Bu nedenle kaynak sırasında tungsten elektrotun akım yüklenebilirliği ve dayanıklılığı pozitif kutuplanmasına göre negatif kutuplanması halinde çok daha yüksektir. Yüksek sıcaklıkta eriyen oksit tabakası içeren malzemelerde katı oksit tabakası, kaynak banyosunun akmasını ve damlaların üzerine düştüğü paso ile birleşmesini engeller. Yaklaşık 2050°C'lik erime sıcaklığıyla alüminyumoksit, eritme kaynağında çok zor parçalanan bu oksitlerden biridir. TIG kaynağında bu tabakanın uzaklaştırılması, arktaki yük taşıyıcılarla sağlanır. Elektronlar katottan anoda doğru yer değiştirir ve burada çarpma sonucu ısı üretir. İyonlar ise ters yönde hareket eder. Ancak iyonların kinetik enerjisi, sadece elektrot anot ve parça da katot olduğunda kaynak banyosunun yüzeyi üzerine uygulanabilir. Fakat bu şekilde temizleme etkisi önemli oranda düşük olur, çünkü pozitif kutuplanmış elektrotun kuvvetli şekilde ısınması, akım şiddetini zayıflatır. Alternatif akımın kullanılması ile bu durumun iyi bir ortalaması elde edilir. Kutbun değişmesi, sırasıyla, elektrot pozitif kutup olduğunda oksit tabakasının parçalanmasına (katodik temizleme) ve elektrot negatif kutup olduğunda da tekrar soğumasına imkan verir.

Isı iletkenliği iyi olan alüminyum, çeliğe göre daha değişik ağız hazırlığı gerektirmektedir. Ağız açısı daha büyüktür (90° ve üzeri). Birleştirme kaynağında, kaynak yerindeki oksidin sadece ark bölgesinde uzaklaştırılmasına dikkat edilmelidir. Aralık bırakılmadan hazırlanmış kaynak ağızlarında, ağız yüzeyindeki oksitler dağıtılamaz ve kök tarafından çentik şeklinde ortaya çıkarlar. Ağız alt kenarları açıldırılıp köke kuvvetlice bastırılarak bundan kaçınılabılır [17].

Çizelge 8.1 Sık kullanılan Alüminyum malzemeler için kaynak dolgu malzemesi [17].

	Ana Malzeme	Kaynak Dolgu Malzemesi
Yaşlanmayan (Çökelti sertleşmesi uygulanmayan)	Al99.8	S-Al99.8
	Al99.5	S-Al99.5
		S-Al99.5Ti
	AlMn	S-AlMn
	AlMg3 AlMg2Mn0.8 (AlMgMn)	S-AlMg3
	AlMg4.5Mn	S-AlMg4.5Mn
Yaşlanabilir	AlMgSi0.5	S-AlMg3 S-AlMg5
	AlMgSi1	S-AlMg5 S-AlMg4.5Mn
	AlZn4.5Mg1	S-AlMg4.5Mn

8.1.5 Lazer Işın Kaynağı

5-10kW'lık endüstriyel CO₂ lazerle en iyi sonuçlara ulaşılmıştır. Kaynak hızları, 03mm'nin altındaki kalınlıklarda 5-10m/dak, 6 mm kalınlığındaki saclarda 1 ile 3m/dak arasındadır.

Standard ark kaynağı ile kıyaslandığında, lazer ışın kaynağı yüksek iş hızlarının direkt sonucu olarak şekil değiştirme ve artık gerilmeleri azaltır [17].

8.1.6 Direnç Nokta Kaynağı

Otomobil endüstrisinde olduğu gibi alüminyum levhaların birleştirilme işlemi için nokta direnç kaynağı uygulanabilir. Aslında alüminyum alaşımları nokta direnç kaynağı uygulanması zor bir malzemedir. Yüzeyde bulunan refrakter özellikteki oksit tabakanın varlığı yüzey direncinde kontrol edilemeyen değişimlere neden olur ve standart temizleme metotları gerektirir. Elektrik ve ısı iletkenliğinin yüksek oluşu yüksek akım kaynak transformatörlerine ihtiyacı doğurur. Katılaşmada hacim değişikliği elektrot şarjında çabuk ve dikkatli kontrol gerektirir. Bu gibi dezavantajlarına rağmen nokta kaynağı levha metalin birleştirilmesinde senelerdir uygulanan bir yöntemdir. Ark ergitme kaynağı çok zor olan ısı işlem görebilir Al-Cu gibi alaşımlar dahil birçok alüminyum alaşımı birleştirilebilir.

Tek fazlı alternatif akım makineleri, yüksek asimetrik şebeke yüklemelerinden dolayı alüminyum nokta kaynağı için kullanılmamalıdır. Buna nazaran frekans atlamalı frekans atlatmalı makineler, primer ve sekonder akımlı üç fazlı alternatif akım makineleri ile inverter makineleri iyi sonuç vermektedir.

Kaynak süreleri, parçaların kalınlıklarına ve kaynak bağlantısının şekline göre 3 ile 10 periyot (0,06 ile 0,2 sn) arasında olmalıdır. Daha uzun süreli kaynak, alüminyum ısı iletkenliğinden dolayı "sabit durum" yaratmaktadır. Yani söz konusu süre aşımından sonra verilen ısı, parça

tarafından dağıtılmaktadır.

Bir malzemenin nokta kaynağına uygunluğu bazı parametrelerden etkilenmektedir. Bunlar ilk bakışta kimyasal bileşimleri, metalurjik özellikleri ve yüzey oluşumları olmaktadır. Alüminyum malzemelerin kimyasal bileşimleri sadece dayanımı, erimiş kütlenin katılaşması esnasındaki davranışını etkilemekle kalmayarak ısı ve elektrik iletkenliğini de etkilemektedir. Saf alüminyum $36\text{m}/\Omega\cdot\text{mm}^2$ elektrik iletkenliğine sahipken AlMg_6Li_2 'de de bu veri $9\text{m}/\Omega\cdot\text{mm}^2$ olmaktadır. Bu veriler ayrıca metalurjik özelliklerinden etkilenmektedir. Bu da içyapının oluşumundan ileri gelmektedir. (Yumuşak, soğuk sertleştirilmiş, yaşlandırılmış durumlar). Yüzey oluşumu, alüminyumda nokta kaynak sürecini en fazla etkileyen faktörlerden birisini oluşturmaktadır. Bunlar:

- Oksit tabakası (kalınlığı, bileşimi, eş ölçülülüğü)
- Safiyetsizlikler (yağ, kir, toz)
- Yüzey (pürüzlülük),
- Metalsel kaplamalar (haddeleyerek kaplama),
- Organik kaplamalar (tutkal, nokta kaynak boyları),
- Anorganik kaplamalar (kromatlar),
- Anodik oksidasyon'dur.

Alüminyum oksijene olan ilgisi nedeniyle hava teması esnasında bile doğal bir oksit tabakası oluşturmaktadır. Bu gözeneksiz bir tabakadan oluşur. Bunun üstünde de gözenekli bir tabaka bulunur. Kalınlığı 0,005 ve 0,01 mikron arasındadır. Oksit tabakası bir izolatör gibi etki yaratmakta ve kaynak sürecini etkilemektedir. Bu nedenle parçaları bir ön hazırlık işleminden geçirmek şarttır. Bu işlem ilk önce elektrot ve parça arasında düşük temas dirençlerinin elde edilmesine ve bunun yüzeyde aynı kalmasına yol açmaktadır. Bu sayede kaynak sonuçlarında değişimin düşük olmasına ek olarak elektrot ömrü de iyileştirilmektedir.

Parçaların nokta kaynağı için bir ön hazırlıktan geçirilmesi mekanik (kaplanmış olanlar hariç) veya kimyasal yoldan yapılabilir. Mekanik ön hazırlık işlemi, dönen paslanmaz çelik tel fırçalarla kaynak işlemine başlamadan önce yapılmalıdır. Düzenli ve iyi bir sonuç elde etmek için işlem mekanik veya otomasyon yöntemi ile yapılmalıdır. Bunun kaynak işlemine olumsuz etkisi yüzeyin çok fazla pürüzlenmesi sayılabilir. Burada elektrot ile parça arasında bir alaşım oluşumu meydana gelebilir. Kimyasal ön hazırlık işlemi ise alüminyum nokta kaynak sürecinde en olumlu neticeleri vermektedir. Bunun için birçok kademe gerekmektedir. Yağdan arındırma, durulama, dağlayıcı, durulama, nötr hale getirme, durulama, kurutma.

Kullanılan dağlayıcılardan birçoğu, oksit tabakasının çözülmesinden sonra ortaya çıkan metalik alüminyum etkilemektedir. Bu nedenle, dağlayıcı talimatları harfiyen uygulanmalıdır. Dağlayıcı işleminden sonra yeni ve düzenli bir oksit tabakası meydana gelmektedir. Uygun bir ön hazırlık işlemi, temas direnç değerini 3 ile 50 μ 'ye kadar indirebilir. Genellikle parça yüzeylerini az etkileyen ve dağlayıcı süresinde daha da geniş tolerans genişliğine sahip alkalik dağlayıcılar kullanılmaktadır. İşlem sonrası atölye ortamında muhafaza şartları saçlar arasındaki temas direncini çok az etkilemektedir. Aynı zamanda çekme-makaslama kuvveti de hemen hemen aynı kalmaktadır. Dağlayıcı işlem sonrasında muhafaza süresi boyunca elektrotlar üzerinde önemli bir etki gözlenmemiştir [17].

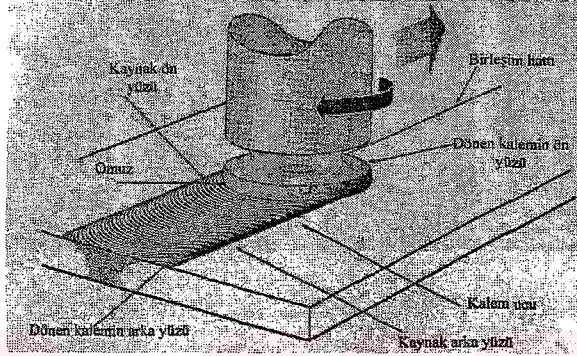
8.1.7 Sürtünme Karıştırma Tekniği

Sürtünme karıştırma kaynağı, son on yılda keşfedilmiş ve geliştirilmiş bir katı hal kaynak tekniğidir. Herhangi bir boşluk, çatlak veya deformasyon meydana gelmeksizin güvenli bir kaynak yapmanın çok zor olduğu bir çok malzemeyi kaynaklamayı basitleştirilmiştir. Birçok sanayi kuruluşu bu tekniği üretimlerinde kullanmak için pilot çalışmalar yürütmektedir [18,19].

Sürtünme-karıştırma kaynağı, kaynak sonrası çok az deformasyonlu, uzunluğuna birleştirilen veya bindirme parçalarının imalatında uygulanacak katı hal kaynağının katı hal kaynağın avantajlarına imkân vermektedir. Özellikle kaynak yapılması çoğu zaman zor olan alüminyum parçalarının birleştirilmesinde başarılı bir performans göstermiştir. Sürtünme karıştırma kaynağı düz ve bindirmeli alüminyum alaşımları için yeni ve başarılı bir tekniğidir [20]. Sürtünme karıştırma kaynağı iyi kalitede birleşme ve bindirmeler veren bir katı hal birleştirme işlemidir. Bu işlemin temel ilkesi Şekil 8.5'de gösterilmiştir [21].

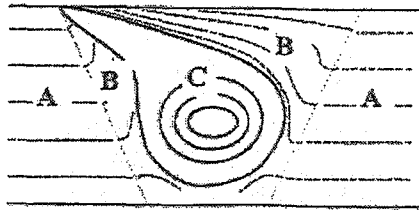
Sürtünme karıştırma kaynağı (SSK) yöntemi, alın altına sabitlenmiş iki levhaya yüksek devirde dönen omuzlu bir pimin (baticı uç) daldırılması ve kaynak yapılmak istenen uzunluk boyunca belirli bir hızda ilerletilmesinden ibarettir. Kaynak yapılacak parçadan daha sert bir malzemeden üretilmiş sürtünme aparatının dönen ucu ile kaynaklanacak parçaların birleşme bölgesinde ısı meydana getirilmesi prensibine dayanır. Karıştırıcı uç, daha geniş çaplı bir metal gövdeye bağlı, daha küçük çaplı bir sonda olarak şekillenmiştir. Karıştırıcı uç birleşme bölgesi içine daldırıldığında geniş çaplı omuz diye tarif edilecek metal kısım birleştirilecek yüzeylere önce bir temas yapar. Karıştırıcı ucun dalma derinliği kaynak nüfuziyeti olarak da söylenebilir. Omuzun malzemeye teması kaynak bölgesine ilave bir ısı sağlamanın yanı sıra, yumuşak bölgeye karıştırıcı ucun kesik koni şeklindeki ucu daldırılır. Isıl olarak yummayan

metal karıştırıcı uca doğru giderek daralan ancak üst yüzeyde omuz ile temas eden daha geniş bir görünüm arz eder. Karıştırıcının uçtan omuza kadar olan bölgedeki kombine sürtünme ısısı, gömülmüş olan karıştırıcının çevresi ile malzeme üst yüzeyi ve omuzun temas ettiği temas yüzeyinde yumuşak bir metal oluşturur. Karıştırıcı uç çevresinde malzeme akışı, karıştırıcı uç arkasında ise malzeme ile dönen uç arasında izafi bir dönüş meydana gelmektedir. Birleşen malzeme doğal katı faz haldedir ve ergime kaynağı hatalarını içermez. Bu yöntemde dolgu malzemesi, koruyucu gaz ve kenar hazırlama gerekmez [21-25].



Şekil 8.5 Sürtünme karıştırma tekniği [21].

Bu katı hal kaynak yönteminde, birleşme, sürtünme ile açığa çıkan ısının çamur kıvamına getirdiği malzemenin plastik akışı sayesinde gerçekleşmektedir. Kaynak bölgesinde oluşan iç yapı Şekil 8.6'de şematik olarak gösterilmektedir. Kaynak bölgesi üç farklı bölgeden oluşmaktadır. Bu bölgeler dinamik olarak yeniden kristalleşen bölge (C), termo mekanik olarak etkilenen bölge (B) ve sıvı hal kaynak yöntemlerinde olduğu gibi ısıdan etkilenen bölge (A) olarak adlandırılır [22, 26].



Şekil 8.6 Sürtünme karıştırma kaynağında kaynak bölgesinde oluşan iç yapının şematik görünümü [22].

Al-alışımları ergitme kaynak yöntemleriyle kaynak edilmesi güç malzemelerdir. Bu alaşımlar bazı istisnalar hariç (7075 alaşımları gibi) ticari olarak ark kaynağı ile birleştirilmektedirler. Fakat ergitmeli kaynak yöntemleri gibi bilenen kaynak yöntemleri ile kaynaklarında çeşitli

sorunlar bulunmaktadır [22].

Ergitmeli kaynak yöntemleri ile Al-alışımlarının (özellikle yaşlandırma sertleşmesi yapılmış olanların) kaynağında yüksek miktarlarda çatlama ve porozite (gaz boşluğu) oluşumu gibi problemler mevcuttur. Al-alışımlarının kaynağı esnasında çatlak oluşumunun nedeni, bu alışımların katılma sıcaklık aralıklarının geniş olması ve ısı genleşme katsayılarının yüksek olmasıdır. Ark kaynağında yüksek ısı girdisi, bu malzemelerin ısı genleşmelerinin yüksek olması ve katılma sıcaklık aralıklarının geniş olması sonucu özellikle çatlama daha duyarlı yaşlandırma sertleşmesi yapılmış Al-alışımlarında kaynak dikişinde çatlak oluşumuna neden olur. Ark kaynağındaki yüksek ısı girdisi, ayrıca ITAB'da tane sınırlarında düşük ergime dereceli fazların oluşumuna ve bu bölgede de çatlama yol açabilir. Gözenek oluşumunun nedeni ise Alüminyumun sıvı halde hidrojen çözünürlüğünün katı haldekinden çok daha yüksek olmasıdır. Vakum ortamında yapılan elektron ışın kaynak yöntemi gözenek açısından en avantajlı ergitme kaynak yöntemidir. Fakat yüksek sıcaklıkların söz konusu olduğu elektron ışın kaynağı vakum ortamında yapıldığı için düşük buharlaşma sıcaklığına sahip alaşım elementleri içeren Al-alışımlarında kaynak dikişinde alaşım elementi kaybı dolayısıyla mukavemet düşüşü problemi olabilmektedir [22, 23, 27].

Al-alışımlarının ark kaynağında görülen diğer bir güçlük bu alışımların ısı iletkenlik katsayılarının yüksek olması nedeniyle ısının kaynak bölgesinde çok hızlı bir şekilde uygulanması zorunluluğudur. Al-alışımlarının lazer ısını yansıtmaya sıvı hal kaynak yöntemlerinden lazer kaynağında dikkate alınması gereken diğer bir husustur. Al-alışımlarının özellikle yaşlanma sertleşmesine tabi tutulmuş türlerin sıvı hal kaynak yöntemleri ile birleştirilmelerinde karşılaşılan bir başka sorun kaynak dikişinde sertleştirici çökeltilerin çözünmesi ve tane sınırı segregasyonu sonucu ITAB'de aşırı yaşlanma sonucu sertlik ve mukavemetin düşmesidir. Bu durum kaynak yapılan esas malzeme ile kaynak bölgesinde mekanik uyumsuzluğa ve kaynak bölgesinde mukavemet düşüşüne sebep olmaktadır [22].

Sürtünme karıştırma kaynak yönetiminin Al-alışımları üzerinde kullanılabilirliği üzerine çok sayıda araştırma yapılmıştır. Bu araştırma sonuçları söz konusu yöntemin gerek yaşlandırma sertleşmesi yapılmış gerekse yaşlandırma sertleşmesi yapılmayan (1xxx ve 5xxxx serileri gibi ısı işleme duyarlı olmayan) Al-alışımlarında başarıyla kullanılabileceğini göstermektedir [28].

9. MAĞNEZYUM VE ALAŞIMLARI

Magnezyumun en geniş uygulamayı uçak sanayi, roket ve uydu gibi mükemmel ağırlık dayanım oranının kullanılabildiği yapılarda bulur. Saf metal mühendislik uygulamaları için çok düşük dayanıma sahiptir. Alaşımları ana olarak üç gruba ayrılabilir; alüminyum-çinko, çinko-zirkonyum ve toryum. Mg-Al-Zn alaşımları ilk geliştirilen alaşımlardır ve gerilmeli korozyon çatlamasına dayanıksız oluşu gibi bir dezavantajı vardır. Buna rağmen 3Al-1Zn-0.4Mn, en çok kullanılan ve kolaylıkla kaynak edilebilen alaşım tipi olarak kalmıştır. %2 veya daha az çinko içeren Mg-Zn-Zr alaşımı iyi kaynak edilebilir, bununla birlikte toryum alaşımları, yüksek sıcaklıklarda iyi dayanım için özel dizayn edilmiş uygulamalarda kullanılır.

Kaynak yapısı ince tanelidir ve gerilim direnci denk hafif metallerden daha yüksektir. Gerilim ile test edilen kaynak bağlantısında ısı tesiri altındaki bölge tane büyümesiyle gevrekleşebildiğinden zayıftır. Soğuk iş ile sertleştirilmiş alaşımlar ve yaşlanmayla sertleşmiş malzemeler ısıdan etkilenen bölgede yumuşar. Genellikle, magnezyum alaşımlarının ergime kaynağı ile bağlantı etkinliğinin iyi olmasına rağmen %80-100 oranında bağlantı etkinliğine ulaşmak için düşük sıcaklıkta ergiyen dolgu metali kullanımı mümkündür.

Çizelge 9.1'de sıralanmış bütün Mg alaşımları kaynak edilebilir, ancak bunların bu kaynak kabiliyetleri her alaşım için aynı derecede değildir. Tabloda bu dereceler A(mükemmel), D(sınırlı) olarak sıralanır. Dereceler büyük oranda çatlama dayanımına ve birleşme verimliliği derecesine bağlıdır. Hemen hemen tüm magnezyum alaşımlarında kaynak dizaynını da içeren optimum kaynak koşullarında birleşme verimliliği %60-100 olması beklenir. Çizelge 9.1'de A olarak derecelendirilmiş magnezyum alaşımları yüksek birleştirme verimliliğine sahiptir.

Mg-Al-Zn alaşımlarında (AZ31B, AZ61A, AZ63A, AZ80A, AZ81A, AZ91C ve AZ92A) %10 Alüminyum bulunur. Alüminyum kaynak edilebilirliği artırır ve ince taneli yapı sağlar. Alaşımın %1'den fazla çinko içermesi, sıcakta gevrekleşme, dolayısıyla kaynakta çatlama eğilimine neden olabilir. Çinko içeriğinin yüksek olması çatlama karşı hassasiyeti artırır ve kaynak edilebilirliği zayıflatır.

Ark kaynağını kolaylaştırması ve diğer birleştirme tiplerine göre daha tutarlı sonuçlar vermesi nedeniyle düz ve bindirme ek magnezyumda tercih edilir. Bazen yük taşıma uygulamaları için bindirme ekler kullanılsa da, düz ekler daha etkilidir [29].

Çizelge 9.1 Magnezyum alaşımlarının kaynak kabiliyeti [29].

Alaşım	Derece	Alaşım	Derece
Döküm Alaşımları		İşlenmiş Alaşımlar	
AM100A	B+	AZ10A	A
AZ63A	C	AZ31B,C	A
AZ81A	B+	AZ61A	B
AZ91C	B+	AZ80A	B
AZ92A	B	M1A	A
EK30A	B	ZE10A	A
EK41A	B	ZK21A	B
EQ21	B	ZK60A	D
EZ33A	A		
K1A	A		
QE22A	B		
ZE41A	B		
WE43	B-	A; Mükemmel	
WE54	B-	B; İyi	
ZC63	B-	C; Orta	
ZK51A	D	D; Sınırlı	
ZK61A	D		

Ark kaynağı ile birleştirilmiş ve tavllanmış magnezyum levha ürünlerin, oda sıcaklığında gerilim dirençleri ana metalinkinden %10 daha azdır. Gerilim direncindeki bu önemli azalış kaynak sırasındaki tavlama etkisinden kaynaklanır.

Uygulama sıcaklığı aynı zamanda birleştirme verimliliğini de etkiler. Örneğin, HK31A-H24 levhanın ark kaynağı, oda sıcaklığında birleştirme verimliliği %75-80'i gösterirken, 260°C'de bu değer artarak yaklaşık %100 olur. Doğru akım ve alternatif akım ile yapılan kaynaklar arasında özellik farkı kayda değer değildir.

Bazı magnezyum alaşımlarında, özellikle magnezyum-çinko-alüminyum alaşımları ve %1'den fazla alüminyum içeren alaşımlarda, artık gerilmenin neden olduğu gerilmeli korozyon çatlaması meydana gelir. Bu nedenle artık gerilimin ısıl işlem ile giderilmesi gereklidir. Bu işlem, Çizelge 9.2'de belirtilen sıcaklıklarda ve spesifik sürede parçaların master ya da bağlayıcı içine yerleştirilmesiyle gerçekleştirilir. Isıtmadan sonra parçalar durgun havada kurutulur [29].

Alüminyum-kromat-magnezyum alaşımları ısıdan etkilenen bölgede gerilim korozyon çatlamasına karşı hassastır ve gerilim (genellikle yaklaşık 250°C'de) kaynak sonrasında bu tür çatlamaları önlemek için giderilmelidir. Zirkonyum ve toryum alaşımları gerilim korozyonuna karşı hassas değildir ve normalde kaynak sonrası gerilim giderme gerekmez.

Genellikle döküm alaşımları kaynaktan sonra ısıl işlem gerektirir. Tam ısıl işlem (T6) gerektiren tüm alaşımlar çözelti-işlemi (T4) şartlarında iyi kaynak edilir. Kaynak işleminden

sonra kısa çözelti işlemini takiben normal ısıtıl işlemin yapılması önemlidir. Dökme magnezyum alaşımlarının kaynak sonrası ısıtıl işlemi, dökümün istenen final sıcaklığına bağlıdır (Çizelge 9.6). Buna rağmen, eğer tam çözelti işlemi istenmezse, kaynak edilen dökümün gerilim gidermesi Çizelge 9.6’de açıklandığı gibi yapılmalıdır.

Isıl işlem görmüş dökümler genellikle kaynaktan sonra da ısıtıl işleme tabii tutulurlar. Çizelge 8.6’de kaynak öncesi ve kaynak sonrası gerekli sıcaklıklar gösterilmektedir. Minimum zamanlı ısıtıl işlem kaynak metalinde anormal tane büyümesini önlemek çözümüdür. Çizelge 8.6’de görüldüğü gibi bazı işlemler SO₂ ya da CO₂ atmosferi gerektirir [29].

Isıl işlem gerektirmeyen %1.5’den fazla alüminyum içeren magnezyum alaşımlarında servis sırasında gerilmeli korozyon çatlamasını önlemek için her zaman gerilimin giderilmesi gereklidir. Gerilim giderme sıcaklık ve zamanları Çizelge 9.2’de görülmektedir [17].

Çizelge 9.2 %80–95 gerilim giderme için gerekli kaynak sonrası işlemler [17].

A laşım	Sıcaklık, °C	Zaman, dk
Levha		
A Z 31 B -O (a)	260	15
A Z 31 B -H 24 (a)	150	60
Z E 10 A -O	230	30
Z E 10 A -H 24	135	60
Ekstrüzyon		
A Z 10 A -F	260	15
A Z 31 B -F (a)	260	15
A Z 61 A -F (a)	260	15
A Z 80 A -F (a)	260	15
A Z 80 A -T 5 (a)	205	60
Döküm (b)		
A M 100 A	260	60
A Z 63 A	260	60
A Z 81 A	260	60
A Z 91 C	260	60
A Z 92 A	260	60
E Z 33	330	120-240
E Q 21	505	60
Q E 22	505	60
Z E 41	330	120-240
Z C 63	425	60
W E 43	510	60
W E 54	510	60

(a) gerilim korozyon çatlamasını önlemek için kaynak sonrası ısıtıl işlem gerektirir. (b) maksimum dayanım için kaynak sonrası ısıtıl işlem gerektirir.

Magnezyum alaşımlarında kaynak 0,25mm’den az tane boyutuyla nitelendirilir. %1.5’den fazla alüminyum içeren magnezyum alaşımları gerilim korozyonuna karşı hassastır ve artık gerilmelerin giderilmesi gerekir.

Magnezyum alaşımları da alüminyuma benzer şekilde kaynağı zorlaştıran ergimesi zor bir oksit tabakaya sahiptir. Magnezyum oksit, yüksek sıcaklıklarda rekristalize olur ve pullaşır. Böylece yüzeydeki film alüminyumdakinden çok daha kolay parçalanır [17].

Kaynakta flaks yöntemi ile oksit giderme mekanizması alüminyum kaynağındakine benzer. Flaks tipik olarak alkali metallerin klorit ve florit karışımlarıdır ve ana metal için yüksek derecede koroziftir. Hem bu hem de diğer bazı sebepler nedeniyle, en önemli ergitme kaynak yöntemi olan ergimeyen elektrot ile ark kaynağı yöntemi alternatif akımla uygulanır. İş parçasının negatif olduğu yarım çevrim sırasında ark hareketiyle yüzeyden oksit film giderilir. Kaynak ağzının mekanik temizlemesi ergime kaynağı için gereklidir. Nokta kaynağı için kaynaktan hemen önce, mekanik temizlemeyle birlikte kimyasal çözelti ile temizleme gereklidir.

Mağnezyum alaşımlarının birçoğu ergitme kaynağı ile kaynak edilebilir. Ergime için düşük ısı ihtiyacı, düşük ısı girişi ve yüksek kaynak hızı sağlar. Magnezyum ilk defa oksiasetlen kaynağı ile kaynak edilmiş ancak magnezyumun reaktivitesi ergiyik metalin korunması için flaks kullanılmasını gerektirir. Bu nedenle magnezyumun hemen hemen tüm kaynak uygulamaları ark prosesleri ile yapılmaktadır. En çok kullanılan TIG ve MIG/MAG yöntemleri olmasına rağmen direnç nokta kaynağı, ultrasonik kaynak, patlamalı kaynak ve sürtünmeli kaynak uygulanan diğer kaynak yöntemleridir.

Çinko ve kalsiyum ilavesi, kaynak sırasında magnezyum alaşımlarının katılma çatlamasına karşı hassasiyetini artırır. Çinko, magnezyum alaşımlarının önemli bir bileşenini oluşturur. %2'lik oran zararsızdır ancak %4-6 gibi fazla miktarda çinko içeren alaşımın kaynak edilebilirliği zayıftır. Alüminyum, manganez ve zirkonyum bu özellikte küçük etkileri vardır ancak toryum ve nadir toprak elementleri faydalıdır ve katılma çatlamasını önleyici eğilimlidir.

MIG/MAG için en yaygın kullanılan 4 elektrot tel bileşimi ve TIG için dolgu metal Çizelge 9.3'de verilmiştir. Elektrot teli ya da dolgu metalinin seçimi ana metal bileşimine bağlıdır (Çizelge 9.4) [29].

Çizelge 9.3 Magnezyum alaşımlarının metal ark kaynağında kullanılan dolgu malzemeleri [29].

Dolgu Malzemesi	% Bileşen										
	Al	Be	Mn	Zn	Zr	Nadir Toprak	Cu	Fe	Ni	Si	Diğer (toplam)
ER AZ61A	5.8-7.2	0.0002-0.0008	0.15min	0.40-1.5	...	...	0.05max	0.05max	0.05max	0.05max	0.30max
ER AZ101A	9.5-10.5	0.0002-0.0008	0.13min	0.75-1.25	...	...	0.05max	0.05max	0.05max	0.05max	0.30max
ER AZ92A	8.3-9.7	0.0002-0.0008	0.15min	1.7-2.3	...	...	0.05max	0.05max	0.05max	0.05max	0.30max
ER EZ33A	...	...	...	2.0-3.1	0.45-1.0	2.5-4.0	...	...	...	...	0.30max

Çizelge 9.4 Kaynak edilecek iki magnezyum alaşım içi kullanılacak dolgu malzemesinin seçimi [29].

Belirlenmiş ana metal için kullanılan dolgu metal																
Ana Metal	AM100A	AZ10A	AZ31C	AZ61A	AZ63A	AZ80A	AZ81A	AZ91C	AZ92A	EK41A	AZ33A ya da HK31A	K1A ya da HZ32A	LA141A	M1A MG1	QE22A	ZE10A
AM100A	AZ92A, AZ101	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
AZ10A	AZ92A,	AZ61A AZ32A	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
AZ31B, AZ31C	AZ92A	AZ61A, AZ92A	AZ61A, AZ92A	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
AZ61A	AZ92A	AZ61A, AZ92A	AZ61A, AZ92A	AZ61A, AZ92A	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
AZ63A	(a)	(a)	(a)	(a)	AZ92A	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
AZ80A	AZ92A	AZ61A, AZ92A	AZ61A, AZ92A	AZ61A, AZ92A	(a)	AZ61A, AZ92A	...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
AZ81A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(a)	AZ92A	AZ92A, AZ101	...	...	...	...	...	...	...	...	...
AZ91C	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(a)	AZ92A	AZ92A	AZ92A	...	...	...	...	...	...	...	...
AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(a)	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ101	...	...	...	...	...	...	...
EK41A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(a)	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	EZ33A	...	...	...	...	...	...
EZ33A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(a)	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	EZ33A	EZ33A	...	...	...	...	...
ya da HK31A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(a)	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	EZ33A	EZ33A	EZ33A	...	...	...	...
K1A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(a)	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	EZ33A	EZ33A	EZ33A	...	...	...	...
ya da HZ32A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(a)	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	(b)	AZ61A, AZ92A	...	...
M1A, MG1	(b)	(b)	(b)	(b)	(a)	(b)	(b)	(b)	(b)	EZ33A	EZ33A	EZ33A	(b)	(b)	EZ33A	(b)
ZE41A	AZ92A	AZ61A, AZ92A	AZ61A, AZ92A	AZ61A, AZ92A	(a)	AZ61A, AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	AZ92A	EZ33A	EZ33A	(b)	AZ61A, AZ92A	AZ92A	AZ61A, AZ92A
ZK21A	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)
ZK51A, ZK60A, ZK61A	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)	(a)

(a) Kaynak edilmesi önerilmez (b) Kaynak ile ilgili veriler mevcut değildir.

ER AZ61A ya da ER AZ92A kompozisyonlarına uyan elektrot teli ya da dolgu metali AZ10A, AZ31B, AZ31C, AZCOML, AZ61A, AZ80A, ZE10A ve ZK21A kaynak alaşımları için tatmin edici sonuçlar verir. ER AZ61A çatlama hassasiyetine dayanım göstermesi nedeniyle genellikle alüminyum içeren işlenmiş ürünlerin kaynağı için tercih edilir. ER AZ92A dolgu metali, dökme Mg-Al-Zn ve magnezyum-alüminyum alaşımlarının kaynağı için daha az çatlak hassasiyeti gösterir. EK41A, AZ33A, K1A, QE22A ve ZE41A'nın altındaki herhangi bir alaşımların birleştirilmesinde aynı dolgu metali ya da elektrot teli kullanılır. Bu son alaşımların birleştirilmesinde ER EZ33A kullanılması önerilir. İşlenmiş veya döküm alaşımlarının ER EZ33A dolgu metali ile birleştirilmesi yüksek sıcaklıklarda iyi mekanik özellikler sağlar [29].

Magnezyum alaşımlarının kaynağında koruyucu gaz olarak sadece inert gazlar kullanılabilir. Helyum, çeşitli oranlardaki Helyum-Argon karışımları memnun edici sonuçlar verir. Ancak helyumun yüksek maliyeti ve aynı koruyuculuk için argondan 2-3 kat fazla helyum ihtiyacı saf helyum kullanımının az olmasına neden olur. Sprey ark transferi için gerekli akım ihtiyacını ve kaynak sıçramasını arttırması nedeniyle saf helyum kullanımı istenmez. Magnezyum alaşımlarının kaynağında kullanılan koruyucu gazın seçimi alüminyumdaki gibidir. Alüminyuma benzer şekilde magnezyum alaşımları da kaynak hızını, kaynak-yüzey

katılaşması ve görünümü, porozite seviyesini etkileyen safsızlıklara, kirliliklere oldukça duyarlı olması nedeniyle yüksek saflıkta gaz seçilmelidir. Metal kalınlığı TIG kaynağında kullanılan akım çeşidine, MIG/MAG kaynağında metal transfer modeline bağlı olarak değişir.

Kaynak ağız frezeleme, testereleme, makasla kesim, ark kesme, planyalama, zımparalama ile hazırlanır. 2.03mm kalınlığındaki levhalarda genellikle tek kesim, daha kalın levhalarda çift kesim tercih edilir. Kaynak sırasındaki distorsiyondan dolayı çift eğimli ağızlar tek eğimli ağızlardan daha fazla tercih edilir. Kaynak fikstürü kaynak sırasında iş parçasının hareketine direnecek kadar sert ve bükülmez olmalıdır.

Magnezyum alaşımları genellikle atmosferik korozyona karşı, kromat daldırma yöntemi ile korunur. Yeşil kromat tabakası kaynak öncesinde bağlantı bölgesinden giderilmelidir. Aynı şekilde kullanılacak elektrod teli veya ilave metal çubuğunun da mekanik ya da kimyasal yolla temizlenmiş olmalıdır. Kısmen kullanılmış elektrod teli veya ilave metal bobini, kaynak işlemleri arasında kirlenmeden korunacak şekilde saklanacaktır. Kaynak edilecek magnezyum alaşımlarının yüzeyi yağlardan, oksitlerden, kromat ve diğer tabakalardan temizlenmiş olması gerekir. Belirli kirleri içeren kaynak parçasına bağlı çeşitli temizleme metot ve kombinasyonları kullanılır. Giderilmesi gerekli yağ birikintilerin olduğu yerler için birinci adım olarak solvent ile temizleme gelir. Alüminyum ya da paslanmaz çelik yün, alüminyum oksit aşındırıcı bez, paslanmaz çelik tel fırça ile mekanik temizleme yağı tamamen giderilmiş temiz parça için yeterli olabilir. Yağ çözücüler ile yapılan kimyasal temizleme mekanik temizlemeye alternatif olabilir. Kimyasal temizlemede ilk aşama artık yağların ve kromat kaplamaların giderilmesi için alkali ile temizlemedir. Çelik için kullanılan güçlü alkaliler genellikle magnezyum içinde uygundur. Çizelge 9.5’de dekapaj çözeltileri görülebilir [29].

Çizelge 9.5 Kaynak öncesi asit çözeltisi [29].

Çözelti tipi	Kompozisyon	Prosedür	Yorum
Parlak Çözelti	180 g/l kromik asit, 40 g/l ferrik nitrat, 3.8 g/l potasyum florit, 16-38°C (60-100°F) sıcaklık.	0.25-3 dk daldırılmayı takiben sıcak ve soğuk su ile durulanır ve hava ile kurulanır	Yağın giderildikten sonra kaynak ve lehim için oksitli yüzeyi gider ve yüzeyi hazırlar. Karamaya karşı direnç için, yüzeyi temiz ve parlak.
Punta kaynak temizleyici	1. banyo 10 ml/l konsantre sülfirik asit, 21-32°C (70-90°F) sıcaklık. 2. banyo 180 g/l kromik asit, 0.5ml/l konsantre sülfirik asit, 21-32°C (70-90°F) sıcaklık.	0.25-1 dk daldırılır. Soğuk su ile durulanır. 3 dk daldırılır soğuk su ile durulanır ve havada kurutulur.	Yağın giderildikten sonra punta kaynağı için oksitli yüzeyi gider ve yüzeyi hazırlar. Sürekli düşük yüzey direnci ver.
Kromik-nitrat çözelti	180 g/l kromik asit, 30g/l sodyum nitrat, 21-32°C (70-90°F) sıcaklık.	Grafit giderme için 10-20dk 80-100°C'de 100g/l sodyum hidroksit içinde ön daldırma yap. Durula. 3 dk 21-32°C'deki kromik-nitrat içinde solüsyonunu ve/veya iş parçasını çalkala.	Yanmış grafit maddeleri sıcak şekillendirilmiş ürün üzerinden gider. Tortu ve kirlilikleri ürün üzerinden gider.

Ön ısıtma ihtiyacı geniş ölçüde kesit kalınlıkları ve parçaların tespit derecesine bağlı olarak belirlenir. Bunların sıkıca tespit edilmiş olmaları halinde ve ince kesitlerde, özellikle yüksek çinkolu alaşımlarda, kaynak çatlağını önlemek üzere bir ön ısıtma az çok her zaman gereklidir. Bunun için en iyi yol bir hava cereyanlı fırın kullanmaktır. Bazı magnezyum alaşımları SO₂ veya CO₂ atmosferinde ısıtılmayı gerektirirler. Ön ısıtma sıcaklığına varıldığında ısıtma işlemi bitmiş olur ama parça fırından, kaynak işleminin hemen başlaması koşuluyla çıkartılır. Kaynak işleminin parçanın hissedilir ölçüde soğuyacağı kadar uzun sürmesi halinde, işi durdurup ön ısıtmaya yeniden başlamak gerekir.

Kalın bölgenin, özellikle bağlantıyı engelleme büyüklüğü küçük ise nadiren ön ısıtmaya ihtiyaç duyulur. Bağlantıyı engelleyen ince bölgeler özellikle yüksek çinko alaşımlarında, kaynak çatlamasını önlemek için genellikle ön ısıtma gerektirir. En yaygın dökme magnezyum alaşımlarında maksimum ön ısıtma sıcaklığı Çizelge 9.6'de verilmiştir. Pratikte uygulanan ön ısıtmalar tabloda verilmiş maksimum değerlerin altındadır.

Çizelge 9.6 Magnezyum alaşımları için ön ısıtma sıcaklıkları ve ısıtma işlemleri [29].

Alaşım	Alaşımın İşlemi(a)		Maksimum ön ısıtma sıcaklığı (b) (c)		Kaynak sonrası ısıtıl işlem (c)
	Kaynak Öncesi	İşlem sonrası	°C	°F	
AZ63A	T4	T4	175-380	350-720	390°C'de (730°F) 1/2 saat
	T4 ya da T6	T6	175-380	350-720	390°C'de (730°F) 1/2 saat + 200°C'de (425°F) 5 saat
	T5	T5	260 (d)	500 (d)	220°C'de (425°F) 5 saat
AZ81A	T4	T4	175-400	350-750	415°C'de (780°F) 1/2 saat
AZ91C	T4	T4	175-400	350-750	415°C'de (780°F) 1/2 saat
	T4 ya da T6	T6	175-400	350-750	415°C'de (780°F) 1/2 saat + 215°C'de (420°F) 4 saat (e)
AZ92A	T4	T4	175-400	350-750	410°C'de (770°F) 1/2 saat
	T4 ya da T6	T6	175-400	350-750	410°C'de (770°F) 1/2 saat + 260°C'de (500°F) 4 saat (e)
AM100A	T6	T6	175-400	350-750	415°C'de (780°F) 1/2 saat + 220°C'de (425°F) 5 saat (e)
EK30A	T6	T6	260 (d)	500 (d)	205°C'de (400°F) 16 saat
EK41A	T4 ya da T6	T6	260 (d)	500 (d)	205°C'de (400°F) 16 saat
	T5	T5	260 (d)	500 (d)	205°C'de (400°F) 16 saat
EQ21	T4 ya da T6	T6	300	570	505°C'de (940°F) 1 saat (f) + 200°C'de (390°F) 16 saat
EZ33A	F ya da T5	T5	260 (d)	500 (d)	345°C'de (650°F) 2 saat (g) + 215°C'de (420°F) 5 saat
HK31A	T4 ya da T6	T6	260	500	205°C'de (400°F) 16 saat; ya da 315°C'de (600°F) 1 saat + 205°C'de (400°F) 16 saat
HZ32A	F ya da T5	T5	260	500	315°C'de (600°F) 16 saat
K1A	F	F	yok	yok	yok
QE22A	T4 ya da T6	T6	260	500	530°C'de (985°F) 8 saat (f) + 205°C'de (400°F) 8 saat
WE43	T4 ya da T6	T6	300	570	510°C'de (950°F) 1 saat (f) + 250°C'de (480°F) 16 saat
WE54	T4 ya da T6	T6	300	570	510°C'de (950°F) 1 saat (f) (h) + 250°C'de (480°F) 16 saat (i)
ZC63	F ya da T4	T6	250	480	425°C'de (795°F) 1 saat (f) + 180°C'de (355°F) 16 saat (i)
ZE41A	F ya da T5	T5	315	600	330°C'de (625°F) 2 saat + 175°C'de (350°F) 16 saat (g)
ZH62A	F ya da T5	T5	315	600	250°C'de (480°F) 16 saat; ya da 330°C'de (625°F) 2 saat + 177°C'de (350°F) 16 saat
ZK51A	F ya da T5	T5	315	600	330°C'de (625°F) 2 saat + 175°C'de (350°F) 16 saat (g)
ZK61A	F ya da T5	T5	315	600	150°C'de (300°F) 48 saat
	T4 ya da T6	T6	315	600	500°C'de (930°F) 2-5 saat + 130°C'de (265°F) 48 saat

(a) T4, eriyik ısıtıl işlem; T6, eriyik ısıtıl işlem ve yapay yaşlandırma; T5, yapay yaşlandırma; F, dökümden çıktığı gibi. "İşlem sonrası" kaynak sonrası ısıtıl işleminden sonra. (b) Kalın ve tespit edilmemiş parçalar genellikle ön ısıtmaya gerek duymaz (ya da sadece lokal ön ısıtma); ince ve tespit edilmiş parçalar, kaynak çatlamasını önlemek için gösterilen maksimum sıcaklığa kadar ön ısıtma gerektirebilir. Tek bir sıcaklık belirtilmişse, ince ve tespit edilmiş parçaların ön ısıtması sıfırdan gösterilen maksimum sıcaklığa kadar değişebilir. 175-380°C (350-720°F) arasındaki sıcaklık değerleri sadece ince ve tespit edilmiş parçalara uygulanır. (c) Tüm tek değerli sıcaklıklar izin verilen maksimum sıcaklığı gösterir. Fırın ayarlamaları belirtilen maksimum değeri geçmemesi için ayarlanmalıdır. 370°C (700°F) aşan sıcaklık için sülfür dioksit ya da karbon dioksit atmosfer önerilir. (d) max. 1^{1/2}saat için. (e) 215°C'de (420°F) 4 saat yerine 170°C'de (335°F) 16 saat kullanılabilir. (f) ikinci ısıtıl işleminden önce 60-105°C (140-220°F) suda dinlendir. (g) ısıtıl işlemin bu aşaması isteğe bağlıdır ve yüksek gerilim azaltmasını sağlamak için yapılır. (h) ikinci ısıtıl işlemde

9.1 Kaynak Prosesleri

9.1.1 MIG-MAG

Magnezyum alaşımlarında kullanılan güç kaynağı DCEP tarafından sağlanır. Kısa akımlı kaynaklarda ve tercih edildiğinde sprej ark kaynağında sabit akım makinesi kullanılmalıdır. Sabit voltaj makinesinin sprej ark kaynağında kullanılabilir olması ve kaynak sıçramalarının azlığı nedeniyle sprej metal transferinin minimuma yakın akım seviyesinde yapılması bazen avantaj sağlar. Darbeli ark kaynağında, darbeli akım girişi için özel sabit akım makineleri dizayn edilmiştir.

Magnezyumun MIG/MAG kaynağında kullanılan elektrot tutucu, tel besleyici vb ilgili ekipmanlar genellikle diğer metallerin kaynağında kullanılanlarla aynıdır. Ancak elektrot kanalında çelik yerine naylon astar kullanılmalıdır.

Magnezyum alaşımlarının kaynağı için üç tip metal transferi uygundur; kısa devre, darbeli ark ve sprej transferi. Darbeli ark transferi, sadece ikinci akım üretmek için dizayn edilmiş güç kaynağı ile gerçekleştirilebilir.

Her üç transfer modeli için ana metal kalınlığı ve kaynak akımının en uygun spesifik değerleri Çizelge 9.7’de gösterilmektedir. Her model için akım miktarı, elektrot tel boyutu, tel besleme derecesiyle ilgili eğri Şekil 9.1’de görülmektedir.

Kaynak pozisyonu kaynak metalinin akışkanlığı ve yüksek birikme derecesinden düz, yatay ve düşey olarak sınırlıdır.

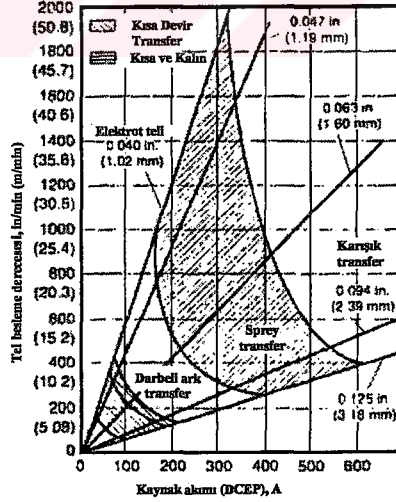
MIG/MAG yöntemiyle kaynak edilen magnezyum alaşımlarının tipik operasyon şartları Çizelge 9.7’de görüldüğü gibi 0.64 ile 25 mm arasındadır. Bu operasyon şartları bir kılavuz olması açısından tasarlanmıştır ve spesifik uygulamalar için değiştirilmelidir.

Ark nokta kaynağı: Levha ve ekstrüzyon magnezyum alaşımları, uygun gaz metal ark nokta kaynağı ekipmanları kullanılarak birleştirilebilir. Doğru akım uygulaması argon altında gerçekleştirilir. Çeşitli kalınlık kombinasyonlarındaki AZ31B magnezyum alaşımının metal ark nokta kaynağındaki tipik operasyon şartları Çizelge 9.8’de gösterilmektedir [17].

Çizelge 9.7 610-915mm/dk kaynak hızında magnezyum alaşımlarının gaz metal ark alın kaynağı için tipik operasyon şartları [17].

Ana metal kalınlığı (mm)	Kaynak ağızı	Elektrot			Kaynak tüketimi (kg/m)	Akım (A)	Voltaj (V)	Argon debisi (m3/saat)
		Paso sayısı	Çap (mm)	Besleme Derecesi (m/min)				
Kısa devre geçişi								
0.64	Kütalın (a)	1	1.02	3.6	0.009	25	13	1.1-1.7
1.02	Kütalın (a)	1	1.02	5.8	0.013	40	14	1.1-1.7
1.60	Kütalın (a)	1	1.60	4.7	0.027	70	14	1.1-1.7
2.29	Kütalın (a)	1	1.60	6.2	0.036	95	16	1.1-1.7
3.18	Kütalın (a)	1	2.39	3.4	0.045	115	14	1.1-1.7
4.06	Kütalın (a)	1	2.39	4.2	0.055	135	15	1.1-1.7
4.83	Kütalın (a)	1	2.39	5.2	0.068	175	15	1.1-1.7
Darbeli ark geçişi (c)								
1.60	Kütalın (a)	1	1.02	9.1	0.021	50	21	1.1-1.7
3.18	Kütalın (a)	1	1.60	7.1	0.042	110	24	1.1-1.7
4.83	Kütalın (a)	1	1.60	12.1	0.070	175	25	1.1-1.7
6.35	Tek-V, 60°(d)	1	2.39	7.4	0.097	210	29	1.1-1.7
Sprey ark geçişi (e)								
6.35	Tek-V, 60°(d)	1	1.60	13.5	0.062	240	27	1.4-2.3
9.53	Tek-V, 60°(d)	1	2.39	7.2-7.9	0.085	320-350	24-30	1.4-2.3
12.7	Tek-V, 60°(d)	2	2.39	8.1-9.1	0.158	360-400	24-30	1.4-2.3
15.9	Çift-V, 60°(f)	2	2.39	8.4-9.4	0.186	370-420	24-30	1.4-2.3
25.4	Çift-V, 60°(f)	4	2.39	8.4-9.4	0.310	370-420	24-30	1.4-2.3

(a) sıfır kök aralığı. (b) kök aralığı, 2.3mm. (c) darbeli voltajı 55V, 4.83mm kalınlığında metal dışında (52V kullanılır). (d) 1.6mm kök yüksekliği ve sıfır kök aralığı. (e) ortam aynı zamanda ana metalle aynı kalınlıkta bindirme kaynağı için uygulanır. (f) 3.2mm kök yüksekliği ve sıfır kök aralığı.



Şekil 9.1 Akım, tel boyutu ve tel hızı arasındaki ilişki [29].

Çizelge 9.8 AZ31B alaşımlı magnezyum levhanın gaz metal ark nokta kaynağı için tipik şartlar [17].

Levha kalınlığı		Elektrot Çapı (a), (mm)	Kaynak akımı (DCEP), (A)	Ark Voltajı, (V)	Kaynak zamanı (b), çevrim	Kesme direnci, lb/spot
Ön, (mm)	Arka, (mm)					
1.0	2.3	1.0	175	22-26	30-70	40-1085
			200	24-26	25-50	760-1190
	3.2	1.0	175	22-26	40-100	310-1370
			200	22-28	20-90	460-1710
	4.8	1.0	175	22-26	40-100	50-1265
1.6	1.6	1.0	200	22-28	20-100	360-1725
			200	26	50-60	348-889
	2.3	1.0	200	22-26	20-80	250-710
			225	24-26	25-45	360-850
	3.2	1.0	200	22-26	30-100	515-1165
			225	22-28	20-100	230-1340
	6.4	1.0	200	22-26	30-100	250-880
			225	22-28	20-100	320-2000
	2.3	1.0	250	24-28	50-100	513-1129
		1.6	275	25-28	40-90	314-1078
	3.2	1.6	275	22-26	30-100	520-1060
			300	24-28	25-80	230-960
	4.8	1.6	275	22-26	30-100	290-1700
			300	22-28	20-100	200-1700
3.2	3.2	2.4	325	24-27	40-100	583-1675
			350	24-25	40-100	680-1337
	4.0	2.4	350	22-26	30-100	530-1875
			375	24-26	30-80	640-1600
	4.8	2.4	350	22-24	30-100	190-1900
4.0	4.0	2.4	375	24-28	30-100	270-1640
			375	24-26	80-150	517-1437
4.8	4.8	2.4	375	24-26	80-150	782-1323
			400	24-26	60-110	853-1194

(a) AZ61A elektrot, (b) 60 Hz.

Ark saplama kaynağı magnezyumun ark saplama kaynağı için helyum koruyucu ortamı ve DCEP güç kullanılır. Saplama kaynak tabancası, aşırı saçılmaları ve ana metalin alttan oyulmasını önlemek için donatılmış olmalıdır. Seramik bilezik kullanılır. Genellikle, magnezyumun ark saplama kaynağının doruluğu alüminyumun saplama kaynağına çok benzer [17].

9.1.2 TIG

Magnezyumun TIG kaynağı, MIG/MAG'dan daha geniş alanda kullanılır. İnce parçaların kaynağına daha uygundur. Isı girişi ve ergiyik havuzunun daha iyi kontrolünü sağlar. Sürekli amperaj kontrollü kararlı ark ve doğru akım makineleri içi yüksek frekanslı kaynak akımının üzerine konan normal kaynak akımlı alternatif akım makinesi kullanılır.

8 mm'den az kalıkları TIG ile kaynak etmek kolay değildir. Buna karşılık üst sınır yok gibidir.

İnce levhalar için hem alternatif akım hem de DCEP kullanılır. 4.8mm'den kalın malzemelerde daha derin penetrasyon sağladığından alternatif akım tercih edilir. Katodik temizlik faaliyetinin olmayışından dolayı doğru akım, negatif elektrot magnezyum

alaşımlarında nadiren tercih edilir. Arkı başlatmak ve bitirmek için alternatif akım makinelerinin harekete geçirilmesi gerekir. Aksi halde, elektrot iş parçasına yaklaştırılıp çekilirken iş parçası üzerinde yanık lekesine neden olabilir. Magnezyumun TIG kaynağında kullanılan elektrotlar 0.25-6.35mm çaplı saf tungsten, zirkonyum ve toryum elektrotlardır.

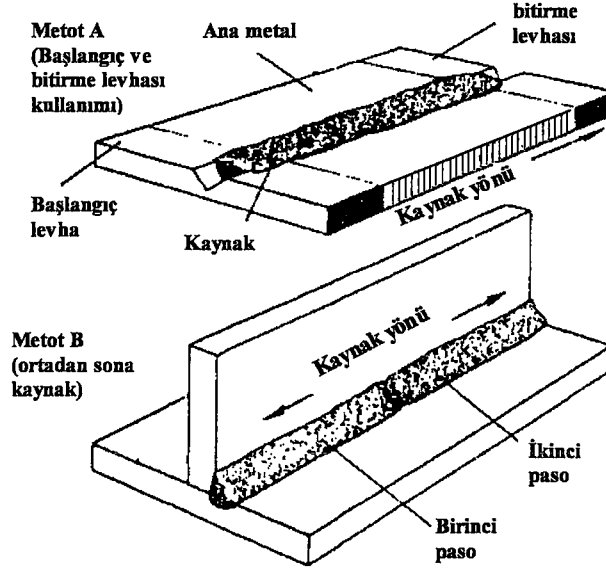
Manüel kaynak; 1.0-12.7mm kalınlıklarındaki magnezyum alaşımları için manüel TIG için elektrot çapı, koruyucu gaz akışı, dolgu metal çapı, dolgu metal tüketimi ve akım ayarı ile ilgili veriler Çizelge 9.9'da verilmiştir. Ark üretmekte en iyi sonuçlar elektrot iş parçasına yakın tutulması, yaklaşık 0.8mm uzaklıkta ark oluşturması halinde elde edilir. Kaynak düz hat üzerinde uniform hızda yapılmalıdır. Salıntılı veya dairesel hareket sadece dolgu kaynağı ve büyük köşe birleştirilmelerinde uygulanmalıdır. Alın kaynağı, minimum durmalı ürünlerde en iyi sonuç için tercih edilir. Eğer durma gerekiyorsa, kaynak önceki bırakılan yerden yaklaşık 13mm ilerden başlanmalıdır [17].

Çizelge 9.9 Magnezyum alaşımları için manüel TIG alın kaynağının tipik parametreleri [17].

Parça kalınlığı, (mm)	Birleştirme (a)	Paso Sayısı	Elektrot çapı, (mm)	Alternatif akım (b), A	Argon Debi, (m3/saat)	Dolgu metal	
						Çap, (mm)	Tüketim, (kg/m)
1.02	A	1	1.6	35	0.34	2.4	0.006
1.60	A	1	2.4	50	0.34	2.4	0.007
2.03	A	1	2.4	75	0.34	2.4	0.009
2.54	A	1	2.4	100	0.34	2.4	0.012
3.18	A	1	2.4	125	0.34	3.2	0.013
4.83	A	1	3.2	160	0.42	3.2	0.016
6.35	B	2	4.0	175	0.57	3.2	0.039
9.53	B	3	4.0	175	0.57	4.0	0.085
9.53	C	2	4.8	200	0.57	3.2	0.036
12.7	C	2	4.8	250	0.57	3.2	0.070

(a) A, küt alın, sıfır kök aralığı; B, tek 60° V, 1.6mm kök yüksekliği, sıfır kök aralığı; C, çift 60°V, 4mm kök yüksekliği, sıfır kök aralığı. (b) Toryum elektrod yaklaşık %20 yüksek akım gerektirir. Helyum koruyucu gaz ile, gerekli akım ihtiyacı yaklaşık 20-30A'e düşer.

Kaynak çatlaması riskini minimize etmek için Şekil 9.2'de gösterilen metotlardan biri uygulanmalıdır. Metot A, kaynak başı ve sonu levhaları kullanılmış, Metot B, ortadan başlanıp önce bir tarafını daha sonra ters yönde yapılacak iki taraflı kaynaklar için önerilir. Ayrıca, ana metal 95–150°C arasında ön ısıtılmalıdır. Kaynak yapılacak iki kompozisyon arasında kalınlık farkı 6.4mm ve daha fazlaysa kalın parça yaklaşık 150°C'ye ön ısıtılır [29].



Şekil 9.2 Kaynak çatlağını önlemede yardımcı iki yöntem [29].

Otomatik kaynak, magnezyum alaşımlarının otomatik TIG kaynağı yüksek akım ve kaynak hızı dışında manüel kaynağa benzer. Çizelge 9.10, otomatik kaynak ayarlarını belirlemek için kılavuz olarak kullanılabilir. DCEP kullanılabilir olmasına rağmen en iyisi alternatif akımdır. Dalgalı alternatif akım makinesi ve geleneksel alternatif akım makinesi kullanılmalıdır [17].

Çizelge 9.10 AZ31B alaşımının Otomatik TIG alın kaynağı için operasyon parametreleri [17].

				ER AZ61A ya da ER AZ92A dolgu metali, 1.60 mm çapında		
Akım tipi	Akım, A	Tungsten elektrot çapı, mm	Ark uzunluğu, mm	Besleme hızı, m/dk	Kaynak tüketimi, kg/m	Yol alma hızı, mm/dk
AZ31B, 1.60mm kalınlığında ac, denge salınım						
	55	2.39	0.64	0.89	0.010	255
	60	2.39	0.64	1.27	0.007	610
	70	3.18	0.64	1.37	0.006	915
	95	3.18	0.64	2.44	0.007	1145
	170	4.76	0.64	4.06	0.007	1780
	195	4.76	0.64	4.83	0.009	2030
	200	4.76	0.64	5.16	0.007	2415(a)
DCEN	75	3.18	0.64	2.03	0.006	1220
DCEP	120	6.25	0.51	4.67	0.007	2030(a)
AZ31B, 4.83mm kalınlığında ac, denge salınım						
	300	6.35	0.51	4.04	0.016	865
DCEN	170	3.18	0.76	1.78	0.012	510
DCEP	120	6.35	0.51	0.25	0.012	180(a)

(a) alttan oyulma ve ark kararsızlığı nedeniyle hız sınırlıdır. (b) dolgu metali çapı, 2.39mm

Otomatik kaynakta, sabit elektrot ve dolgu metali sırası önemlidir. Dolgu metali, iş parçasıyla düşük açıda ark içine beslenir. Dolgu çubuğu kaynak yüzeyine sadece elektrot önünden dokunur. Önceden ayarlanması ve devam ettirilmesi gerekli ark uzunluğu Tablo 9.10'de

gösterilmektedir. İnce parçalarda kaynak hızı 2410mm/dak'a kadar kullanılabilir fakat 610 ile 915 mm/dak arasındaki kaynak hızları yaygındır. Yüksek üretim uygulamalarında, miktarın getirdiği yüksek derecede kontrol otomatik kaynak ile ulaşılır.

Magnezyum alaşımları için önerilmese de, uygun ark kaynak ekipmanları mevcut olmadığı durumda manüel kaynakta oksî-yakıt gaz kaynağı kullanılabilir. Ergiyik magnezyum flaks ile korunsa da kaynaktan sonra çeşitli korozyonlara neden olmaması için tamamen giderilmesi gereklidir. Bu nedenle OFW magnezyum parçaların sadece basit oluk kaynağında kullanılır. Flaks genellikle sıcak su ile durulanarak giderilebilir. Bazen artık flaks tamamen giderilemeyebilir, bu nedenle krom-dekapaj çözeltisi işlemi ve 2 saat boyunca kaynar flaks giderici (82-100°C arasında sodyumdikarbonat-su) içersine daldırma, su ile durulama ve havayla kurutma işlemleri yapılabilir.

Magnezyum için önerilmiş özel flakslar kullanılmalıdır. Önerilen uygun bir flaks bileşimi; %53KCl, %29CaCl₂, %12NaCl ve %6NaF'dır. Diğer bir flaks ise %45KCl, %26NaCl, %23LiCl ve %6 NaF'dan oluşur. Bu flakslar kullanılırken göz koruyucu ekipman ve iyi havalandırma sağlanmalıdır. Yüzey temizlemede kullanırken pasta veya çamur haline getirmek için su ya da alkol (metil alkol) ile karıştırılır.

Hidrojen, doğal gaz, propan ve birçok kaynak gazı kullanılabilir. Ancak asetilen ya da %80 hidrojen - %20 metan karışımı en yaygın kullanılanlardır. Genellikle asetilen kalınlığı 1.6mm olan parçalarda kullanılır, daha kalın parçalar için karışım tercih edilir [17].

9.1.3 Direnç Kaynağı

Düşük gerilim ve titreşim uygulamaları için kalınlıkları 0.5–3.3mm arasında olan magnezyum levha ve ekstrüzyon parçaların birleştirilmesinde en yaygını nokta kaynağı olmakla birlikte dikiş, projeksiyon, flaş dahil her tür geleneksel direnç kaynağı ile kaynak edilebilir. Magnezyum-alüminyum ve magnezyum-çinko alaşımları bu yöntemle çok iyi kaynak edilebilir.

Magnezyumun nokta kaynağı iyi statik dirence sahiptir. Ancak yorulma direnci perçinli ya da yapıştırıcı bağ eklerinden daha düşüktür. Nokta direnç kaynağı genellikle düşük gerilim uygulamalarında kullanılır ve darbeye maruz kalan uygulamalarda önerilmez. Üç alaşım için nokta kaynağı kesme direnci Çizelge 9.11'de verilmiştir. AZ61A ve HK31A için verilen kesme dirençleri, AZ31B içinde yaklaşık aynıdır.

Nokta kaynağı için önerilen nokta aralığı ve kenar mesafesi Çizelge 9.12'de verilmiştir [17].

Çizelge 9.11 Magnezyum alaşımlarında tipik nokta kaynağı kesme gerilimleri [17].

Malzeme kalınlığı, Levha (mm)	Ortalama nokta mesafesi (mm)	Tek-spot kesme direnci (kg)		Malzeme kalınlığı, Ekstrüzyon (mm)	Ortalama nokta mesafesi (mm)	Tek-spot kesme direnci, M1A-F (kg)
		AZ31B-O	HK31A-H24			
0.508	3.56	100	...	0.508	3.05	50
0.635	4.06	120	...	0.635	3.56	70
0.813	4.57	150	135	0.813	4.06	95
1.015	5.08	185	170	1.015	4.57	130
1.296	5.84	240	250	1.296	5.33	175
1.626	6.86	340	325	1.626	6.1	225
2.057	7.87	405	...	2.057	7.11	305
2.591	8.64	535	...	2.591	7.87	400
3.175	9.65	695	675	3.175	8.89	515

Çizelge 9.12 Magnezyum levha alaşımlarında önerilen nokta ve ağız mesafeleri [17].

Levha Kalınlığı (mm)	Nokta mesafesi (mm)		Kenar mesafesi (mm)	
	Min.	Nom.	Min.	Nom.
0.508	6.35	12.70	3.81	6.35
0.635	6.35	12.70	4.06	6.35
0.813	7.87	15.75	4.57	6.35
1.015	9.65	19.05	5.08	6.35
1.296	10.41	19.05	5.84	7.87
1.626	12.7	25.40	6.85	9.65
2.057	15.75	31.75	7.87	10.41
2.591	15.75	31.75	9.40	12.70
3.175	19.05	38.1	11.18	15.75

Dikiş Kaynağı; sürekli veya aralıklı tipleri, nokta kaynağınıninkilerle karıştılabilecek etkili özelliklere sahiptir. 1-3mm kalınlığındaki AZ31B levhanın dikiş kaynağında kesme direnci yaklaşık 19.2–40.2 kg/lineer mm olarak gözlenebilir.

Ekipman olarak tek-faz ya da frekans dönüştürücü, üç-faz ark makinesi ya da elektrostatik, kondansatör-tahliye makinesi kullanılabilir ancak ark makinesi magnezyum için daha başarılı sonuç verir. Makine düşük dingilli ve otomatik kontrollü olmalıdır. Dural kuvvet magnezyum kaynağı için gerekli değildir ancak bazen külçe katılaşması sırasında yüksek dövme kuvveti uygulayarak dingilliği durdurmak için kullanılabilir.

Elektrotlar, yapılan iş için geçirgenliğin ve elektrot gücünün önemine bağlı olarak RWMA grup A, sınıf 1 ya da 2'den yapılmalıdır. Sarsıntısız ve temiz tutulmalı, iş parçası ile iyi elektrik geçirgenliğe sahip olduğundan emin olunmalıdır.

Uniform yüzey direncinin yaklaşık $50\mu\Omega$ olduğundan emin olmak için nokta kaynağı öncesinde magnezyum iş parçasının dikkatlice temizlenmesi gereklidir. Kimyasal temizlik, iş parçasının alaşımına bağlı olarak yüksek üretim hatlarında temizlik arasında 50 ila birkaç yüz

nokta kaynağı yapılabilirdiğinden tercih edilir. Mekanik temizlik ise küçük üretimlerde başarılı sonuçlar verir ancak temizlik arasında 10 ila 50 arasında nokta kaynağı yapılabilir.

Elektrottan gelen ve magnezyumun korozyonuna neden olan bakır iş parçasında toplanır. Toplanmış bakır kaynak üzerine %10 asetik asit uygulanarak belirlenebilir. Eğer koyu leke oluşursa, bakırın mekanik temizleme ile giderilmesi gereklidir.

Yapıştırıcı bağ, magnezyumun fabrikasyon tekniği açısından önemli bir uygulamadır. Yorulma karakteristikleri diğer birleştirme uygulamalarına göre daha iyidir. Stres birikim hata olasılığı minimumdur. İnce malzemelerde etkili olarak kullanılabilir. Yapışkan, bağlantılı yüzeyler arasındaki boşluğu doldurur ve farklı iki metal arasındaki ekte yalıtkan gibi davranır. Ayrıca, yüzeylerin perçinlemeye göre daha düzgün olmasını sağlar.

Yapıştırıcı bağ eklerinin dizaynında üzerinde durulması gereken birkaç faktör vardır;

- Birleştirme gerilimleri bindirme genişliği, metal kalınlığı, uygulanan yük yönü ve kullanılan yapıştırıcı tipi ile değişir.
- Geniş etkili yapışma alanı sağlaması için dizayn edilmelidir.
- Yapıştırıcı hattı mümkün olduğu kadar ince olmalıdır.
- Basınç ve sıcaklık kolayca uygulanabilecek şekilde dizayn edilmelidir.

Yaygın yapıştırılmış yapıların iyileştirme sıcaklığı, sert haddelenmiş magnezyum levhanın özelliklerini etkileyecek sıcaklığın altındadır ve böylece tavlama (O) şartlarında magnezyum alaşımlarının özelliklerinde önemli azalma olmaz [17].

9.1.4 Elektron Işın Kaynağı

Genellikle, ark kaynağı ile kaynak edilebilen magnezyum alaşımları aynı zamanda elektron ışın kaynağı ile de birleştirilebilir. Kaynak öncesi ve kaynak sonrası işlemler her iki uygulamada da aynıdır. Elektron ışın kaynağında, ışınlam altında aniden buhar oluşur, ergiyik metal yapılan delik içersine akar. Magnezyumun yüksek buhar basıncından dolayı genişleyen delik diğer metallerin için ortaktır ve kaynak merkezinde poroziteye neden olur. Bundan dolayı, porozite ve aşırı ısınmayı önlemek için operasyon şartlarının kontrol edilmesi gerekir. Çinkonun yüksek buhar basıncı porozite oluşumunu arttırdığı için %1'den fazla Zn içeren alaşımlar kullanılmamalıdır. Pratik uygulamalarda ışının dairesel salınımı ve hafif defocused ışınlam kullanımı sağlam kaynak eldesine yardımcı olabilir [17].

10. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmanın ilk kısmında kimyasal bileşimleri ve kalınlıkları farklı iki tip alüminyum alaşımı değişik kaynak yöntemleri kullanılarak birleştirilmiş, kaynaklanabilirlikleri karşılaştırılmış, mekanik özellikleri ve mikro yapı incelemesi yapılmıştır.

İkinci kısımda ise kimyasal bileşimleri aynı, kalınlıkları farklı paslanmaz çelik parçalar iki farklı yöntem kullanarak birleştirilmiş mekanik özellikleri ve mikro yapı incelemesi yapılmıştır.

10.1 Deneyde Kullanılan Malzemeler

10.1.1 Alüminyum ve Paslanmaz Çelik Malzemeler

Çalışmalar için 3.16 ve 2.57 mm kalınlıklarındaki 5754 (AlMg3) ve 3003 (AlMnCu) serisi alüminyum alaşımları, 5 mm ve 10 mm kalınlığında AISI 304L (X2CrNi19-11) paslanmaz çelik kullanılmıştır. Kullanılan alaşımların bileşimleri aşağıda verilmiştir.

Çizelge 10.1 Kullanılan alüminyum ve paslanmaz çelik malzemelerin kimyasal bileşimleri

Malzeme	Kimyasal Bileşim (%)														
	Al	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Ni	Sn	Mn	Cr	Mg	C	Mo	P	Co
3003	Bal.	0,30	0,10	0,05	0,05	0,04	0,0015	0,001	1	-	-	-	-	-	-
5754	Bal.	0,36	0,29	0,08	0,1	0,05	0,02	-	-	0,2	3	-	-	-	-
304L	0,004	70,1	0,52	0,38	-	0,01	8,24	-	1,71	18,5	-	0,03	0,17	0,03	0,11

Çizelge 10.2 Kullanılan alüminyum ve paslanmaz çelik elektrotların kimyasal bileşimleri

Malzeme	Kimyasal Bileşim (%)										
	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Mn	Cr	Mg	Ni	Al	C
5556	0,4	0,25	0,01	0,25	0,05	0,5	0,05	4,7	-	Bal	-
5183	0,4	0,4	0,1	0,25	0,15	0,5	0,05	4,3	-	Bal	-
EL-Al Si 12	0,5	11	0,05	0,1	0,15	0,3	-	0,05	-	Bal	-
ER 308L	Bal	0,4	-	-	-	1,8	20	-	10	-	<0,025

Çizelge 10.3 Kullanılan alüminyum ve paslanmaz çelik malzemelerin mekanik özellikleri

Malzeme	Kimyasal Sembolü	Akma Mukavemeti (Rp _{0,2}) N/mm ²	Çekme Mukavemeti (Rm) N/mm ²	Uzama min. (%)
3003	AlMnCu	175	200	6
5754	AlMg3	260	300	9
304L	X2CrNi19-11	220	660	45

10.1.2 Kaynak İşlemleri ve Kullanılan Parametreler

Deneylerde alüminyum alaşımları için MIG, TIG, örtülü elektrot ve sürtünme-karıştırma kaynak yöntemleri, paslanmaz çelik parçalar için TIG ve tozaltı kaynak yöntemleri kullanılmıştır. Kaynak parametreleri yapılan literatür taraması ve pilot denemeler ile belirlenmiş ve kaynak işlemlerine uygulanmıştır.

Çizelge 10.4 Alüminyum alaşımların MIG Kaynağında kullanılan kaynak parametreleri

Kaynak Parametresi	5754	3003
Koruyucu gaz	Argon	Ar+%25He
Kaynak Akımı (A)	85	200
Kaynak Gerilimi (V)	16	19-20
Kaynak Teli	A5556	ER 5183
Kaynak Tel Çapı (mm)	1	1.6
Koruyucu Gaz Debisi (lt/dk)	12	15
Kaynak Hızı (cm/min)	40	68

Çizelge 10.5 Alüminyum alaşımların TIG Kaynağında kullanılan kaynak parametreleri

Kaynak Parametresi	5754	3003
Koruyucu gaz	Argon	Argon
Kaynak Akımı (A)	94	108
Kaynak Gerilimi (V)	16-17	17-18
Dolgu Teli	A5556	A5556
Kaynak Tel Çapı (mm)	3.2	3.2
Koruyucu Gaz Debisi (lt/dk)	16	16
Kaynak Hızı (cm/dk)	22	20

Çizelge 10.6 Alüminyum alaşımların örtülü elektrot ile ark kaynak parametreleri

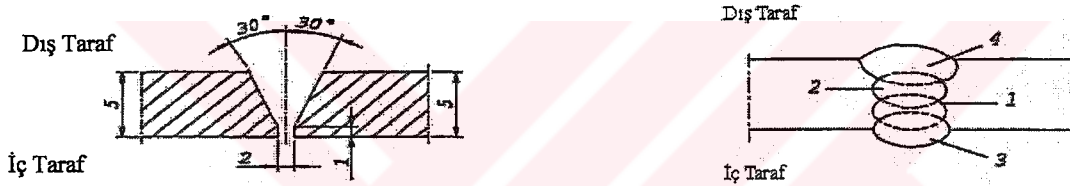
Kaynak Parametresi	3003	5754
Kaynak Akımı (A)	65	65
Kaynak Gerilimi (V)	18	18
Örtülü Elektod	EL-Al Si 12	EL-Al Si 12
Ön Kaynak Hızı (cm/dk)	60	55
Arka Kaynak Hızı (cm/dk)	65	60

Çizelge 10.7 Alüminyum alaşımların sürtünme-karıştırma kaynak parametreleri

Kaynak Parametresi	5754	3003
Kaynak (dv/dk)	710	710
Kaynak Hızı (cm/dk)	48	70

Çizelge 10.8 Paslanmaz çelik TIG kaynak parametreleri

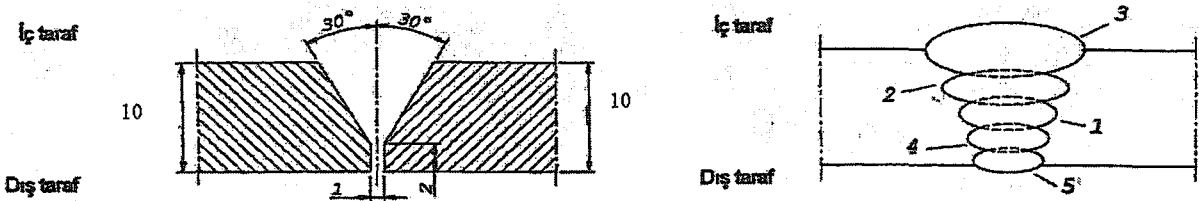
Paso	Parça Çapı mm	Elektrod Çapı mm	Akım Şiddeti A	Gerilim V	Kutup	Yürüme Hızı mm/dk	Koruyucu Gaz	Gaz Debisi lt/dk	Pasolar Arası sıcaklık	Dolgu Malzemesi
1	5	ϕ 2,4	110-115	12-15	Dc (-)	~55-65	Argon	12-14	Max.150°C	ER 308L
2	5	ϕ 2,4	120-130	13-15	Dc (-)	~60-75	Argon	12-14	Max.150°C	ER 308L
3	5	ϕ 3,2	130-140	14-15	Dc (-)	~63-78	Argon	12-14	Max.150°C	ER 308L
4	5	ϕ 3,2	130-140	14-15	Dc (-)	~63-78	Argon	12-14	Max.150°C	ER 308L



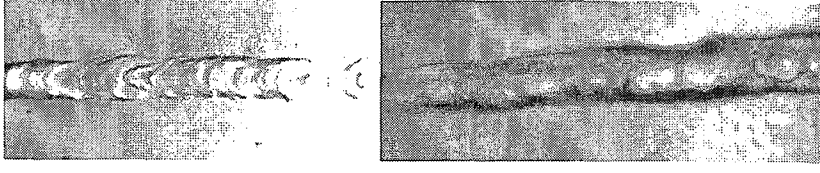
Şekil 10.1 Paslanmaz çelik TIG kaynak ağzı

Çizelge 10.9 Paslanmaz çelik tozaltı kaynak parametreleri

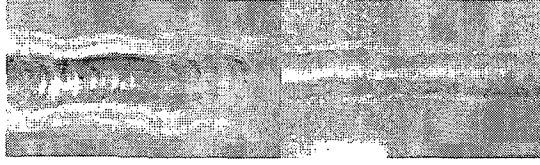
Paso	Parça Çapı mm	Elektrod Çapı mm	Akım Şiddeti A	Gerilim V	Kutup	Yürüme Hızı mm/dk	Koruyucu Toz	Pasolar Arası sıcaklık	Dolgu Malzemesi
1	9.7	ϕ 2,4	220-290	27-30	Dc(+)	~40-50	OK FLUX 10.92	Max.200°C	ER 308L
2	9.7	ϕ 2,4	280-310	28-31	Dc(+)	~40-50	OK FLUX 10.92	Max.200°C	ER 308L
3	9.7	ϕ 2,4	280-310	28-31	Dc(+)	~45-55	OK FLUX 10.92	Max.200°C	ER 308L
4	9.7	ϕ 2,4	280-310	28-31	Dc(+)	~40-50	OK FLUX 10.92	Max.200°C	ER 308L
5	9.7	ϕ 2,4	285-315	28-31	Dc(+)	~45-55	OK FLUX 10.92	Max.200°C	ER 308L



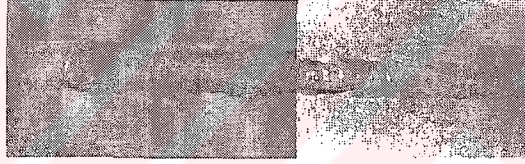
Şekil 10.2 Paslanmaz çelik tozaltı kaynak ağzı



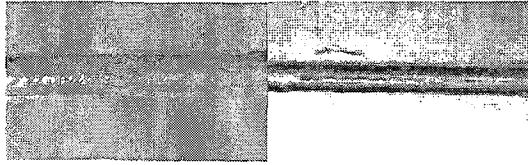
Şekil 10.3 5754 MIG kaynak numunesi- 1



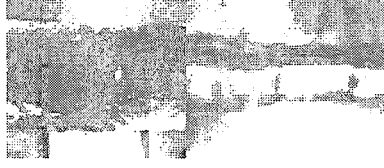
Şekil 10.4 5754 TIG kaynak numunesi- 2



Şekil 10.5 3003 TIG kaynak numunesi- 3



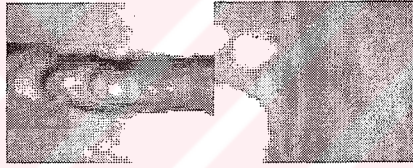
Şekil 10.6 3003 MIG kaynak numunesi-4



Şekil 10.7 5754 sürtünme-karıştırma kaynak numunesi- 5



Şekil 10.8 3003 sürtünme-karıştırma kaynak numunesi- 6



Şekil 10.9 5754 örtülü elektrotla ark kaynak numunesi- 7



Şekil 10.10 3003 örtülü elektrotla ark kaynak numunesi- 8

10.2 Deney numunelerinin alınması

Yapılan çalışmalarda; çekme, sertlik, mikro yapı olmak üzere değişik özelliklerin araştırılması için her parçadan üçer numune alınmıştır.

Çizelge 10.10 Deney numunelerinin kodlanması

Numune Kodu	Alaşım	Kaynak Yöntemi
1	5754	MIG
2	5754	TIG
3	3003	TIG
4	3003	MIG
5	5754	Sürtünme-Karıştırma Kaynağı
6	3003	Sürtünme-Karıştırma Kaynağı
7	5754	Örtülü Elektrotla Ark Kaynağı
8	3003	Örtülü Elektrotla Ark Kaynağı
9	304L	TIG
10	304L	Tozaltı

10.2.1 Çekme deney numunelerinin hazırlanması

Çekme deneyleri için standart çekme numuneleri, kaynak numunesinden kaynak dikişine dik yönde boyuna kesit alınmak sureti ile hazırlanmıştır. Her parametre için en az 3 çekme numunesi test edilerek ortalama değer alınmıştır.

Paslanmaz çelik numunelerin çekme testleri Mohl Federalf Universal Hidrolik Çekme makinası $F_{\max}=10000\text{kg}$ ile yapılmıştır.

10.2.2 Sertlik deney numunelerinin hazırlanması

Mikro yapı incelemesi için hazırlanan numuneler, fotoğrafları çekildikten sonra sertlik deneylerinde kullanılmıştır. Alüminyum numunelerde sertlik ölçümleri brinell sertlik yöntemi ile 1 kg yük uygulanarak yapılmıştır. Paslanmaz Çelik numunelerin sertlik ölçümleri vickers sertlik yöntemi ile 10 Kg yük uygulanarak yapılmıştır. Sertlik ölçümleri ana metalden başlayarak kaynak bölgesinden geçen düz bir kesit üzerinden uygun aralıklar ile uygulanmıştır.

10.2.3 Mikro yapı inceleme numunelerinin hazırlanması

Mikro yapı incelemeleri için kaynak bölgesine önden bakmak amacıyla hazırlanan ve kaynak metali, ısıdan etkilenen bölge ve esas metalin görülebildiği I tip numuneler hazırlanmıştır. Numuneler kaynak bölgesinden kaynak dikişine dik yönde enine kesit alınmak suretiyle hazırlanmıştır.

Alüminyum parçalar kalınlıkları az olması nedeniyle yaklaşık 3'er cm'lik boyutlarda kesilmiş ve bakalite gömülmüştür. Bakalitin soğum sürecinden sonra numune yüzeyleri testere ile kesilerek düzeltilmiştir. 1200 ve 2400'lük silicon karbit ile zımparalanmış ve 3 mikron alüminyum silika ardından colloidal silika çözeltisi ile parlatılmış ve binde beşlik HF ile dağlanmıştır. Bu numunelerin optik metal mikroskobu mikro yapısal özellikler için ilk bilgileri verirken mikro yapısal bileşenlerin detaylı çalışmaları SEM(Scanning Electron Microscope) ve ona kombine edilmiş EDS (Electron Dispersive Spectroscopy) yardımıyla yürütülmüştür.

Paslanmaz çelik parçalar 8'er cm'lik boyutlarda kesilmiştir. Yüzeyleri taşlama ile düzeltilmiştir. Daha sonra sırası ile 60–120–180–220–320–400–600–800–1000 ve 1200'lük zımparalar ile zımparalanmıştır. Parlatma işlemi üç aşamada yapılmıştır. 80–100 mikron tane boyutlu Al₂O₃ ile kapa parlatma yapılmış, 20 mikronluk krom oksit ile parlatmanın ardından 6 mikronluk elmas pasta ile esas parlatma işlemi yapılmıştır. Kral suyu (1/3 nitrik asit-hidroklorik asit) ile dağlama yapılmıştır. Numunelerin mikro yapı özellikleri optik metal mikroskobu ile incelenmiştir.

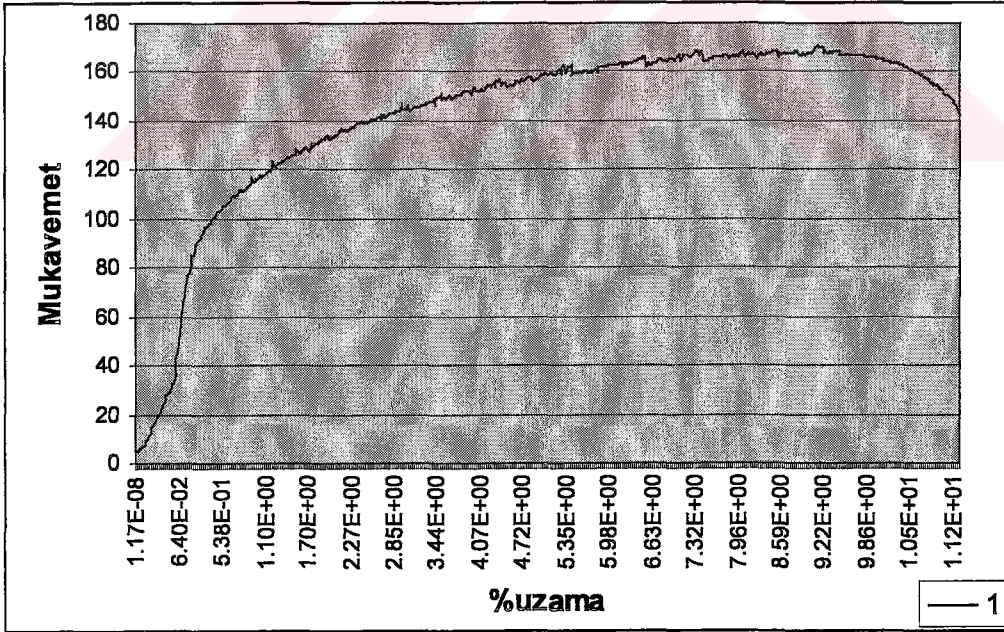
11. DENEY SONUÇLARI

11.1 Çekme Deney Sonuçları

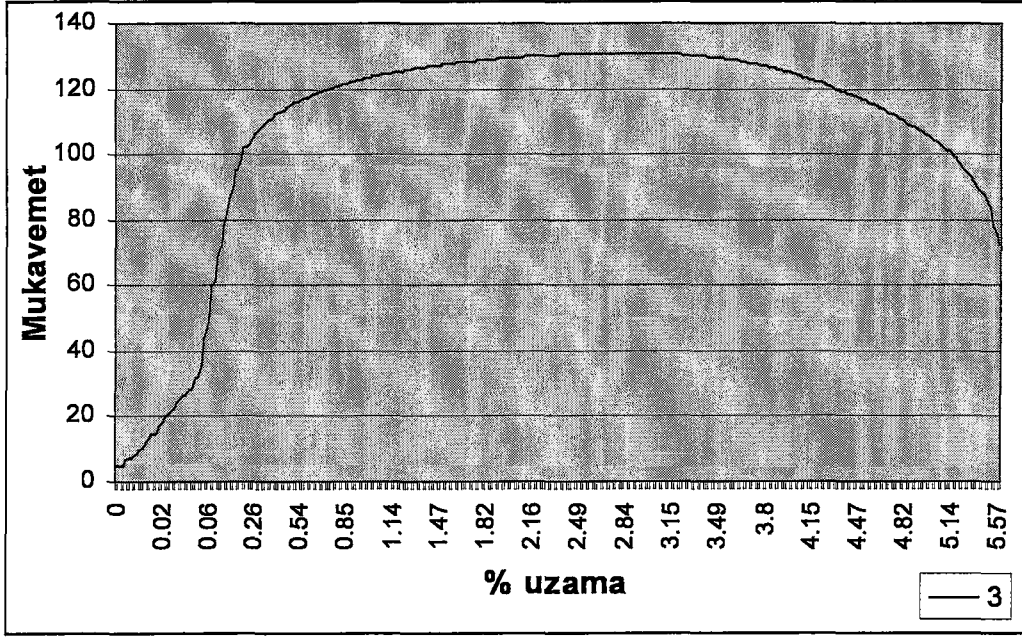
11.1.1 Alüminyum Kaynak Parçaları

Çizelge 11.1 Alüminyum kaynak parçaları çekme deney sonuçları

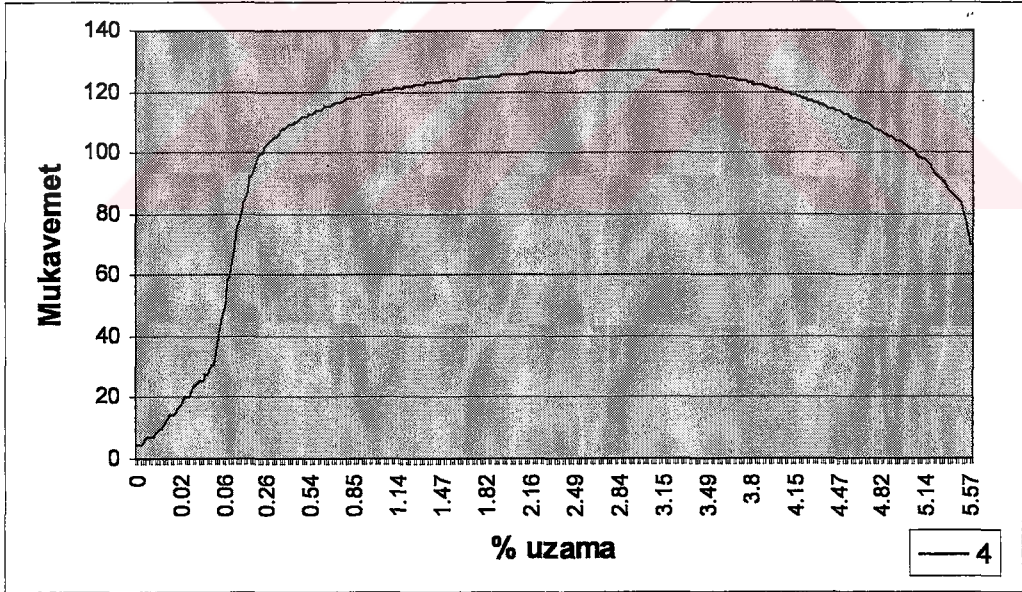
Nr	Kalınlık mm	E-modülü N/mm ²	Akma %0.2 N/mm ²	Çekme N/mm ²	Uzama %
1	2.445	85060	101.7	182.2	12.1
2	2.440	71313	99.0	183.2	18.1
3	3.160	75699	110.94	131.4	6.3
4	3.160	70020	111.5	131.6	5.5
6	3.160	68018	124.4	149.1	8.2
7	2.445	49028	89.7	135.0	7.1
8	3.160	60051	125.1	143.9	6.7



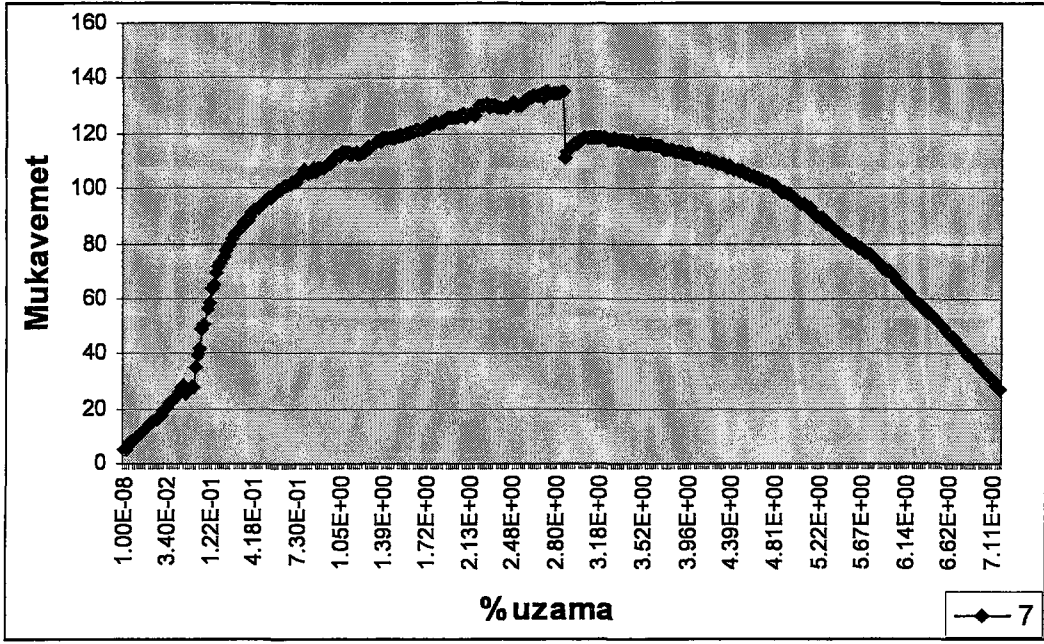
Şekil 11.1 1. numunenin mukavemet-%uzama değerleri



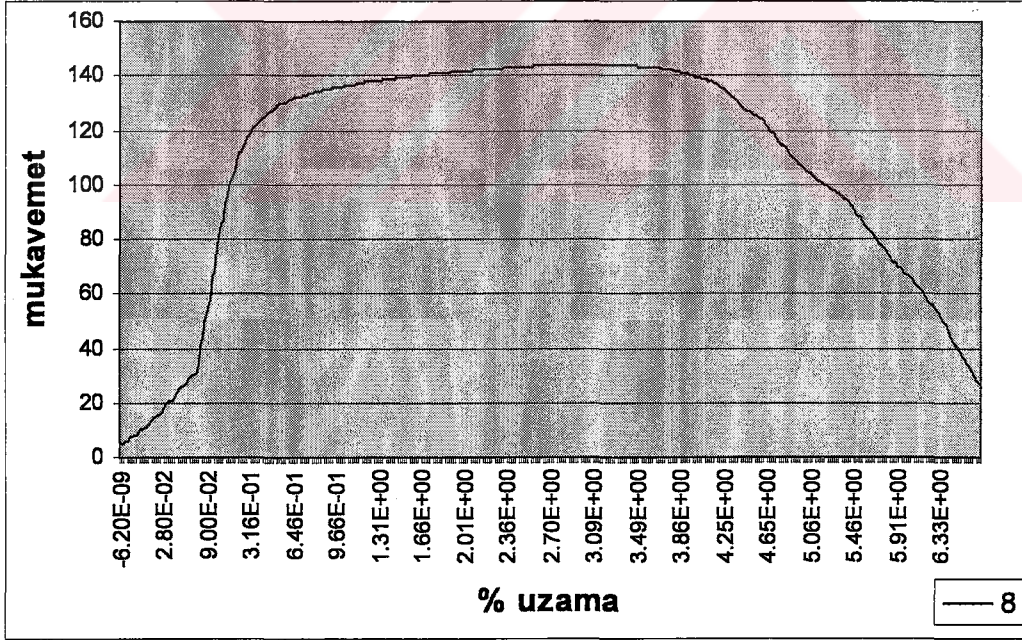
Şekil 11.2 3. Numunenin mukavemet-%uzama değerleri



Şekil 11.3 4. Numunenin mukavemet-%uzama değerleri



Şekil 11.4 7. Numunenin mukavemet-%uzama değerleri



Şekil 11.5 8. Numunenin mukavemet-%uzama değerleri

3, 4, 6 ve 8 numaralı 3003 alaşımlarının MIG, TIG, sürtünme-karıştırma ve örtülü elektrot ile yapılan kaynaklar arasında çekme, akma ve %uzama değerlerinin en yüksekini stil kaynağı ile yapılmış 6 numaralı numunenin sağladığı görülmüştür.

1, 2, 5 ve 7 numaralı 5754 alaşımlarının MIG, TIG, sürtünme-karıştırma ve örtülü elektrot ile yapılan kaynakları arasında çekme, akma ve %uzama değerlerinin en yükseklerinin MIG kaynak yöntemi ile yapılmış 1 numaralı numunenin sağladığı görülmüştür.

Bazı alüminyum alaşımlarında kaynaklı bölgeler, tane sınırları ergimesi veya dikişe hemen komşu ergime bölgesindeki çekme nedeniyle çok düşük süneklilik sergilerler. Bu koşulun çok ileri olması halinde kaynak sonrası ısıtma işlemi eriyebilen bileşenlerin çoğunu yeni baştan eritebilir ve böylece süneklilikte hafif bir iyileşme ile birlikte daha homojen bir iç yapı ve kaynak mukavemetinde çok daha büyük artış sağlanabilir.

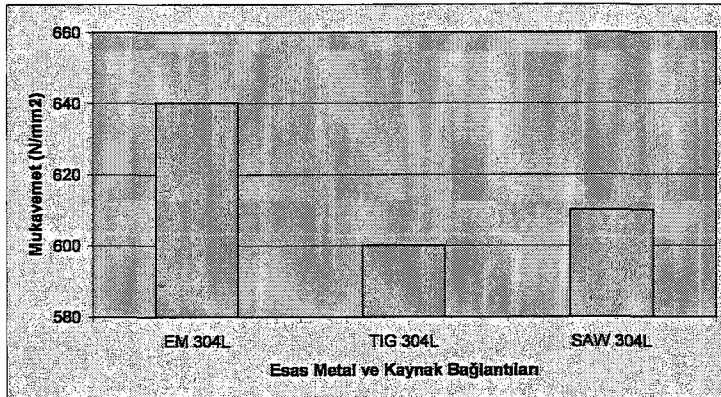
Genel olarak alüminyum kaynak numunelerinde çekme mukavemetleri kaynak bölgelerinde düşük olarak tespit edilmiştir. Bu durum tavlanmış ve dökümden çıkmış olanların haricinde tüm alüminyum alaşımları için geçerlidir. Bölgenin çekme mukavemetindeki bu düşüş, kaynak ile ilave metalin özelliğinden ve kaynak banyosunda sıkışıp kalan gazların gözenekler oluşturmasından kaynaklanabilir.

Alaşım elementleri ve ilave kaynak metalinin bileşimi de kaynaklı bölgenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilemektedir.

11.1.2 Paslanmaz Çelik Kaynak Parçaları

Çizelge 11.2 Paslanmaz çelik kaynak parçaları çekme deney sonuçları

Nr	a (mm)	b (mm)	A ₀ (mm ²)	F _{max} (N)	R _m (N/mm ²)	Kopma Yeri
9	5	15,3	76,5	4680	600,14	Kaynak Metali
10	9.7	14	135,8	8450	610,4	Kaynak Metali



Şekil 11.6 TIG ve SAW mekanik özelliklerinin esas metal ile karşılaştırılması

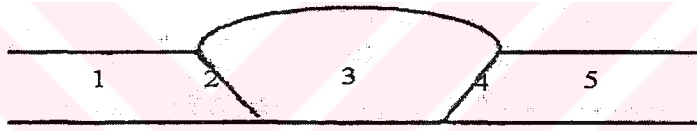
Ana malzemenin çekme mukavemetinin, kaynak çekme mukavemetinden büyük olduğu tespit edilmiştir.

11.2 Sertlik deney sonuçları

Malzemeler üzerinde yapılan en genel deney sertlik ölçümüdür. Bunun en önemli nedeni deneyin yapılışının basit olması ve malzemenin sertliği ile mekanik özelliklerden bazıları arasında bir ilişkinin bulunmasıdır. Örneğin bütün malzemelerde sertlik arttıkça malzemenin çekme dayanımının da arttığı bilinmektedir.

11.2.1 Paslanmaz çelik kaynak parçaları

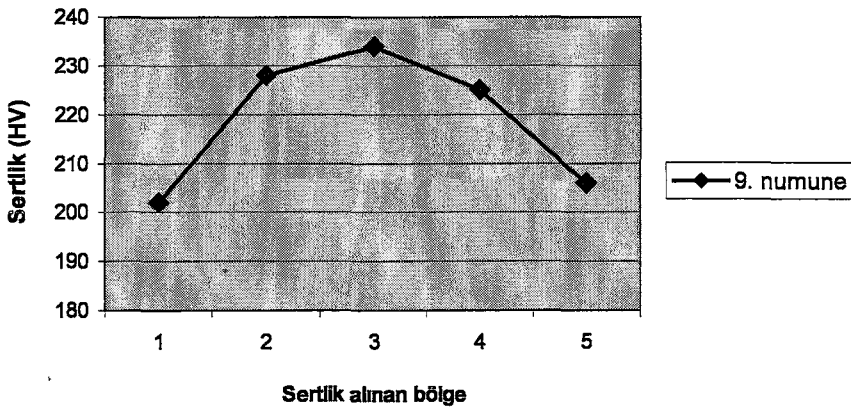
Sertlik ölçümleri, kaynak dikişine dik yönde (enine kesit) Vickers sertlik ölçme yöntemi ile 10 kg'lık muayene yükü altında yapılmıştır. Numuneler üzerinde sertlik alınan noktalar Şekil 11.7'da görüldüğü gibidir.



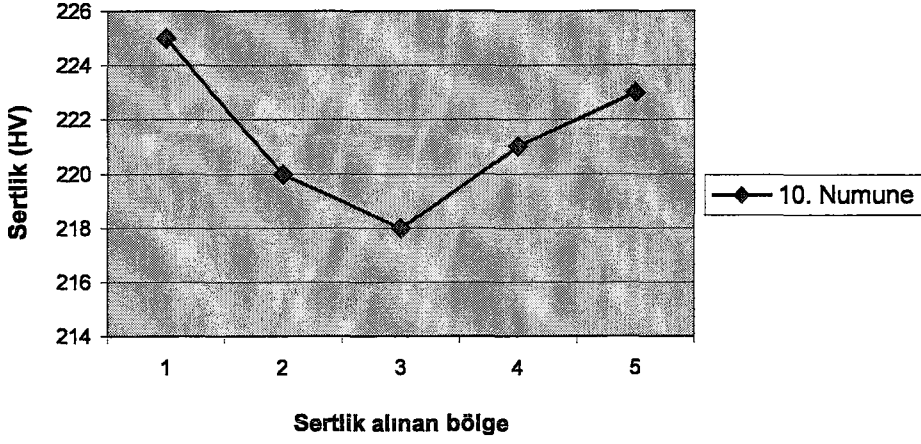
Şekil 11.7 Paslanmaz çelik kaynak parçasının enine kesiti ve sertlik alınan bölgeler

Çizelge 11.2 Paslanmaz çelik parçaların sertlik deney sonuçları

Nr	Sertlik alınan noktalar				
	1	2	3	4	5
9	202 HV	228 HV	234 HV	225 HV	206 HV
10	225 HV	220 HV	218 HV	221HV	223 HV



Şekil 11.8 304L paslanmaz çelik TIG kaynak parçasının sertlik dağılım grafiği



Şekil 11.9 304L paslanmaz çelik tozaltı kaynak parçasının sertlik dağılım grafiği

11.2.2 Alüminyum kaynak parçaları

Sertlik ölçümleri, kaynak dikişine dik yönde (enine kesit) Brinell sertlik ölçme yöntemi ile 1 kg'lık muayene yükü altında yapılmıştır. Numuneler üzerinde sertlik alınan noktalar arasındaki mesafe 3'er mm olup malzemenin enine kesiti Şekil 11.10'da görüldüğü gibidir.



Şekil 11.10 Alüminyum kaynak parçasının enine enine kesiti ve sertlik alınan bölgeler

Çizelge 11.3 Alüminyum parçalarının sertlik deney sonuçları

NUMUNE-1

HB				HB				HB			
ALUMINYUM				KAYNAK				ALUMINYUM			
45.7				51				49.6			
46				50.7				48.4			
46.1				49.7				46.4			
47				55.8				48.2			

NUMUNE-3

HB				HB				HB			
ALUMINYUM				KAYNAK				ALUMINYUM			
41.6				42.1				37.3			
42.5				50.2				38.4			
41.4				52.7				37.7			
38.7				53.3				37.8			

NUMUNE-5

HB				HB				HB			
ALUMINYUM				KAYNAK				ALUMINYUM			
39.9				49.3				49.8			
40.2				62.3				42.1			
39.3				51.5				42.1			
41.5				46.7				36.5			

NUMUNE-6

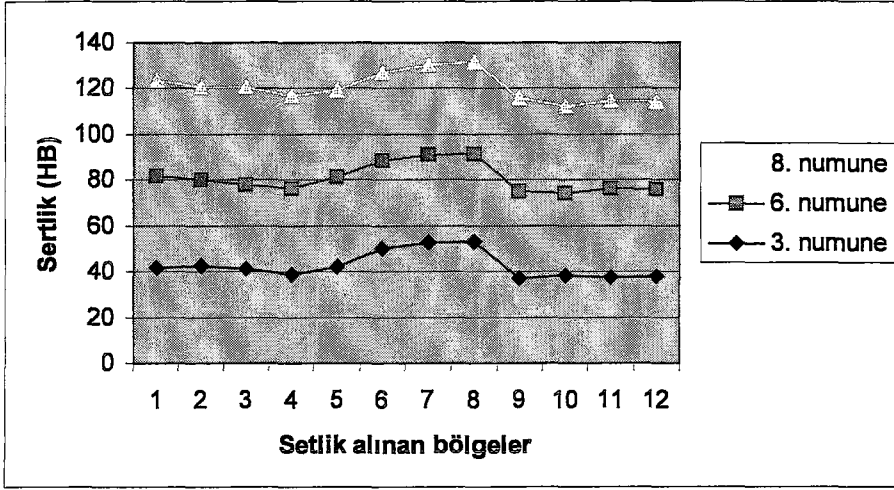
HB HB				HB				HB			
ALUMINYUM				KAYNAK				ALUMINYUM			
40				39.4				37.8			
37.6				38.3				35.8			
36.8				38.4				38.5			
37.8				38.1				38.2			

NUMUNE-7

HB HB				HB HB				HB HB			
ALUMINYUM				KAYNAK				ALUMINYUM			
42.3				64.2				48.7			
45.1				66.5				47			
45				61.5				46.9			
45.8				62.4				46.3			

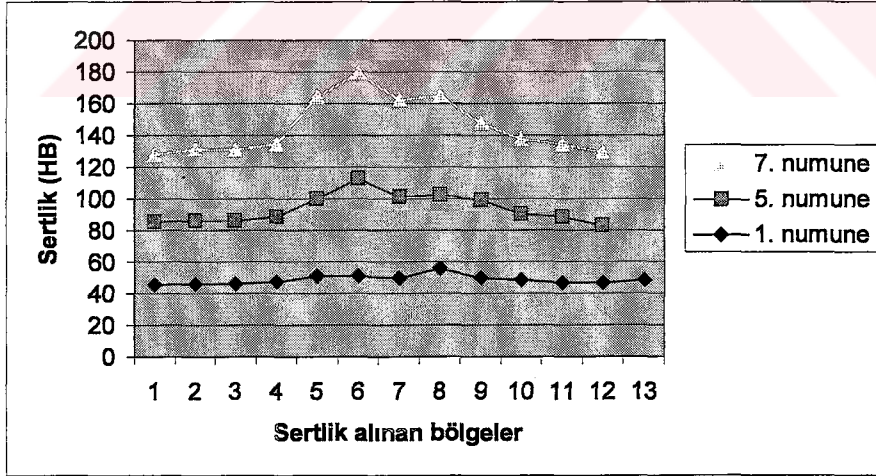
NUMUNE-8

HB				HB				HB			
ALUMINYUM				KAYNAK				ALUMINYUM			
41.8				38				40.9			
40.7				38.5				38			
42.5				39.2				38.5			
40.5				39.9				38.2			



Şekil 11.11 3003 serisi Al alaşımlarının değişik kaynak yöntemleriyle kaynatılan numunelerin sertlik dağılım grafiği

Şekil 11.11’de görüldüğü gibi 3003 serisi alüminyum alaşımlarının sertliği geçiş bölgesinde bir miktar azaltmakta kaynak merkezine doğru ilerledikçe artmaktadır. 8. numunedeki sertliğin yüksek oluşu alaşım elementlerinden kaynaklanmaktadır. Örtülü elektrottaki silisyum alüminyumun sertleşebilme kabiliyetini arttırmakla birlikte yüksek dayanım ve mekanik özellikleri iyileştirici etki yapmaktadır.

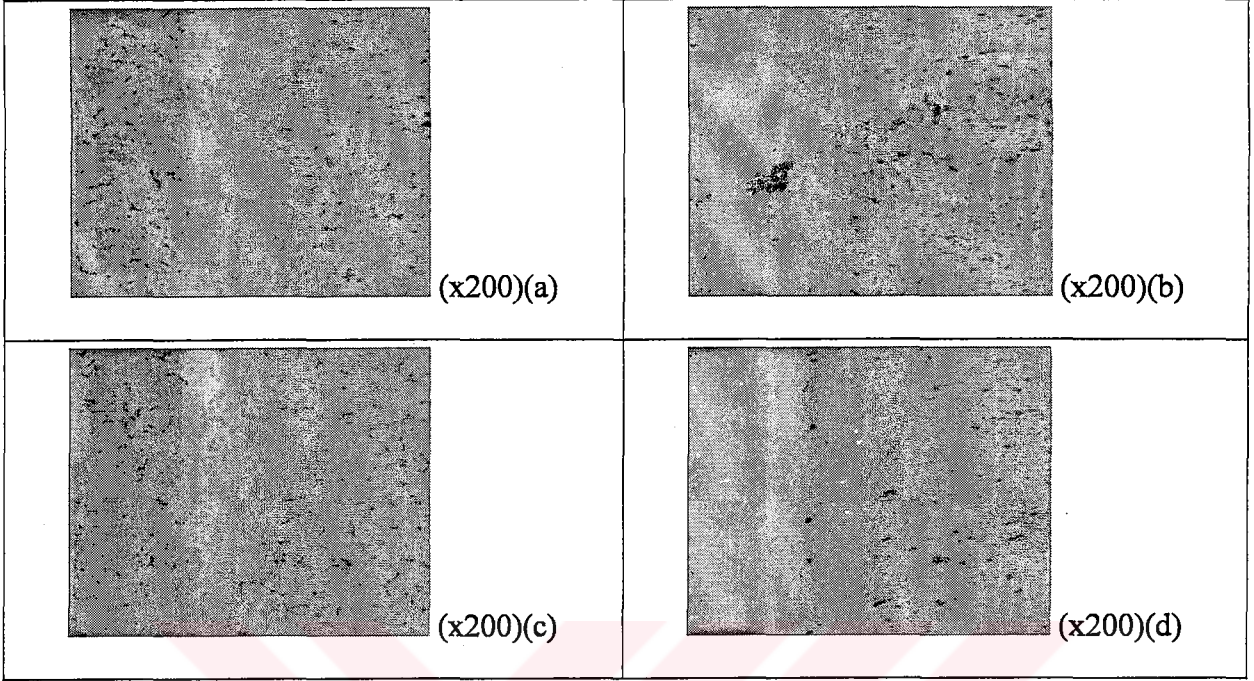


Şekil 11.12 5754 serisi Al alaşımlarının değişik kaynak yöntemleriyle kaynatılan numunelerin sertlik dağılım grafiği

Şekil 11.12’de görüldüğü gibi 5754 serisi alüminyum alaşımlarının sertliği kaynak bölgesine doğru artmaktadır. 7. numunedeki sertliğin yüksek oluşu 3003 serisine benzer şekilde Si etkisidir.

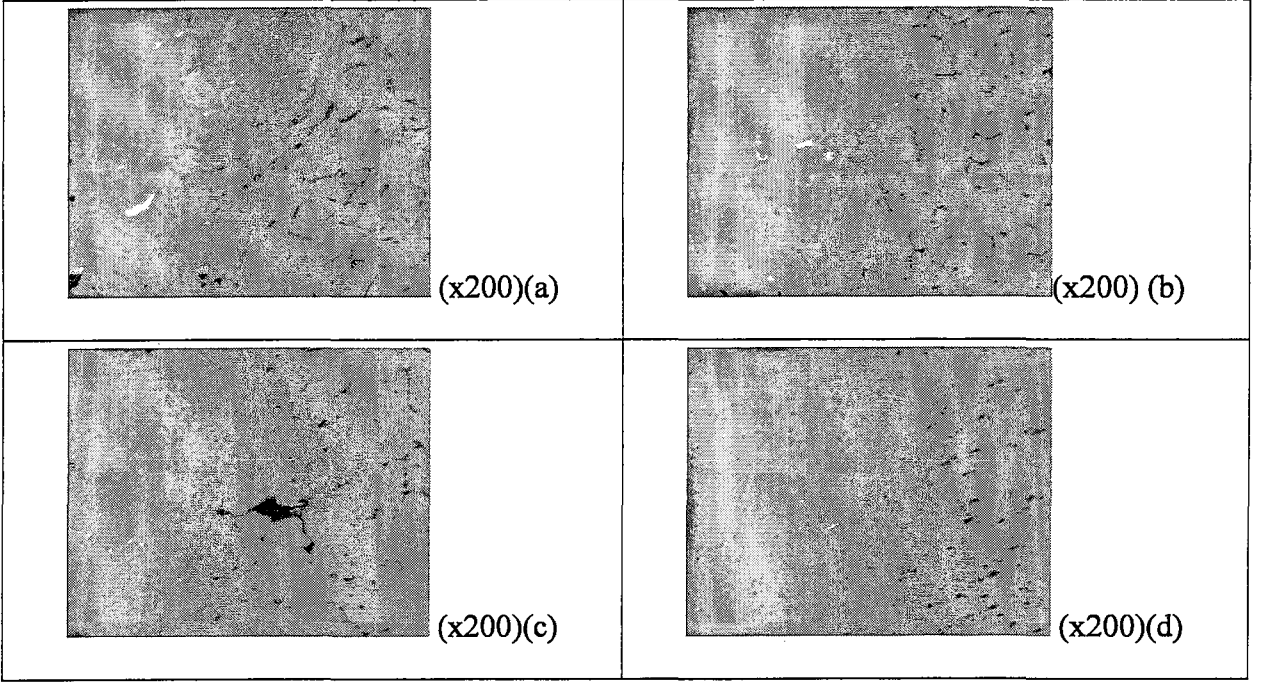
11.3 Mikro yapı Sonuçları

11.3.1 Alüminyum kaynak parçaları



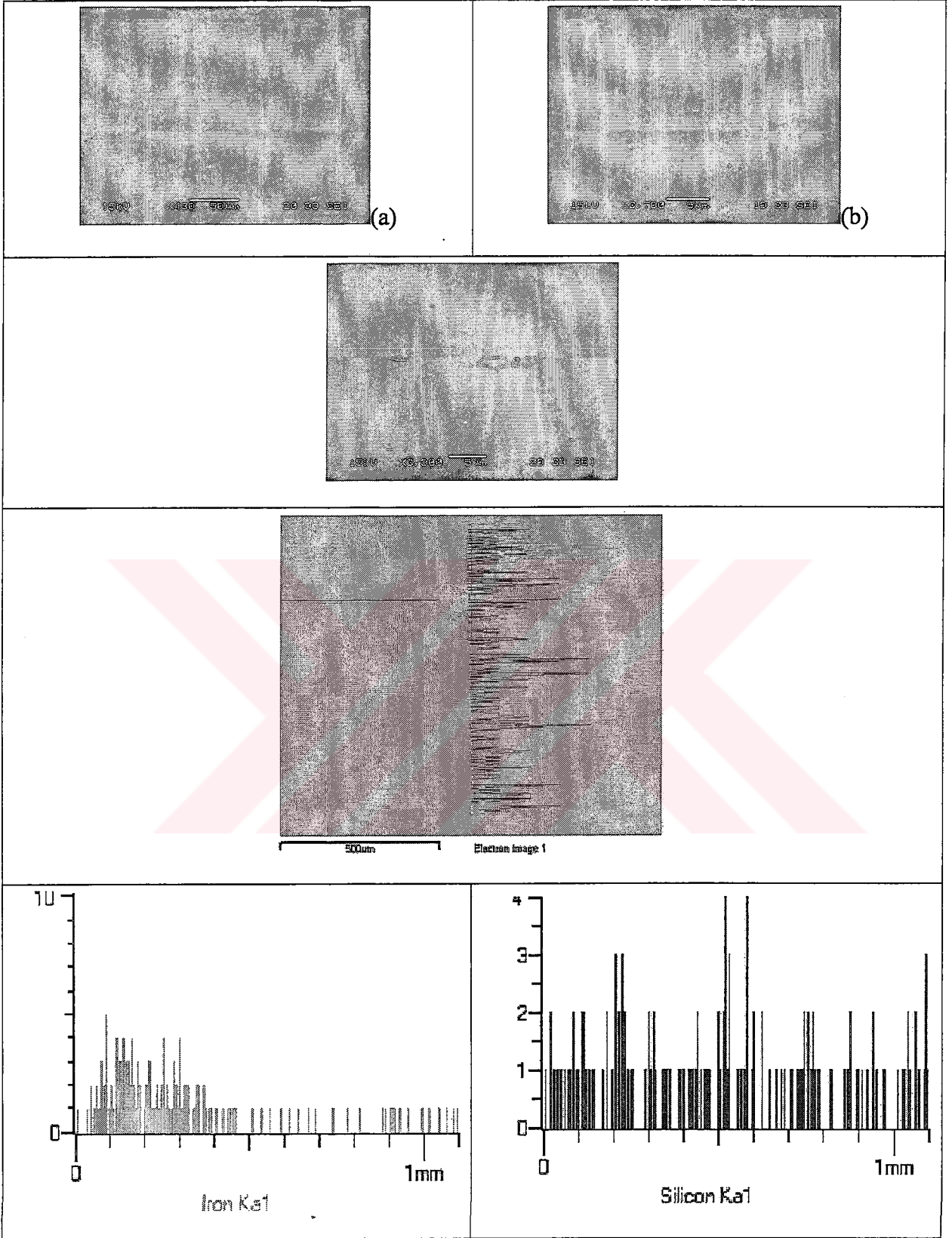
Şekil 11.13 1 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme

1 numaralı 5754 serisi Al alaşımının MIG kaynağı ile yapılan kaynak bölgesine ait mikro yapılar, ana malzeme mikro yapısına göre farklılık göstermektedir. Ana malzeme ve kaynak metali arasında kimyasal bileşim farklılıkları olduğu için dağlama işlemi değişik oranlarda gerçekleşmiştir. Geçiş bölgesine ait mikro yapıya fotoğrafına baktığımızda kaynak ana metal ergime çizgisi net olarak görülmemekle birlikte kaynak metali merkezine doğru tanelerin sütunsal bir şekilde yönlendiği görülmüştür. Kaynak bölgesinde çatlaklar görülmektedir.

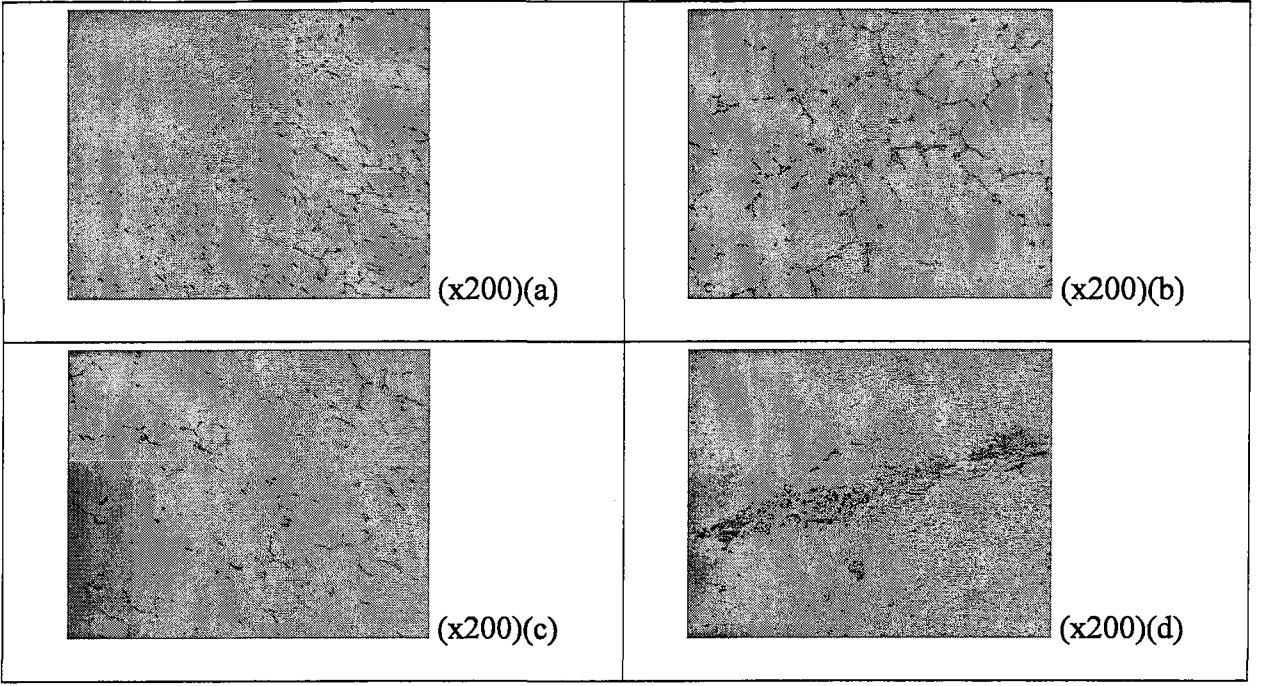


Şekil 11.14 2 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c; kaynak bölgesi, d; ana malzeme

2 numaralı TIG kaynağı ile birleştirilen 5754 alüminyum alaşımlarının kaynak mikro yapıları Şekil 11.14'de görülmektedir. Şekil 11.14-a geçiş bölgesinin mikro yapısını göstermektedir. Kaynak ana metal ergime çizgisi net olarak görülmemekle birlikte tanelerin kaynak bölgesine doğru stunsal bir şekilde ilerlediği görülmektedir. Şekil 11.14 b ve c kaynak bölgesinden alınmış fotoğraflardır. Kaynak bölgesinde ufak çatlaklar olduğu görülmektedir. Şekil 11.14 d ise ana malzemeyi göstermektedir.

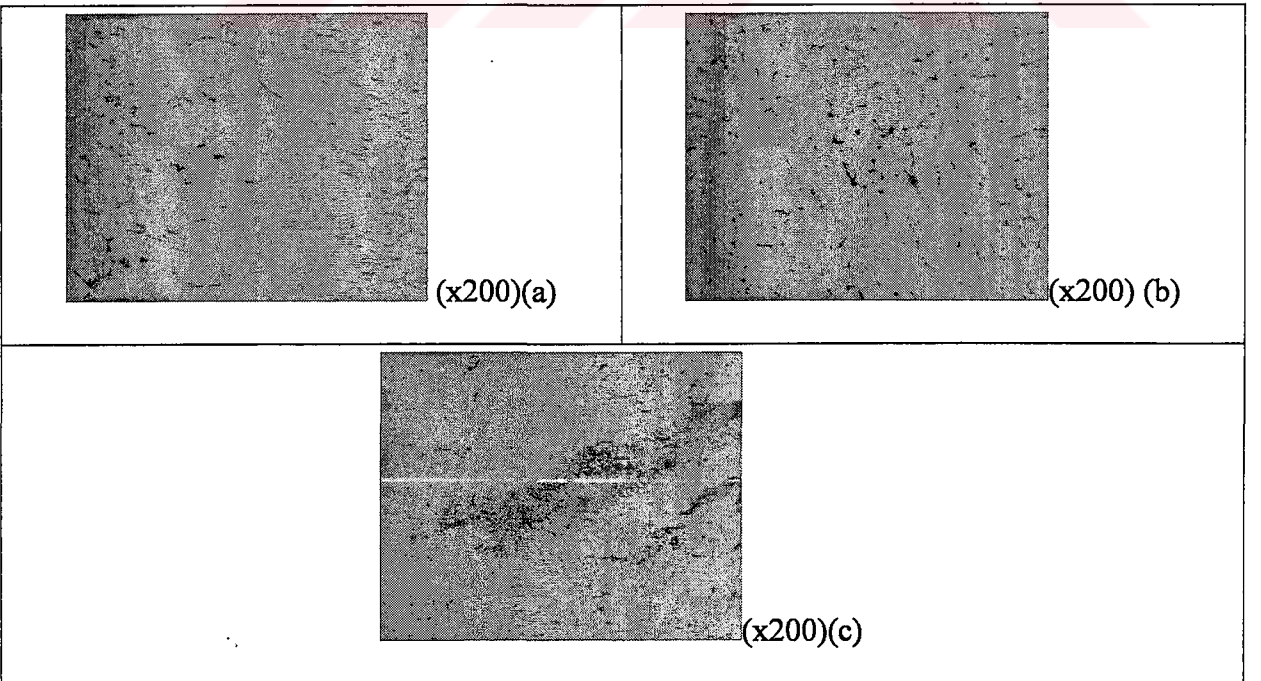


Şekil 11.15 2 Numaralı numuneye ait SEM görüntüleri



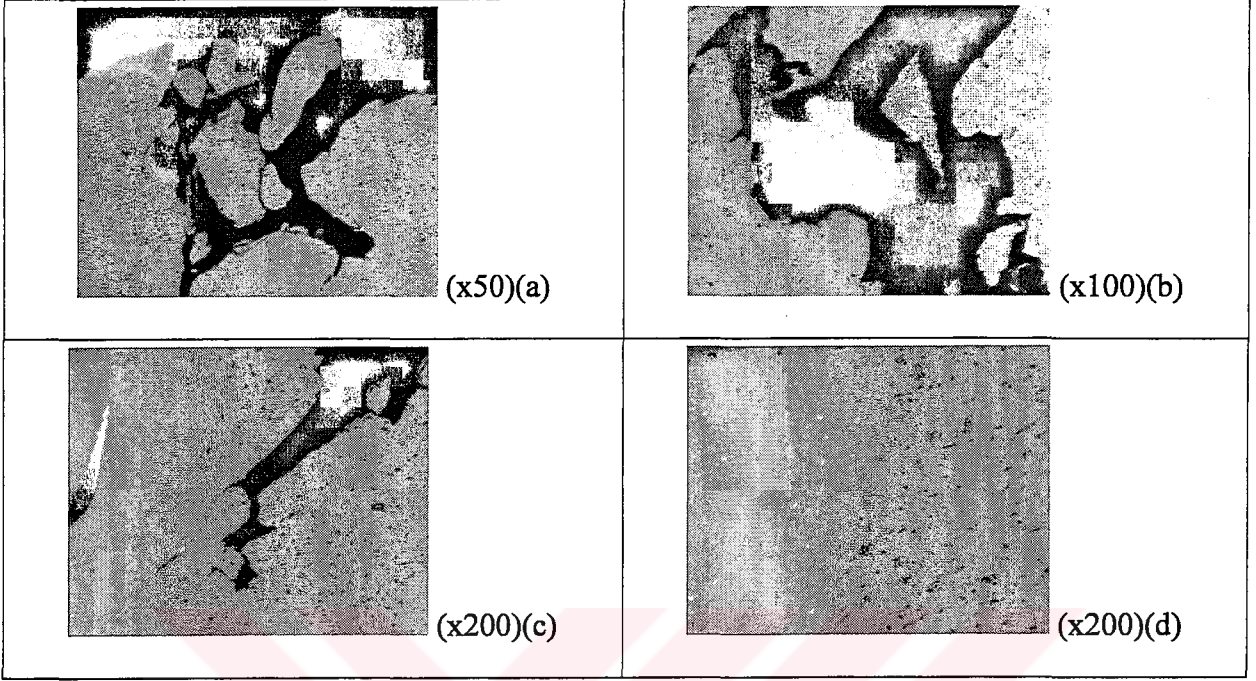
Şekil 11.16 3 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme

3 numaralı TIG kaynağı ile birleştirilen 3003 serisi alüminyum alaşımının kaynak bölgesinin mikro yapısı Şekil 11.16'de görülmektedir. Şekil 11.16.a kaynak geçiş bölgesinden çekilmiştir. Resimden de görüldüğü gibi geçiş bölgesi oldukça belirgin bir şekilde görülmektedir.

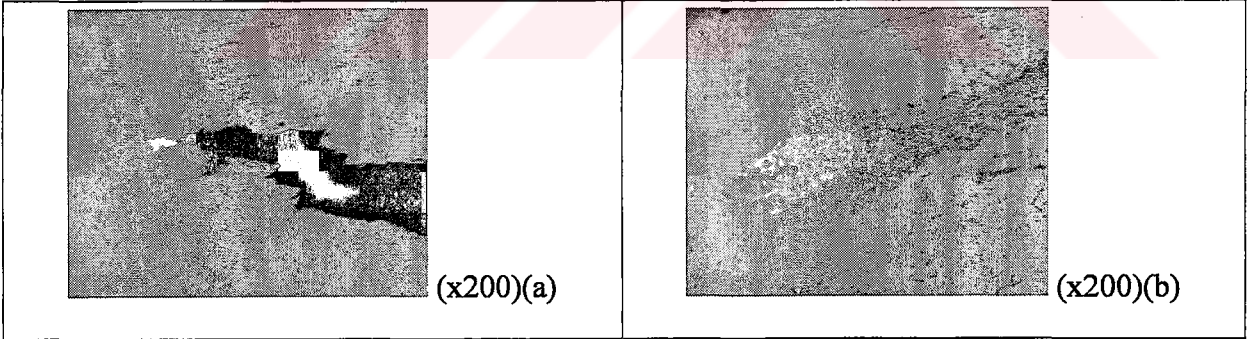


Şekil 11.17 4 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c;ana malzeme

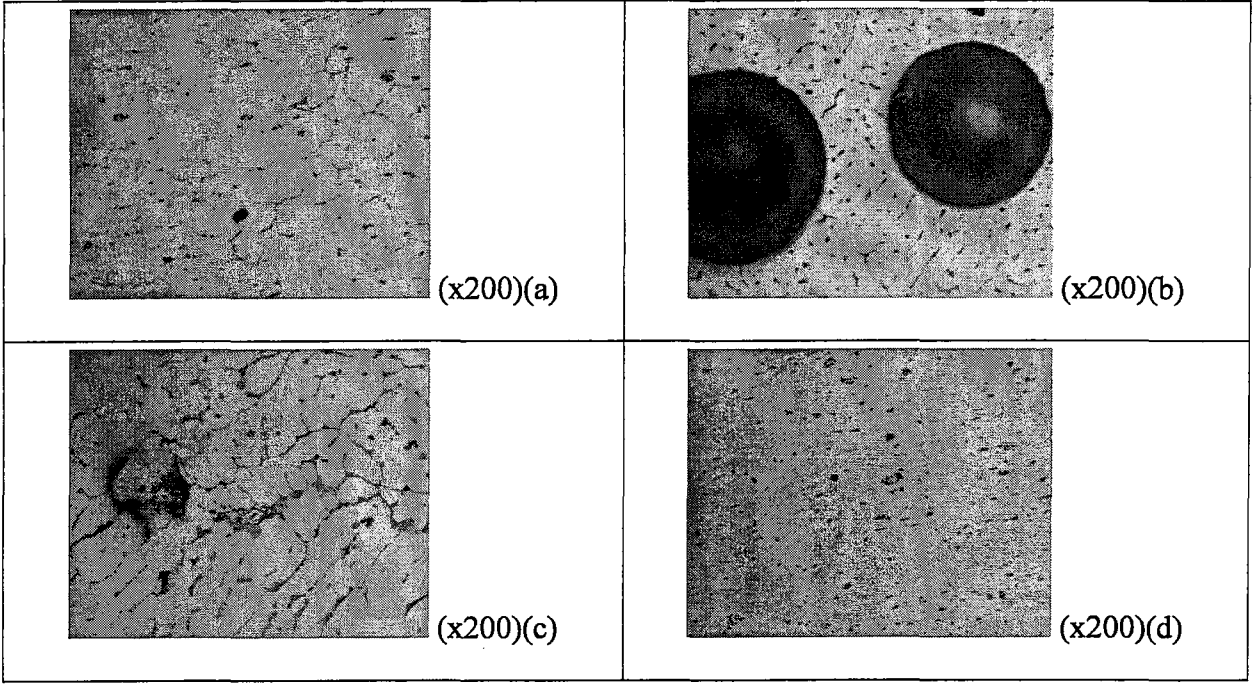
4 numaralı MIG kaynağı ile birleştirilmiş 3003 serisi alüminyum alaşımının kaynak mikro yapısı Şekil 11.17’de görülmektedir.



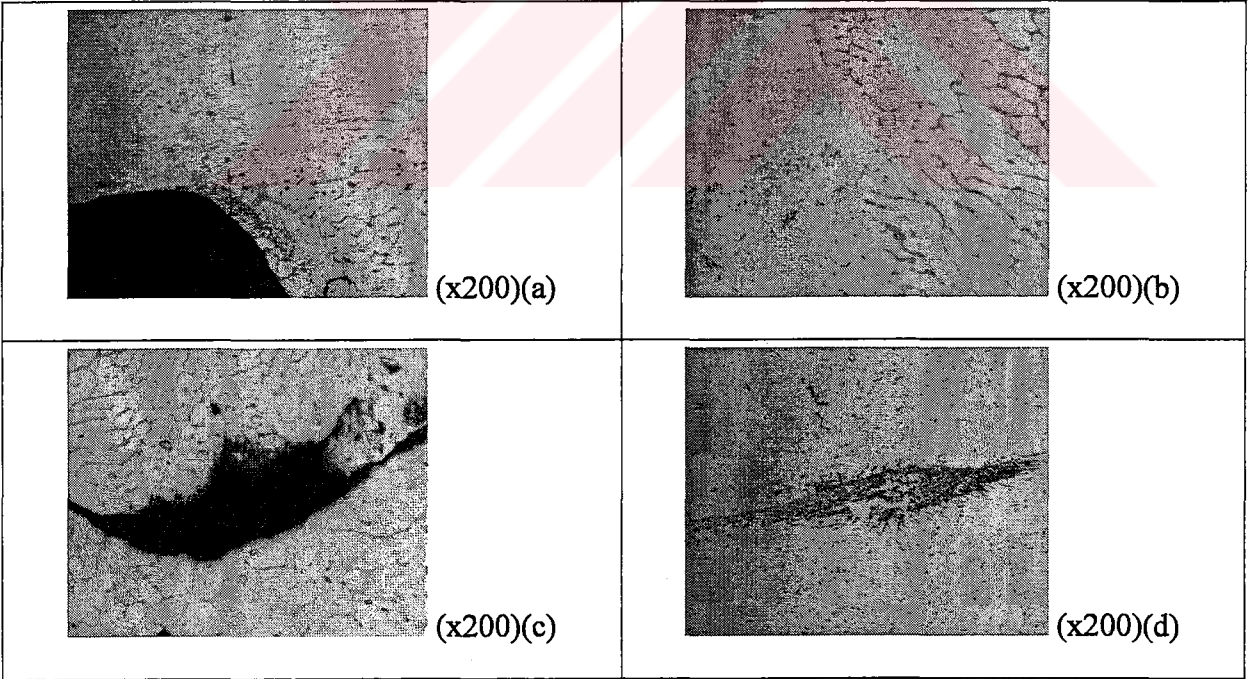
Şekil 11.18 5 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; kaynak bölgesi, b; kaynak bölgesi, c;kaynak bölgesi, d;ana malzeme



Şekil 11.19 6 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; kaynak bölgesi, b; ana malzeme

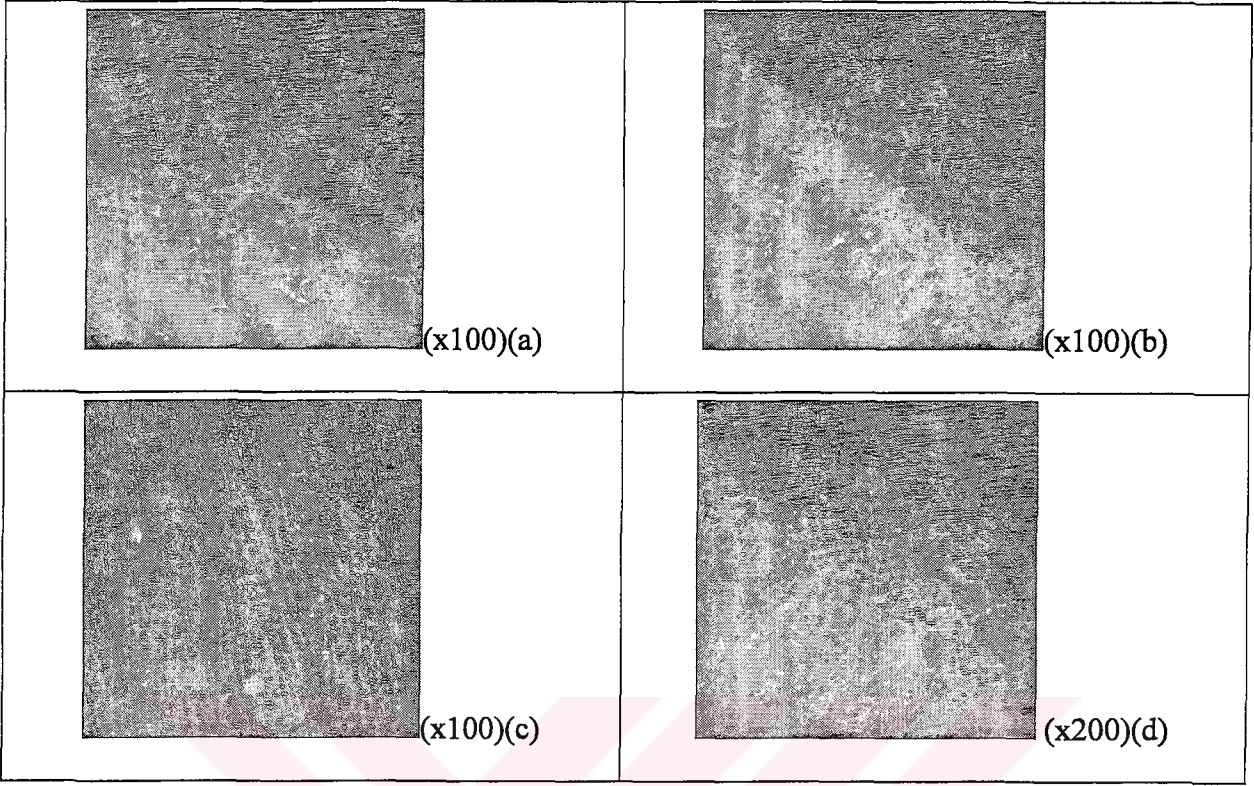


Şekil 11.20 7 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ısıdan etkilenen bölge, b; kaynak bölgesi, c; kaynak bölgesi, d; ana malzeme

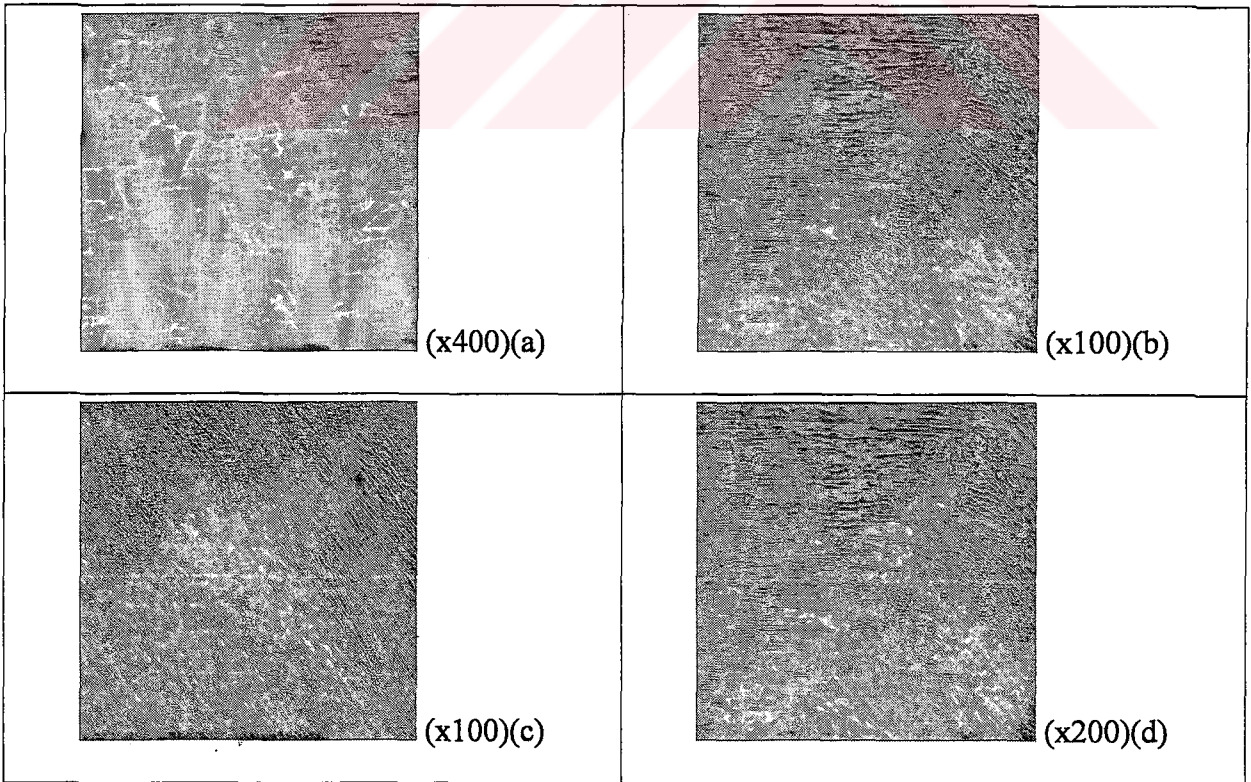


Şekil 11.21 8 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ara bölge, b; ara bölgesi, c; kaynak bölgesi, d; ana malzeme

11.3.2 Paslanmaz çelik kaynak parçaları



Şekil 11.22 9 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ana malzeme, b; ara bölgesi, c; kaynak bölgesi, d; ara bölgesi



Şekil 11.23 10 Numaralı numuneye ait farklı kaynak bölgelerinin mikro yapıları a; ana malzeme, b; ara bölgesi, c; kaynak bölgesi, d; ara bölgesi

12. İRDELEME VE SONUÇ

Bu çalışmanın ilk kısmında kimyasal bileşimleri farklı iki alüminyum alaşımı, değişik birleştirme teknikleri kullanılarak kaynaklanabilirlikleri araştırılmış ve mekanik özellikler ile mikro yapı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir;

Alüminyum malzemelerin gazaltı kaynak yöntemleriyle yapılan kaynaklı birleştirmelerinde, ısıdan etkilenen bölge mikro yapı fotoğraflarından da görüldüğü gibi kaynağın ergime bölgesinden başlayarak malzemeye doğru geniş bir alan oluşturmadığı görülmüştür.

Genel olarak alüminyum malzemelerde çekme mukavemetleri, kaynak bölgelerinde düşük, geçiş bölgelerinde yüksek, ana malzemede ise ikisi arasında bir değer olarak tespit edilmiştir. Kaynaklı bölgenin çekme mukavemetindeki bu düşüş, kaynak ilave metalinin özelliğinden ve kaynak banyosunda sıkışıp kalan gözeneklerden kaynaklanabilir. Geçiş bölgesindeki çekme mukavemetinin yüksek olması kısmi bir çökelme sertleşmesine bağlanabilir.

Sertlik değeri ise; ana malzeme düşük, geçiş bölgesi yüksek ve kaynak bölgesi sertliği en yüksek değerlerde tespit edilmiştir.

Çalışmanın ikinci kısmında ise kimyasal bileşimleri aynı, boyutları farklı iki tip paslanmaz çelik parça, TIG ve tozaltı kaynak yöntemleri ile birleştirilmiş, her iki yöntemle yapılan kaynak numuneleri incelenmiş elde edilen sonuçlar göstermektedir ki TIG kaynak yönteminin kullanıldığı numunelerde birleştirme işleminde gözenek, kaynak taşması ve uniform olmayan nüfuziyet gibi kaynak hatalarının tozaltı kaynak yöntemine göre daha fazladır. Oluşan hataların tek başına kaynağın kalitesine etkisi olmamakla birlikte birkaçı veya hepsinin bir araya gelmesi durumunda kaynaktan istenen özelliklerin sağlanamadığı görülmektedir.

Tozaltı kaynak yöntemi ile elde edilen birleştirmelerde TIG kaynak yönteminde görülen kaynak hatalarının oluşma riski daha azdır ve daha homojen kaynak formu elde edilmektedir. Tozaltı kaynağı kalın kesitlerde bile istenen nüfuziyet değerlerini elde edebilmekte ve kaynak banyosundan ısı kaybını azaltarak daha az ısı girişi sonucu distorsiyonu önlemektedir.

Ayrıca tozaltı kaynak yönteminde kullanılan özel tozlar sayesinde kaynak dikişine istenen özellikler kazandırılabilir.

KAYNAKLAR

- 1 ODTÜ Kaynak Mühendisliği, (2002), Eğitim Notları, Kaynak Teknolojisi Merkezi.
- 2 ASM Specialty Handbook Carbon and Alloy, (1996)
- 3 Tülbentçi, K., Kaluç, E., (2003), Gaz Ergitme Kaynağı ve Oksijen ile Kesme, TMMOB Makina Mühendisleri Odası.
- 4 Tülbentçi, K. (1998a), MIG/MAG Gazlı Kaynak Yöntemleri, İstanbul
- 5 ASM Handbook, vol.6
- 6 Welding Handbook, Materials and Applications- Part 2, Volume 4
- 7 ASM Handbook, vol.1
- 8 ASM Specialty Handbook Cast Iron, (1996)
- 9 Oğuz, B., (1987), Karbonlu ve Alaşımlı Çeliklerin Kaynağı, Divit Yayınevi, İstanbul
- 10 Kaluç, E., Tülbentçi, K., (1998), Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği, Seminer Notları, Kocaeli
- 11 KOV, S., (1987), Welding Metallurgy John Wiley Inc., U.S.A
- 12 Canıgeniş, N., (1999), Östenitik Paslanmaz Çeliklerin MIG Kaynağında Kullanılan Değişik Gaz Bileşenlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli
- 13 Kaluç, E., (1990), Östenitik Krom Nikelli Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı, Gedik Holding Kaynak Dünyası, İstanbul
- 14 Anık, S., Anık, E., Vural, M., (1993), 1000 Soruda Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Cilt 2, Birsan Yayınevi, İstanbul
- 15 Tülbentçi, K., (1998b), MIG/MAG Gazlı Kaynak Yöntemi, Arctech Yayını, İstanbul
- 16 Oğuz, B., (1990), Demir Dışı Metallerin Kaynağı- Metalurji Uygulama, İstanbul
- 17 Welding Handbook, Materials and Applications- Part 1, Volume 3
- 18 Davis, C.J., Thomas, M.M., (1996), "Friction Stir Process Welds Aluminum Alloys" Welding Journal, 41-45.
- 19 David, P., Field, Tracy W., (2001), et all, "Heterogeneity of Crystallographic Texture in Friction Stir Welds of Aluminum" Metallurgical and Material Transactions A, 32A:2869-2877
- 20 Johnsen, M.R., (1999) "Friction Stir Welding Takes Off at Boeing", Welding Journal, 35-39.
- 21 Thomas, W.M. and Nicholas, E.D., (1997), "Friction Stir Welding for the Transportation Industries" Materials and Design, 18: 269-273.
- 22 Seidel, T.U and Reynolds, A.P, (2001), Friction-Stir Welds Using a Marker Insert Technique", Metallurgical and Material, "Visualization of The Material Flow in AA2195 Transaction A", 32A: 2879-2882.

- 23 Kolligan, K., (1999) "Material Flow Behavior during Friction Stir Welding of Aluminum" Welding Research Supplements, 229-237.
- 24 Kurt A., Özdemir M., Boz M., (2003) "Aluminyum Malzemelerin Sürtünme Karıştırma Kaynağında Kaynak Hızının Birleşebilirliğe Etkisi", Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi Bildirge Kitabı, 24-25 Ekim 2003, Kocaeli, 89-99.
- 25 Çam, G., (2001), "Al-Alaşımları İçin Geliştirilen Yeni Kaynak Yöntemleri" TMMOB Makina Mühendisleri Odası, Kaynak Teknolojisi III. Ulusal Kongresi Bildiriler Kitabı.
- 26 Prado, R.A., Murr, L.E., (2001), et. All, "Tool Wear in the Friction-Stir Welding of Aluminyum Alloy 6061+20% Al₂O₃; a perlimiary study" Scripta Materialia 45:75-80
- 27 Thomas, W.M, (1991), "Friction Stir Butt Welding", International Patent Appl. No. PCT/GB92/0220 and GB Patent Appl. No.9125978.8, Dec. 1991, US Patent No.5
- 28 Jata, K.W., Semiatin, S.L., (2000) "Continuous Dynamic Recrystallization During Friction Stir Welding of High Strength Aluminum Alloys", Scripta Materialia, 43:743-749
- 29 Avedesian, M.; Baker, H., (1999), "Magnesium and magnesium alloys", Materials Park, OH : ASM International

INTERNET KAYNAKLARI

[1] www.oerlikon.com.tr

[2] www.bos.com.tr

ÖZGEÇMİŞ

Doğum tarihi.	26.06.1980	
Doğum yeri	Eskişehir	
Lise	1994-1997	General Ali Rıza Ersin Lisesi
Lisans	1997-2001	Yıldız Üniversitesi Kimya ve Metalurji Fak. Malzeme ve Metalurji Mühendisliği Bölümü
Yüksek Lisans	2002-	Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Müh. Anabilim Dalı, Isı Proses Programı

Çalıştığı kurum(lar)

2002- Devam Birleşik Oksijen Sanayi A.Ş

