

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ferritik Öst. ve Sta. Pas. Çel. Kay.
Kab. Araş. ve Karş.

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Eylem Kabasakal

2005

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
KÜTÜPHANE VE DOKÜMANTASYON
DAİRE BAŞKANLIĞI

Yer No (DDC): R 370/132

Kayıt No 3032
Geldiği Yer Jön Bilen Inst.
Tarih 30.03.06
Fiyat 6.09
Fatura No
Ayniyat No 1-2
Ek

XIII-138

FERRİTİK, ÖSTENİTİK VE STABİLİZE PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETLERİNİN ARAŞTIRILMASI VE KARŞILAŞTIRMALAR

Metalurji ve Malzeme Müh. Eylem KARASAKAL

FBE Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programında
Hazırlanan

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Ahmet ÜNAL (YTÜ)

Prof. Dr. Ahmet ÜNAL

Prof. Dr. Ahmet TOPUZ

Prof. Dr. Erhan ALTAN

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
SİMGE LİSTESİ	iv
KISALTMA LİSTESİ.....	v
ŞEKİL LİSTESİ	vi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	x
ÖNSÖZ.....	xi
ÖZET	xii
ABSTRACT	xiii
1. GİRİŞ.....	1
2. ALAŞIMSIZ KARBONLU ÇELİKLERE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ	2
2.1 γ Alanını Daraltan - Genişleten Elementler.....	3
2.2 Krom ve Nikelin Birlikte Etkileri.....	8
2.3 Molibden ve Diğer Elementlerin Etkisi.....	13
3. PASLANMAZ ÇELİKLER	14
3.1 Ferritik Paslanmaz Çelikler	17
3.1.1 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları	19
3.1.2 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	23
3.1.3 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları.....	24
3.2 Östenitik Paslanmaz Çelikler	26
3.2.1 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları	30
3.2.2 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri	35
3.2.3 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları	38
3.3 Stabilize Paslanmaz Çelikler	43
3.3.1 Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapılar	46
3.3.2 Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	48
3.3.3 Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları.....	49
3.4 Paslanmaz Çeliklerin Diğer Uygulamaları.....	50
3.4.1 Mikroyapı ve Mekanik Özellikler	50
4. PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETLERİ.....	54
4.1 Kaynağın Tanımı	54
4.2 Paslanmaz Çeliklere Uygulanan Kaynak Yöntemleri	54
4.2.1 Ergitme Kaynağının Prensipleri	55
4.2.2 Elektrik Ark Kaynağı	56

4.2.2.1	Kaynak Akımı Seçimi	57
4.2.2.2	Elektrot Seçimi	57
4.2.2.3	Elektrik Ark Kaynağının Avantajları ve Dezavantajları	60
4.2.3	Gazaltı Kaynağı	60
4.2.3.1	TIG Kaynağı	61
4.2.3.1.1	TIG Kaynağının Avantajları ve Dezavantajları	62
4.2.3.2	MIG Kaynağı	63
4.2.3.3	MAG Kaynağı	64
4.3	Kaynak Kabiliyeti	65
4.3.1	Kaynak Kabiliyetinin Metalurjik Tanımı	65
4.4	Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyetleri	69
4.5	Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyetleri	70
4.5.1	Delta Ferrit	70
4.5.2	Krom Karbür Çökmesi ve Tanelerarası Korozyon	72
4.5.3	Sigma Fazı	74
5.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	75
5.1	Deneyde Kullanılan Malzemeler	75
5.2	Deneyde Kullanılan Malzemelerin Gruplandırılması	77
5.3	Kaynak İşleminin Uygulanması	79
5.4	Yapılan Deneyler	82
5.4.1	Çekme Deneyi	83
5.4.2	Katlama Deneyi	87
5.4.3	Çentik Darbe Deneyi	90
5.4.4	Sertlik Deneyi	92
5.4.5	Makroyapıların İncelenmesi	99
5.4.6	Mikroyapıların İncelenmesi	100
5.4.7	Kırık Yüzey Analizi	121
6.	SONUÇLAR	126
	KAYNAKLAR	135
	ÖZGEÇMİŞ	138

SİMGE LİSTESİ

α	Ferrit
C_α	Alaşım elementini α içindeki konsantrasyonu
$C.E$	Karbon eşdeğeri
C_γ	Alaşım elementinin γ içindeki konsantrasyonu
$Cr_{eş}$	Krom eşdeğeri
d	Tane çapı
ΔH	Entalpi değişimi
γ	Östenit
δ	Delta ferrit
m	0,5 sabit
N	Tane sayısı
n	Tane boyutu numarası
$Ni_{eş}$	Nikel eşdeğeri
t_i	Sürtünme gerilimi
t_y	Akma gerilimi

KISALTMA LİSTESİ

AC	Alternative Curve
AISI	American Iron and Steel Institute
API	American Petrol Institute
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
DC	Direct Curve
HB	Hardness Brinel
HV	Hardness Vickers
ITAB	Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
KHM	Kübik Hacim Merkez
KYM	Kübik Yüzey Merkez
MAG	Metal Active Gas
MIG	Metal Inert Gas
TIG	Tugsten Inert Gas
TS	Türk Standartları
TS EN	Türk Standartları Euronorme
VSD	Vickers Sertlik Değeri

ŞEKİL LİSTESİ

sayfa

Şekil 2.1	Demir alaşımları faz diyagramlarının sınıflandırılması a) açık γ alanı, b) genişletilmiş γ alanı, c) kapatılmış γ alanı, d) daraltılmış γ alanı (Honeycombe, 1992).....	4
Şekil 2.2	İki temel faz diyagramı a) ΔH negatif $H_\alpha > H_\gamma$, γ tercihli, b) ΔH pozitif $H_\alpha < H_\gamma$, α tercihli (Honeycombe, 1992)	5
Şekil 2.3	Alaşım elementlerinin göreceli etkileri a) ferrit oluşturunucular, b) östenit oluşturunucular (Honeycombe,1992)	6
Şekil 2.4	Çelik içinde yer alan alaşım elementlerinin a) ötektoid nokta karbon içeriği ve b) ötektoid dönüşüm noktası üzerine etkisi (Erdoğan, 2000)	7
Şekil 2.5	Karbonlu çeliklerde krom ilavesinin östenitik bölge üzerine etkisi.....	8
Şekil 2.6	%12 krom içeren Fe-Cr faz diyagramında karbon değişimi	9
Şekil 2.7	%12 krom içeren çeliğin Pikrik-hidrolik asitle dağlanmış 500 X'deki mikroyapı resmi a) Tavlanmış; ferrit matriks içinde küçük karbür partikülleri, b) 1100 °C'den oda sıcaklığına soğutulmuş, 350 °C'de temperleme sonucu martenzitik ve beynitik yapı oluşmuştur.....	9
Şekil 2.8	%18 Cr içeren Fe-C faz diyagramında ağırlıkça karbon oranındaki değişim (Avner, 1974).....	10
Şekil 2.9	%18 krom içeren çelik mikroyapı resmi içinde karbon içeriğinin değişimi, a) % 0,03 C, 1350 °C' den suda soğutulmuş ve %20'lik HCl asitle dağlanmış mikroyapı ferrit, b) % 0,075 C, 1100 °C' den suda soğutulmuş ve 650 °C de temperlenmiş pikrik-HCl ile dağlanmış; beyaz alan ferrit ve koyu alan dönüşüm ürünü, c) %0,65 C, 1100 °C den suda soğutulmuş ve 650 °C de temperlenmiş pikrik-HCl ile dağlanmış; temperlenmiş martenzit matriks içinde çözünmemiş karbürler. Tüm mikroyapı resimleri 500X.	11
Şekil 2.10 a	%4 Ni, b) %8 Ni içeren Fe %18 Cr-C alaşımları için faz diyagramları (Erdoğan,2000; Honeycombe,1992).....	12
Şekil 3.1	20-100 °C'de Çeşitli paslanmaz çelikler ile karbonlu çeliğin ısı iletim kabiliyetleri	15
Şekil 3.2	20-800°C'de çeşitli paslanmaz çelikler ile C'lu yapı çeliğinin genleşme katsayısı	16
Şekil 3.3	20 °C'de çeşitli paslanmaz çelikler ile C'lu yapı çeliğinin özgül elektrik iletme direnci	17
Şekil 3.4	Fe-Cr faz diyagramı	20
Şekil 3.5	430 tipi ferritik paslanmaz çeliğin 788 °C'de tavllanmış pikral + HCl ile dağlanmış 100X mikroyapı resmi. Yapı eştaneli ferrit matriks ve dağılmış karbür parçacıklarından meydana gelmiştir. (Lecture).....	20
Şekil 3.6	1200 °C'den oda sıcaklığına suda soğutulması sonrası 430 tipi ferritik paslanmaz çeliğin aqua regiat glycerol ile dağlanmış 500X mikroyapısı. Yapı ferrit matriste martenzit adacıklarını göstermektedir (Erdoğan,2000)	21
Şekil 3.7	446 tipi ferritik paslanmaz çeliğin 802°C'de tavlandıktan sonra HCl+Metanol ile dağlanmış mikroyapısı. Yapı eştaneli ferrit matriste dağılmış karbür parçacıklarından oluşmuştur.	22
Şekil 3.9	Ferritik paslanamaz çelikler için artan numune kalınlığına göre sünek-gevrek geçiş sıcaklığı. Eğriler 409 ve 439 tiplerinden elde edilen veriler içindir.	25
Şekil 3.10	%18 Cr, %8 Ni içeren çeliğin mikroyapı resmi: a) tavlama sonrası yapısının tamamen östenitik olduğu görülmekte, b) soğuk şekillendirme sonrası	

	görüntüsü	31
Şekil 3.11	%8 Ni içeren Fe %18 Cr-C alaşımı için faz diyagramı (Erdoğan,2000)	31
Şekil 3.12	%18 Cr-%8 Ni paslanmaz çeliklerin yapısı üzerine karbonun etkisi (Erdoğan,2000)	32
Şekil 3.13a	Fe-Cr diyagramı üzerinde C' un etkisi (% 0,05C)	33
Şekil 3.13b	Fe-Cr diyagramı üzerinde C' un etkisi (%0,4 C) (Honeycombe,1992)	33
Şekil 3.14	304 tipi östenitik paslanmaz çelik şerit 1060 °C' de 5 dakika tavlandıktan sonra havada soğutulmuş. Yapı eşeksenel östenit tanelerinden oluşmaktadır ve yapıda tavlama ikizleri görülmekte (250X) (Erdoğan, 2000).....	35
Şekil 3.15	301 ve 304 tipi paslanmaz çeliklerin mühendislik gerilim-gerinim eğrileri (Lefler).....	37
Şekil 3.16	Yarı kararlı 301 tipi ve kararlı 304 tipi paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri üzerine soğuk deformasyonun etkisi (Erdoğan, 2000;ASM Handbook, 1988)	38
Şekil 3.17	Sülfürik asit içerisinde değişik Cr-Ni çeliklerinde tahribat. (Taralı alanlar, yılda 0,1 mm'den az tahribatın olduğu alanları göstermektedir) (Topbaş, 1993; Doruk, 1982).....	39
Şekil 3.18	Paslanmaz çelikte tanelerarası korozyona duyarlaşma sırasında tane sınırında karbür çökmesinin şematik olarak görünümü (Roberge, 1999)	40
Şekil 3.19	Östenitik Cr-Ni çeliklerinde, tavlama süresine bağlı olarak tane sınırları yakınında Cr miktarının değişmesinin şematik görünümü.....	41
Şekil 3.20	90°C'de 2N H ₂ SO ₄ içinde %8-9 Ni içeren Fe alaşımı anodik polarizasyonuna Cr içeriğinin etkisi (Roberge, 1999)	42
Şekil 3.21	Östenitik paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında krom karbür çökmesine bağlı olarak krom azalması (Kahraman vd., 2002).....	43
Şekil 3.22	Cr-Ni östenitik çelik içinde M ₂₃ C ₆ ve Nb(Ti)C için Zaman-Sıcaklık dönüşüm eğrisi	47
Şekil 3.23	Östenitik çeliğin 1150-1300 °C aralığına ısıtılması sonucu farklı şekillerdeki çökelti modelleri	48
Şekil 3.24a	Soğuk şekillendirilmiş 316L'nin tipik mikroyapı resmi (ASTM F138, 1992). ..	51
Şekil 3.24b	Soğuk şekillendirilmiş 316L paslanmaz çelik bel kemiği çubuğunun tanelerinin ayrıntılı resminde plastik deformasyon olduğu görülmekte. (classes of materials used in medicine).....	52
Şekil 3.25	ASTM F138 paslanmaz çelik 316L içinde texture tane yapısı görülmekte, soğuk şekillendirilmiş kemik vidasının uzunlamasına mikro resminden bir bölüm görülmekte.....	52
Şekil 3.26	316L tipi paslanmaz çelik kalça protezi ve uygulanişı (tubitak.gov.tr)	53
Şekil 3.27	316L tipi paslanmaz çelik kalça protez uygulamaları.....	53
Şekil 4.1	Elektrik ark kaynağı şematik olarak (ASM Handbook, 1989).....	57
Şekil 4.2	TIG kaynak yöntemi (ASM Handbook, 1989)	61
Şekil 4.3	MIG kaynak yönteminin şematik görünüşü (www.google.com).....	63
Şekil 4.4	MAG kaynağının şematik olarak görünüşü (ASM Handbook, 1989)	64
Şekil 4.5 a	Tek bölgeli yeniden kristalleşme (faz dönüşümü yok)	67
Şekil 4.5 b	Soğuk şekil değiştirmiş metalin alın kaynağında kaynak bölgesi.....	67
Şekil 4.6	Soğuma hızı ve karbon eşdeğerinin etkileşimi.....	68
Şekil 4.7	Schaeffler diyagramı (oerlikon.com.tr).....	71
Şekil 4.8	De Long Diyagramı (Aran ve Temel, 2004).....	72
Şekil 5.1	Deneyde kullanılan kaynak redresörü.....	75
Şekil 5.2	Deneyde kullanılan malzemeler	76
Şekil 5.3	Deneyde kullanılan paslanmaz çelik malzemelerin 200X mikroyapı görüntüleri; a) 304 b) 304L c) 316L d) 316Ti.....	77
Şekil 5.4	316L tipi paslanmaz çelik malzemenin düşük akım değeriyle kaynaklanmış	

	görüntüsü. Gözle muayene sonucu akımın yetersizliği nedeniyle kök pasoda eksik kaynama görülmekte	80
Şekil 5.5	Çekme deneyi test numunesi şematik olarak görünüşü	83
Şekil 5.6	Çekme testi uygulanmış numuneler 1) kaynak dikişinden kopmuş numuneler, 2) esas metalden kopmuş numuneler	83
Şekil 5.7	Katlama deneyi test numunesi şematik görünüşü (ölçüler mm cinsindedir)	88
Şekil 5.8	Çentik darbe mukavemeti test numunesi şematik olarak görünüşü (ölçüler mm cinsindedir).....	90
Şekil 5.9	1.EA.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	92
Şekil 5.10	1.EA.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	92
Şekil 5.11	1.EA.3 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	93
Şekil 5.12	1.TIG.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	93
Şekil 5.13	1.TIG.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	93
Şekil 5.14	2.EA.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	94
Şekil 5.15	2.EA.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	94
Şekil 5.16	2.EA.3 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	94
Şekil 5.17	2.TIG.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	95
Şekil 5.18	2.TIG.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	95
Şekil 5.19	3.EA.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	95
Şekil 5.20	3.EA.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	96
Şekil 5.21	3.EA.3 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	96
Şekil 5.22	3.TIG.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	96
Şekil 5.23	3.TIG.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	97
Şekil 5.24	4.EA.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	97
Şekil 5.25	4.EA.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	97
Şekil 5.26	4.EA.3 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	98
Şekil 5.27	4.TIG.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı	98
Şekil 5.28	4.TIG.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı.....	98
Şekil 5.29	316L numunelere ait makro yapı görüntüleri.....	99
Şekil 5.30	304 paslanmaz çelik numunelere ait makro yapı görüntüleri	100
Şekil 5.31	1.EA.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X).....	101
Şekil 5.32	1.EA.1 no.lu numunenin kaynak dikişi ve ITAB (400X)	101
Şekil 5.33	1.EA.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X).....	102
Şekil 5.34	1.EA.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X).....	102
Şekil 5.35	1.EA.3 no.lu numunenin kaynak bölgesi(400X).....	103
Şekil 5.36	1.EA.3 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X).....	103
Şekil 5.37	1.TIG.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)	104
Şekil 5.38	1.TIG.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)	104
Şekil 5.39	1.TIG.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)	105
Şekil 5.40	2.EA.1 no.lu numuneye ait kaynak bölgesi (400X)	105
Şekil 5.41	2.EA.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X).....	106
Şekil 5.42	2.EA.2 no.lu numuneye ait kaynak bölgesi (400X)	106
Şekil 5.43	2.EA.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X).....	107
Şekil 5.44	2.EA.2 no.lu numunenin akım yetersizliği nedeniyle kaynak metali ile esas metal arasında eksik kaynama	107
Şekil 5.45	2.EA.3 no.lu numunede kaynak bölgesi (400X)	108
Şekil 5.46	2.EA.3 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X).....	108
Şekil 5.47	2.TIG.1 no.lu numunede kaynak bölgesi (400X).....	109
Şekil 5.48	2.TIG.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)	109
Şekil 5.49	2.TIG.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)	110
Şekil 5.50	2.TIG.2 no.lu numunenin kaynak metalinde makro boşluk. (TIG yönteminde	

	yetersiz akım nedeni ile).....	110
Şekil 5.51	3.EA.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X).....	111
Şekil 5.52	3.EA.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X).....	111
Şekil 5.53	3.EA.2 no.lu numuneye ait kaynak metali ve ITAB (400X)	112
Şekil 5.54	3.EA.3 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X).....	112
Şekil 5.55	3.EA.3 no.lu numuneye ait kaynak metali ve ITAB (400X)	113
Şekil 5.56	3.TIG.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)	113
Şekil 5.57	3.TIG.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)	114
Şekil 5.58	3.TIG.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)	114
Şekil 5.59	3.TIG.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)	115
Şekil 5.60	3.TIG.2 no.lu malzemede kaynak hatası. Kaynak metalinde makro boşluk görülmemekte (400X).....	115
Şekil 5.61	4.EA.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X).....	116
Şekil 5.62	4.EA.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X).....	116
Şekil 5.63	4.EA.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X).....	117
Şekil 5.64	4.EA.2 no.lu numunenin kaynak dikişi ve ITAB (400X)	117
Şekil 5.65	4.EA.3 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X).....	118
Şekil 5.66	4.EA.3 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X).....	118
Şekil 5.67	4.TIG.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)	119
Şekil 5.68	4TIG.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)	119
Şekil 5.69	4.TIG.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)	120
Şekil 5.70	4.TIG.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)	120
Şekil 5.71	304L malzemenin elektrik ark kaynağındaki E 347-16 elektrot-yeterli akım koşulundaki kırık yüzey fotoğrafı.....	121
Şekil 5.72	304L'nin TIG yöntemiyle ER 308L-16 dolgu malzemesi-düşük akım koşulundaki kırık yüzey fotoğrafı.....	122
Şekil 5.73	316L'nin elektrik ark kaynağında E 308L-16 elektrot-düşük akım uygulamasındaki kırık yüzey fotoğrafı.....	122
Şekil 5.74	316L'nin TIG kaynağında ER 316L-16 dolgu malzemesi-düşük akım koşulundaki kırık yüzey fotoğrafı.....	123
Şekil 5.75	304 malzemenin elektrik ark kaynağında E 308L-16 elektrot-düşük akım koşulundaki kaynak dikişinin kırık yüzey fotoğrafı	123
Şekil 5.76	304 malzemenin TIG kaynağında yanlış akım koşulunda oluşan kaynak dikişinin kırık yüzey fotoğrafı	124
Şekil 5.77	316Ti'nin elektrik ark kaynağında E 318L-16 elektrot-yüksek akım koşulunda oluşan gevrek kaynak dikişinin kırık yüzey fotoğrafı	124
Şekil 5.78	316Ti'nin TIG kaynağında yüksek akımın seçilmesi sonucu oluşan hatalı kaynak dikişinin kırık yüzey fotoğrafı.....	125

ÇİZELGE LİSTESİ

	sayfa
Çizelge 3.1 Paslanmaz çelik gruplarına ait fiziksel özellikler.....	15
Çizelge 3.2 Ferritik tip paslanmaz çeliklere ait fiziksel özellikler*	18
Çizelge 3.3 Dövme ferritik paslanmaz çeliklerin kimyasal kompozisyonları ve tipik uygulamaları*	18
(Çizelge 3.3'ün devamı)	19
Çizelge 3.4 Endüstride yaygın olarak kullanılan bazı ferritik paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler	23
Çizelge 3.5 Endüstride kullanılan bazı östenitik tip paslanmaz çeliklere ait fiziksel özellikler (ASM Handbook, 1988; Wegst, 1995)	28
Çizelge 3.6 Kimyasal kompozisyonları ve endüstride yaygın olarak kullanılanlarının tipik uygulamaları (Stahlschlüssel,1997)	29
(çizelge 3.6'nın devamı)	30
Çizelge 3.7 Endüstride kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerin nominal mekanik özellikleri	36
Çizelge 3.8 Çelik kompozisyonunda bulunması gereken Ti ve Nb oranları	44
Çizelge 3.9 Endüstride kullanılan bazı stabilize çeliklerin fiziksel özellikleri	44
Çizelge 3.10 Stabilize paslanmaz çeliklerin kimyasal kompozisyonları ve tipik uygulama alanları	45
Çizelge 3.11 Stabilize paslanmaz çeliklere ait nominal mekanik değerler	49
Çizelge 4.1 Ferritik paslanmaz çelikler için dolgu malzemeleri	58
Çizelge 4.2 Östenitik paslanmaz çelikler için dolgu malzemeleri	59
Çizelge 4.3 Kromkarbür çökmesinin karbon içeriği, zaman ve sıcaklığa bağlılığı.....	73
Çizelge 5.1 Deneyde kullanılan çelik malzemelerin kimyasal kompozisyonları.....	76
Çizelge 5.2 Deneyde kullanılan elektrotların kimyasal kompozisyonları.....	77
Çizelge 5.3 Deneyde kullanılan malzeme. Malzemedен çıkarılan deney parçaları ve uygulanan kaynak yönteminin kodlanması	78
Çizelge 5.4 Deneyde kullanılan kaynak türü ve koşulları.....	81
Çizelge 5.5 304L tipi paslanmaz çelik numunelere ait çekme deneyi sonuçları.....	84
Çizelge 5.6 316L tipi paslanmaz çelik numunelere ait çekme deneyi sonuçları.....	85
Çizelge 5.7 304 tipi paslanmaz çelik numunelere ait çekme deneyi sonuçları	86
Çizelge 5.8 316Ti tipi paslanmaz çelik numunelere ait çekme değeri sonuçları	87
Çizelge 5.9 304L tipi malzemeye ait katlama deneyi sonuçları (K: Kök paso. DY: dış yüzey)	88
Çizelge 5.10 316L tipi malzemeye ait katlama deneyi sonuçları.....	89
Çizelge 5.11 304 tipi malzemeye ait katlama deneyi sonuçları	89
Çizelge 5.12 316Ti tipi malzemeye ait katlama deneyi sonuçları.....	90
Çizelge 5.13 304L tipi için çentik darbe deneyi sonuçları (KD: Kaynak dikişi)	91
Çizelge 5.14 316L tipi malzeme için çentik darbe deneyi sonuçları.....	91
Çizelge 5.15 304 tipi malzeme için çentik darbe deneyi sonuçları	91

ÖNSÖZ

Gelişmekte olan ülkemiz endüstrisinin paslanmaz çeliklere olan gereksinimi her geçen gün artmaktadır. Özellikle petro-kimya, kimya, gıda endüstrisinde kullanılan depolama tankları, basınçlı kaplar, ısı değıştircileri ve paslanmaz boruların üretiminde çok çeşitli türlerde paslanmaz çelik kullanılmaktadır. Bu konstrüksiyonların oluşturulmasında da alışılmış veya modern kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Bu çalışmada farklı kaynak koşullarında paslanmaz çelik malzemelerin davranışları incelenmiştir.

Kısa zamanda çok işler yapmama yardımcı olan, beni her konuda destekleyen ve bu çalışmayı bitirmemde çok büyük destek sağlayan Saygıdeğer Hocam Prof. Dr. Ahmet ÜNAL'a teşekkürlerimi sunuyorum.

Tez çalışmama göstermiş oldukları ilgiden dolayı Serpa Hassas Döküm San ve Tic. Ltd. Şti. Genel Müdürü Sn. Zafer YILMAZ'a ve kaynak ustasına, Sarıtaş Çelik San. ve Tic. A.Ş. Satış Yetkilisi Metalurji Müh. Çağlar AYAN'a, Oerlikon Kaynak Elektrotları ve San. A.Ş. Kaynak Öğretmeni Zafer KAZANKAYA'ya, Yıldız Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Müh. Bölümü teknisyenlerine teşekkürlerimi sunarım.

Hayat boyu yanımda olan bana her zaman güç veren aileme, hep yanımda olan Orkun SUBAŞI'na ve arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Ve Sevgili Hocam Prof. Dr. Nişan SÖNMEZ... Lisans ve yüksek lisans öğrenimim süresince gerek okul gerekse özel hayatımda bana inandığı, güvendiği ve her adımımı desteklediği için maalesef aramızdan zamansızca ayrılmış olan, Değerli İnsan Sevgili ve Saygıdeğer Hocama teşekkürlerimi sunuyorum...

ÖZET

Paslanmaz çelikler, esas itibariyle Cr ve çoğu zaman Ni içeren alaşımlar olup, korozyona karşı dayanç özelliklerini kroma borçludurlar. Çeliğin paslanmazlık özelliği kazanması için bileşimine en az %12 Cr katılması gereklidir. Klasik teorilere göre Cr metal yüzeyini korozyondan koruyan bir oksit film oluşturarak demir yüzeyini pasif hale getirir. Bu oluşum kısaca pasif film oluşumu olarak tanımlanır.

Paslanmaz çelikler endüstride, değişik amaçlar için oldukça yaygın kullanım alanı bulmuşlardır. Bugün endüstride kullanılan paslanmaz çelik türleri martenzitik, ferritik, östenitik, çökeltme sertleştirmeli ve çift fazlı paslanmaz çelikler olmak üzere beş grup altında toplanmaktadır. Ancak biz araştırmamız gereği kaynak yapılarak kullanılan ferritik (teorik bazda), östenitik ve stabilize paslanmaz çelikleri inceledik.

Östenitik ve ferritik paslanmaz çeliklerin, kaynağı sırasında bazı güçlüklerle karşılaşmaktadır. Bunlardan en önemlisi ve kontrol edilmesi gerekeni, kaynak işleminden hemen sonra havada soğumaya terk edilen parçaların belirli bir sıcaklık aralığında (450-850 °C) yeralan krom karbür çökelmeleri sonucu kromsuzlaşmaları ve tane sınırları korozyonuna dirençsiz hale gelmeleridir. Tanelerarası korozyonu önlemek için karbon oranını azaltmak veya çelik bileşimine titanyum, niyobyum ekleyerek karbon ve azotu bağlamak gereklidir.

Deneyde, 4 tip paslanamaz çelik malzeme kaynak edilmiş olup, her bir tip için elektrik ark ve TIG kaynak yöntemleri uygulanmıştır. Elektrik ark yönteminde malzemeler uygun elektrotlar ve uygun olmayan elektrotlar ile kaynak edilmişlerdir. Ayrıca malzemelerin kimyasal kompozisyonuna uygun elektrot kullanımında farklı akım değerleri uygulanmıştır. Bu işlemi yapmaktaki amaç, akımın ve elektrotun malzemenin kaynak kabiliyetini nasıl ve ne yönde etkilediğini saptamaktır. TIG yönteminde ise uygun dolgu malzemesi ile farklı akım değerleri denenmiştir. Daha sonra standartların istediği yönde çeşitli testler uygulanarak elde edilen veriler literatürlerle karşılaştırılmıştır.

Anahtar kelimeler: Paslanmaz çelik, östenitik, ferritik, stabilize, Elektrik ark kaynağı, TIG kaynağı.

ABSTRACT

Stainless steels are the alloys which contains mainly Cr and mostly Ni, and they are obliged the corrosion resistance properties to chromium. For obtaining corrosion resistance to steels 12% Cr must be added. To the classical theories, Cr forms an oxide film on surface of the metal and makes passive the surface of the metal. This can briefly described as passive film formation.

Stainless steels are find a wide range of usage area for many applications in the industry. The types of stainless steels which have usage area in industry today can be divide in five groups. These are martensitic, ferritic, austenitic, precipitation hardening and duplex stainless steels. But for our investigations necessity, we have examined ferritic (in theoretic), austenitic and stabilised stainless steel which can be used by welding.

Some difficulties can occur while welding the austenitic and ferritic stainless steels. The most important thing and which must be controlled is, chromium depletion and losing resistance to intergranular corrosion in welded parts, which are cooling in air at a temperature range (450-850 °C) at the reason of intersititial chromiumcarbure precipitation. For preventing the intergranular corrosion, Ti, Nb and Ta must be added for binding C and N.

In experiments, 4 types of stainless steels are welded and electric arc and TIG welding methods are applied for every type. In electric arc method, materials are welded with suitable electrode and not suitable electrode. In addition, for suitable electrode, different current values are applied. The aim of this operation is determining the effects of current and electrodes to the weldability of the material. In TIG method, different current values with suitable rod material tested. After this, different tests are applied according to standards and the datas from experiments are compared with datas from literatures.

Key words: Stainless steel, austenitic, ferritic, stabilised, electric arc weld, TIG weld.

1. GİRİŞ

Günümüzde 170 den fazla türü bulunan paslanmaz çelikler, değişik amaçlar için endüstride oldukça yaygın kullanım alanı bulmuşlardır. Gelişmekte olan ülkemiz endüstrisinin paslanmaz çeliklere olan gereksinimi de her geçen gün artmaktadır. Özellikle kimya, petrokimya ve gıda endüstrisinde kullanılan depolama tankları, basınçlı kaplar, ısı değiştiricileri ve paslanmaz boruların üretiminde çok çeşitli türlerde paslanmaz çelik kullanılmaktadır. Bu konstrüksiyonların oluşturulmasında da alışılmış veya modern kaynak yöntemleri kullanılmaktadır.

Kromlu paslanmaz çeliklerin ısı iletme katsayıları, alaşımsız çeliklerin yarısı kadardır. Östenitik krom nikelli paslanmaz çeliklerinki ise, alaşımsız çeliklerinkinin üçte biri kadardır. Bu durum kaynak bölgesinde ısının uzun süre kalacağını gösterir ki, bu durum da bazı problemlerin ortaya çıkmasına neden olur. Kromlu paslanmaz çelikler genellikle alaşımsız çelikler ile aynı ısıl genleşme katsayısına sahiptir. Östenitik krom nikelli paslanmaz çeliklerde ise bu değer karbonlu ve az alaşımlı çeliklerden % 50 daha fazladır, bu durum yalnız kaynakçıyı değil, tasarımcıyı da yakından ilgilendirir. Paslanmaz çeliklerin, elektrik iletme dirençleri düşük karbonlu ve alaşımsız çeliklere göre 4-7 kat daha fazladır. Bu nedenle, paslanmaz çelik elektrotlar daha çabuk kızardıklarından, daha kısa olarak üretilirler ve normal elektrotlara göre % 25 daha düşük akım şiddetiyle yüklenirler. Östenitik çelikler, süneklikle birlikte yüksek tokluğa sahip oldukları ve ısıdan etkilenen bölgede herhangi bir sertleşme göstermedikleri için kaynağa çok elverişlidirler. Yalnız kaynak dikişi yanında kritik sıcaklığa ısınan ve yavaş soğuyan dar bir şerit boyunca karbürler ayrışabilir. Bu nedenle kaynak edilecek çelikler gerektiğinde stabilize türden seçilmelidirler.

Yapılan deneylerde endüstride yaygın olarak kullanılan farklı kalınlıklardaki paslanmaz çelik türlerinin, elektrik ark ve gazaltı (TIG) kaynak yöntemleriyle kaynak kabiliyetlerini etkileyecek parametreler değiştirilerek birleştirmeleri yapıldı. Malzemelerin farklı kaynak koşullarındaki davranışlarını incelemek ve kaynak işlemlerinin hangi şartlarda daha başarılı sonuç verdiğini belirlemek için çekme testi, sertlik tayini ve mikroyapı analizi gibi çeşitli testler uygulandı.

2. ALAŞIMSIZ KARBONLU ÇELİKLERE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ

Demir; metallerin en ucuzudur ve alüminyumun yanında en çok bulunanıdır. Demir ve alaşımları dünya metal üretiminin % 90'ını oluşturmaktadır. Demir-karbon alaşımına “çelik”, demir, karbon ve çok az miktarda diğer elementlerin alaşımına ise alaşımsız karbonlu çelik adı verilir.

Alaşımsız karbonlu çelikler mühendislik alaşımlarının çok önemli bir grubudur. Bu çeliklerin, diğer çelik gruplarına oranla düşük maliyetli oluşu ve bir çok özelliklere sahip olmaları bu malzemeleri mühendislik malzemeleri olarak birinci derecede önemli hale getirmektedir. Alaşımsız karbonlu çelikler, sayısız uygulama alanına sahiptir. Bunları; levha, şerit, çubuk, tel, boru, yapısal çelikler, dövme ve dökümler oluşturmaktadır.

Alaşım elementleri alaşımsız karbonlu çeliklere pek çok amaç için katılırlar. Bunların en önemlileri aşağıdaki gibidir.

- Sertleşebilirliği yükseltmek.
- Oda sıcaklığındaki dayanımı arttırmak.
- Yüksek ve düşük sıcaklıklardaki mekanik özellikleri iyileştirmek.
- Minimum sertlik veya dayanımda tokluk değerini iyileştirmek.
- Aşınma direncini yükseltmek.
- Korozyon direncini yükseltmek.
- Manyetik özellikleri iyileştirmek.

2.1 γ Alanını Daraltan - Genişleten Elementler

Demir ikili denge diyagramında 4 ana kategori vardır. Bunlar; γ alanını açan ve kapatan sistemler ve γ alanını genişleten ve daraltan sistemlerdir. Bu yaklaşım, alaşım elementlerinin denge diyagramını iki yoldan etkilediğini göstermektedir;

- a. γ alanını genişleterek ve kompozisyonel sınırların üstünde östenitin oluşumunu sağlamaktır. Bu elementler γ - stabilizörleri olarak adlandırılırlar.
- b. γ alanının daraltılmasıyla, ferritin oluşumunu kompozisyonel sınırların üstünde sağlamaktır. Bu elementlerde α - stabilizörleri olarak adlandırılırlar.

1. Grup : γ alanının açılması; Bu grup önemli alaşım elementlerinden nikel ve mangana sahiptir. Kobalt ve inert metaller rutenyum, rodyum, paladyum, osmiyum, iridyum ve platin de nikel ve manganla benzer etkiyi gösterirler. Eğer nikel ve manganın her ikisi de, yeterli yüksek konsantrasyonda eklenirse kübik hacim merkezli α - demirini tamamen yok eder ve onun yerine γ fazı geçer, oluşum sıcaklığı ise oda sıcaklığına düşer. Yani, nikel ve mangan γ dan α 'ya faz dönüşümü sıcaklığını azaltır. Ac_1 ve Ac_3 noktaları aşağı düşer. γ bölgesinden oda sıcaklığına hızlı soğutmayla (su verme) metastabil östenit elde etmeyi daha da kolaylaştırır. Sonuç olarak östenitik çeliğin oluşumunda nikel ve mangan yararlı elementlerdir (Şekil 2.1a).

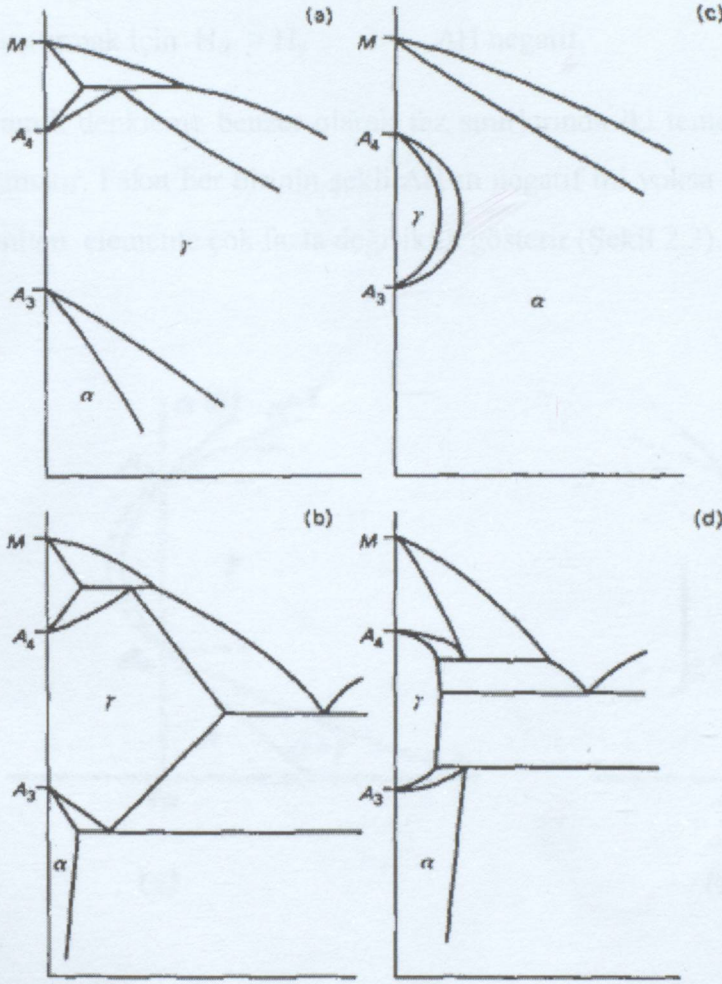
2. Grup : γ alanının genişlemesi; Karbon ve azot bu gruptaki en önemli elementlerdir. γ faz alanı genişler, fakat bulunma oranı bileşimin oluşumuyla kısa kesilir (Şekil 2.1b).

Bakır, çinko ve altın da benzer etkiyi gösterirler. Karbon ve azotla γ alanının genişlemesi %2 C ve %2,8 N içeriğiyle östenit katı çözeltisinin homojen şekillenmesiyle çeliğin tüm ısıtılmasının temelini oluşturur.

3. Grup: γ alanının kapanması; Birçok element γ -demirinin oluşumunu engelleyerek diyagramın küçük bir alanın γ alanı olmasına neden olur (Şekil 2.1c). Yani, ilgili elementler kübik hacim merkezli ferrit oluşumunu teşvik eder ve bir sonuçta δ ve α faz alanlarının aralıksız olmasını sağlar. Bu alaşımlarda, dolayısıyla normal ısıtılma işlemlerin gerektirdiği soğuma sırasında γ / α faz dönüşümü mümkün olmaz. Silisyum, alüminyum, berilyum ve fosfat bu kategoridedirler, bununla birlikte kuvvetli karbür yapıcı elementler titanyum, vanadyum, molibden ve krom da bu kategoridedirler.

4. Grup: γ alanının daraltılması; Bor bu gruptaki en önemli elementtir, bununla birlikte

karbür yapıcı elementlerden tantalum, niyobyum ve zirkonyum da bu gruptadırlar. γ alanı oldukça daralır fakat bileşim şekillenmesiyle birlikte olur (Şekil 2.1.d).



Şekil 2.1 Demir alaşımları faz diyagramlarının sınıflandırılması a) açık γ alanı, b) genişletilmiş γ alanı, c) kapatılmış γ alanı, d) daraltılmış γ alanı (Honeycombe, 1992)

Bütün bu davranışlar Zener ve Andrew tarafından termodinamiksel olarak tanımlanmıştır. Eğer α ve γ fazları içindeki bir alaşım elementinin fraksiyonel konsantrasyonu C_α ve C_γ ise aşağıdaki denklemdeki gibi tanımlanır;

$$C_\alpha / C_\gamma = \beta e^{\Delta H / RT}, \quad \text{Log}_e C_\alpha / C_\gamma = \Delta H / RT \quad (2.1)$$

ΔH : entalpi değişimidir. (γ ve α katı çözeltilerinin ısı absorbe farkı)

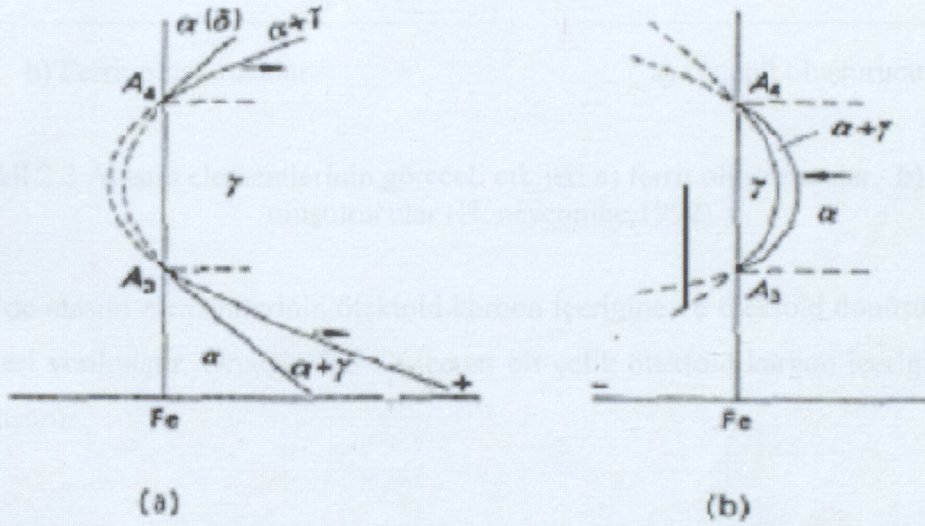
$$\Delta H = H_\gamma - H_\alpha$$

β : sabit

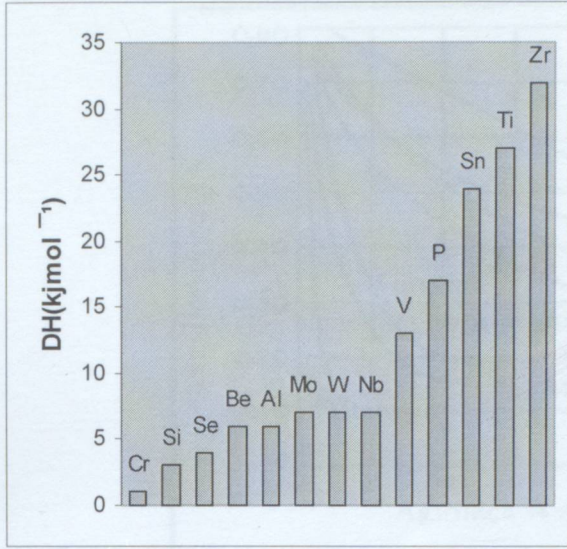
Ferrit oluşturmak için $H_\alpha < H_\gamma$ ΔH pozitif

Östenit oluşturmak için $H_\alpha > H_\gamma$ ΔH negatif.

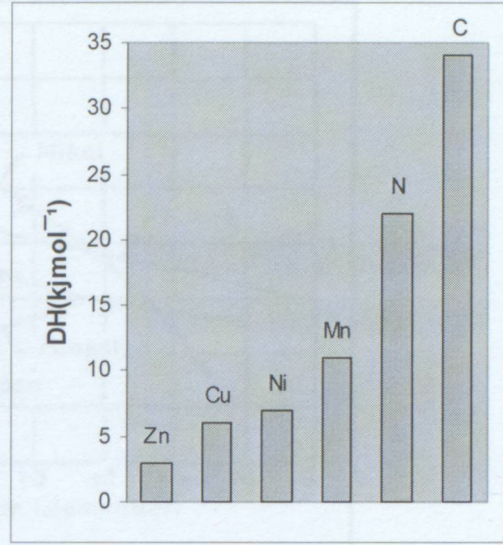
Termodinamik denkleme benzer olarak faz sınırlarında iki temel farklı tip denge diyagramı ortaya çıkmıştır. Fakat her birinin şekli ΔH 'ın negatif mi yoksa pozitif mi olmasına bağlıdır. ΔH elementten elemente çok fazla değişiklik gösterir (Şekil 2.3).



Şekil 2.2 İki temel faz diyagramı a) ΔH negatif $H_\alpha > H_\gamma$, γ tercihli, b) ΔH pozitif $H_\alpha < H_\gamma$, α tercihli (Honeycombe, 1992)



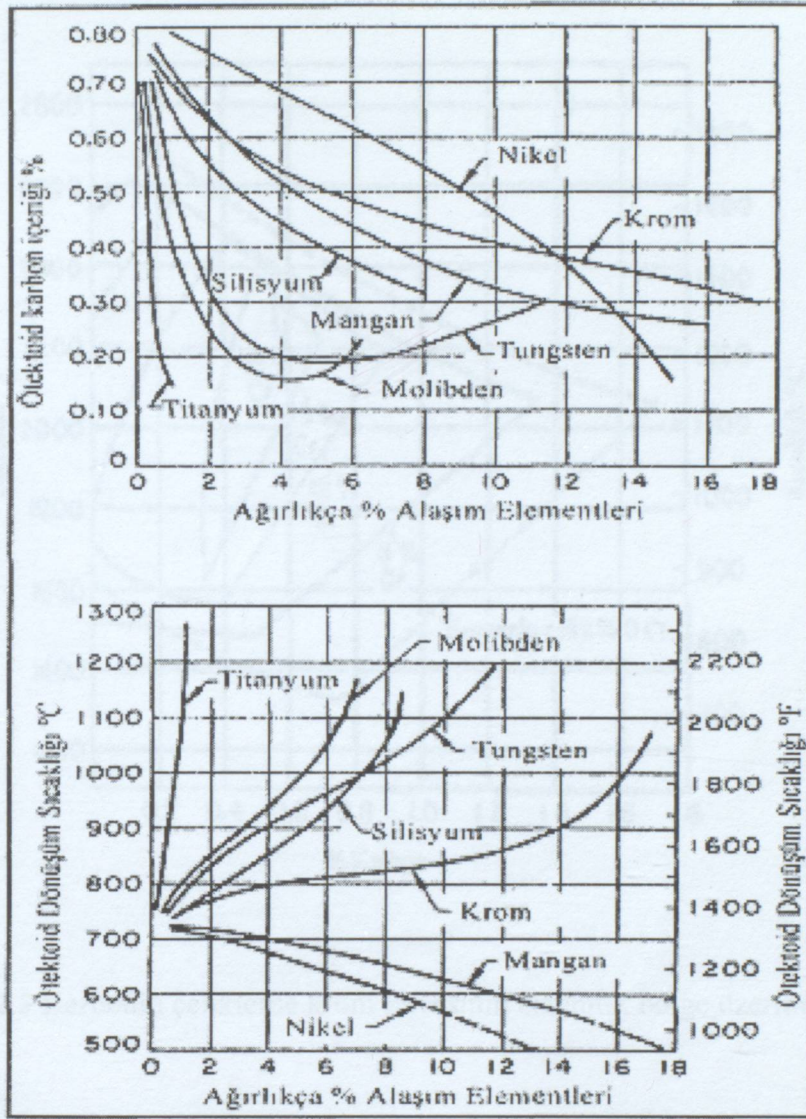
b) Ferrit oluşturucular



a) Östenit oluşturucular

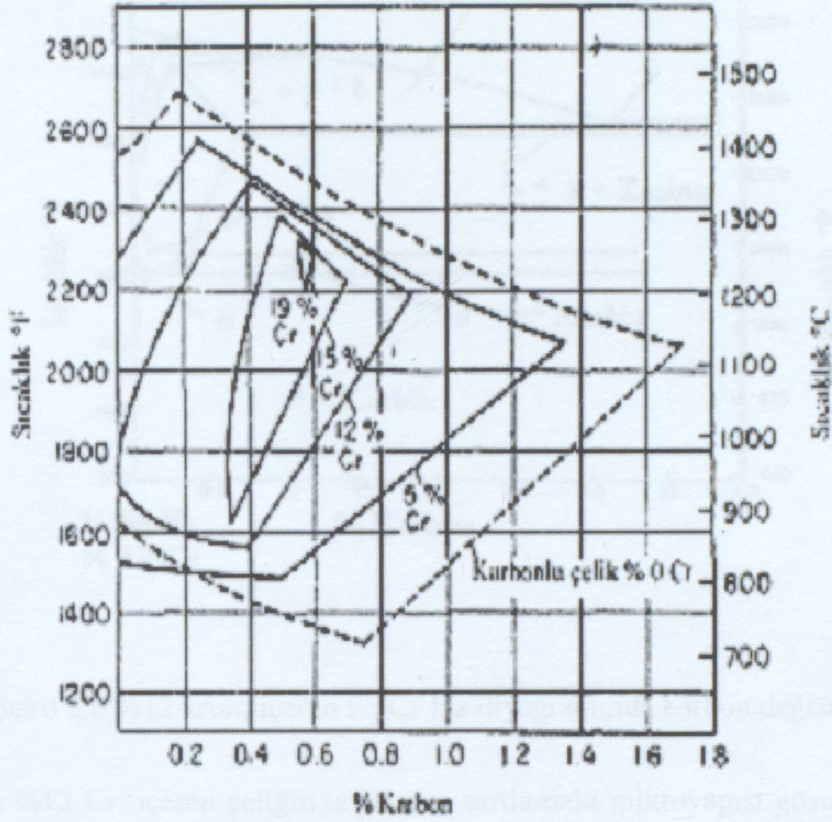
şekil 2.3 Alaşım elementlerinin gÖreceli etkileri a) ferrit oluşturucular, b) östenit oluşturucular (Honeycombe,1992)

şekil 2.4’de alaşım elementlerinin ötektoid karbon içeriğine ve ötektoid dÖnüşüm sıcaklığına olan etkileri verilmiştir. Örneğin %5 Cr içeren bir elik ötektoid karbon içeriğini %0,8’den %0,5’e düşürür.



Şekil 2.4 Çelik içinde yer alan alaşım elementlerinin a) ötektoid nokta karbon içeriği ve b) ötektoid dönüşüm noktası üzerine etkisi (Erdoğan, 2000)

Şekil 2.5'de karbonlu çeliklerde krom içeriğinin %0' dan %19' a yükselmesinin östenitik faz alanını nasıl daralttığı gösterilmektedir. Krom miktarı yaklaşık %12'nin üzerinde olduğunda α ferrit ve δ ferrit bölgeleri şekilde gösterildiği gibi birleşir.

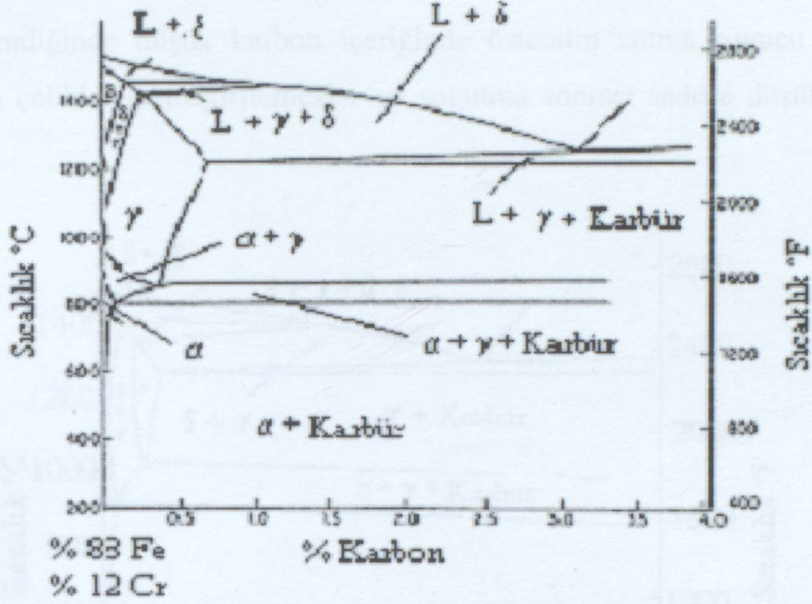


Şekil 2.5 Karbonlu çeliklerde krom ilavesinin östenitik bölge üzerine etkisi

2.2 Krom ve Nikelin Birlikte Etkileri

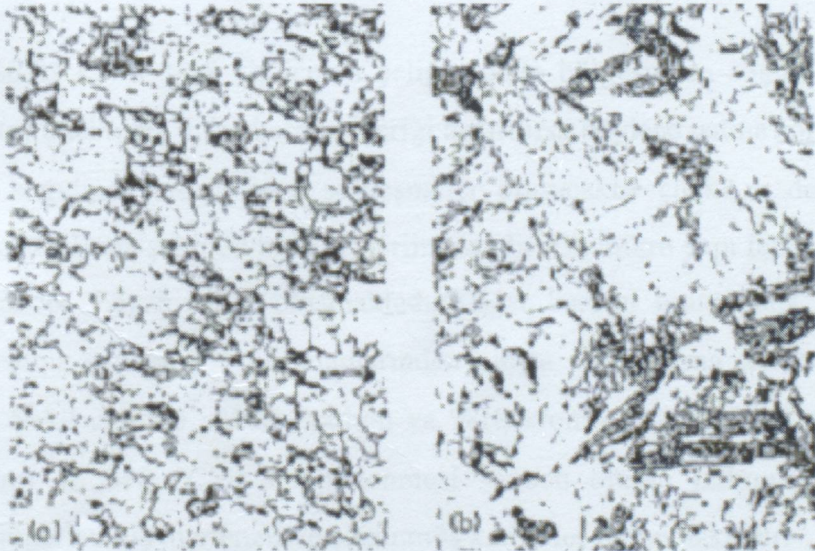
Paslanmaz çeliklerin krom içeriğinin çok fazla olmasından itibaren demir-krom-karbon alaşımları üçlü faz sistemine sahip olmuşlardır. Şekil 2.6 ve 2.8 üçlü sistemden düzlem kısmını göstermektedir. Bu düzlem şekilleri, doğru denge diyagramları değilken, onlar faz değişiminde çalışma ve yapının açıklanmasına yararlıdırlar.

Şekil 2.6 %12 Cr içeren Fe-Cr diyagramındaki karbon değişimini göstermektedir. Demir-demirkarbür diyagramıyla karşılaştırıldığında, alaşımın krom miktarı kritik sıcaklığı yükseltmiştir ve γ alanını azaltmıştır. Fakat, karbon miktarının uygun olmasıyla, bu çelikler karbon çelikleri gibi ısıtma işlemle martenzitik yapıya sahip olmaktadır.



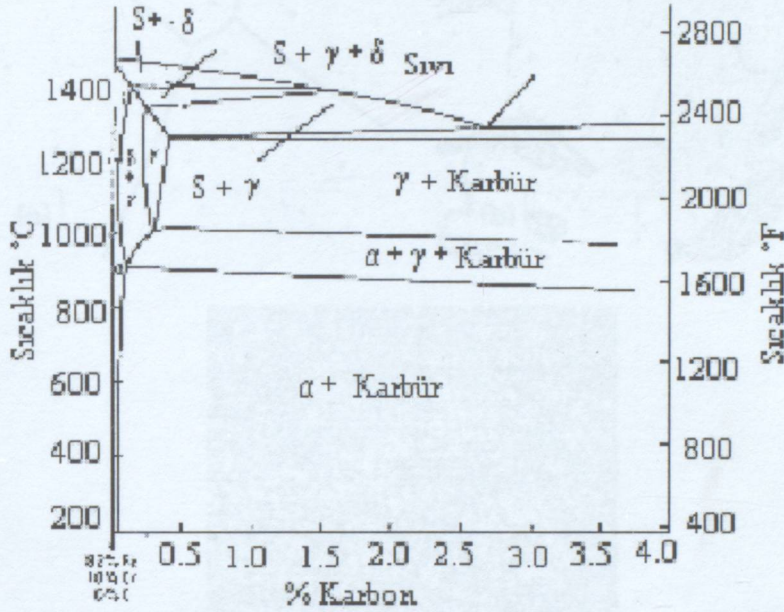
Şekil 2.6 %12 krom içeren Fe-Cr faz diyagramında karbon değişimi

Şekil 2.7 a'da %12 Cr içeren çeliğin tavllanmış şartlardaki mikroyapısı gösterilmektedir. Bu mikroyapı ferrit ve küçük karbür parçacıklarından oluşmaktadır. Bu çelik 1100 °C sıcaklığından oda sıcaklığına soğutulup daha sonra 350 °C'de temperlenirse martenzit ve beynit oluşur.



Şekil 2.7 %12 krom içeren çeliğin Pikrik-hidrolik asitle dağlanmış 500 X'deki mikroyapı resmi a) Tavllanmış; ferrit matrisi içinde küçük karbür partikülleri, b) 1100 °C'den oda sıcaklığına soğutulmuş, 350 °C'de temperleme sonucu martenzitik ve beynitik yapı oluşmuştur.

Şekil 2.8 %18 Cr içeren demir-krom diyagramında karbon değişimini göstermektedir. Bu diyagram incelendiğinde düşük karbon içeriğinde östenitin ısıtma sonucu oluşamayacağı görülecektir. Bu çelikler sertleştirilemezler ve soğutma sonrası sadece düşük sertlikli ferrit oluşacaktır.



Şekil 2.8 %18 Cr içeren Fe-C faz diyagramında ağırlıkça karbon oranındaki değişim (Avner, 1974)

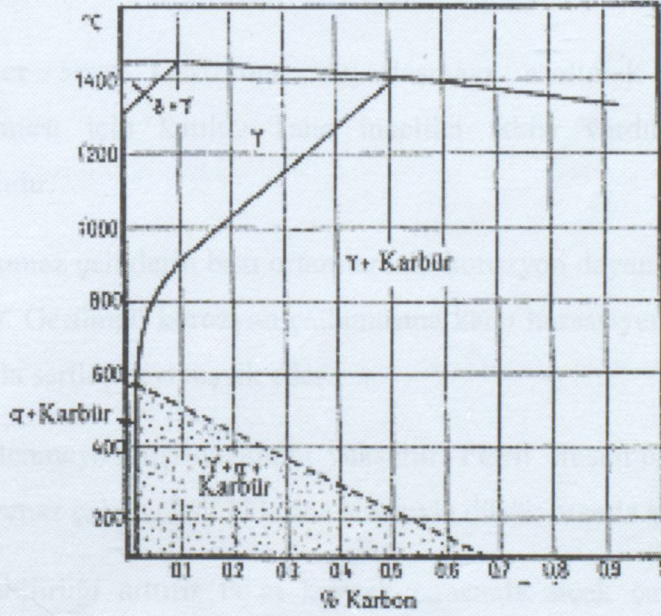
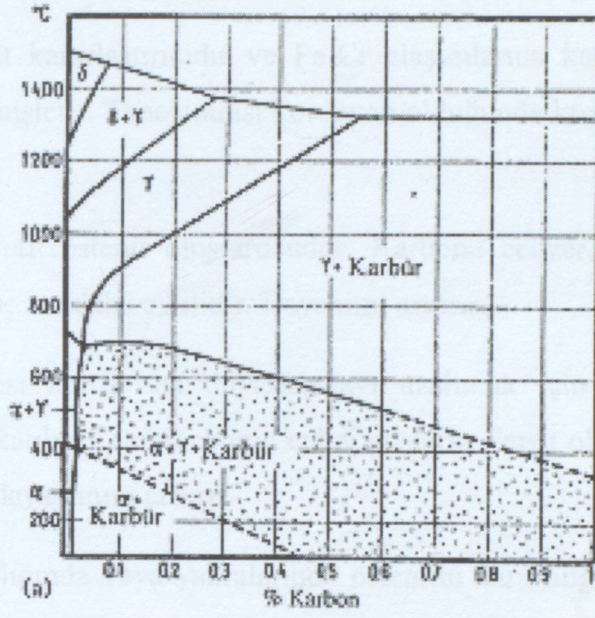
Şekil 2.9'da %0,03 C ve %18 Cr içeren çeliğin delta bölgesinden soğutulmasıyla oluşan mikro yapı gösterilmektedir. Eğer karbon içeriği arttırılırsa böylece ısıtma sonucu $\delta + \gamma$ alanı oluşacaktır ve soğutma sonucu bazı sertleşmeler oluşacaktır çünkü γ demiri dönüşümü meydana gelecektir. Buda şekil 2.9b'de gösterilmektedir. Bu mikro yapı ferrit (beyaz alan) ve dönüşüm ürününden (siyah alan) oluşmaktadır. Eğer karbon oranı daha da yükseltilirse böylece çelik ısıtma sonucu $\gamma + C_m$ alanlarından oluşur ve soğutma sonucu tam sertleşme meydana gelir. Şekil 2.9c'de yüksek karbon ve %18 krom çeliğinin 1100 °C sıcaklığından suda soğutulması ve 350 °C'de temperlenmesi sonucu oluşan mikroyapı gösterilmiştir. Mikroyapıda temperlenmiş martenzit ve çözünmüş karbürler bulunmaktadır.



Şekil 2.9 %18 krom içeren çelik mikroyapı resmi içinde karbon içeriğinin değişimi, a) % 0,03 C, 1350 °C' den suda soğutulmuş ve %20'lik HCl asitle dağlanmış mikroyapı ferrit, b) % 0,075 C, 1100 °C' den suda soğutulmuş ve 650 °C de temperlenmiş pikrik-HCl ile dağlanmış; beyaz alan ferrit ve koyu alan dönüşüm ürünü, c) %0,65 C, 1100 °C den suda soğutulmuş ve 650 °C de temperlenmiş pikrik-HCl ile dağlanmış; temperlenmiş martenzit matriks içinde çözünmemiş karbürler. Tüm mikroyapı resimleri 500X.

Krom çeliğine nikel eklenmesiyle diyagramda çok fazla değişimler meydana gelecektir. Şekil 2.10a ve b'de sırasıyla %4 ve %8 nikel, %18 Cr alaşımları için faz diyagramları gösterilmektedir. Nikel miktarı %4 olduğunda (Şekil 2.10a) δ -ferrit bölgesi yüksek sıcaklıklara kayar ve oda sıcaklığına soğutma sonucu östenitik yapı üretilebilir. Örneğin %0.2 C, %19.8 Cr ve %4,4 Ni içeren bir çelik 1100 °C' den hızlı soğutulduktan sonra östenitik bir yapı üretilebilir. Buna karşın östenitik yapı kararsızdır, 650 °C'de temperleme veya soğuk şekillendirme ile kolaylıkla dönüştürülebilir. Fe - %18 Cr alaşımlarında Ni içeriklerinin %8'e çıkarılması üzerine östenitik alan genişlerken bunun tersine δ -ferrit ve γ - faz alanı çok yüksek

sıcaklıklara ve düşük karbon içeriğine sınırlandırılır. Östenit nikelle kararlı hale gelir ve % 8 Ni içeriğiyle alaşımda oda sıcaklığında kararlı bir östenitik yapı oluştururlar.



Şekil 2.10 a) %4 Ni, b) %8 Ni içeren Fe %18 Cr-C alaşımları için faz diyagramları (Erdoğan,2000; Honeycombe,1992)

2.3 Molibden ve Diğer Elementlerin Etkisi

- Molibden** Yüksek sıcaklıklarda çeliğin dayanımını iyileştirir. Korozyon direncini artırır ve ferrit oluşumunu teşvik eder.
- Karbon** Bir östenit kararlaştırıcıdır ve Fe-Cr alaşımlarına katıldığında östenit faz alanını genişletir. Tanelerarası korozyon olduğunda kromla birleşerek karbür oluşturur.
- Azot** Çok kuvvetli östenit oluşturunucudur. Karbona benzer, östenit oluşturmada nikelden üç kat daha etkilidir. Dayanımı artırır.
- Niyobyum** Tanelerarası korozyona duyarlaşmayı azaltmak için karbonla birleşmesi amacıyla katılır. Tane inceltme etkisi gösterir. Ferrit oluşumunu teşvik eder. Sürünme dayanımını artırır.
- Mangan** Oda sıcaklığında veya yakınlarında östenitin kararlılığını teşvik eder, fakat yüksek sıcaklıklarda ferrit oluşturur. MnS oluşturarak sıcak yırtılmayı engeller.
- Titanyum** Taneler arası korozyona duyarlaşmayı azaltmak amacıyla karbonla birleşmesi için katılır. Tane inceltici etkisi vardır. Ferrit oluşumuna yararlıdır.
- Bakır** Paslanmaz çeliklerin bazı ortamlardaki korozyon dayanımlarını artırmak için katılır. Gerilmeli korozyon çatlamasına karşı hassasiyeti azaltır ve yaşlanma yoluyla sertleşmeyi teşvik eder.
- Silisyum** Tufallenmeye karşı dayanımı yükseltir. Ferrit oluşumuna etki eder. Her tür paslanmaz çeliğe oksit giderme amacıyla düşük oranda katılır.
- Fosfor,Kükürt** İşlenebilirliği artırır fakat kaynak sırasında sıcak çatlamaya sebep olur. Korozyon direncini bir miktar azaltır. TIG kaynak yönetiminde nüfuziyeti artırır.

3. PASLANMAZ ÇELİKLER

Alaşımlı ve düşük alaşımlı çelikler, atmosferin etkisiyle yada değişik ortamların etkisiyle korozyona uğrarlar. Bu tür malzemelerden yapılmış yapı elemanlarını tahribattan korumak için, koruma boyası yapılabileceği gibi, ilave önlemlerinde alınması gerekir. Ancak teknikte, pasif korozyondan korumanın yeterli olmadığı ve malzeme seçiminin diğer koşulları sağlayamadığı önemli alanlarda vardır. Bu gibi durumlarda, paslanmaz ve aside dayanıklı çeliklerle sorun çözümlenebilir. Korozyona dayanıklı olabilmesi için korozyonun sebep olduğu kütle kaybının günde $2,4 \text{ g/m}^2$ değerinden daha az olması gereklidir (Topbaş, 1993).

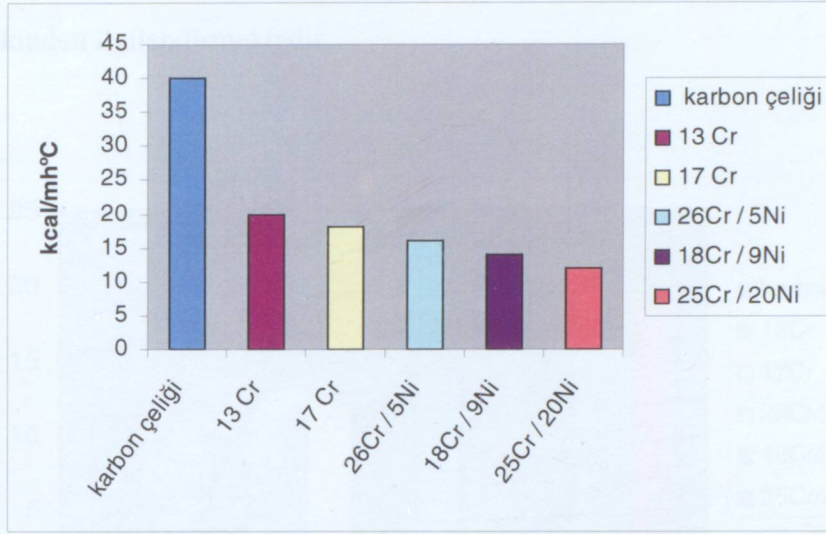
Paslanmaz çelikler, esas itibariyle Cr ve çoğu zaman Ni içeren alaşımlar olup, başlıca paslanmazlık özelliklerini kroma borçludurlar. Paslanmaz çelik üretmek için demire en az %12 Cr katılması gereklidir. Klasik teorilere göre Cr metal alt katmanlarını korozyondan koruyan bir oksit filmi oluşturmakla demir yüzeyini pasif hale getirir. Pasivite denen bu koruyucu tabaka çıplak metalin hava ile temasında ani olarak oluşur. Oluşumun hızlandırılması istendiğinde bir pasifleştirici işlem uygulanır; örneğin birkaç dakika süreyle %10-50 yoğunlukta bir oksidannitrik asit eriyiğine daldırılır. Paslanmaz çeliklere nikel katılması bu malzemelerin nötr veya zayıf oksitleyici maddeler içindeki korozyon dirençlerini artırır, ancak maliyetlerini yükseltir. Yeterli miktarda nikelde östenitik kübik yüzey merkezli kristal yapısının oda sıcaklığında dahi kararlı kalmasını sağlayarak şekillendirilebilirlik ve sünekliğini iyileştirir.

Günümüzde 170 den fazla türü bulunan paslanmaz çelikler, değişik amaçlar için endüstride oldukça yaygın kullanım alanı bulmuşlardır. Bugün endüstride kullanılan paslanmaz çelik türleri martenzitik, ferritik, östenitik, çökeltme sertleştirmeli ve çift fazlı paslanmaz çelikler olmak üzere beş grup altında toplanmaktadır. Ancak biz araştırmamız gereği yalnızca ferritik (teorik), östenitik ve bunların türevi olan stabilize paslanmaz çeliklerden ayrıntılı olarak bahsedeceğiz.

Her bir paslanmaz çelik grubuna ait ortalama fiziksel özellikler Çizelge 3.1'de verilmiştir. Bu çizelgede elastiklik modülü, yoğunluk, ısı genleşme katsayısı, ısı iletkenlik, özgül sıcaklık, elektriksel direnç ve ergime aralığı gibi ortalama veriler yer almaktadır (Odabaş, 2002).

Paslanmaz çeliklerin ısı iletimi özelliği karbon çeliklerinkinden farklıdır. Örneğin; yüksek kromlu çeliklerin ısıyı iletme kabiliyetleri karbon çeliklerinkinin yaklaşık yarısı kadardır. Östenitik tip paslanmaz çeliklerde bu durum daha da belirgin olup, ısı iletim kabiliyeti karbon çeliklerinkinin üçte birine kadar düşmektedir (Şekil 3.1). Bu durum kaynak sırasında oluşan

sıcaklığın kaynak bölgesinde daha uzun süre kalacağı ve dolayısıyla bazı zorluklarla karşılaşılabilceği anlamına gelmektedir (Odabaş, 2002; Oğuz, 1991).

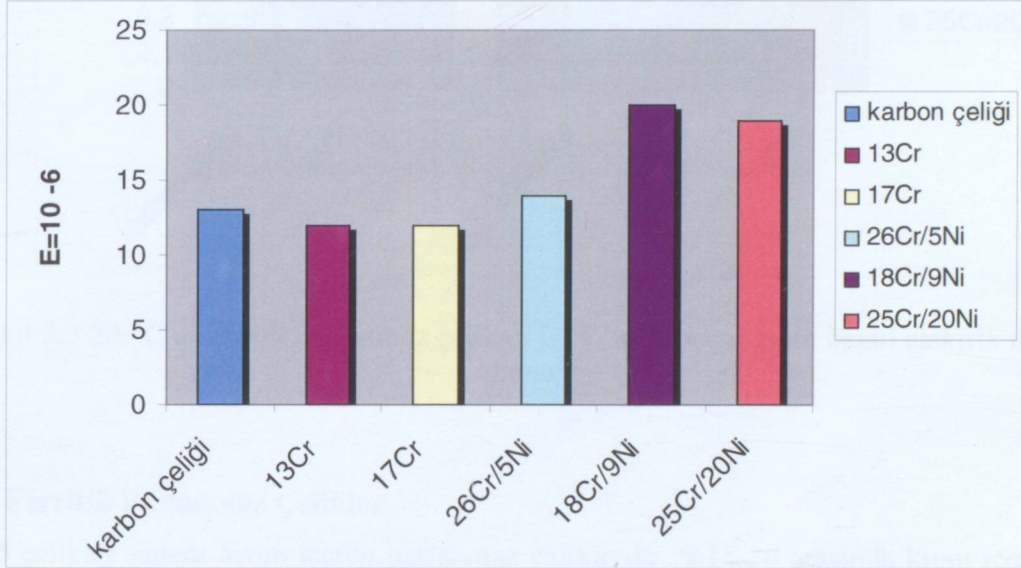


Şekil 3.1 20-100 °C’de Çeşitli paslanmaz çelikler ile karbonlu çeliğin ısı iletim kabiliyetleri

Çizelge 3.1 Paslanmaz çelik gruplarına ait fiziksel özellikler

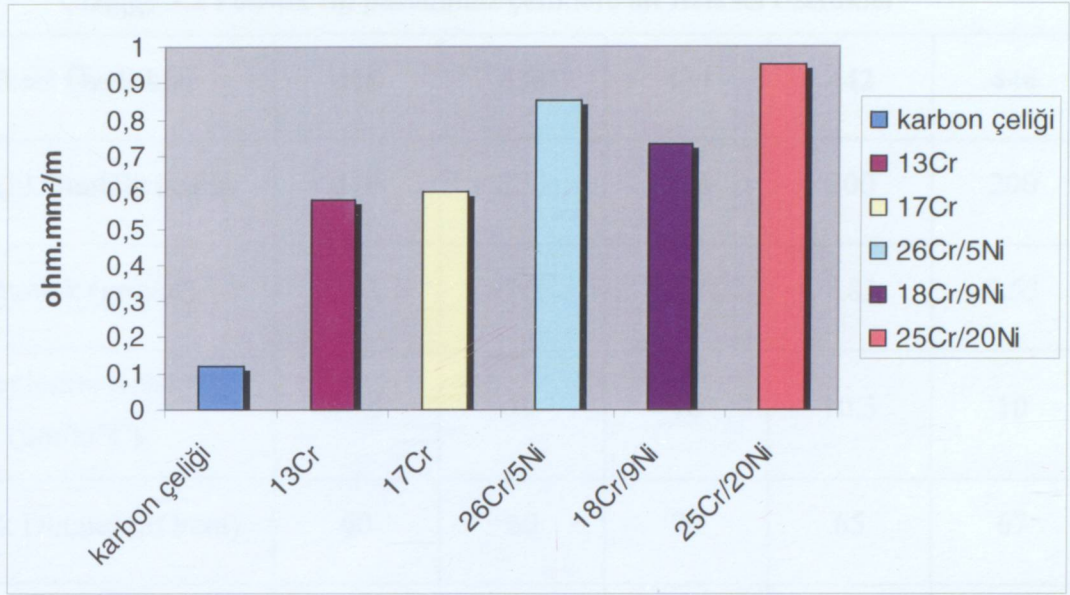
Fiziksel Özellikler	Östenitik Paslanmaz Çelikler	Feritik Paslanmaz Çelikler	Martenzitik Paslanmaz Çelikler	Çökelme ile sertleşebilen Paslanmaz Çelikler
Elastisite Modülü (Gpa)	195	200	200	200
Yoğunluk (g/cm ³)	8.0	7.8	7.8	7.8
Isıl Genleşme Katsayısı (µm/m°C)	16.6	10.4	10.3	10.8
Isıl İletkenlik (W/mk)	15.7	25.1	24.2	22.3
Özgül Sıcaklık (J/k°K)	500	460	460	460
Elektriksel Direnç (µΩcm)	74	61	61	80
Ergime Aralığı(°C)	1375-1450	1425-1530	1425-1530	1400-1440

Yüksek kromlu paslanmaz çelikler genellikle karbon çelikleri ile aynı genleşme katsayısına sahiptir. Östenitik tip paslanmaz çeliklerde ise bu değer karbon çeliklerinininkinden %50 daha fazladır (Şekil 3.2). Bu konu sadece kaynakçıyı değil aynı zamanda konstrüksiyonu yapan mühendisi de yakından ilgilendirmektedir.



Şekil 3.2 20-800°C’de çeşitli paslanmaz çelikler ile C’lu yapı çeliğinin genleşme katsayısı

Alaşımsız karbon çeliklerinin elektrik iletme direnci paslanmaz çeliklere göre düşüktür. Paslanmaz çeliklerde ise bu değer karbon çeliklerinininkinden 4-7 kat daha yüksektir (Şekil 3.3). Bu nedenle paslanmaz çelik örtülü elektrotlar geleneksel elektrotlardan daha çabuk kızarırlar. Paslanmaz çelik elektrotların alaşımsız ve düşük alaşımlı demir elektrotlardan boy olarak daha kısa üretilmelerinin ve %25 kadar daha düşük akım şiddeti ile yüklenmelerinin temel nedeni de budur.



Şekil 3.3 20 °C'de çeşitli paslanmaz çelikler ile C'lu yapı çeliğinin özgül elektrik iletme direnci

3.1 Ferritik Paslanmaz Çelikler

Bu tip çelikler sadece krom içeren paslanmaz çeliklerdir. %15-30 arasında krom içerirler ve kübik hacim merkezli (KHM) tane yapısındadırlar. Bu yapılarından dolayı bu çelikler faz dönüşümü gösteremediklerinden sertleştirilemezler. Krom içeriklerinin yüksek oluşu, korozyon ve oksidasyon dirençlerinin daha iyi olmasını sağlar. Bu tip çelikler atmosferik koşullardan etkilenmezler dolayısıyla oksitleyici kimyasallarda rahatlıkla kullanılabilirler. Bu çelikler özel korozyon ve ısı direncinin istendiği malzemelerdir. Ferritik paslanmaz çelikler manyetik olup, hem sıcak hem de soğuk şekillendirilebilirler. Ferritik paslanmaz çelikler tasarım mühendisliği açısından büyük öneme sahiptirler. Çünkü bunlar nikel içeren paslanmaz çelikler gibi aynı korozyon direncini sağlarlar fakat alaşım elementi olarak nikel ihtiyacı olmadığından maliyetleri daha düşüktür. Buna karşın ferritik paslanmaz çelikler sünekliklerinin azlığı, düşük çentik darbe dayancı ve düşük kaynaklanabilirliklerinden dolayı kullanım alanları östenitik paslanmaz çeliklere göre daha sınırlıdır. Standart ferritik paslanmaz çeliklerin süneklik problemlerini aşmak için düşük karbon ve azot içerikli yeni ferritik paslanmaz çelikler geliştirilmiştir. Bu alaşımlar iyi korozyon direnci ve kaynak kabiliyetine sahiptirler.

Çizelge 3.2 Ferritik tip paslanmaz çeliklere ait fiziksel özellikler*

Fiziksel Özellikler	405	430	434	442	446
Elastiklik modülü (GPa)	216	220	216	200	200
Yoğunluk (gr/cm ³)	7.7	7.7	7.7	7.83	7.53
Isıl Genleşme Katsayısı ($\mu\text{m}/\text{m}^{\circ}\text{C}$)	10.5	10	10	10.5	10
Elektrik Direnci ($\mu\Omega/\text{cm}$)	60	60	70	65	67
Özgül Isı (J/Kg.K)	460	460	460	460	500
Isı İletkenliği (W/mK)	30	25	25	25	25

Çizelge 3.3 Dövme ferritik paslanmaz çeliklerin kimyasal kompozisyonları ve tipik uygulamaları*

% Kimyasal Kompozisyon*								
Çelik Türü	C (max)	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Diğerleri
405	0.08	1.00	1.00	13.0	-	0.04	0.03	0.10-0.30 Al
430	0.12	1.00	1.00	17.0	-	0.04	0.03	-
434	0.12	1.00	1.00	17.0	-	0.04	0.03	0.75-1.25 Mo
442	0.20	1.00	1.00	20.5	-	0.04	0.03	-
446	0.20	1.50	1.00	25.0	-	0.04	0.03	0.25 N

(Çizelge 3.3'ün devamı)

Tipik Uygulamalar

405 Havada sertleşen 410 ve 403 gibi tiplerin istenmediği montajlar için sertleştirilemeyen sınıf. Tavlama ve sertleştirme kutuları, oksidasyon dirençli bölmeler.

430 Genel amaçlı sertleştirilemeyen krom tip; dekoratif süsleme, nitrik asit tankları, tavlama kutuları, yanma çemberleri, bulaşık makineleri, ısıtıcılar, egzoz kollektörleri, motor kapakları, ısı toplayıcılar, mutfak ekipmanları.

434 Kış yol şartlarının ve toz yayma bileşiklerinin varlığında atmosferik korozyona direnç için tasarlanmış 430 tipinin modifikasyonu, otomobil süsleme ve bağlayıcılar.

442 Yüksek kromlu çelik, prensip olarak oksidasyona uğramadan, yüksek sıcaklık direncine zorunlu parçalar, fırın parçaları, memeler, yanma çemberleri.

446 Yüksek sıcaklıklarda oksitlenme ve korozyona yüksek direnç özellikle fasıllı hizmetlerde, sıkça kükürt taşıyan atmosferlerde kullanılır. Tavlama kutuları, yanma çemberleri, cam kalıpları, ısıtıcılar, ısı toplayıcılar, karıştırma çubukları, valfler.

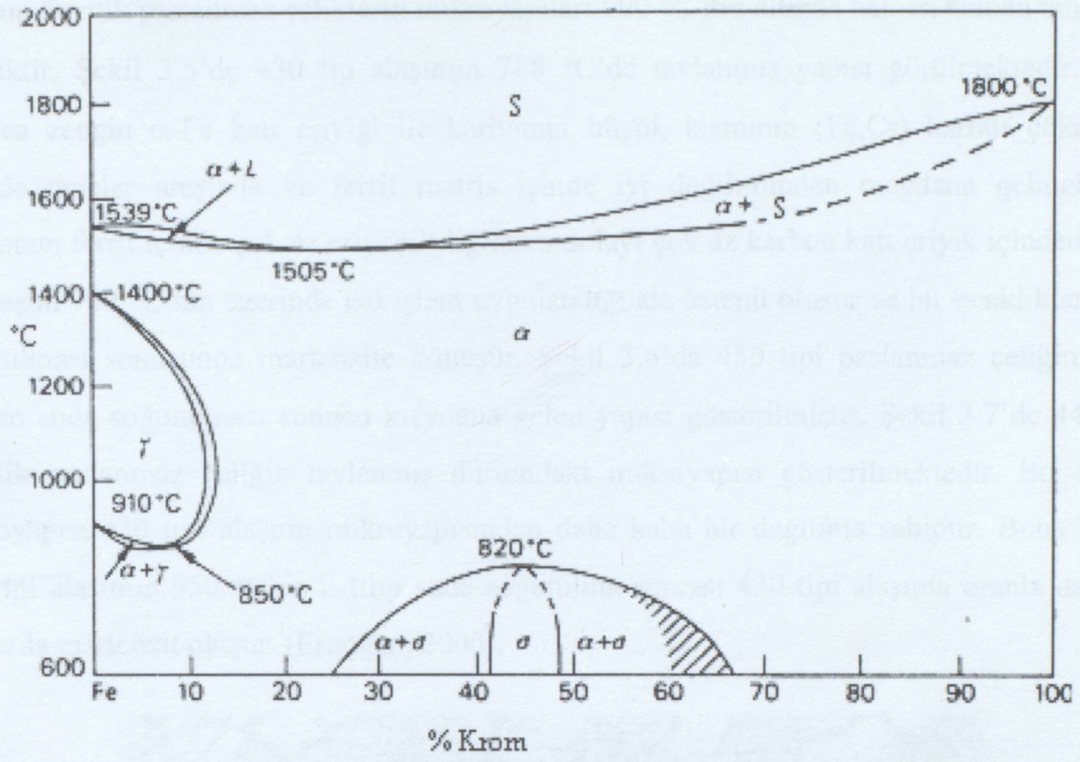
*After "ASM Databook," Met, Prog, mid-june 1979, vol 116, no 1

3.1.1 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları

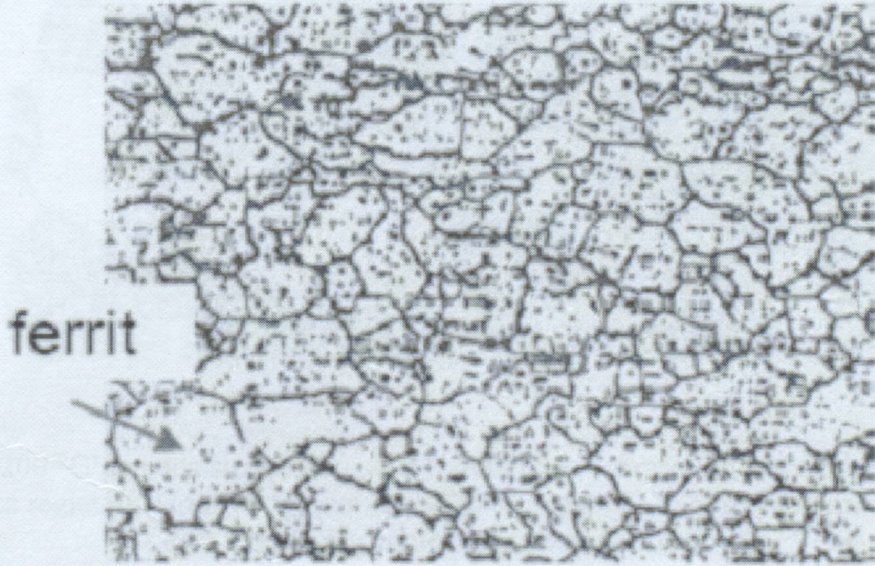
Ferritik paslanmaz çeliklerin yapısı normal ısıtım şartlarında esas olarak ferritik (α -Fe KHM tip) kalırlar. Dolayısıyla iç yapılarını ve mekanik özelliklerini ısıtım işlemlerle değiştirmek mümkün değildir. Kuvvetli östenit yapıcı olan karbon belirli bir miktara ulaşınca kromun ferrit yapıcı etkisi ortadan kalkar, dolayısıyla östenitik veya martenzitik paslanmaz çelikler ortaya çıkar. Diğer yandan karbon yüzdesi arttırıldığı durumlarda ferritik iç yapı isteniyorsa, krom yüzdesinin de arttırılması gerekmektedir. Ferritik çeliklerin kullanım yerleri tamamen krom miktarına bağlıdır. Bu bakımdan ferritik paslanmaz çelikler iki gruba ayrılırlar.

1.Grup : Düşük ve orta derecede Cr ve C içerikli Ferritik Paslanmaz Çelikler %13-18 Cr ve yaklaşık %0,06 C içerirler. (405, 409, 430 ve 434 kaliteleri).

2.Grup : Yüksek Cr ve C içerikli Ferritik Paslanmaz Çelikler %25-30 Cr ve yaklaşık %0,08 C içerirler. (442 ve 446 kaliteleri).

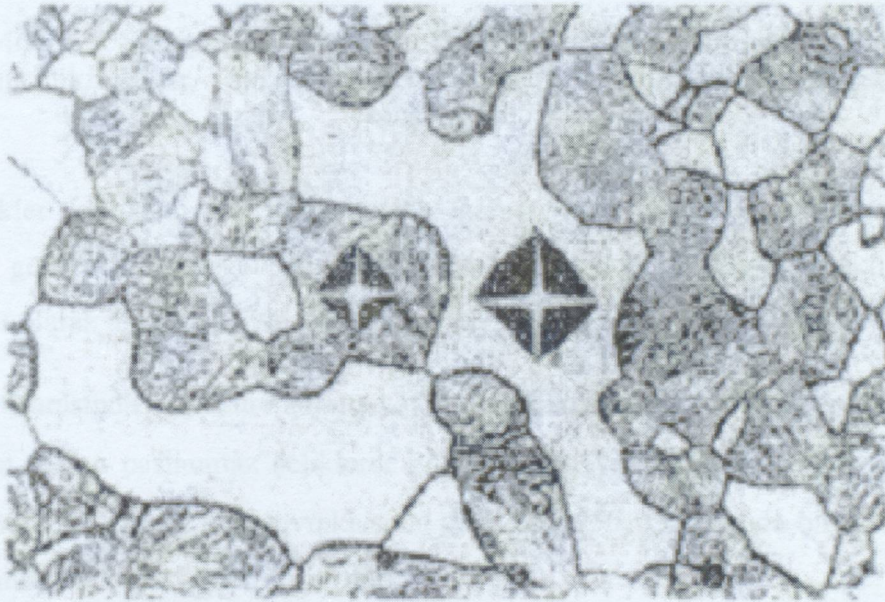


Şekil 3.4 Fe-Cr faz diyagramı



Şekil 3.5 430 tipi ferritik paslanmaz çeliğin 788 °C'de tavllanmış pikral + HCl ile dağlanmış 100X mikroyapı resmi. Yapı eşteneli ferrit matrisi ve dağılmış karbür parçacıklarından meydana gelmiştir. (Lecture)

1. Grup ferritik paslanmaz çeliklerin mikroyapıları 900 °C'nin altında hemen hemen tamamen ferritiktir. Şekil 3.5'de 430 tip alaşımın 788 °C'de tavllanmış yapısı görülmektedir. Yapı kromca zengin α -Fe katı eriyiği ile karbonun büyük kısmının (Fe,Cr) karbür çökeltileri halinde taneler arasında ve ferrit matris içinde iyi dağılımından meydana gelmektedir. Karbonun ferrit içinde çok az eriyebilirliğinden dolayı çok az karbon katı eriyik içindedir. Bu tip alaşım 900 °C'nin üzerinde ısıtılıp suya soğutulduğunda östenit oluşur ve bu sıcaklıktan suya soğutulması sonucunda martenzite dönüşür. Şekil 3.6'da 430 tipi paslanmaz çeliğin 1200 °C'den suya soğutulması sonucu meydana gelen yapısı gösterilmiştir. Şekil 3.7'de 446 tipi Ferritik paslanmaz çeliğin tavllanmış durumdaki mikroyapısı gösterilmektedir. Bu alaşım mikroyapısı 430 tipi alaşımı mikroyapısından daha kaba bir dağılıma sahiptir. Buna karşın 446 tipi alaşımın 950 °C'ye ısıtılıp suya soğutulma sonrası 430 tipi alaşıma oranla daha az miktarda martenzit oluşur (Erdoğan, 2000).



Şekil 3.6 1200 °C'den oda sıcaklığına suya soğutulması sonrası 430 tipi ferritik paslanmaz çeliğin aqua regiat glycerol ile dağlanmış 500X mikroyapısı. Yapı ferrit matriste martenzit adacıklarını göstermektedir (Erdoğan,2000)



Şekil 3.7 446 tipi ferritik paslanmaz çeliğin 802°C’de tavlandıktan sonra HCl+Metanol ile dağlanmış mikroyapısı. Yapı eştaneli ferrit matriste dağılmış karbür parçacıklarından oluşmuştur.

Ferritik çelikler kübik hacim merkezli bir kafes yapısına sahip olduklarından, düşük sıcaklıklarda göreceli olarak gevrek davranış gösterirler. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda tutma süresine bağlı olarak aşağıda açıklanan üç gevrekleşme olayı görülebilir;

- 400-550 °C arasında uzun süre kalmış veya yüksek sıcaklıktan yavaş soğutulmuş %15’den fazla krom içeren paslanmaz çeliklerde çökelmelerin yol açtığı 475 °C - gevrekleşmesi görülür. Bunu gidermek için gevrekleşmiş çelik 650-750 °C arasında bir sıcaklığa ısıtılıp hızla soğutulursa bu etki giderilmiş olur.
- Çelikler 600-800 °C arasında uzun süre tutulursa yüksek kromlu ferritik ve bazı östenitik çeliklerde sigma ara fazı oluşabilir. Soğuk şekillendirme bu dönüşümü kolaylaştırır. Sigma fazı 950 °C üzerinde yapılacak bir tavlama ve bunu takip eden su verme ile yok edilebilir.
- 950 °C’nin üzerinde tane irileşmesi görülür ve tane sınırlarında kromkarbür çökeltileri ortaya çıkar. Ti ve Ta/Nb gibi stabilizörlerin katılmasıyla tane irileşmesi ile karbür oluşumu engellenebilir. Öte yandan stabilize edilmemiş çeliklerin özellikle kaynak bağlantılarında 700-800 °C arasında yapılacak bir tavlama kromkarbürleri küreselleştirdiği gibi olası martenzit fazını da temperleyerek tokluğun daha fazla düşmesini engeller. Ayrıca tane sınırları yakınındaki krom dağılımı yayınma ile bir miktar düzenleştirilip, pasiflik

sınırına yeniden ulaşılmış olur (Aran ve Temel, 2004).

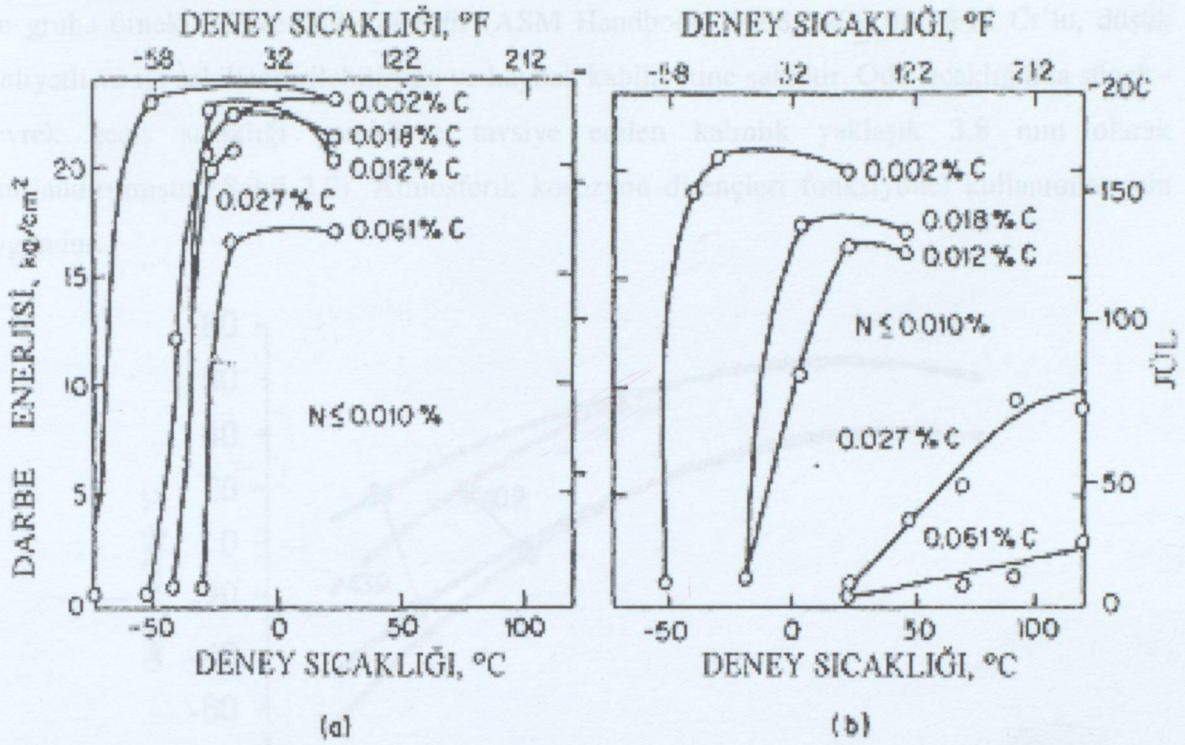
3.1.2 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Ferritik tip paslanmaz çeliklerin tavllanmış durumdaki nominal mekanik özellikleri çizelge 3.4’de her bir ürün için detaylı olarak verilmiştir. Bu alaşımlar ısıtılma işlemle tamamen sertleştirilemedikleri için tavllanmış şartlarda kullanırlar. Bu şartlarda yapı eşeksenel taneli ferritik matriste dağılmış karbür parçacıklarından meydana gelmektedir. Standart ferritik paslanmaz çelikler, düşük karbonlu çeliklerden daha yüksek çekme ve akma dayanımına ve daha düşük uzamaya sahiptirler. (Can Odabaş, 2002; Aran ve Temel, 2004; Ünal, 2000).

Çizelge 3.4 Endüstride yaygın olarak kullanılan bazı ferritik paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler

Çelik Türü	Isıl İşlem Durumu	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)	Sertlik (Rockwell)
405	Tavlı	480	275	30	60	B 80
430	Tavlı	515	310	30	60	B 88
434	Tavlı	530	365	23	59	B 83
442	Tavlı	550	310	25	50	B 85
446	Tavlı	550	345	23	50	B 86

Tavllanmış şartlardaki Fe - %17 Cr alaışımının karbon ve azot içerikleri azaltıldığında darbe enerjisinin nasıl arttığı şekil 3.8’de gösterilmiştir. Bu alaışımın sünek - gevrek geçişi 815 °C’de 1 saat tavlendiğinde ve su verildiğinde 0,002’den %0,61’e kadar bütün karbon seviyeleri için nispeten düşüktür. Buna karşın 815 °C’de 1 saat + 1150 °C’de 1 saat ısıtılıp su verildiğinde darbe direnci olağanüstü düşer. Bu nedenle düşük (-) sıcaklıklara sünek - gevrek geçiş sıcaklığını düşürmek için çok düşük karbon seviyesi gereklidir (Erdoğan, 2000).



Şekil 3.8 a) 815 °C' de 1 saat tavllanmış ve su verilmiş, b) 815 °C + 1150 °C' de 1 saat tavllanmış ve su verilmiş Fe - %17 Cr - %0,002-0,061 C ferritik paslanmaz çeliklerin ¼ boyutlu Charpy V-çentikli numuneleri için geçiş eğrisi.

3.1.3 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları

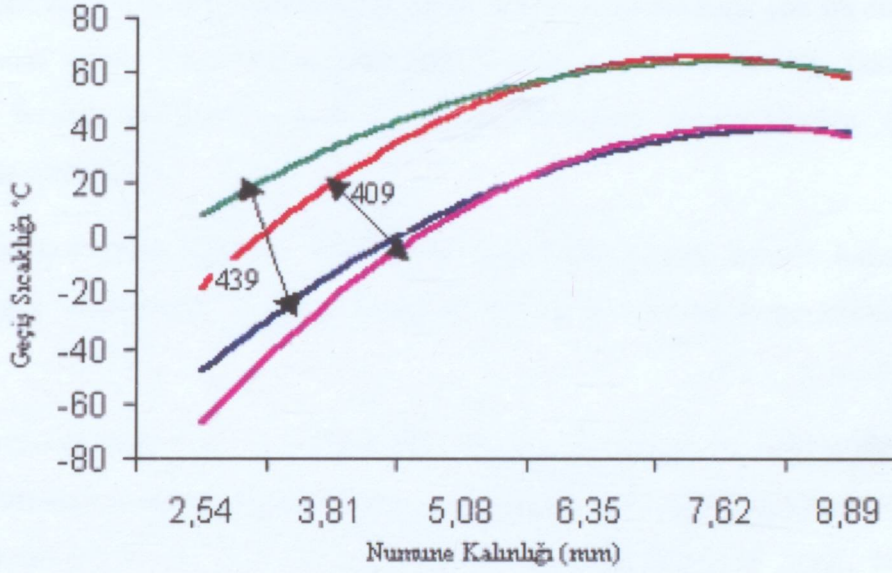
Ferritik paslanmaz çelikler klasik korozyon ortamları için iyi özelliklere sahiptirler, klorürlü ortamlara karşı, gerilmeli korozyon çatlamasına karşı, oksitleyici sıvı ortamlarda korozyona karşı, klorürlü ortamlarda oyuklanma ve çatlak korozyonuna karşı oldukça dirençlidirler.

Bu çelikler yaklaşık %13'ün üstünde krom içerirler ve 350-540 °C aralığında ilk faz çöker. Maksimum etki ise 475 °C'de görülür. Çünkü çökeltiler düşük sıcaklık sünekliğini kötü yönde etkilerler, buda ferritik paslanmaz çeliklerin özellikle yüksek krom içerikli olanlarının kullanım ve uygulamalarında dikkate alınmak zorundadır.

Bu çeliklerin yapısı oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda tamamen ferritik kalırlar. (Titanyum ve niyobyum eklenmesi sonucu veya çok düşük oranda karbon ve azot içermeleri sonucu). Böyle mikroyapılar kaynak bölgesinde süneklik ve korozyon direnci sağlarlar. Molibden oyuklanma korozyon direncini iyileştirir, silisyum ve alüminyum yüksek sıcaklık oksitlenmesine karşı direnci artırır.

Ferritik paslanmaz çeliklerin genel korozyon dirençleri krom miktarları arttıkça artar ve çözündürme tavlama uygulanmış %23-28 Cr en iyi korozyon direncini sağlar.

Bu gruba örnek 409 ve 439 tipleridir (ASM Handbook, 1988). 409 tipi %12 Cr'lu, düşük maliyetli ve iyi şekillendirilebilirliğe ve kaynak kabiliyetine sahiptir. Oda sıcaklığında sünek - gevrek geçiş sıcaklığı gerekliyse tavsiye edilen kalınlık yaklaşık 3.8 mm olarak sınırlandırılmıştır (Şekil 3.9). Atmosferik korozyon dirençleri fonksiyonel kullanımlar için uygundur.



Şekil 3.9 Ferritik paslanmaz çelikler için artan numune kalınlığına göre sünek-gevrek geçiş sıcaklığı. Eğriler 409 ve 439 tiplerinden elde edilen veriler içindir.

439 tipi %18-20 Cr içerir ve klorürlü gerilmeli korozyon çatlamasına karşı dirençlidir. Genel ve oyuklanma korozyon dirençleri östenitik 304 ve 316 tipleri ile yaklaşık eşdeğerdir. Bu tür, sulu klorürlü ortamlar için, tatlı su güç makineleri için, ısı transfer uygulamaları için ve ev ve endüstriyel uygulamalar için uygundur. Eğer sünek - gevrek geçiş sıcaklığı gerekirse oda sıcaklığında veya daha düşük sıcaklıkta plaka kalınlığı yaklaşık 3,2 mm'yi geçmez (www.key-to-steel.com).

Gerilmeli korozyon çatlamasına dirençleri ferritik paslanmaz çeliklerin en önemli avantajlarıdır. Ferritik çeliklerin klorürlü ve aşındırıcı gerilmeli korozyon çatlamasına dirençleri çok iyidir. Nikel ve bakır artıkları bu çeliklerin gerilmeli korozyon dirençlerini azaltır (Doruk, 1982).

Krom azalmasıyla ferritik çeliklerin tanelerarası korozyona duyarlaşması tane sınırlarında kromkarbür ve nitrürlerin oluşması nedeniyledir. Karbon ve azotun ferrit içinde düşük çözünürlüğü ve daha yüksek difüzyon hızı sonucu ferritik çeliklerin kaynağında, kaynak

bölgesinde ve komşu bölgede hassas alan oluşur. Tanelerarası korozyonu önlemek için karbon oranını azaltmak veya çelik bileşimine titanyum, niyobyum ekleyerek karbon ve azotu bağlamak gereklidir (Doruk, 1982).

Oyuklanma korozyonuna direnç, klor konsantrasyonu ve maruz kaldığı zamana, sıcaklığa ve oksijen içeriğine bağlıdır. Genel olarak, krom içeriğini arttırarak oyuklanmaya direnç arttırılır. Bu çelikler güçlü oksitleyici ortamlardaki (nitrik asit) korozyona karşı çok iyi dirence sahiptir. Organik asitler içinde östenitliklere göre tüm ferritikler çok üstündürler, fakat redükleyici ortamlarda ferritik çeliklerin genel korozyon dirençleri östenitliklerden daha kötüdür (www.key-to-steel.com).

Yüksek Kromlu Ferritik Çelikler; 442 ve 446 tipleri gibi yüksek kromlu ferritik paslanmaz çelikler birçok endüstriyel ortamda oksidasyona ve korozyona karşı mükemmel direnç gösterirler.

Yüksek kromlu ferritik çelik %18-30 krom içerirler. Titanyum bu çeliklerde kaynak veya farklı uygulamalar sırasında oluşan tanelerarası kromkarbür ve nitrür çökeltilerini engeller. Ferritik yapının ve kontrollü kompozisyonun sonucu, bu alaşımlar genel, tanelerarası ve oyuklanma korozyonu ve gerilmeli korozyon çatlamasına karşı iyi direnç gösterirler (www.key-to-steel.com).

3.2 Östenitik Paslanmaz Çelikler

Daha önceki bölümlerde de bahsedildiği gibi nikel ve mangan gibi bazı elementler Fe-C faz diyagramında γ alanını genişletme yönünde etki gösterirler. Yeterli oranda alaşım elementi eklendiği zaman oda sıcaklığında kararlı yada yarı kararlı kübik yüzey merkezli östenitin varlığını devam ettirmesi mümkün olur. Karbon çelikleri için, yalnızca krom ilavesi γ alanını daraltacak yönde etki gösterir ve ferrit oluşumunu teşvik eder. Fakat, Ni içeren çeliğe Cr eklendiği zaman, $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün kinetiği gecikecek ve böylece oda sıcaklığında dahi östenit varlığını sürdürecektir.

Çeliğin kompozisyonunda Cr bulunması, yüzeyde çok ince, kararlı bir oksit film tabakası oluşturarak çeliğin korozyon direncini arttıracaktır. Dolayısıyla krom-nikelli paslanmaz çelikler oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda korozif ortamlarda geniş oranda kullanılan malzeme olmuştur. Buna ek olarak östenitik paslanmaz çelikler kolay işlenebilirler ve ferritik çeliklerde oluşan sünek - gevrek geçişinin neden olduğu problemleri oluşturmazlar. Buda bu çeliklerin konstrüksiyon çeliklerinin en önemli grubu olmalarını sağlar (Honeycombe,1992).

Gerek kullanım, gerekse alaşım kalitelerinin çokluğu açısından en zengin paslanmaz çelik grubu olmuşlardır. Manyetik olmayan bu çelikler hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda kübik yüzey merkezli kafes yapısına sahip iç yapılarını koruduklarından, normalleştirme ve sertleştirme ısı işlemleri yapılamaz. Tavlanmış halde süneklikleri, toklukları ve şekillendirilebilme kabiliyetleri düşük sıcaklıklarda bile mükemmeldir. Mukavemetleri yalnızca soğuk şekillendirme ile artırılabilir. Östenitik paslanmaz çelikler bileşimlerinde genellikle %16-25 krom ve %7-20 nikel bulundururlar. 2XX serisi östenitik paslanmaz çelikler bileşimlerinde nikel ile birlikte manganda içerirler. Bu seride, en çok %7 nikel, %5 ile 20 oranında ise mangan bulunur ve azotun östenit içinde çözünürlüğü sayesinde dayanımları artırılabilir. Katı çözeltide bulunan kristal kusurların içine yerleşen azot, östenit iç yapının mukavemetini artırır. 3XX serisi ise daha fazla nikel ve en çok %2 oranında mangan içerir. 301 ve 304 kaliteleri en az alaşımlı olan türleridir ve 3XX serisinin temel alaşımları olarak kabul edilirler. Yaygın olarak kullanılan bazı östenitik paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri Çizelge 3.5’de, kimyasal kompozisyonları ve tipik uygulama alanları ise Çizelge 3.6’da verilmiştir (Aran ve Temel, 2004; Erdoğan,2000).

Çizelge 3.5 Endüstride kullanılan bazı östenitik tip paslanmaz çeliklere ait fiziksel özellikler
(ASM Handbook, 1988; Wegst, 1995)

Fiziksel özellikler	Elastiklik Modülü (GPa)	Özgül Ağırlık (gr/cm^3)	Isıl Genleşme Katsayısı ($1/\text{K}$)	Elektrik Direnci ($\mu\Omega/\text{cm}$)	Özgül Isı (J/Kg.K)	Isıl İletkenlik (W/m.K)	Manyetiklik
201	197	7.75	15.7	69	500	16.2	Yok
202	197	7.75	17.5	69	500	16.2	Yok
301	200	7.9	17.0	72	500	16.2	Yok
303	200	7.9	17.2	72	500	16.2	Yok
303Se	200	7.9	17.2	73	500	15	Yok
304	200	7.9	16.2	73	500	15	Yok
304L	200	7.9	16	73	500	15	Yok
304LN	200	7.9	16	73	500	15	Yok
308	200	7.9	17.2	73	500	15.2	Yok
309	200	7.9	17	85	500	15	Yok
310	200	7.9	17	90	500	14	Yok
310S	200	7.9	17	85	500	14	Yok
316	200	7.95	16.5	75	500	15	Yok
316L	200	7.98	16.5	75	500	15	Yok
316N	200	7.98	15.9	75	500	15	Yok

Çizelge 3.6 Kimyasal kompozisyonları ve endüstride yaygın olarak kullanılanlarının tipik uygulamaları (Stahlschlüssel,1997)

% Kimyasal Kompozisyon								
AISI Tip	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Diğerleri
201	0.15	5.5-7.5	1.00	16-18	3.5-5.5	0.06	0.03	0.25 N
202	0.15	7.5-10	1.00	17-19	4-6	0.06	0.03	0.25 N
301	0.15	2.00	1.00	16-18	6-8	0.045	0.03	-
303	0.15	2.00	1.00	17-19	8-10	0.20	Min 0.15	0.06 Mo
303Se	0.15	2.00	1.00	17-19	8-10	0.20	0.06	Min 0.15 Se
304	0.08	2.00	1.00	18-20	8-10.5	0.045	0.03	-
304L	0.03	2.00	1.00	18-20	8-12	0.045	0.03	-
304LN	0.03	2.00	1.00	18-20	8-10.5	0.045	0.03	0.1-0.15 N
308	0.08	2.00	1.00	19-21	10-12	0.045	0.03	-
309	0.20	2.00	1.00	22-24	12-15	0.045	0.03	-
310	0.25	2.00	1.50	24-26	19-22	0.045	0.03	-
310S	0.08	2.00	1.50	24-26	19-22	0.045	0.03	-
316	0.08	2.00	1.00	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo
316L	0.03	2.00	1.00	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo
316N	0.08	2.00	1.00	16-18	10-14	0.045	0.03	2-3 Mo; 0.1-0.16 N

(çizelge 3.6'nın devamı)

Tipik uygulama alanları

201 Çatal kaşık takımları, otomobil tekerlek kapakları, süslemeler

202 Genel amaçlı mutfak ekipmanları, başlık, süs taşıma malzemeleri

301 Yüksek pekleşme hızı, yüksek dayanım, yüksek sünekliğin gerekli olduğu yerlerde kullanılır. Tren yolu arabaları, treyler gövdeleri, uçak parçaları, sıkma bilezikleri, otomobil teker kapakları, süslemeler.

304 Kimyasal ve yiyecek işleme ekipmanları, mayalama ekipmanları, soğuk kaplar, oluklar, yağmur olukları, sac kaplamalar

304L Kaynak sırasında karbür çökmesini sınırlamak amacıyla 304 tipinin daha fazla düşük karbon modifikasyonu. Kömür silo hatları, sıvı gübreleme ve lapa domates tankları.

309 Yüksek sıcaklık dayanımı ve oksitlenme direnci, uçak ısıtıcıları, ısıl işlem ekipmanları, tavlama kapakları, fırın parçaları, ısıl işlem tepsileri, fırın kaplamalar.

310 Tip 309'dan daha yüksek oksitlenme direnci ve yüksek sıcaklık dayanımı, ısı değiştiriciler, fırın parçaları, yanma çemberleri, kaynak dolgu metalleri, gaz türbin bıçakları, yakma makinesi ısı toplayıcıları.

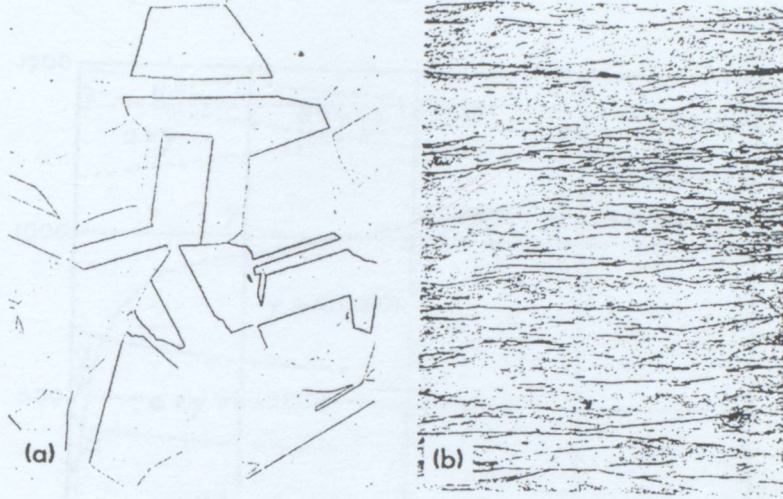
316 Tip 304'den daha yüksek korozyon direnci, yüksek sürünme dayanımı, kimyasal taşıma ekipmanları, kanyak fiçileri, gübreleme parçaları, ketçap pişirme tencereleri, maya tüpleri.

316L Tip 316'nın daha fazla karbon modifikasyonu, taneler arası karbür çökmesinin önlenmek zorunda olduğu kaynaklı yapılar, kimya-petro kimya ve gıda sanayilerinde kullanılır. Isı değiştiricilerinde, buhar kazanlarında, et işleme ünitelerinde, nakil ve stok depolarında ve mimaride dış cephe uygulamalarında da kullanım alanı bulur.

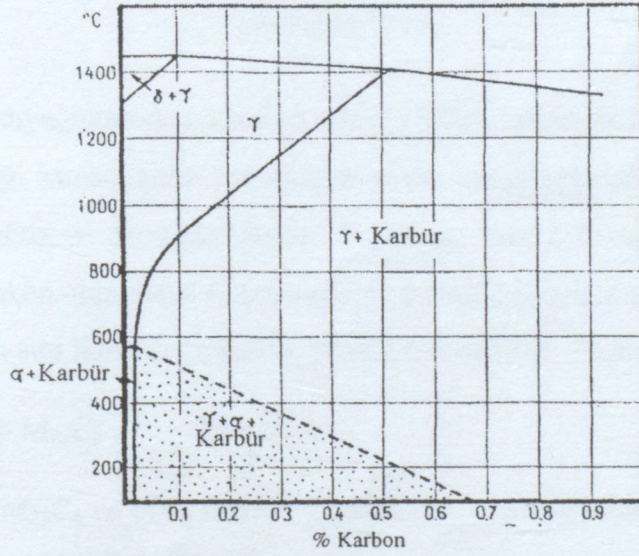
3.2.1 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları

Östenitik paslanmaz çelikler östenit kararlaştırıcı olan nikeli yüksek oranda içermeleri nedeniyle yüksek sıcaklık tavlamalarından sonra oda sıcaklığında östenitik (KYM) yapılarını korurlar. Bununla birlikte C, Mn ve N de östenitik yapının korunması ve kararlaştırılmasında katkıda bulunurlar. 2. bölümde de bahsedildiği gibi Fe-Cr alaşımlarına Ni ilave edilmesi

östenitin dengede olduğu bölgeyi genişletir (Şekil 2.10) ve martenzit başlama (M_s) sıcaklığını düşürür. Bir %18 Cr- % 8Ni paslanmaz çeliği tavlama sıcaklığından (~ 1050 °C) soğutmadan sonra östenitik yapıda kalır.



Şekil 3.10 %18 Cr, %8 Ni içeren çeliğin mikroyapı resmi: a) tavlama sonrası yapısının tamamen östenitik olduğu görülmekte, b) soğuk şekillendirme sonrası görüntüsü

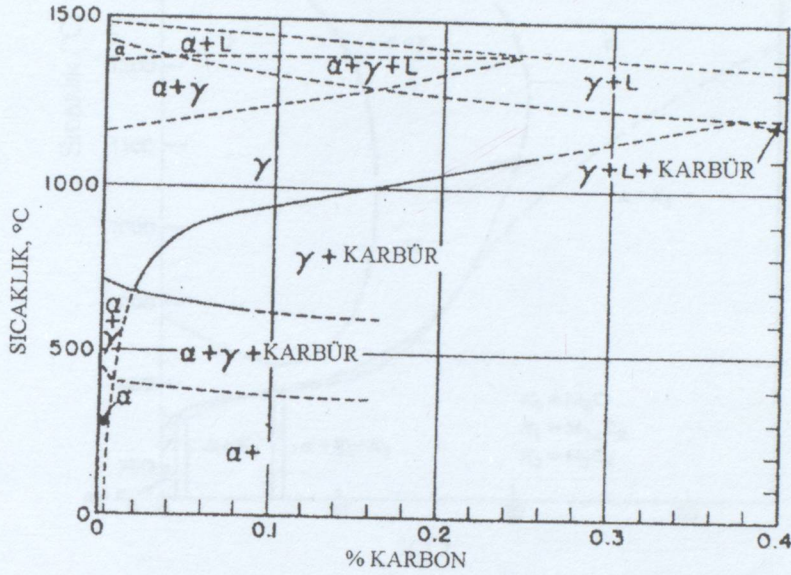


Şekil 3.11 %8 Ni içeren Fe %18 Cr-C alaşımı için faz diyagramı (Erdoğan,2000)

Buna karşın bazı Fe-Cr-Ni paslanmaz çeliklerde düşük krom ve nikel içeriklerinden dolayı östenit termodinamik olarak kararlı değildir. Bu tip alaşımlar oda sıcaklığında ve biraz aşağısında deforme edilirse östenitin bir kısmı martenzite dönüşebilir (ASM Handbook).

En yaygın olarak kullanılan paslanmaz çelikler önemli oranda karbon içerirler. Örneğin; 302

tipi alaşım genellikle yaklaşık %0,1 C ve 304 tipi alaşım ise %0,06 C bulundururlar. Östenitik paslanmaz çeliklerde karbon eriyebilirliği sıcaklık düştükçe %18 Cr- %8 Ni alaşımlarında olduğu gibi hızla düştüğü için bu alaşımlar yavaş soğutulurlarsa krom karbür çökelmeleri oluşabilir (şekil 3.12).

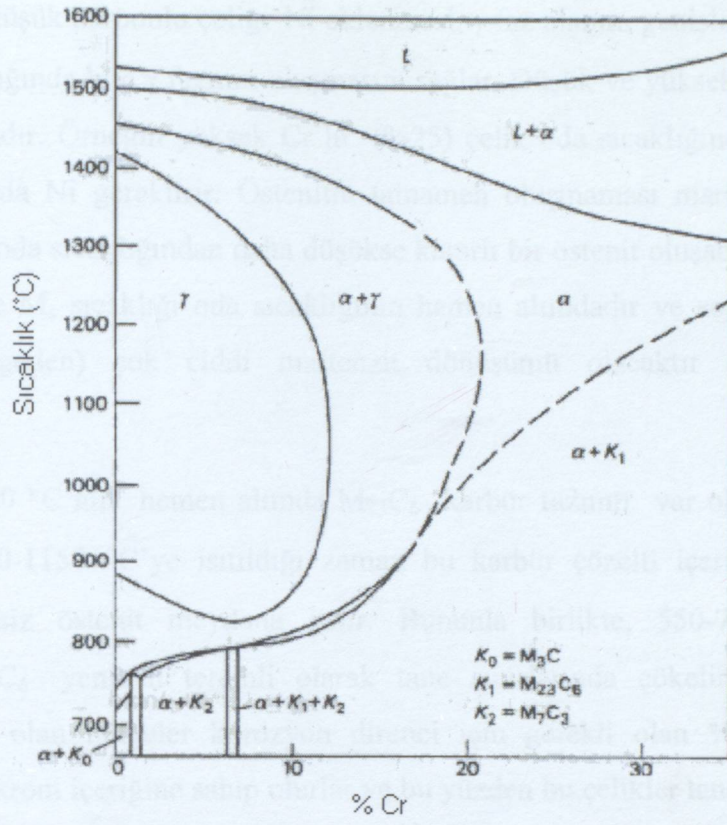


şekil 3.12 %18 Cr-%8 Ni paslanmaz çeliklerin yapısı üzerine karbonun etkisi (Erdoğan,2000)

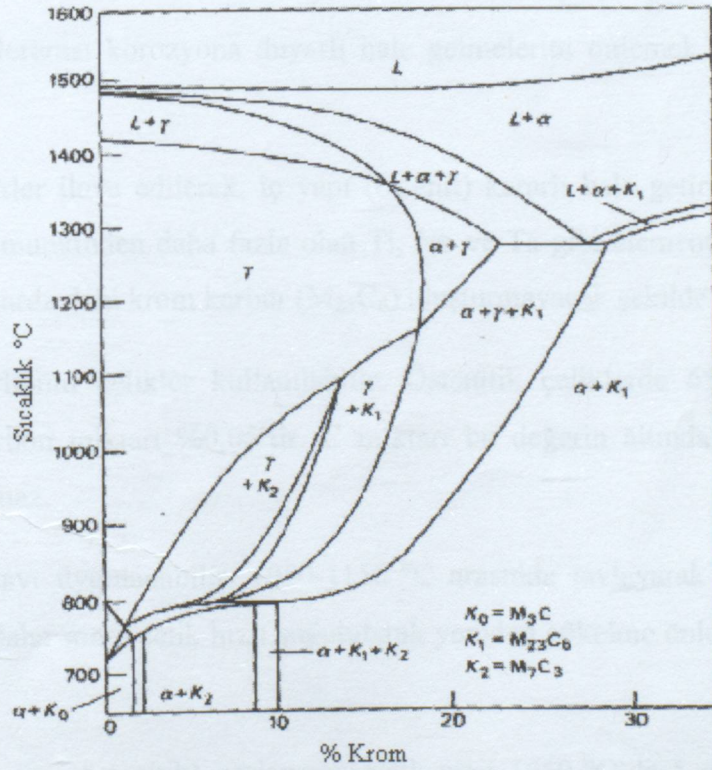
şekil 3.13’de Fe-Cr diyagramında karbonun etkisi görölmektedir. %18 Cr içeren çeliğe adım adım karbon eklendiği zaman, elik γ alanından yavaş yavaş soğutulursa, %0,04 C oranında yapı tamamen ferritiktir ve dönüşüm olmaz. %0,08 ile %0,22 C oranında $(\alpha+\gamma)$ yapısında kısmi dönüşüm mümkün olur, %0,4 C oranında ve üstünde çeliğin yapısı tamamen östenittir. Karbonun bunun yanı sıra ikinci bir etkisi de yapıda kromkarbür oluşturmasıdır.

$$K_0 = M_3C \quad K_1 = M_{23}C_6 \quad K_2 = M_7C_3$$

Östenitik eliklerde, $M_{23}C_6$ en önemli karbür şeklidir ve korozyon direnci üzerinde ciddi etki gösterir (Honeycombe,1992; Erdoğan,2000).



Şekil 3.13a Fe-Cr diyagramı üzerinde C'un etkisi (% 0,05C)



Şekil 3.13b Fe-Cr diyagramı üzerinde C' un etkisi (%0,4 C) (Honeycombe,1992)

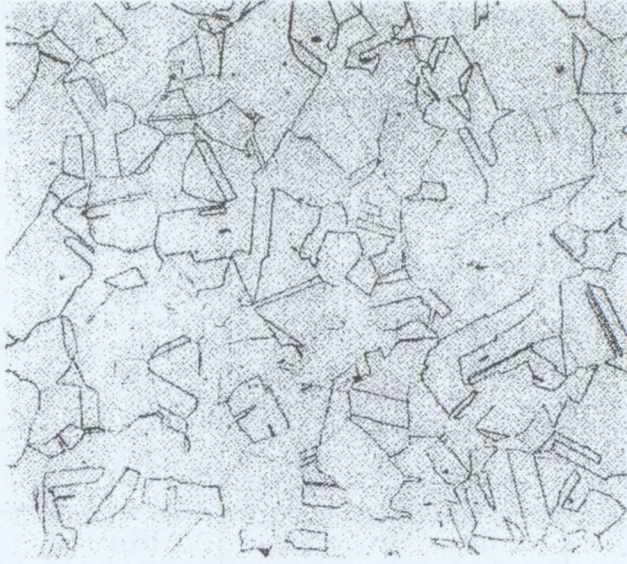
Eğer %18 Cr'lu düşük karbonlu çeliğe Ni eklenmesi, γ faz alanını genişletir, %8 civarında Ni ilavesi oda sıcaklığında bile γ fazının oluşmasını sağlar. Düşük ve yüksek Cr içeriklerinde Ni ihtiyacı çok fazladır. Örneğin yüksek Cr'lu (%25) çelik oda sıcaklığında östenitik kalması için %15 civarında Ni gerektirir. Östenitin tamamen oluşmaması martenzitin oluşmasıyla açıklanabilir. M_s oda sıcaklığından daha düşükse kararlı bir östenit oluşabilir. %18 Cr- %8 Ni çeliğinin gerçekte M_s sıcaklığı oda sıcaklığının hemen altındadır ve soğutma sırasında (bu çelikte sıvı bölgeden) çok ciddi martenzit dönüşümü olacaktır (Honeycombe,1992; Erdoğan,2000).

Şekil 3.12'de, 900 °C'nin hemen altında $M_{23}C_6$ karbür fazının var olduğu gösterilmiştir. Fakat, çelik 1100-1150 °C'ye ısıtıldığı zaman bu karbür çözelti içeri gider ve soğutma sırasında çökeltisiz östenit meydana gelir. Bununla birlikte, 550-750 °C'ye yeniden ısıtıldığında $M_{23}C_6$ yeniden tercihli olarak tane sınırlarında çöker. Bu nedenle tane sınırlarına yakın olan bölgeler korozyon direnci için gerekli olan %12'den daha aşağı düşürülmüş olan krom içeriğine sahip olurlar ve bu yüzden bu çelikler taneler arası korozyona karşı duyarlı hale gelirler. Bu konu daha sonra "östenitik paslanmaz çeliklerin korozyona karşı tutumları" başlığı altında ayrıntılı olarak incelenecektir (Erdoğan, 2000; ASM Handbook, 1988; Honeycombe, 1992).

Bu çeliklerin tanelerarası korozyona duyarlı hale gelmelerini önlemek için bazı yöntemler geliştirilmiştir;

- Çeliğe stabilizörler ilave edilerek, iç yapı (östenit) kararlı hale getirilir. Bunlar karbona olan ilgileri kromunkinden daha fazla olan Ti, Nb ve Ta gibi elementlerdir. Bu sayede C yüksek sıcaklıklarda dahi krom karbür ($M_{23}C_6$) oluşturmayacak şekilde bağlanır.
- Çok düşük karbonlu çelikler kullanılabilir. Östenitik çeliklerde 650 °C'lik sıcaklıkta çözünebilir karbon miktarı %0,05'tir. C miktarı bu değerin altında olursa çözünen C, karbür oluşturamaz.
- Çeliğe çözme tavlama uygulanabilir. 1050-1150 °C arasında tavlarken çökelmiş karbürler çözündürülür. Daha sonra çelik hızlı soğutularak yeniden çökme önlenir (Aran ve Temel 2004).

Şekil 3-14'de 304 tipi (östenitik) paslanmaz çelik şerit 1060 °C'de 5 dakika tavlansın ve havada soğutulmuş mikro yapısı gösterilmiştir. Yapı eşeksenel östenit tanelerinden oluşmuştur (Erdoğan, 2000).



Şekil 3.14 304 tipi östenitik paslanmaz çelik şerit 1060 °C' de 5 dakika tavlandıktan sonra havada soğutulmuş. Yapı eşeksenel östenit tanelerinden oluşmaktadır ve yapıda tavlama ikizleri görülmekte (250X) (Erdoğan, 2000)

3.2.2 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

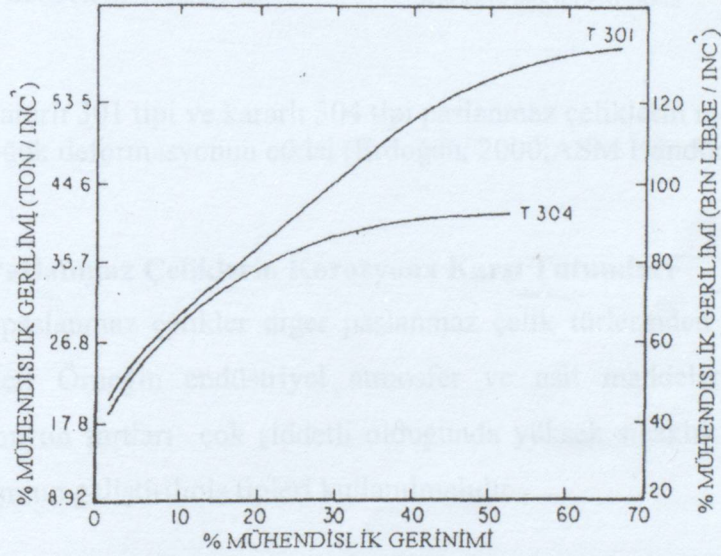
Östenitik tip paslanmaz çeliklerin tavllanmış durumdaki nominal mekanik özellikleri çizelge 3.7'de her bir ürün için detaylı olarak verilmiştir. Östenitik paslanmaz çelikler, ferritik paslanmaz çeliklere oranla daha yüksek çekme dayanımına ve uzamaya, ancak buna karşın daha düşük akma dayanımına sahiptirler.

Çizelge 3.7 Endüstride kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerin nominal mekanik özellikleri

Çelik Türü	Isıl İşlem Durumu	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı %0.2 (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)	Sertlik (HRB)
201	Tavlı	793	379	55	-	90
202	Tavlı	724	379	55	-	90
301	Tavlı	758	276	60	-	85
303	Tavlı	620	241	50	55	84
303Se	Tavlı	620	240	50	60	-
304	Tavlı	586	241	55	65	80
304L	Tavlı	552	207	55	65	76
304LN	Tavlı	552	207	40	-	-
308	Tavlı	586	241	55	65	80
309	Tavlı	620	276	45	65	85
310	Tavlı	655	276	45	65	87
310S	Tavlı	580	290	50	-	-
316	Tavlı	586	241	55	70	80
316L	Tavlı	538	207	55	65	76
316N	Tavlı	600	300	48	-	85

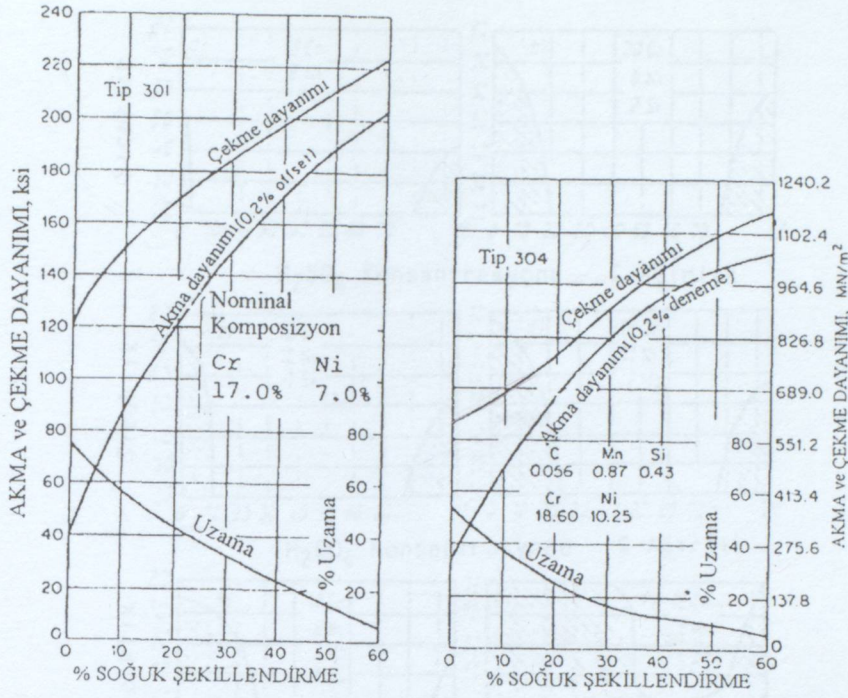
Östenitik paslanmaz çelikler oda sıcaklığında östenitik (YMK) bir yapıya sahip olduklarından ısı ilemele sertleştirilemezler buna karşın bu çeliklerin soğuk şekillendirme ile dayanımları daha fazla artabilir. Örneğin 301 tipi alaşımın akma dayanımı soğuk şekillendirme ile 40' dan 200 ksi' ye yükseltilebilir.

Östenitik paslanmaz çelikler, mikro yapıdaki östenitin kararlı hale gelebilirliğine göre kararlı ve yarı kararlı olmak üzere iki grupta toplanabilir. Kararlı östenitik paslanmaz çeliklerin mikro yapıları soğuk şekillendirmeden sonra östenitik olarak kalır. Ancak yarı kararlı olan östenitik paslanmaz çeliklerin soğuk şekillendirme sonrası mikro yapıları belirli bir oranda martenzite dönüşür ve östenit - martenzit karışımı bir yapı ortaya çıkar. Oda sıcaklığında yarı kararlı (301 tipi) ve kararlı (304 tipi) östenitik paslanmaz çeliklerin pekleşme davranışları arasındaki fark mühendislik gerilim - gerinim eğrisiyle şekil 3.15’de gösterilmiştir. 304 tipi normal pekleşme davranışı gösterir ve gerilimin uygulandığı süreçte normal pekleşmeye işaret eden parabolik bir eğri sergiler. Buna karşın 301 tipi yaklaşık % 10-15 deformasyondan sonra hızlandırılmış bir pekleşme davranışı gösterir. Bu hızlandırılmış pekleşme davranışına martenzit oluşumu neden olmaktadır (Erdoğan, 2000; ASM Handbook, 1988).



Şekil 3.15 301 ve 304 tipi paslanmaz çeliklerin mühendislik gerilim-gerinim eğrileri (Lefler)

Verilen bir soğuk deformasyon miktarı için şekil 3.16’da yarı kararlı (301 tipi) ve kararlı (304 tipi) östenitik paslanmaz çeliklerin çekme, akma dayanımları ve uzamaları (%) karşılaştırılmıştır. Yarı kararlı çeliklerin yüksek dayanımı yine bir miktar yarı kararlı östenitin martenzite dönüşmesinin sonucudur (Erdoğan,2000; Avner,1974).

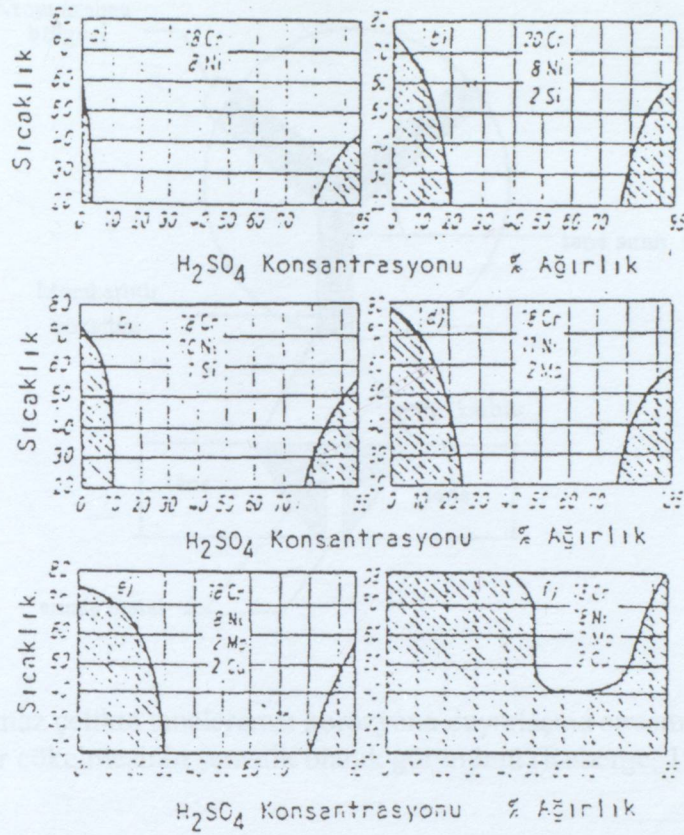


Şekil 3.16 Yarı kararlı 301 tipi ve kararlı 304 tipi paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri üzerine soğuk deformasyonun etkisi (Erdoğan, 2000; ASM Handbook, 1988)

3.2.3 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları

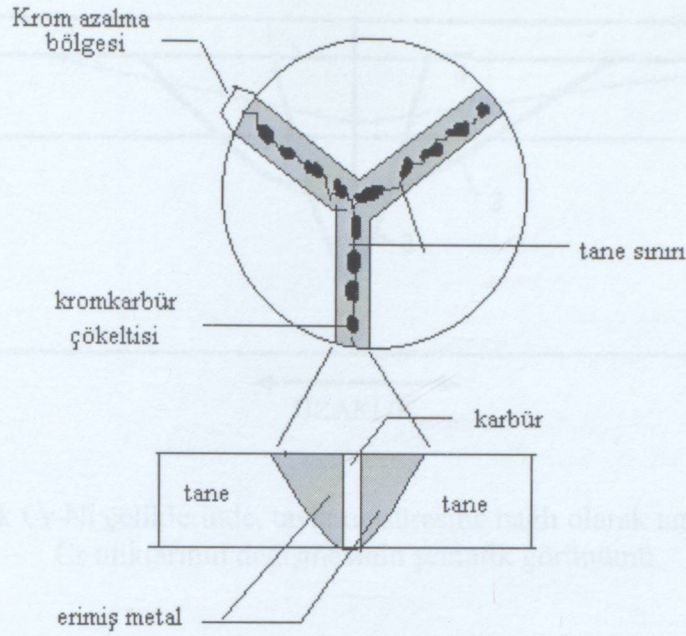
Genelde östenitik paslanmaz çelikler diğer paslanmaz çelik türlerinden daha iyi korozyon direncine sahiptirler. Örneğin endüstriyel atmosfer ve asit maddelerine karşı oldukça dirençlidirler. Korozyon şartları çok şiddetli olduğunda yüksek sıcaklık ve kuvvetli asitler içinde 304 tipi alaşımın geliştirilmiş tipleri kullanılmalıdır.

Östenitik paslanmaz çeliklerin aktif potansiyeli ve kısmi potansiyeli, ferritik paslanmaz çeliklerle yaklaşık aynıdır. Öyle ki HNO_3 karşısındaki dayanım her ikisi içinde benzer sınırlardadır. %65 konsantrasyona karşı östenitik paslanmaz çeliklerdeki aşınma yaklaşık 0,5 mm/yıl, daha yüksek nitrik asit konsantrasyonlarında 5 mm/yıl değerine kadardır. H_2SO_4 'e karşı dayanım, çeliğin kompozisyonunda nikel bulunması ve ayrıca Mo ve Cu ilave edilmesiyle oldukça önemli miktarda artar (Şekil 3.17) (Topbaş, 1993).



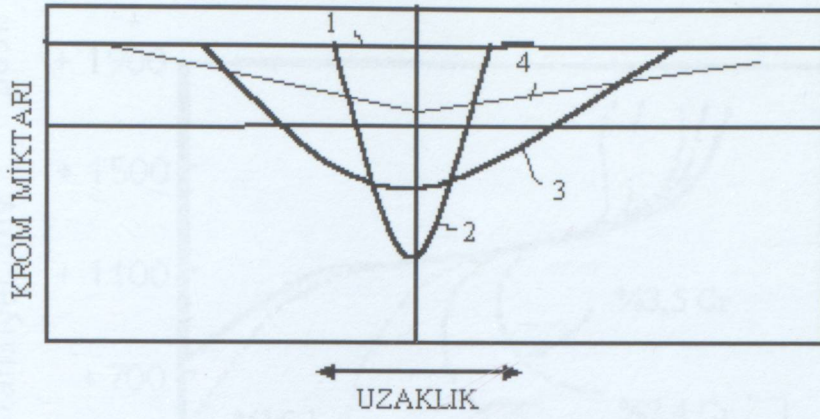
Şekil 3.17 Sülfürik asit içerisinde değişik Cr-Ni çeliklerinde tahribat. (Taralı alanlar, yılda 0,1 mm'den az tahribatın olduğu alanları göstermektedir) (Topbaş, 1993; Doruk, 1982)

Östenitik paslanmaz çeliklerin kullanımını sınırlayan etmenlerin başında tane sınırları korozyonunu saymak gerekir. Bu tür korozyon çelikte içerilen serbest karbonun kromla birleşerek krom karbür dönüşmesi sonucu ortaya çıkar. Örneğin, kaynak işleminden hemen sonra havada soğumaya terk edilen parçalar belirli bir sıcaklık aralığında (450-850 °C) yeralan krom karbür çökelmeleri ile tane sınırları korozyonuna dirençsiz hale gelir. Bu tutum ilk kez kaynak işlemi ile bağıntılı olarak gözlemlendiğinden kaynak hatası olarak adlandırılmıştır. Ancak, aynı tür ısı etki kalıbı içinde soğumaya terk edilen döküm parçaları içinde geçerlidir. Kaynak ve döküm gibi üretim yöntemlerinin uygulanmasını büyük ölçüde kısıtlayan bu tutum östenitik paslanmaz çeliklerin en önemli sakıncası olarak ortaya çıkmış ve tanelerarası korozyona dayanıklı çeliklerin geliştirilmesini zorunlu kılmıştır. Şekil 3.18'de östenitik paslanmaz çeliğin tanelerarası korozyona hassaslaşması, kromkarbür çökmesi şematik olarak verilmiştir (Doruk, 1982; Roberge, 1999).



Şekil 3.18 Paslanmaz çelikte tanelerarası korozyona duyarlaşma sırasında tane sınırında karbür çökmesinin şematik olarak görünümü (Roberge, 1999)

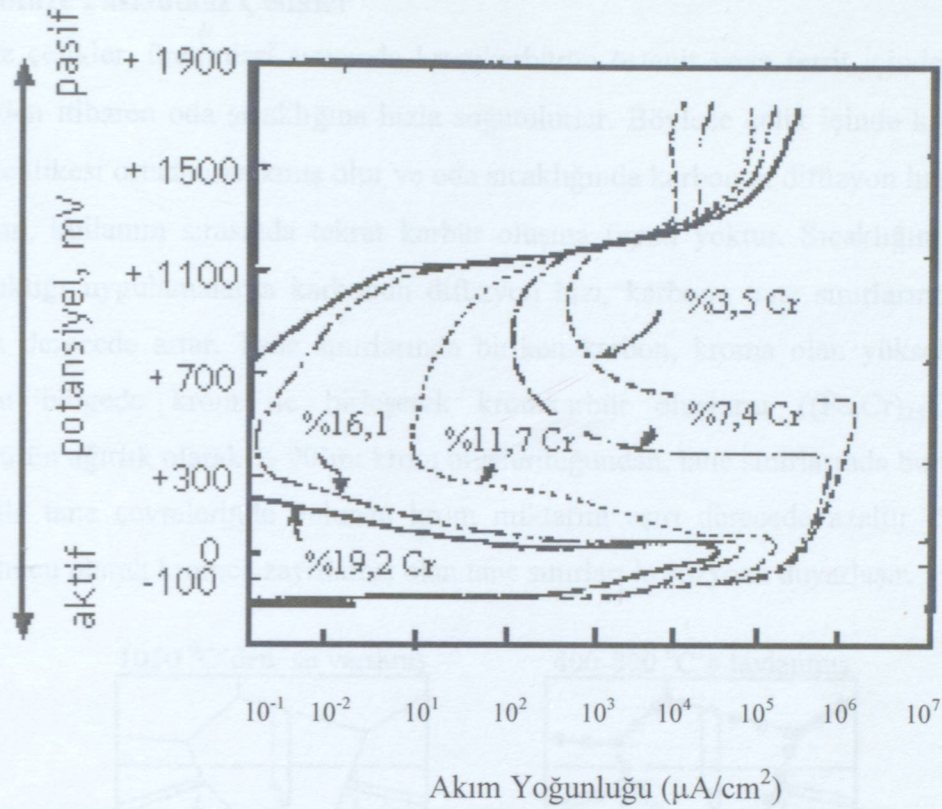
Östenitik paslanmaz çeliğin katı çözelti halinde kabullenebildiği karbon miktarı sıcaklıkla artar. 600 °C'nin altına inildiğinde karbon çözünürlük sınırının da %2'nin altına düştüğü görülür. Tane sınırlarına duyarlılık gösteren çelikler karbon miktarı bu değerin üstünde olan çeliklerdir. Bu sınırı aşan karbon miktarı tamamen katı çözelti durumuna geçemediğinden kromkarbürlerin ayrışmasına ve tane sınırları boyunca çökmesine yol açar. Bu oluşumlar kromun tane sınırları içlerinden tane sınırlarına yayılma yolu ile ulaşmasını gerektirir. 550 - 600 °C'nin altındaki sıcaklıklarda yayınma olayı çok yavaşlamış olacağından, %0.02'den daha az karbon içeren çeliklerde çökelen karbür miktarı duyarlık oluşturacak seviyeye ulaşmaz. Kromkarbürler genellikle 900 °C'nin üstünde kararlılıklarını yitirirler. Dolayısıyla 900 °C'nin üstündeki sıcaklıkların duyarlılığa yol açması beklenmez. Çeliğin içerdiği krom miktarının yer ve zamana göre nasıl değiştiği şekil 3.19'da verilen krom miktarı - uzaklık grafikleri üzerinde görülebilir.



Şekil 3.19 Östenitik Cr-Ni çeliklerinde, tavlama süresine bağlı olarak tane sınırları yakınında Cr miktarının değişmesinin şematik görünümü

1 numaralı eğri çözeltiye alma ısı işleminden sonraki krom miktarı dağılımını gösterir. Bu durumda kromun miktarının tane sınırlarında ve tane içlerinde aynı olduğu varsayılan kromkarbür çökmesinin başlangıç dönemindeki krom dağılımı ise 2 numaralı eğri ile verilmiştir. Krom karbürün büyük bir kısmı ile çökeldiği tane sınırları yakınları krom yönünden oldukça fazla fakirleşmiş ve bu bölgelerde krom miktarı pasifleşme için gerekli olan kritik değerin (yaklaşık %12-13) altına düşmüştür. Çelik bu dokusu ile korozyona karşı hassaslaşmıştır. Yani aktif durumda olan tane sınırları ile pasif durumunu koruyan tane içleri arasında kurulan korozyon hücrelerinin hızlı faaliyeti tane sınırlarının hızla çözünmesine yol açacaktır (Doruk, 1982).

Kromun uzun mesafelerden, yani tane içlerinden tane sınırlarına ulaşımı çökelpmenin başlangıç döneminde zamanın yetersiz olması nedeniyle gerçekleşmez. Böylece karbürlerin oluşumu için gereken kromun hemen tamamı tane sınırları yakınında sağlanır. Şekil 3.19'da 2 numaralı eğri ile gösterilen krom fakirleşmesinin sebebi budur. Ancak zamanla tane içlerinden tane sınırlarına ulaşan krom atomları tane sınırları yakınındaki krom miktarını yeniden yükseltir. (3 ve 4 numaralı eğrilerle gösterilen krom dağılımları). Krom miktarı pasifleşme için gerekli seviyeye yeniden ulaştığında karbür çökeltisi ile kaybedilen korozyon dayanımı yeniden kazanılmış olur (Doruk, 1982). Şekil 3.20'de, 304 tipi paslanmaz çeliğin değişen karbon içeriğine göre hassaslaşma diyagramı gösterilmiştir (ASM Handbook, 1988).



Şekil 3.20 90°C'de 2N H₂SO₄ içinde %8-9 Ni içeren Fe alaşımı anodik polarizasyonuna Cr içeriğinin etkisi (Roberge, 1999)

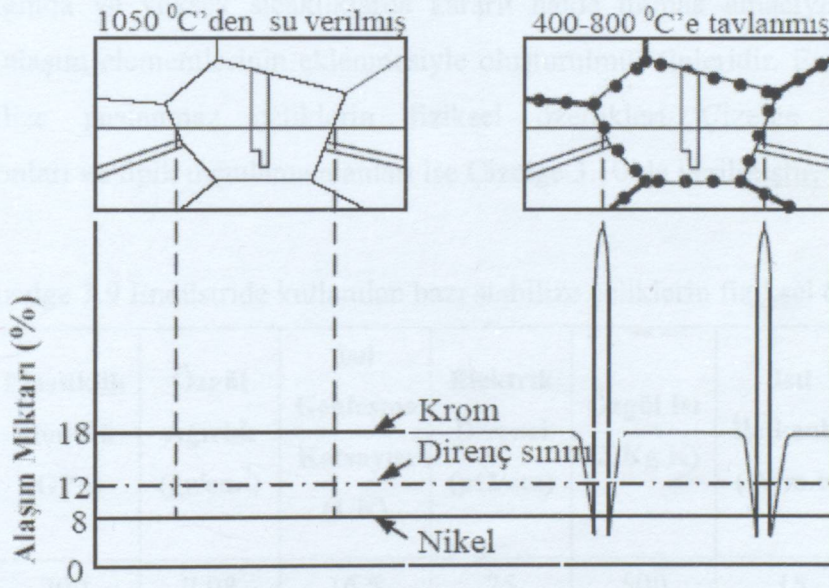
Hassaslaşmaya neden olan birincil elementler bahsedildiği gibi Cr ve C'dir. Diğer elementler ikincil etkiye sahiptirler. Ni katı çözeltide C'nin aktivitesini yükseltir ve karbür çökmesini kolaylaştırır. Mo, Cr gibi etki gösterir; tane sınırlarında karbür oluşturur. Mo'nun alaşım içinde düşük konsantrasyona sahip olması nedeniyle çok az etki gösterir (Roberge, 1999).

Östenitik paslanmaz çeliklere %2 Mo ilavesi çukurcuk korozyon direncini artırır. Atak, çukurcuk maddesi yüksek klorür içerikleri için 316 tipi alaşımın içeriklerinden başka yüksek Ni, Mo içerikleri gereklidir. Ayrıca iç ve dış çekme gerilmeleri olduğunda gerilmeli korozyon çatlamasına rastlanır. Çoğu zamanda her iki korozyon tarzı birlikte görülür. Bu durumda da çeliğin dayanımı Mo ilavesi ile artırılabilir. Standart alaşımlar, bazlar içerisinde düşük konsantrasyonlarda dayanıklıdır. Örneğin; NaOH, ilk olarak %10'dan fazla konsantrasyonlarda etkili olur. Kuvvetli alkali çözeltielerde, aynı zaman da yüksek sıcaklık ve gerilim mevcutsa gerilmeli korozyon çatlaması görülür.

Östenitik paslanmaz çelikler atmosferle, buhar ve suyla, fosforik asit, sirke asidi, süt asidi ve meyve asidi ile klorür içeren çözeltiyle temas ettiğinde yeterli dayanıma sahiptirler (Aalco.)

3.3 Stabilize Paslanmaz Çelikler

Paslanmaz çelikler, üretimleri sırasında kromkarbürün östenit veya ferrit içinde çözündüğü 1100 °C'den itibaren oda sıcaklığına hızla soğutulurlar. Böylece çelik içinde kromkarbürün çökme tehlikesi ortadan kalkmış olur ve oda sıcaklığında karbonun difüzyon hızı çok düşük olduğundan, kullanım sırasında tekrar karbür oluşma fırsatı yoktur. Sıcaklığın 450 °C'nin üzerine çıktığı uygulamalarda karbonun difüzyon hızı, karbonu tane sınırlarından dışarıya çıkartacak derecede artar. Tane sınırlarında biriken karbon, kroma olan yüksek ilgisinden dolayı bu bölgede krom ile birleşerek kromkarbür oluşturur ((Fe,Cr)₂₃C₆). Oluşan kromkarbürün ağırlık olarak % 90'ını krom oluşturduğundan, tane sınırlarında bulunan çok az karbon bile tane çevrelerinde bulunan krom miktarını aşırı derecede azaltır (Şekil 3.21). Bunun sonucu olarak kromca zayıflamış olan tane sınırları korozyona duyarlaşır.



Şekil 3.21 Östenitik paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında krom karbür çökmesine bağlı olarak krom azalması (Kahraman vd., 2002)

Paslanmaz çeliklere, karbonu kendilerine bağlayıp kromkarbür çökmesini önlemek ve kromun serbest kalmasını sağlamak amacıyla çeliğin içerdiği karbon ve azot miktarına bağlı olarak Ti, Nb ve Ta gibi kuvvetli karbür yapıcı elementler ilave edilir. Bu elementlerin C'ye olan ilgisi Cr'den daha yüksektir. Normal uygulamalarda çelik içinde bulunan tüm C'leri bağlamak için eklenen Ti ve Nb'nin sitokiometrik oranları Çizelge 3.8'deki gibidir:

Çizelge 3.8 Çelik kompozisyonunda bulunması gereken Ti ve Nb oranları

	Ti : C	Nb : C
Atomik ağırlık	48 : 12	93 : 12
Oran	4 : 1	8 : 1

Fakat eklenmesi gereken miktar bu oranları geçerse, titanyum ve niyobyumun bazı katı çözeltileri oluşur ve mevcut bütün azotları bağlayabilir.

Buraya kadar bahsedilenlerden de anlaşılacağı üzere stabilize paslanmaz çelikler faz türüne göre farklı bir paslanmaz çelik türü olmayıp östenitik yada ferritik paslanmaz çelik türlerini oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda kararlı halde tutmak amacıyla çelik bileşimine bahsedilen alaşım elementlerinin eklenmesiyle oluşturulmuş tipleridir. Endüstride kullanılan bazı stabilize paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri Çizelge 3.9'da, kimyasal kompozisyonları ve tipik uygulama alanları ise Çizelge 3.10'da verilmiştir.

Çizelge 3.9 Endüstride kullanılan bazı stabilize çeliklerin fiziksel özellikleri

Fiziksel özellikler	Elastiklik Modülü (GPa)	Özgül Ağırlık (gr/cm ³)	Isıl Genleşme Katsayısı (1/K)	Elektrik Direnci (μΩ/cm)	Özgül Isı (J/Kg.K)	Isıl İletkenlik (W/m.K)	Manyetiklik
316Ti	200	7,98	16,5	75	500	15	Yok
321	200	7,9	16	73	500	15	Yok
347	200	7,9	16	73	500	15	Yok
409	220	7,7	10,4	60	430	25	Var
436	200	7,73	9,5	60	470	25,5	Var
439	220	7,7	10	60	460	25	Var

Çizelge 3.10 Stabilize paslanmaz çeliklerin kimyasal kompozisyonları ve tipik uygulama alanları

Kimyasal Analiz								
Çelik Türü	C(%)	Mn(%)	Si(%)	Cr(%)	Ni(%)	P(%)	S(%)	Diğerleri(%)
316Ti	0,08	2,00	1,00	16-18	10-14	0,045	0,03	Ti $\geq 5 \times C$ Mo 2-3
321	0,08	2,00	1,00	17-19	9-12	0,045	0,03	Ti $\geq 5 \times C$
347	0,08	2,00	1,00	17-19	9-13	0,045	0,03	Nb/Ta $\geq 10 \times C$
409	0,08	1,00	1,00	10,5-11,75	$\leq 0,50$	0,045	0,03	Ti $6 \times C \leq 0,75$
436	0,12	1,00	1,00	16-18	-	0,045	0,03	Nb/Ta $\geq 5 \times C$ Mo 0,75-1,25
439	0,07	1,00	1,00	17-19	$\leq 0,50$	0,045	0,03	Ti $0,2+4 \times (C+N)$

Tipik Uygulamaları

316Ti 316 kaliteye benzer, ancak yüksek sıcaklık özellikleri daha iyidir. Kimya, petrokimya, kömür, katran sanayi, selüloz üretimi, tekstil proses ekipmanları, boya tesisleri, sentetik, reçine ve lastik sanayi gibi yerlerde geniş kullanım alanı bulur.

321 Kimya sanayiinin birçok uygulamasında (gıda, film, fotoğraf, sanayi gibi), kaynaklı aparat ve depo yapımında, fittinglerde tercih edilir.

347 321 tipi ile aynı özelliklere sahiptir ve niyobyum titanyuma göre daha kararlı stabilizör elementtir. Özellikle ikincil kaynak işlemi gerektiren yerlerde, şiddetli korozif ortamlarda kullanımı tercih edilir.

409 Otomobillerde susturucu ve egzoz sistemlerinde kullanılır. Demir yolu vagonlarında, konteynerlerde ve otobüs karoserisinde kullanılır. Ayrıca galvanizli çeliğin yeterli olmadığı kaynaklı uygulamalarda kullanılır.

439 İyi kaynak edilebilmesi ve sünekliği ev aletlerinde bulunan su ısıtıcıları için ideal bir malzeme olmasını sağlar. Çamaşır makineleri, gıda tesisleri, ısı değiştiricileri gibi.

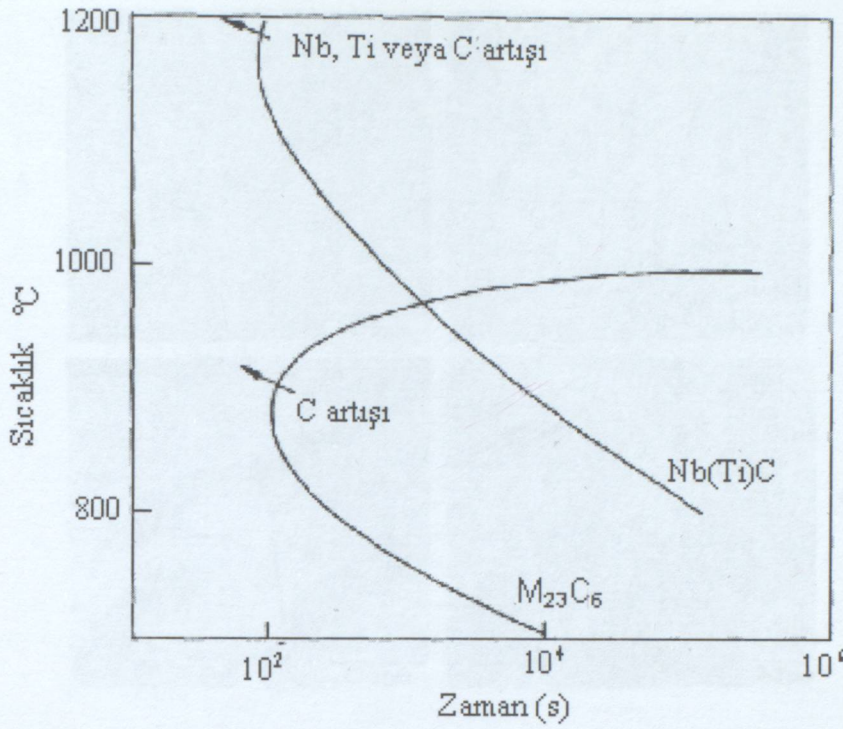
3.3.1 Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Mikroyapıları

Niyobyum ve Titanyum Karbür Çökmesi

Titanyum ve niyobyum karbürlerin östenit içerisinde çözünürlüğü kromkarbürden daha düşüktür, böylece bu karbürler oldukça yüksek sıcaklıklarda bile kararlılıklarını korurlar. Ticari ısıtıl işlemlerde bunların inert kalması, çözelti sıcaklığının 1050 °C'den daha yüksek olmasını gerektirir ve böylece $Cr_{23}C_6$ çekirdeğinin oluşumu minimize edilir. Bununla birlikte, TiC ve NbC 1050 °C'de östenit içinde bir miktar çözünürlüğe sahiptir ve düşük sıcaklıklarda çökebilirler. Kaynak gibi yüksek sıcaklık uygulamaları sırasında bu karbürler östenit içinde çok geniş ölçüde çözünürler ve daha sonra daha düşük sıcaklıklarda yeniden çöklerler. Bundan dolayı, TiC ve NbC'nin dağılımının inert oluşumu sürekli olmayacak ve ısıtıl işlemlerle yeniden dağılımı gerçekleştirilecektir. Buna rağmen bu çeliklerde matriksin Cr oranının azalmamasından dolayı çok büyük avantajlara sahiptirler. Özellikle de tane sınırı gibi hassas bölgelerde TiC ve NbC dağılımları çok büyük avantaja sahiptirler, bunlar yüksek sıcaklıklarda (500-750 °C) çok ince olarak dağılırlar ve östenitik çeliklere bu sıcaklık oranlarında çok yüksek dayanım sağlarlar. Östenitik çeliklerin sürünme dirençlerindeki gelişme bu karbür dağılımlarının özellikleri sonucu olmuştur.

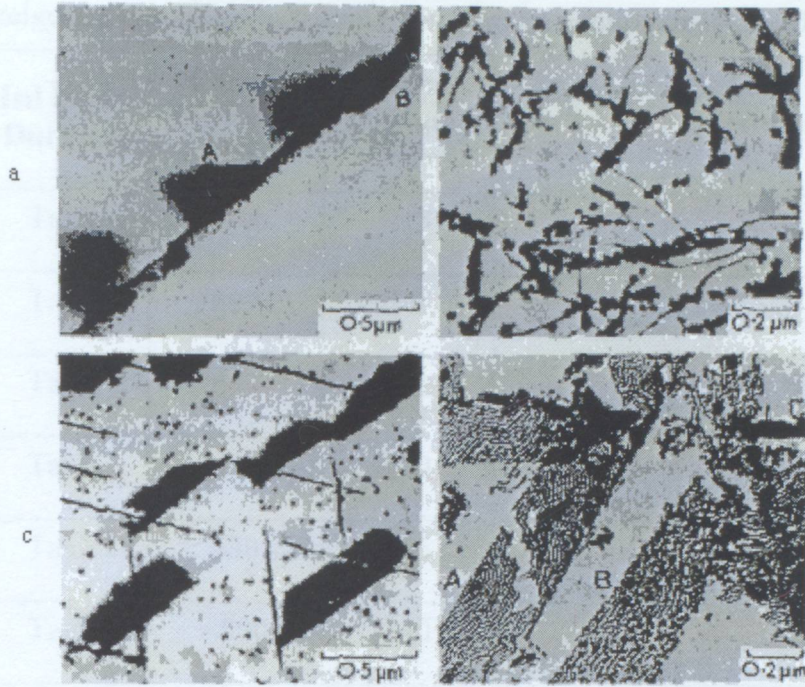
Östenit içinde TiC ve NbC oluşumu (1100-1300 °C) yüksek sıcaklıkta çözeltiye alma işlemi ve bu işlemi takip eden hızlı soğuma sonucuna bağlıdır. Sonrasındaki 650-850 °C sıcaklık aralığında yapılan ısıtıl işlemle çökelti yerlerini alırlar. Çökelti oluşumu birkaç farklı yolla gerçekleşir (Honeycombe,1992).

Tane Sınırı : Tane sınırları tercih edilen alanlardır, fakat kromun östenit içerisinde titanyum ve niyobyumdan daha hızlı difüzyonu nedeniyle genellikle ilk olarak $Cr_{23}C_6$ oluşur (Şekil 3.23). Eğer tam stabilizasyon sağlanmışsa çözelti içinde TiC ve NbC bulunmayacaktır. Şekil 3.22'de ZSD eğrileriyle $Cr_{23}C_6$ ve (Nb,Ti)C gösterilmiştir, düşük sıcaklıklarda ve kısa zamanda ilk kromkarbür oluşur, fakat daha uzun zamanda Cr-karbür yeniden çözünür ve yerini (Nb,Ti)C alır.



Şekil 3.22 Cr-Ni östenitik çelik içinde $M_{23}C_6$ ve Nb(Ti)C için Zaman-Sıcaklık dönüşüm eğrisi

Dislokasyonlar : NbC ve TiC çekirdekleri, GP oluşumuyla öne geçirilmeyen denge fazlarının çökmesiyle bağıntılı önemli bir mekanizma olan dislokasyonlar üzerinde yer alırlar (Şekil 3.22). Yüksek sıcaklıklarda meydana gelen dislokasyonlar üzerinde alaşım karbürlerin çekirdekleri, bu grup alaşımların sürünme direnci önemli oranda artırır. Karbürler, diğer metal karbürler gibi (VC, TaC) daima küp-küp Widmanstatten yönünde matrikste bağıntılıdır. Östenitin kafes parametresi bu karbürlerinkinden %20-25 daha küçük olduğunda çökelti içindeki boşlukların akıcılığının, partiküllerin gelişiminden dolayı oluşan iç gerilimler nedeniyle azaltılması gerekir. Bu boşluklardan sadece birkaçı giderilebilir böylece dislokasyonlarda ve tane sınırlarında daha fazla boşlukların olduğu bölgelerde karbür partikülleri çok kolay gelişecektir (Honeycombe, 1992). Şekil 3.23'de Östenitik çeliğin 1150-1300 °C aralığına ısıtılması sonucu farklı şekillerdeki çökelti modelleri görülmektedir; a'da 25Cr-24Ni-0,27Ti-0,03C içerikli 700 °C'de 3 saat bekletilmiş, tane sınırı çökeltileri; $M_{23}C_6$ kaba ve TiC ince, b'de 18Cr-10Ni-1Ti-0,1C içerikli 700°C'de 48 saat bekletilmiş, dislokasyonlar üzerinde TiC'ler görülmekte, c'de 18Cr-12Ni-2Ta-0,1C içerikli, 700 °C'de 25 saat bekletilmiş; matriks ve TaC çökelti yığılma hataları görülmekte, d'de ise 18Cr-12Ni-1,25Nb-0,04N içerikli 700 °C'de 500 saat bekletilmiş, NbN A ve B yığılma hataları ile birlikte bağlı, B ve C de M_6N görülmektedir.



Şekil 3.23 Östenitik çeliğin 1150-1300 °C aralığına ısıtılması sonucu farklı şekillerdeki çökelti modelleri

3.3.2 Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

321 ve 347 tipli paslanmaz çelikler 427-816 °C sıcaklık aralığında yardım için kullanımı devam ederken, 304L tipi sadece kaynak ve kısa süreli ısıtmalar gerektiren uygulamalar için bu stabilize paslanmaz çeliklerin yerini almıştır. Yinede 321 ve 347 tipleri yüksek sıcaklıklar için daha avantajlıdır, çünkü mekanik özellikleri 304L tipine göre daha iyidir. 321 ve 347 tipi stabilize paslanmaz çelikler 304 ve 304L tipi paslanmaz çeliklerden daha yüksek sürünme ve gerilme özellikleri gösterirler. 321 ve 347 tipi alaşımların maksimum kullanım sıcaklıkları 816 °C'dir. Ancak 304L tipinin kullanım sıcaklığı 426 °C ile sınırlandırılmıştır [ASME Kazan ve Basınçlı Kaplar Talimatnamesi] (Leffler). Çizelge 3.11'de stabilize paslanmaz çeliklerin tavllanmış durumda, oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri gösterilmiştir (Honeycombe,1992; Wegst, 1995; ASM Handbook, 1992).

Çizelge 3.11 Stabilize paslanmaz çeliklere ait nominal mekanik değerler

Çelik Türü	Isıl İşlem Durumu	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)	Sertlik (Rockwell)
316Ti	Tavlı	~700	215	35	50	97
321	Tavlı	599	241	50	55	80
347	Tavlı	634	241	55	65	80
409	Tavlı	480	280	20	-	90
436	Tavlı	530	365	23	-	77
439	Tavlı	~590	240	25	-	85

3.3.3 Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Korozyona Karşı Tutumları

Standart ferritik ve östenitik paslanmaz çeliklerin tanelerarası korozyona karşı hassasiyetlerini azaltmak amacıyla geliştirilen bu tip çeliklerde ferrit veya östeniti kararlı hale getirilir. Yüksek sıcaklıklarda titanyum ve niyobyum karbürlerin oluşumu bu alaşımların düşük sıcaklıklarda korozyon dirençlerini iyileştirir.

Stabilize edilmiş paslanmaz çeliklerin kaynak işlemi sırasında 1350 °C'nin üstünde bir sıcaklığa maruz kalmış bölgesinde, stabilizör elementlerin karbürlerinin ayrışmasıyla karbon serbest kalır. Eğer kaynak işleminden sonra hızlı bir soğuma çevrimi mevcutsa stabilizör elemanlarla karbonun yeniden birleşmesi mümkün olmaz. Çeliğin herhangi bir şekilde 600 - 700 °C sıcaklık aralığında kısa bir süre kalması durumunda tekrar kromkarbür oluşur. Bu durumda ITAB'ın (Isı tesiri altında kalan bölge) kaynak dikişine oldukça yakın ve 1350 °C'nin üstünde sıcaklığa kalmış çok dar bir alanı boyunca korozyon oluşur. Bu korozyona görünümünden dolayı "Bıçak İzi Korozyonu" adı verilmiştir. (Roberge, 1999).

Diğer taraftan titanyum ile stabilize edilmiş çeliklerin oksitleyici ortamlarda, özellikle kaynar nitrik asitte tanelerarası korozyona uğradığı bilinmektedir. A. Baeumel, A.J. Lena, R.A. Lula ve G.C. Kiefer'e dayanarak ferrit tane sınırlarına çökelmiş olan TiC ve TiN'in oksitleyici asit ortamında çözünerek titanyumoksit oluşturduğunu ve hızla korozyona uğradığına bildirmiştir. Titanyumun aksine niyobyumla stabilize edilmiş çelik, oksitleyici ortamlarla temas halinde korozyona daha az uğradığından niyobyumla stabilize edilmiş olanın seçilmesi şartı önemle

ileri sürülmektedir (Taşlı, 2000).

3.4 Paslanmaz Çeliklerin Diğer Uygulamaları

Paslanmaz çeliklerin birçoğu protezler için uygun olduğu halde pratikte en çok kullanılan türü 316L'dir. (ASTM F138, F139), Grade 2. Vivo korozyonunu azaltmak için karbon oranı %0,03'den düşüktür. 316L'deki "L" düşük karbon içeriğini gösterir. 316L alaşımında ağırlıkça %60-65 Fe, %17-19 Cr, %12-14 Ni ve düşük oranlarda azot, mangan, molibden, fosfor, silisyum ve sülfür bulunur.

Alaşım elementlerinin yüzey durumuna ve mikroyapıya etkileri vardır. Karbon oranının düşük olmasının en önemli nedeni korozyon ile ilgilidir. Eğer çeliğin karbon oranı %0,03'ü aşarsa $Cr_{23}C_6$ gibi karbürlerin oluşumu tehlikeli oranlarda artar. Karbür gelişimini sağlayan sıcaklık ve karbon konsantrasyonu mevcut olduğu zaman tane sınırlarında çökelmeler oluşur.

3.4.1 Mikroyapı ve Mekanik Özellikler

ASTM sınıflandırılmasında, 316L'nin istenilen şekli yalnızca östenit fazdır. Mikroyapıda serbest ferrit (KHM) veya karbür fazları olmamalıdır. Aynı zamanda çelik sülfid gibi inklüzyonları içermemelidir. Temiz olmayan çelik yapım uygulamalarında bu tür artış gösterir ve metal-inklüzyon ara yüzeyinde oyuklanma tipi korozyon oluşumuna yardım eder.

316L'de istenilen tane boyutu ASTM #6 veya daha incedir. ASTM tane boyutu numarası n, aşağıdaki formülle gösterilir;

$$N = 2^{n-1} \quad (3.1)$$

Bu formülde, N: (0,0645 mm² alanda) 100 büyütmede 1 inç² deki tane sayısıdır. n = 6, 100 µm veya daha düşük tane boyutu anlamına gelir. Tane boyutu Şekil 3.24a'daki gibi düzenli (uniform) olmalıdır. Bu ince tane boyutu mekanik akma gerilimini ve tane çapı arasındaki Hall-Petch tipi bağıntıyla açıklanır.

$$t_y = t_i + kd^{-m} \quad (3.2)$$

Bu formülde ise, t_y ve t_i ; akma ve sürtünme gerilimleridir, d; tane çapıdır, k; sabit, m; yaklaşık 0,5'dir. Yüksek akma gerilmesi küçük tane boyutu ile sağlanır. (diğer sabitler eşit olmak koşuluyla). Tane boyutunun diğer bir önemli belirleyicisi de katılaşma koşulları, soğuk çalışma, tavlama ve rekristalizasyon gibi üretim aşamalarıdır.

316L'nin önemli bir mikroyapısal özelliği de tane içindeki plastik deformasyondur, (Şekil

3.24b'deki gibi) metal %30 soğuk şekillendirilmiş, çünkü soğuk şekillendirilmiş metaller yüksek akmaya, çekme dayanımına ve tavlanmış koşullarda kararlı yorulma dayanımına sahiptirler (Çizelge 3.7). Ticari uygulamalarda süneklik düşüktür, fakat bu implant ürünleri için çok önemli bir etki değildir.

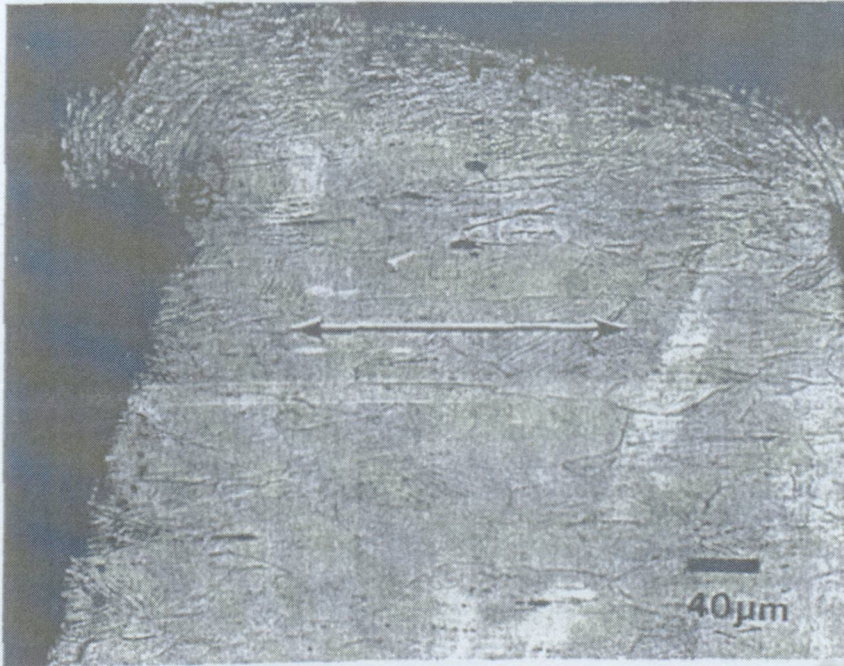
316L'den yapılmış kemik vidaları gibi özel ortopedik aletlerde texture mikroyapı görülebilir. Texture, deforme olmuş tanelerde tercih edilen yönlenme demektir. Örneğin, paslanmaz çelik kemik vidalar, vida eksenine paralel alınmış metalografik parçada ince ve uzun taneler görülür (Şekil 3.25).



Şekil 3.24a) Soğuk şekillendirilmiş 316L'nin tipik mikroyapı resmi (ASTM F138, 1992)



Şekil 3.24b) Soğuk şekillendirilmiş 316L paslanmaz çelik bel kemiği çubuğunun tanelerinin ayrıntılı resminde plastik deformasyon olduğu görülmekte. (classes of materials used in medicine)

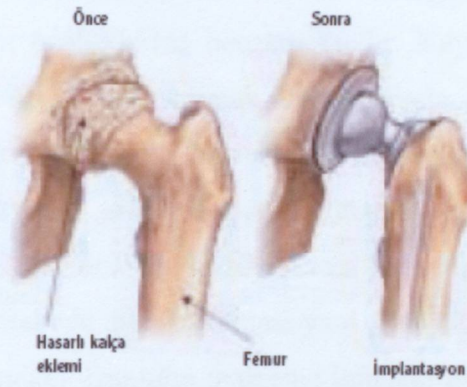


Şekil 3.25 ASTM F138 paslanmaz çelik 316L içinde texture tane yapısı görülmekte, soğuk şekillendirilmiş kemik vidasının uzunlamasına mikro resminden bir bölüm görülmekte

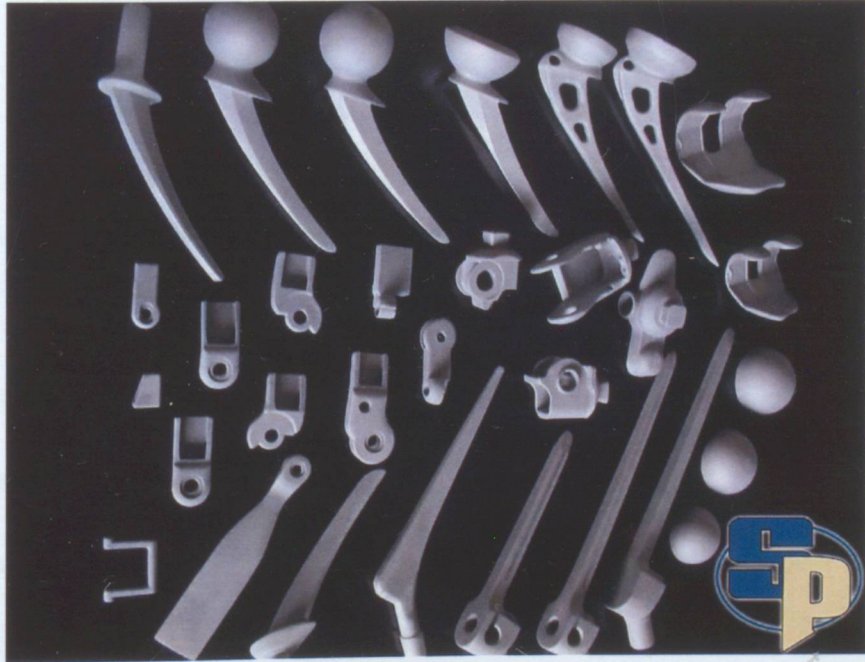
Şekil 3.26' de ise 316L paslanmaz çelikten yapılmış kalça protezi görülmektedir.



Paslanmaz çelik kalça protezi



Şekil 3.26 316L tipi paslanmaz çelik kalça protezi ve uygulaması (tubitak.gov.tr)



Şekil 3.27 316L tipi paslanmaz çelik kalça protez uygulamaları

4. PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAK KABİLİYETLERİ

4.1 Kaynağın Tanımı

Genel olarak kaynak olayını, parçaların ısı veya basınç uygulaması ile yada her ikisinin de yardımıyla birleştirilmesi veya yüzeylerin ilave bir malzeme ile örtülmesi olarak tanımlamak mümkündür. Bu işlemlerin yapılmasında ilave ve yardımcı malzemelerin kullanıldığı uygulamalar bulunmaktadır (Gültekin, 1991).

Birleştirilmesi öngörülen malzemelerin işlem sırasında, kaynak bölgeleri plastik veya sıvı duruma getirilmekte, eş iki malzemenin birleştirilmesi sonucu oluşan kaynak dikişinin özellikleri de ana malzemenin özelliklerine benzemektedir. Kaynak işleminde birleşmenin nasıl sağlandığına bakılacak olursa; bir kaynak bağlantısında yeterli mukavemet sadece atomlar arası bağ yoluyla oluşturulabilir. Bu nedenle bir kaynak işleminin birinci işlevi birleşme arayüzeylerindeki atomlar arasında bağlar oluşmasını sağlamaktır. Bu bağların oluşması için iki şart gereklidir. Birinci şart; yüzeyler tam bir temas halinde olmalıdır. Bunun anlamı yüzeylerin atomsal mertebede düzgün olması yani yüzeyler bir araya getirildiklerinde karşılıklı yüzey atomları arasındaki uzaklığın malzeme içindeki atomlar arası uzaklığa (yani $1,24 \times 10^{-10}$ m) eşit olmasıdır. İkincisi ise; yüzeyler metalurjik olarak temiz olmalıdır. Yüzey üzerinde mevcut olan yağ, boya, rutubet, oksijen veya azot moleküllerinden herhangi biri, tam bir temas sağlanabilse bile, metal atomları arasında bağ oluşumunu engeller (Gültekin, 1991; Gour, 1995).

4.2 Paslanmaz Çeliklere Uygulanan Kaynak Yöntemleri

Paslanmaz çelikler ergitme kaynağı, direnç kaynağı ve lehimleme yöntemleriyle birleştirilebilir. Bazı sınırlamalar dışında diğer çelikler için kullanılan tüm kaynak yöntemleri (gaz ergitme kaynağı dışında) paslanmaz çelikler içinde kullanılır. En yaygın olarak kullanılan yöntemler aşağıdaki gibidir:

1) Ergitme Kaynağı Yöntemleri:

- Elektrik Ark Kaynağı

- Gazaltı Kaynağı

→ TIG (Tungsten koruyucu gaz)

→ MIG (Metal koruyucu gaz)

→ Plazma ark

- Lazer Işın Kaynağı
- Tozaltı Kaynağı

2) Elektrik Direnç Kaynağı:

- Direnç-Basınç Kaynağı
- Saplama Kaynağı

4.2.1 Ergitme Kaynağının Prensipleri

Eritme kaynağının prensiplerini, bir metal levha yüzeyi üzerindeki küçük bir alanın erimesini göz önüne alarak anlayabiliriz. Katı metal erime sıcaklığına ulaştığında, levha yüzeyi üzerinde mevcut olan oksit filmleri parçalanır veya demir ve bakırda olduğu gibi erimiş metale karışır yada alüminyumda olduğu gibi yüzey üzerinde yüzer. Bu, daha önce bahsedilen metalurjik olarak temiz yüzeye ulaşıldığı anlamına gelir.

Şimdi birleşme çizgisinde iki bölge mevcuttur. Bunlardan biri, ısınmış olmakla birlikte metallerin karakteristik yapısı olan düzenli kafes yapısını hala muhafaza eden katı metaldir. Parlatılmış ve dağlanmış metal yüzeyinin mikroskop altında etüdü ağ şeklinde oluşmuş bir yapının varlığını ortaya çıkarır. Bunlar, içinde atomların düzenli bir şekilde dizildiği (kafes yapısı) tanelerin sınırlarıdır. İkinci bölge, kafes yapısının artık mevcut olmadığı ve içinde atomların düzensiz bir şekilde hareket ettiği erimiş bir banyodur. Eğer sıvı ve katı metal arasındaki arayüzeyi gözlemleyebilseydik her bir tanedeki kafes yapısının kesilmiş olduğunu ve her bir atom dizisinin sonundaki katı atomlarının erimiş metalle karşı karşıya kalmış olduğunu görürdük. Erimiş banyo soğumaya bırakılırsa, katılaşma başlar ve katılaşma katı/sıvı metal arayüzeyinden merkeze doğru tabakalar halinde ilerliyormuş gibi görünür. Daha yakından yapılacak bir inceleme, katılaşmanın mekanizmasının çok daha karmaşık olduğunu gösterir. Banyonun sıcaklığı düşmeye başladıkça, erimiş metal atomları enerjilerini kaybeder. Isı, banyodan levhanın kütlesi yoluyla iletilerek uzaklaştırıldığından, yani ısı katı/sıvı arayüzeyi boyunca geçtiğinden ilk defa bu bölgedeki atomlar kendilerine sabit yerler alırlar. Arayüzeydeki katı atomları, katılaştıran sıvıdaki atomların bağlanabildiği ve bu sayede kafes düzlemlerini erimiş banyoya doğru ilerleten boş bağlara sahiptirler. Böylece daha fazla atomun bağlanabildiği bir çıkıntı oluşur, bu yolla da katılaşma sınırı kaynak banyosuna doğru ilerler.

Çok geçmeden atomlar bu çıkıntılarının yanlarına doğru eklenmeye başlarlar ve bunun sonucunda katı metalde yana doğru bir büyüme (dallanma) meydana gelir ve bu durum komşu metal bölgelerinin bir sınırda karşılaşmalarına kadar devam eder. Bu dallanmış katı metale “dentrit” adı verilir ve her bir dentrit katılaştıran kaynak banyosunda bir “tane” oluşturur. Bu dentritik şekil bir kere oluştuğundan sonra katı/sıvı arayüzeyi testere dişi profiline benzer bir hal alır ve tüm sıvı metal katılaştıncaya kadar banyonun merkezine doğru gelişerek ilerler. Başlangıçta eritilmiş olan hacim, şimdi birbirlerine tane sınırlarından bağlanmış dentrit taneleri topluluğundan ibarettir. Komşu dentritlerin karşılaştığı yerlerde kafes düzlemleri birbirleriyle açı yaparlar ve birleşme yeri katı metalden devam eden tane sınırını oluşturur.

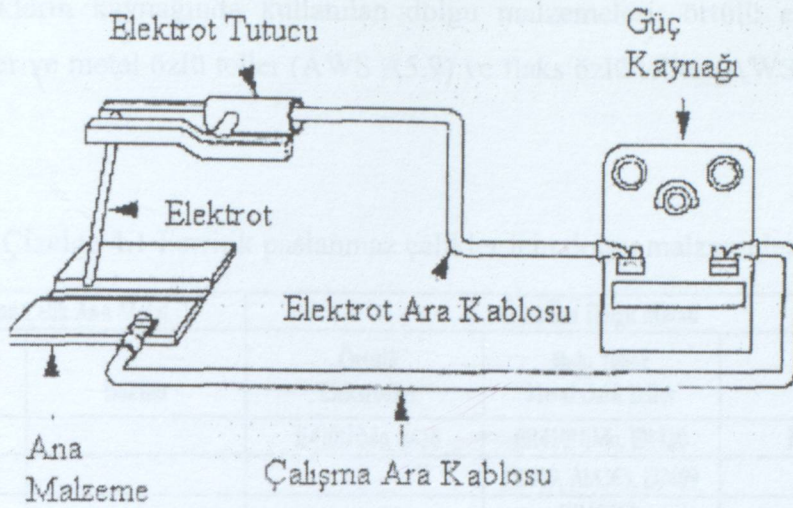
Sadece bir noktanın eritilmesiyle gerçekleştirilen yerel bağ, uygulamada çok sınırlı olarak kullanılır. İmalatın çoğunda bağlantı hattının tüm uzunluğu boyunca birleşmeye gerek duyulur. Isı kaynağını bağlantı hattı boyunca hareket ettirerek bu ihtiyaca kolaylıkla çözüm bulunabilir. Bu yolla birbiri üzerine binmiş bir dizi banyo üretilir, kaynak banyosunun sürekli önünde erime, arkasında ise katılma meydana gelir (Gourd, 1995; ASM Handbook, 1989; Kearns, 1984).

4.2.2 Elektrik Ark Kaynağı

Ark kaynağı, iki kutup arasında oluşan arkın ısı kaynağı ana ve ilave malzemeyi eritmesi şeklinde tanımlanabilir. Ark esaslı uygulamalarda, ark oluşturulmasında kullanılan elektrot olarak adlandırılan elemanlar, ergiyerek metalsel banyoya göçme durumlarında ergiyen elektrot olarak tanımlanmakta, bunlar yöntemlere bağlı olarak çıplak, örtülü, özlü, örgülü, çubuk veya band şeklinde olabilmektedirler.

İyi bir kaynak elde edilebilmesini etkileyen faktörler, kaynak dizaynı, yeterli nüfuziyet, kaynak ağzının hazırlanmasındaki doğruluk, kaynak araçlarının uygunluğu ve kaynakçıların ustalığıdır.

Elektrik ark kaynağını hem doğru hem de alternatif akım ile kaynak yapmak mümkün olduğundan kaynak makineleri iki gruba ayrılır. Kaynak tekniğinde yararlanılan bu akım üreteçlerinin, tümü makine tanımlamasına uymasına rağmen, bu genel adlandırma ile anılmaktadırlar. İşlemlerde dalgalı akım için transformatör, doğru akım için ise redresör veya jeneratörlerden yararlanılır.



Şekil 4.1 Elektrik ark kaynağı şematik olarak (ASM Handbook, 1989)

4.2.2.1 Kaynak Akımı Seçimi

- *Doğru Akım:* Bütün elektrotları yakar ve birçok metalin kaynağında kullanılır. Her elektrot tipine uygun kutbu seçmek mümkündür. Ark kolay tutuşur, yumuşak ve istikrarlıdır. Bunun sayesinde doğru akımın ince sacların kaynağında ve düşük çaplı elektrot kullanımında tercih edilir. Doğru akımın en önemli dezavantajı manyetik üflemedir. Özellikle akım şiddeti yüksek ise manyetik üfleme açısı kaynakları, geniş aralıkların doldurulması ve farklı kalınlıktaki sacların kaynağını güçleştirir.
- *Alternatif Akım:* Alternatif akımın istikrarlı olabilmesi için arkın kısa tutulması gerekir ki kaynak kalitesi için çok önemlidir. Manyetik hiç yok gibidir ve doğru akımın kaynatmakta güçlük çektiği pozisyonlarda oldukça etkilidir. En büyük dezavantajı kaynakçı için yarattığı hayati tehlikedir ve sıkı emniyet tedbirleri gerektirir (Ünal, 2002).

4.2.2.2 Elektrot Seçimi

Elektrot seçiminde dikkat edilecek konular şunlardır;

- Ana metalin cinsi ve mekanik özellikleri
- Kullanımla ilgili konular: Akım cinsi, kaynak pozisyonu, eldeki kaynak makinesinin verebildiği azami ve asgari akım şiddeti ve tutuşturma gerilimi, cıvafun kolay temizlenebilmesi, dikişten beklenen görünüş vb.
- Elektrotun fiyatı

Paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılan dolgu malzemeleri; örtülü elektrotlar (AWS A5.4), dolu teller ve metal özlü teller (AWS A5.9) ve flaks özlü teller (AWS A5.22) şeklinde üretilirler.

Çizelge 4.1 Ferritik paslanmaz çelikler için dolgu malzemeleri

Paslanmaz Çelik Ana Metal		Önerilen Dolgu Metali		
Hadde	Döküm	Örtülü Elektrotlar	Dolu Teller Metal Özlü Teller	Flaks Özlü Teller
405		E410NiMo, E430	ER410NiMo, ER430	E410NiMoTX-X
409			ER409, AM363, EC409	E409TX-X
429			ER409Nb	
430	CB-30	E430	ER430	E430TX-X
430F		E430	ER430	E430TX-X
430FSe		E430	ER430	E430TX-X
434			ER434	
442		E442, E446	ER442	
444		E316L	ER316L	
446	CC-50	E446	ER446	
26-1			ER26-1	

(AWS-Dolgu metallerine ait karakteristikler: A5.4, A5.9, A5.22)

Çizelge 4.2 Östenitik paslanmaz çelikler için dolgu malzemeleri

Paslanmaz Çelik Ana Metal		Önerilen Dolgu Metali		
Hadde	Döküm	Örtülü Elektrodlar	Dolu Teller Metal Özlü Teller	Flaks Özlü Teller
201		E209, E219, E308	ER209, ER219, ER308	E308T-X
202		E209, E219, E308	ER209, ER219, ER308	E308T-X
205		E240	ER240	
216		E209	ER209	E316T-X
301		E308	ER308	E308T-X
302	CF-20	E308	ER308	E308T-X
304	CF-8	E308, E309	ER308, ER309	E308T-X, E309T-X
304H		E308H	ER308H	
304L	CF-3	E308L, E347	ER308L, ER347	E308LT-X, E347T-X
304LN		E308L, E347	ER308L, ER347	E308LT-X, E347T-X
304N		E308, E309	ER308, ER309	E308T-X, E309T-X
304HN		E308H	ER308H	
305		E308, E309	ER308, ER309	E308T-X, E309T-X
308		E308, E309	ER308, ER309	E308T-X, E309T-X
308L		E308L, E347	ER308L, ER347	E308LT-X, E347T-X
309	CH-20	E309, E310	ER309, ER310	E309T-X, ER310T-X
309S	CH-10	E309L, E309Nb	ER309L	E309LT-X, E309NbLT-X
309SNb		E309Nb		E309NbLT-X
309NbTa		E309Nb		E309NbLT-X
310	CK-20	E310	ER310	E310T-X
310S		E310Nb, E310	ER310	E310T-X
312	CE-30	E312	ER312	E312T-3
314		E310	ER310	E310T-X
316	CF-8M	E316, E308Mo	ER316, ER308Mo	E316T-X, E308MoT-X
316H	CF-12M	E316H, E16-8-2	ER316H, ER16-8-2	E316T-X, E308MoT-X
316L	CF-3M	E316L, E308MoL	ER316L, ER308MoL	E316LT-X, E308MoLT-X
316LN		E316L	ER316L	E316LT-X
316N		E316	ER316	E316T-X
317	CG-8M	E317, E317L	ER317	E317LT-X
317L		E317L, E316L	ER317L	E317LT-X
321		E308L, E347	ER321	E308LT-X, E347T-X
321H		E347	ER321	E347T-X
329		E312	ER312	E312T-3
330	HT	E330	ER330	
330HC		E330H	ER330	
332		E330	ER330	
347	CF-8C	E347, E308L	ER347	E347T-X, E308LT-X
347H		E347	ER347	E347T-X
348		E347	ER347	E347T-X
348H		E347	ER347	E347T-X
Nitronic 33		E240	ER240	
Nitronic 40		E219	ER219	
Nitronic 50		E209	ER209	
Nitronic 60			ER218	

Bu çizelgeler incelendiğinde, hemen hemen her bir östenitik çelik tipi için uygun bir dolgu malzemesinin kolaylıkla elde edilebileceği görülmektedir.

Elektrotların büyük bir bölümü; bazik karakterli (sadece DC ile kullanılan, kalsiyum karbonat esaslı örtü), rutil karakterli (AC ve DC ile kullanılan, titanyumdioksit esaslı örtü) yada asit karakterli (özellikle yatay ve oluk pozisyonunda AC ve DC ile kullanılan) bir örtüye sahiptirler, standart ve düşük karbonlu olarak üretilmektedirler. Paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılan dolgu metallerinin özellikleri ana metalinki ile aynı yada ana metalden daha üstün olmalıdır (Odabaş,2004; Gültekin,1991; Gour,1995; Kearns, 1984; oerlikon.com.tr).

4.2.2.3 Elektrik Ark Kaynağının Avantajları ve Dezavantajları

Avantajları :

- Örtülü elektrot ark kaynağı açık ve kapalı alanlarda uygulanabilir.
- Elektrot ile ulaşılabilen her noktada ve pozisyonunda kaynak yapmak mümkündür.
- Diğer kaynak yöntemleri ile ulaşılabilen dar ve sınırlı alanlarda kaynak yapmak mümkündür.
- Kaynak makinesinin güç kaynağı uçları uzatılabildiği için uzak mesafedeki bağlantılarda kaynak yapılabilir.
- Kaynak ekipmanları hafif ve taşınabilir.
- Pek çok malzemenin kimyasal ve mekanik özelliklerini karşılayacak örtülü elektrot türü mevcuttur. Bu nedenle kaynaklı birleştirmeler de ana malzemenin sahip olduğu özelliklere sahip olabilir.

Dezavantajları :

- Örtülü elektrot ark kaynağının metal yığılma hızı ve verimliliği pek çok ark kaynak yönteminden düşüktür. Elektrotlar belli boylarda kesik çubuklar şeklindedir, bu nedenle her elektrot tükendiğinde kaynağı durdurmak gerekir.
- Her kaynak pasosu sonrasında kaynak metali üzerinde oluşan cürufu temizlemek gerekir.

4.2.3 Gazaltı Kaynağı

Gazaltı ark kaynağı, kaynak bölgesini havanın zararlı etkisinden korumak, daha hızlı ve daha etkili kaynak yapmak amacıyla geliştirilmiştir. Gazaltı ile kaynakta, bugüne kadar hidrojen, argon, helyum, karbondioksit ve soy gazlarla oksijenin karışımı kullanılmıştır.

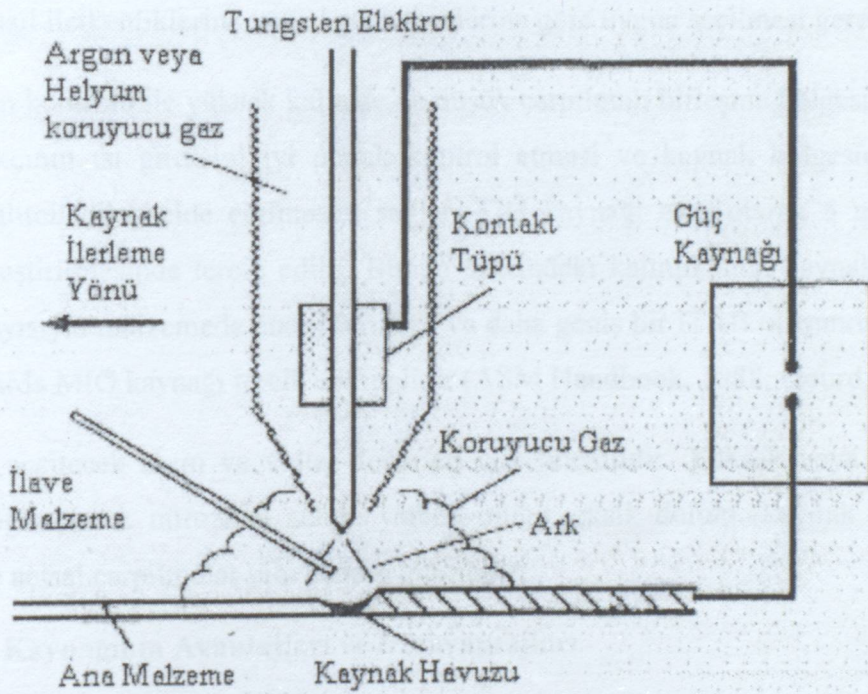
Gazaltında özellikle erimeyen elektrot ile yapılan kaynakta elektrot oksidasyonuna engel olur,

arkın iyonizasyonunu kolaylaştırır.

4.2.3.1 TIG Kaynağı

TIG “Tungsten Inert Gas” yönteminde kaynak arkı erimeyen bir tungsten elektrot ile iş parçası arasında oluşur. Ark, elektrot ve kaynak banyosu havanın etkilerinden argon veya helyum atmosferi ile korunurlar. Helyum gazının pahalı olması nedeniyle saf olarak kullanılamadığından argon ile karıştırılarak kullanılmıştır.

TIG kaynak donanımı, hava veya su ile soğutulan bir kaynak üflecı, bir güç kaynağı ile koruyucu gaz donanımından ibaret olup, genellikle ince sacların kaynağında kullanılmaktadır (Ünal,2000; ASM Handbook, 1989).



Şekil 4.2 TIG kaynak yöntemi (ASM Handbook, 1989)

Alüminyum dışında tüm metaller için elektrotun güç ünitesinin negatif kutbuna bağlandığı doğru akım kullanılır. Bu düzenlemede, alternatif akıma göre daha kararlı ark elde edilir. Parça yüzeyinde toplam ısının yaklaşık %60'ı oluşur. Böylece ısının büyük bir bölümü esas metali eritmek için kullanılabilir. Toplam ısının %10'u radyasyonla ortama yayılır ve %30'luk kısmı ise elektrottan açığa çıkar (Gourd, 1995).

TIG kaynağında saf tungsten yada toryum veya zirkonyum ile alaşımlandırılmış elektrotlar kullanılır. Alaşımlı elektrotlar, alaşımsız elektrotlara nazaran %25 daha yüksek akım şiddeti

ile yüklenebilirler. Aynı zamanda ömürleri daha uzundur ve sarfiyatları yarı yarıya azdır. Toryum ile alaşımlandırılmış elektrotların en tanımlayıcı özelliği kısa bir kullanımdan sonra uç kısmında oluşan tırtıllanmadır.

Ark, elektrik ark kaynağında olduğu gibi elektrotu levhaya temas ettirmek suretiyle tutuşturulamaz. TIG sisteminde, bu yöntem tungstenin esas metalle kirlenmesine ve erime noktasının düşmesine neden olur. Sisteme , elektrot ve iş parçası arasındaki aralıktan kaynak akımının akmasına olanak sağlayan bir yüksek frekans ünitesi dahil edilmelidir. Bu aralıktaki gazın iyonize olmasını gerektirir (Gültekin, 1991; Gour, 1995).

Bu yöntem dolgu malzemeli veya dolgu malzemesiz olarak uygulanabilir. Eğer dolgu malzemesi kullanmaya ihtiyaç duyulursa dolgu malzemesinin birleşecek metallerin bileşimlerine, ısı iletkenliklerine ve ısı ıl genleşmelerine göre uygun seçilmesi gereklidir.

Kaynak ısısının kontrolü ile yüksek kalitede ve düşük çarpılmalı birleşme bölgesi oluşturulur. Ayrıca kaynakçının ısı girdisini iyi olarak kontrol etmesi ve kaynak bölgesinden duman çıkmaması, kaliteli dikiş elde edilmesini sağlar. TIG kaynağı esas olarak 5 mm'den ince parçaların birleştirilmesinde tercih edilir. Bunun üzerindeki kalınlıklarda kaynak hızları çok yavaşlar. Dolayısıyla malzemedede enerji birikimi ve daha geniş bir ITAB oluşumu gerçekleşir. Böyle durumlarda MIG kaynağı tercih edilmelidir (ASM Handbook, 1988; Gour, 1995).

Bu yöntemde seçilecek akım ve voltaj değerleri çok önemlidir. Yüksek veya düşük akım değerlerine bağlı olarak nüfuziyet azlığı, yanma oluğu, eksik dolum (kaynak metali), gaz gözenekleri ve açılal çarpılmalar gibi hatalar oluşabilir.

4.2.3.1.1 TIG Kaynağının Avantajları ve Dezavantajları

Avantajları :

- TIG kaynağı, sürekli bir kaynak dikiş i yapmak, aralıklarla kaynak yapmak ve punto kaynağı yapmak için hem elle, hem de otomatik kaynak sistemleri ile uygulanabilir.
- Elektrot tükenmediği için ana metalin ergitilmesiyle veya ilave bir kaynak metali kullanarak kaynak yapılır.
- Her pozisyonda kaynak yapılabilir ve özellikle ince malzemelerin kaynağına çok uygundur.
- Kök paso kaynaklarında yüksek nüfuziyetli ve gözeneksiz kaynaklar verir.
- Isı girdisi kaynak bölgesine konsantre olduğu için iş parçasında deformasyon düşük olur.

- Düzgün kaynak dikişi verir ve kaynak dikişini temizlemeye gerek yoktur.

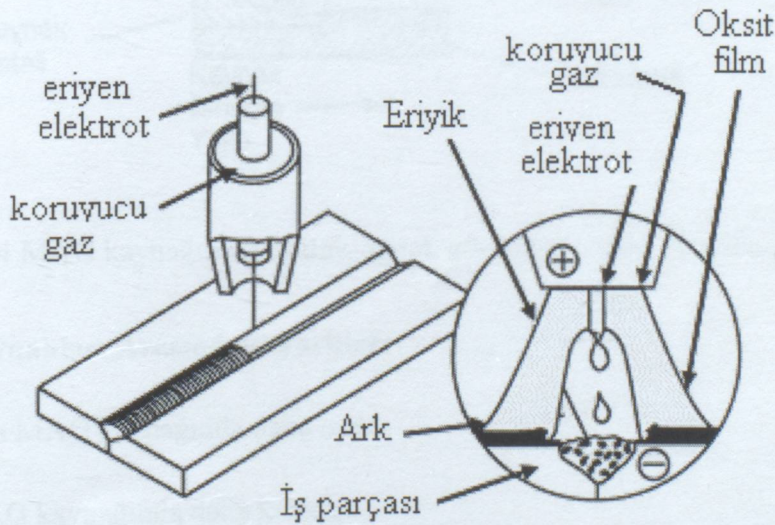
Dezavantajları :

- TIG kaynağının metal yığma hızı diğer ark kaynak yöntemlerine göre düşüktür.
- Kalın kesitli malzemelerin kaynağında ekonomik bir yöntem değildir. (oerlikon.com.tr)

4.2.3.2 MIG Kaynağı

MIG kaynağı da genel olarak argon gazı altında yapılmaktadır. Bu yönetime ilk önce onu bulan şirket "Linde Air Products Company. -N.Y." tarafından "Shielded Inert Gas Metal Ark" kelimelerinin baş harflerini birleştirmek suretiyle SIGMA adı verilmiştir. MIG kaynağının SIGMA kaynağından farkı, arkın kaynak yerine otomatik olarak gelen ilave metal parçası ile oluşturulmasıdır. Bu yöntemde elle kumanda sadece mekanik ilerleme hareketini kapsar. Sadece doğru akım kullanılır.

MIG kaynak yöntemi, kaynak üflecinden kaynak havuzuna gönderilen inert gaz atmosferinde gerçekleştirilir. Koruyucu gaz olarak Ar, O₂, He ve CO₂ karışımları veya saf argon kullanılır. Paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında ark stabilizasyonunu sağlamak amacıyla %1-2 oranında O₂ içeren Ar kullanılır. Bu yöntemde TIG kaynak yöntemine göre iş parçasında daha az ısı absorbe edilir. Buna bağlı olarak daha dar bir ITAB oluşur (Gourd,1995; Ünal,2000).

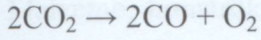


Şekil 4.3 MIG kaynak yönteminin şematik görünüşü (www.google.com)

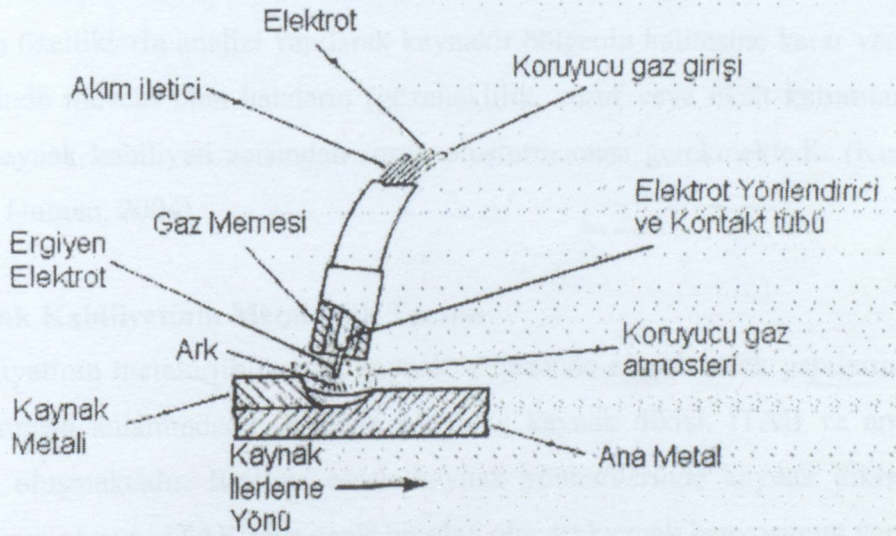
4.2.3.3 MAG Kaynağı

MAG kaynağının MIG kaynağından tek farkı, kaynağın karbondioksit gazı atmosferinde yapılıyor olmasıdır. Sadece kullanılan gaz farklı olduğundan ayrı bir kaynak donanımına ihtiyaç yoktur.

Karbondioksit, yüksek ark sıcaklığında karbonmonoksit ve oksijene ayrışır;



elektrota eklenen ekstra silisyum oksijeni gidererek kaynak banyosunun erimiş çelikle reaksiyona girmeyen karbonmonoksit örtüsü altında kalmasını sağlar. Karbonmonoksitin tek başına kullanımı veya %5-20 oranında $\text{CO}_2 + \text{Ar}$ ile karıştırılarak kullanımı krom içermeyen çeliklerin kaynağı ile sınırlandırılmıştır. Bu gaz Cr içeren çeliklerde kullanıldığı takdirde CO_2 Cr ile reaksiyona girerek kromkarbür oluşturur ve bu alaşımın çelik içindeki etkin miktarı azalmış olur. Şekil 4.4'de MAG kaynağının şematik görünüşü verilmektedir.



Şekil 4.4 MAG kaynağının şematik olarak görünüşü (ASM Handbook, 1989)

MIG-MAG Kaynakları Arasındaki Farklar:

- Sıçrama kaybı MAG kaynağında daha azdır.
- Ark boyu MAG kaynağında daha kısadır.
- MAG kaynağında erime daha fazladır.
- CO_2 gazı Ar gazına göre çok daha ucuzdur.

- MAG kaynağında MIG kaynağına göre daha fazla nüfuziyet vardır.
- MAG kaynağında kaynak hızı daha yüksektir (Ünal, 2000; Gültekin, 1991; Gourd, 1995, oerlikon.com.tr).

4.3 Kaynak Kabiliyeti

Malzeme, konstrüksiyon ve yöntem kaynak kabiliyetini oluşturan üç etkindir. Malzeme ile yöntem arasındaki ilişkide kaynak yatkınlığı incelenir ve malzemenin nasıl bir ortamda kaynak edileceği belirlenir. Malzeme ile konstrüksiyon arasındaki ilişkide ise kaynak emniyeti belirlenir. Konstrüksiyon ile yöntem arasında ki ilişkide ise kaynak olanağı belirlenir (Gültekin, 1991).

Kaynak kabiliyeti tanımı, metalin kaynak edilebilirliğinin yanı sıra kaynağın kalitesi ile ilgili konuları da içermektedir. Bu konular, kaynaklanan bölgenin mekanik özellikleri, korozyon dayanımı, oksitlenme direnci, aşınma dayanımı, sızdırmazlığı, vakum sızdırmazlığı ve rijitliğidir. Bu özelliklerin analizi yapılarak kaynaklı bölgenin kalitesine karar verilir. Ayrıca kaynak dikişinde mevcut olan hataların (gözeneklilik, curuf veya oksit kalıntıları ve erime azlığı gibi) kaynak kabiliyeti açısından sorun oluşturmaması gerekmektedir (Kearns, 1984; Gourd, 1995; Duman, 2004).

4.3.1 Kaynak Kabiliyetinin Metalurjik Tanımı

Kaynak kabiliyetinin metalurjik tanımı, kaynak bölgesinde oluşabilecek yapıların metalurjik olarak incelenmesi anlamındadır. Kaynak banyosu; kaynak dikişi, ITAB ve ana malzeme geçişlerinden oluşmaktadır. Ergitme esaslı kaynak yöntemlerinde kaynak dikişinin yapısı katılaşma sonucu oluşur. ITAB'ı ise geniş bir alan olur ve kaynak banyosunun yapısına etkisi fazladır. Kullanılan yöntem ve malzemenin ergime sıcaklığına bağlı olarak elde edilen kaynak dikişine göre ITAB'da farklı yapılar oluşabilmektedir.

Teorik olarak ITAB, ortam sıcaklığının üzerinde kalan tüm bölgeyi kapsar. Pratik de ise kaynak yönteminin ısısı tarafından etkilenmiş ölçülebilen bölgedir. Örneğin; haddelenmiş karbonlu çelik için ITAB yaklaşık olarak 700 °C'nin altındaki sıcaklıklarda esas metali kapsamaz, bu durumda ısısı küçük bir alanı etkilemiş kabul edilir. Yaşlanma sertleştirme uygulanabilen alaşımlarda ise, 150-200 °C sıcaklıkların üzerine ısınmış herhangi bir kaynaklı parça bölgesi ITAB'ın bir bölümüdür. ITAB, kaynaklı bağlantının komşu bölgelerinde sertlik değerlerinin farklılığı veya içyapısında değişim olarak tanımlanır. Kaynak ısısı tarafından oluşturulan içyapıdaki bu değişimler sertlik görünüşünün çıkarılması veya mikro yapı analizi

ile gözlenebilir. ITAB'ın tokluğu ve mukavemeti esas metalin tipine, kaynak yöntemine ve kaynak parametrelerine bağlıdır. Kaynaktan etkilenen esas metallerde, kaynak ısı çevriminin yüksek sıcaklıklara ulaşılması nedeniyle ortaya çıkan ısı etkileşimlerinden dolayı tavlama etkisi veya mukavemet artışı görülür. Kaynak ITAB'ının sıcaklık değerleri, ortam sıcaklığıyla erime sıcaklığının sınırları arasında değişir. Meydana gelen metalurjik etkilenmeler düşük sıcaklıklarda yavaşça, erime değerlerine doğru daha hızlı olarak meydana gelir.

Kaynaklı birleştirmelerde malzemelerin özelliklerine bağlı olarak 4 çeşit metalurjik yapı görülebilir:

- Katı-eriyik mukavemetlendirilmiş yapı
- Soğuk şekil değiştirmiş yapı
- Çökelme sertleştirmesi olan yapı
- Faz dönüşümü gerçekleşen yapı

Bu yapı etkileri çelik ve dökme demir gibi malzemelerde birlikte görülebilir.

Katı eriyik ile mukavemetlendirilen alaşımların ITAB'ları çok az problem çıkarır. Katı hal dönüşümü içermiyorsa ısı çevrim etkisi küçüktür ve ITAB'ın özellikleri büyük ölçüde kaynaktan etkilenmez. Yüksek dikiş sıcaklığı sonucunda kaynak yakınındaki kesitte tane büyümesi meydana gelir. Ancak bu tane büyümesi sadece birkaç tane genişliğini kapsıyorsa mekanik özellikler açısından pek önemli değildir. Genellikle bu yöntemle mukavemet kazandırılan alaşımlar, sıcak haddelenmiş düşük karbonlu çelikler ve ferritik-östenitik çeliklerdir.

Kritik şekil değiştirme oranının üzerinde bir değerde soğuk şekillendirilmiş metaller, $0,3-0,4T_c$ sıcaklıklarına ısıtıldıklarında yeniden kristalleşirler. Kaynak işlemindeki ısı, bu türdeki metalik malzemenin ITAB'ında bu etkiyi gösterir ve yeniden kristalleşme gerçekleşir. Kaynak kesiti verilmiş Şekil 4.5'de soğuk şekil değiştirmiş metalin iç yapısına, kaynak ısı çevriminin etkisi gösterilmektedir. Burada 1 ile ısıdan etkilenmemiş, soğuk şekillenme sonucu tanelerin durumu gösterilmektedir, 2 ile eş eksenli ince taneler gösterilmektedir. Bu taneler ITAB'da sıcaklığın yeniden kristalleşme sıcaklığına ulaştığı kısımlardaki tanelerdir. Kaynak dikişine yakın hemen yanında gözlenen iri taneler ise, erime hattı yakınındaki yüksek sıcaklık bölgesinde görülen yapıdır. ITAB'da yeniden kristalleşmenin sonucu, soğuk şekil değiştirmiş esas metale göre biraz daha düşük mukavemet değerlerine ulaşılır ancak süneklik artar.

Bunun sebebi deforme olmuş yapının bozunup tanelerin soğuk işlem öncesindeki boyutlarına yakın bir boyuta ulaşmalarıdır.

Eğer ısıtıldığında allotropik dönüşüme uğrayan bir soğuk şekillendirilmiş metal söz konusu ise, kaynak ısısının etkisi daha da karışıktır. Örneğin çelik, titanyum gibi allotropik dönüşüm gösteren metallerde şekil 4.5 b’de görüldüğü gibi çift yeniden kristalleşme hattı görülebilir. Birinci ince taneli bölge, ikincil kristal fazının yeniden kristalleşmesi sonucu oluşur. İkinci ince taneli bölge ise, yüksek sıcaklık fazında allotropik dönüşüm sonucu meydana gelmektedir (Anık ve İnce, 1984; Duman,2004; Oğuz, 1985; Kearns, 1984).



Şekil 4.5 a) Tek bölgeli yeniden kristalleşme (faz dönüşümü yok)



Şekil 4.5 b) Soğuk şekil değiştirmiş metalin alın kaynağında kaynak bölgesi

ITAB’ın ve ITAB’daki her bir bölgenin genişliği kaynak ısı girişi tarafından kontrol edilir. Yüksek ısı girişi yavaş soğuma hızlarına neden olur. Bu nedenle, ısı girişi son iç yapıları ortaya çıkarır. ITAB’ın sertliği esas metalin karbon içeriğinin bir fonksiyonudur. Artan C oranıyla, ITAB’ın sertliği artar ve tokluğu azalarak çatlak eğilimini artırabilir. Gerçekte bir çelikte ITAB’ın sert olması kendi başına bir sorun yaratmaz. Burada önemli olan sertleşmenin ITAB’da çatlak oluşumunu teşvik eden şartları yaratmasıdır. Bu şartlardan birincisi, sertliğin kritik bir değerin üzerinde olmasıdır. İkincisi, kaynak banyosunda hidrojenin bulunması ve üçüncüsü ise kalıntı gerilmelerin varlığıdır.

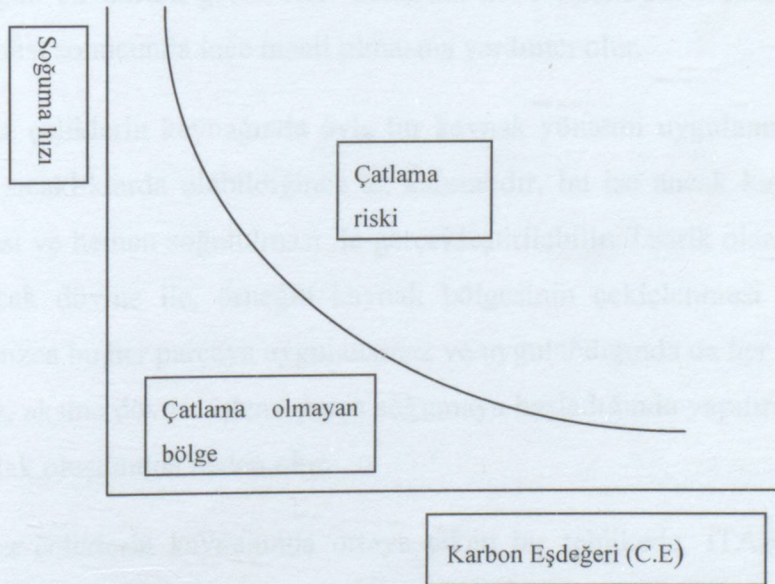
Bu üç faktörün yanı sıra çatlak oluşumunu etkileyen birkaç ilave faktör de mevcuttur. Bunlar;

sertleşmiş yapının tipi, bağlantı profili, ve hidrojenin gerçek seviyesi gibi karmaşık bir şekilde etkileşen faktörlerdir. Bu nedenle uygulamada daha çok çatlama tehlikesinden söz edilir.

ITAB'da karşılaşılan sertlik seviyeleri 450 VSD gibi yüksek değerlere ulaşabilir, ulaşılan bu sertlik değerlerini ITAB'daki soğuma hızı belirler. Bu seviyede sertlik değerlerini oluşturan soğuma hızları esas metalin bileşimine bağlı olarak değişir. Kaynaklı üretimde kullanılan çelikler karbona ek olarak birkaç alaşım elementini de içerirler. Bunlardan bazıları ITAB çatlaklarının oluşumunda az rol oynamakla birlikte Mn ve Cr gibi alaşım elementleri sertleşmiş yapının oluşumunu kolaylaştırarak çatlama tehlikesini artırırlar. Bunların önemlerini saptamada karbon eşdeğeri (C.E) olarak bilinen bir indeksin kullanılması uygundur. Burada, mevcut olan her bir alaşım elementinin miktarı sertleşmeye yaptığı katkıya göre bir sayı ile çarpılır. İngiliz standartları tarafından C.E'nin hesaplanmasında kullanılan formül aşağıdaki gibidir:

$$\text{C.E (\%)} = \% \text{ C} + \% \text{ Mn} \times 1/6 + \% (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}) \times 1/5 + \% (\text{Ni} + \text{Cu}) \times 1/15 \quad 4.1$$

Soğuma hızı ile karbon eşdeğeri arasındaki etkileşim şekil 4.6'da gösterilmiştir.



Şekil 4.6 Soğuma hızı ve karbon eşdeğerinin etkileşimi

4.4 Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyetleri

Bu tür paslanmaz çelikler, su verme yolu ile sertleştirilemediklerinden, ITAB'da martenzit oluşumu tehlikesi meydana gelmez, bu bakımdan martenzitik paslanmaz çeliklere nazaran daha kolay kaynak edilebilirler. Kaynakta ortaya çıkan problemler önceden bilindiğinde, üretim aşamasında kazandırılan özellikler sayesinde ve kaynak öncesi ile sonrasında alınacak önlemler ile ortadan kaldırılabilir.

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan önemli sorunlardan bir tanesi, bu malzemelerin 1150 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda tane irileşmesine karşı aşırı eğilimidir. Kaynak esnasında ITAB'ın bir kısmı 1150 °C'nin üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısınır ve dolayısı ile bu bölgede aşırı bir tane irileşmesi meydana gelir. Bu tür çeliklerde östenit-ferrit dönüşmesi olmadığından ısıtım işlemi yardımı ile taneleri küçültmenin olanağı yoktur. Normal halde ferritik paslanmaz çelikler, çok ince taneli sünek bir yapıya sahiptirler. İri taneli bir yapı haline geçince gevrekleşirler ve çentik darbe mukavemeti düşer, geçiş sıcaklığı yükselir. Tane irileşmesine engel olmak için bazı ferritik paslanmaz çeliklere bir miktar azot ilave edilir (örneğin; AISI 444 çeliği 0,035 maksimum ve 446 çeliği 0,25 maksimum). Bu tür çelikler kaynağa daha uygun bir durum gösterirler. Elektrota ilave edilen bir miktar azot da kaynak metalinin katılaşması sonucunda ince taneli olmasına yardımcı olur.

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında öyle bir kaynak yöntemi uygulanmalıdır ki ITAB, 1150 °C'yi aşan sıcaklıklarda olabildiğince az kalmalıdır, bu ise ancak kaynağın çok kısa pasolarla yapılması ve hemen soğutulması ile gerçekleştirilebilir. Teorik olarak iri taneli hale gelmiş yapıyı sıcak dövme ile, örneğin kaynak bölgesinin çekilenmesi ile ıslah etmek mümkündür. Yalnızca bu her parçaya uygulanamaz ve uygulandığında da her zaman güvenilir bir etki göstermez, aksine dövme işlemi parça soğumaya başladığında yapılırsa, gevrekleşmiş olan ITAB'da çatlak oluşumuna neden olur.

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan bir tehlikede, ITAB'da tanelerarası korozyona karşı aşırı hassasiyettir. Bu olay, östenitik paslanmaz çeliklerde oluşan aksine, ferritik türlerde 900 °C'nin üzerindeki sıcaklıklardan hızlı soğumada ortaya çıkmaktadır, çünkü, östenitik bir yapıya nazaran ferritik yapı içinde krom karbür çökmesi daha yüksek oranlardadır. Stabilize edilmemiş %17 kromlu çeliklerden yapılan kaynaklı bağlantılar, kaynaktan hemen sonra 750 °C'de tavlama işlemine tabi tutularak tanelerarası korozyona karşı dirençli hale getirilebilirler. Eğer bu tür çelikler Ti ve Nb ile stabilize edilmişler ise kaynaklı bağlantılar tanelerarası korozyona karşı ısıtım işlemleri halde bile dirençli olacaktır.

Feritik paslanmaz çeliklerin kaynağında yapılacak bir ön tavlama, martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağından farklı metalurjik etkilere sahiptir. Bu tür çeliklerin kaynaklı bağlantıları yavaş soğutulduğu zaman tane irileşmesi ve tokluk azalması gösterirler. Bazı feritik paslanmaz çelikler de tane sınırlarında martenzit oluşumuna eğilimlidirler. Bu çeliklere uygulanan ön tavlama ITAB'da çatlama tehlikesini ortadan kaldırır ve kaynaktan doğan gerilmeleri sınırlar. Ön tavlama sıcaklığı, bileşime, arzu edilen mekanik özelliklere, kalınlığa ve artık gerilmelere bağlı olarak saptanır. Ön tav sıcaklığı normalde 150-200 °C arasında uygulanır ve pasolar arası sıcaklıklar da ön tav sıcaklığının biraz üzerinde tutulabilir. Kaynaktan sonra 750-850 °C'lik bir tavlamayı takiben hızlı bir soğutma, bu çeliklerde ITAB'ın sünekliğinin ve tanelerarası korozyona direncinin artmasına yardımcı olur.

Feritik paslanmaz çeliklerin örtülü elektrot kullanılarak yapılan ark kaynağında, erimiş bölgede tane irileşmesinin neden olduğu gevrekliğe östenitik elektrot kullanılarak engel olunabilir. Kullanılan örtülü elektrotlar esas metalden çok daha yüksek miktarda krom içermelidirler. Az karbonlu feritik paslanmaz çeliklerde %18 Cr ve %8 Ni içeren 18/8 türü östenitik elektrotlar kullanılabilirler. %0,1'den daha fazla karbon içeren çelikler için ise %25 Cr ve %20 Ni içeren elektrotlar iyi sonuçlar verirler (Kearns,1984; ASM Handbook,1989; Oğuz, 1985; Meyer ve Toit, 2001; Anık ve Gülbahar, 1984; Anık vd., 1992)

4.5 Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyetleri

Östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon dirençleri martenzitik ve feritik paslanmaz çeliklerden daha yüksektir. Bu bakımdan, paslanmaz çelikler içinde çok yaygın olarak kullanılan bu türün çeşitli kaynak yöntemleri ile kaynak edilmesi de büyük önem taşımaktadır.

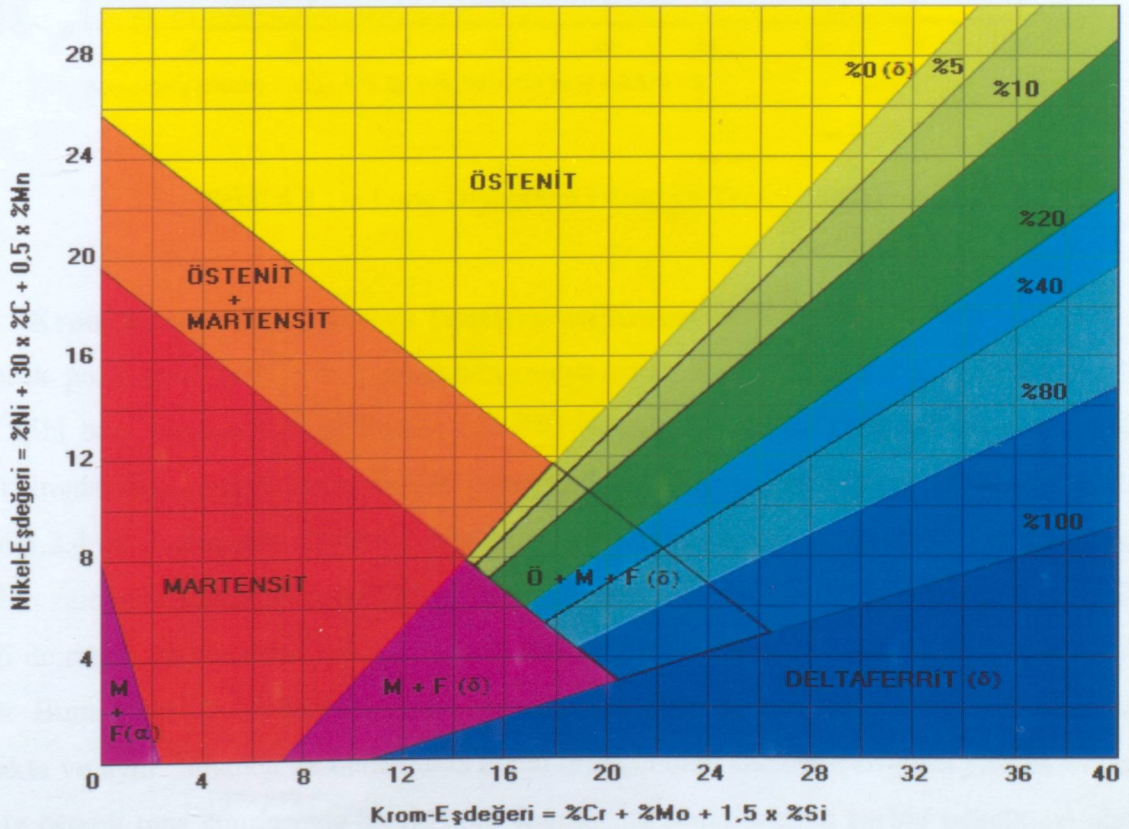
Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetlerini etkileyen fiziksel özelliklerin yanında bir dizi metalurjik etkende bu tür çeliklerin kaynağında önemli rol oynar. Bunlar; delta ferrit fazının oluşumu, tanelerarası korozyona hassasiyet, gerilmeli korozyona hassasiyet ve sigma fazının oluşmasıdır.

4.5.1 Delta Ferrit

Östenitik paslanmaz çeliklerin üretiminde, sıvı halden itibaren katılaşma başlayınca, östenit ve δ - ferrit taneleri oluşmaya başlar. Bu ferrit, östenitin dönüşümü sonucunda ortaya çıkan ferritten farklıdır. Katılaşma normal olarak ingota dökülen bir sıvı metalin katılaşmasında görülen hızla oluştuğu zaman bu çeliklerin yapısı östenit taneleri arasına serpilmiş δ - ferrit

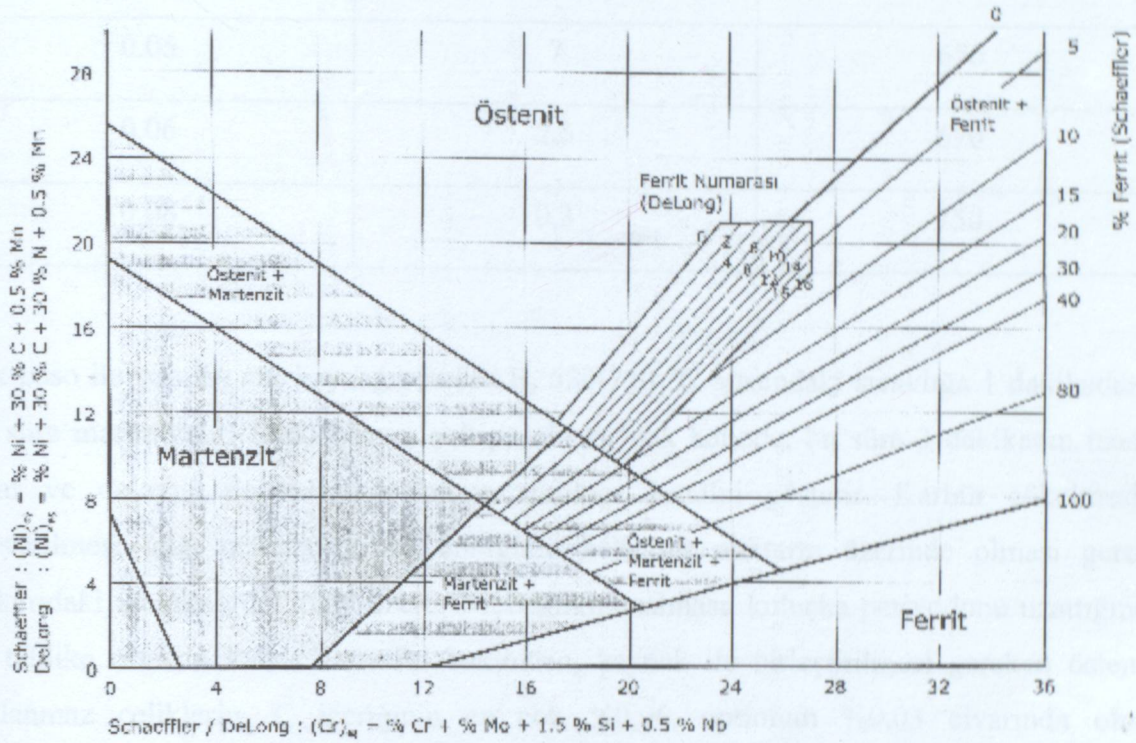
taneciklerinden oluşur. Bu faz, krom ve ferriti dengeleyen elementler yönünden zengin, nikel ve östeniti dengeleyen elementler yönünden fakirdir. Bu fazın oluşumu çelik üreticilerinin istemediği bir durumdur, çünkü malzemenin sıcak şekillendirilmesi zorlaşır ve malzemede çatlakların oluşumunu teşvik eder. Bu fazın sürekli olarak tane sınırlarında bulunması korozyon direncini azaltır. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda uzun süre δ - ferrit fazıyla karşı karşıya kalınması sonucunda da, malzemenin mukavemetini ve şekillendirilebilme kabiliyetini azaltıcı yönde etkileyen sert ve gevrek sigma fazının oluşumu gibi sorunlarla karşılaşılır.

Östenitik paslanmaz kaynak metallerin mikroyapıları esas metalinkinden bir miktar farklılık gösterirler. Tamamen östenitik alaşımların eşdeğer bileşimindeki kaynak metalinin az miktarda ferrit içerdiği görülür. Çeşitli elektrotların kullanımı kaynak metalinin metalurjik yapısını değiştirebilir. Bu amaçla kaynak metalinin kimyasal bileşimini saptamak üzere değişik diyagramlar geliştirilmiştir. Bu diyagramlardan bir tanesi Schaeffler diyagramıdır (Şekil 4.7).



Şekil 4.7 Schaeffler diyagramı (oerlikon.com.tr)

Bu diyagramda ferriti dengeleyiciler Cr_{eq} olarak yatay eksende, östeniti dengeleyiciler ise Ni_{eq} olarak düşey eksende yerleştirilmişlerdir. De Long diyagramını ise azotun, östenitik paslanmaz çeliğin faz dengesi üzerindeki başlıca etkisini gösterir (Şekil 4.8).



Şekil 4.8 De Long Diyagramı (Aran ve Temel, 2004)

4.5.2 Krom Karbür Çökmesi ve Tanelerarası Korozyon

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan ikinci bir sorun da, özellikle 18/8 çeliği gibi bazı krom-nikelli çeliklerin 450-850 °C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmalarında oluşan krom karbür çökmesi eğilimidir. (Bu konuya ilişkin ayrıntılar bölüm 3.2.4 de verilmiştir). Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağı sırasında eriyen bölge çok kısa bir zamanda katılaşır ve soğuduğundan ve elektrot olarak kullanılan alaşımların karbon içeriği de düşük olduğundan kaynak metali, yani kaynak dikişi için karbür çökme tehlikesi yoktur. Buna karşın ITAB kaynak süresi boyunca, 500-900 °C sıcaklık aralığında tavlı olarak kalmakta ve aynı zamanda da burası esas metal olduğundan, karbon içeriğinin yüksek olması halinde östenit tane sınırlarında tanelerarası korozyona neden olacak karbür çökmesi olayı ortaya çıkmaktadır. Belli bir karbon içeriği için karbür çökmesi olayının şiddeti, sıcaklık ve zamana bağlıdır. Çökme başlamadan önce sıcaklık ile değişen bir kuluçka periyodu vardır. Sıcaklık ve çeliğin karbon içeriğine göre en kısa sürede çökmenin başladığı bir sıcaklık vardır ki buna kritik sıcaklık adı verilir.

Çizelge 4.3 Kromkarbür çökelmesinin karbon içeriği, zaman ve sıcaklığa bağlılığı

Karbon içeriği (%)	Kuluçka Periyodu (Dakika)	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 ITAB, 650-750 °C arasındaki sıcaklığa 1 dakikadan az bir süre maruz kalır. Buna karşın, çok pasolu kaynak halinde, bu süre 3 dakikanın üzerine çıkar ve dolayısı ile karbür çökme tehlikesi kendini gösterir. Karbür çökelmesinin oluşabilmesi için, çeliğin karbon içeriğinin belli bir miktarın üzerinde olması gerekir. Yukarıdaki tabloda görüldüğü üzere C içeriğinin azalması, kuluçka periyodunu uzattığından bu tehlike ortadan kalkacaktır. Bu bakımdan, kaynak ile birleştirilmesi gereken östenitik paslanmaz çeliklerin, C içeriğinin en çok %0,06, optimum %0,03 civarında olması gerekmektedir. Bu amaçla, östenitik paslanmaz çeliklerin özel olarak üretilen bazı türlerinde (X2CrNi1911, X2CrNiMo17132), C miktarı düşürülerek korozyon direncinin arttırılması amaçlanmıştır.

Tanelerarası korozyonun oluşmasını önlemek amacıyla uygulanan bir başka yöntem de çeliğin stabilizasyonu olarak adlandırılır; bu durumda karbonun kroma karşı olan ilgisinden daha yüksek bir ilgiye sahip bir elementin çeliğin bileşimine katılması ile gerçekleştirilir. Bu şekilde çeliğin bileşimindeki karbon ile bu yeni element karbür oluşturur ve dolayısı ile iç yapının bazı bölgelerinde ortaya çıkan krom azalması olayı oluşmaz.

Çeliklerde maliyet açısından titanyum, elektrotlarda titanyumun arktaki fazla kaybindan dolayı niyobyum tercih edilir. Stabilize edilmiş çelikler de, tanelerarası korozyona karşı tam anlamıyla dayanıklıdır denilemez; çünkü, niyobyum, titanyum ve tantalyum karbürler 1300 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda çözülür ve karbon serbest kalarak krom karbür oluşturabilir. Bu sıcaklığa kadar erişen bölge çok dar bir alan olduğu için erime çizgisine yakın bir yerde, çok dar bir alan korozyona karşı direncini kaybeder ve bu olaya "bıçak izi etkisi veya korozyonu" adı verilir.

ITAB veya esas metalde krom karbür çözülmesinin olduğu hallerde, şayet parçanın

boyutları ve konstrüksiyonu uygun ise parça 1100 °C'ye kadar tavlaniıp su içinde aniden soğutulursa, yüksek sıcaklıkta östenit içerisinde çözülmüş bulunan karbürler hızlı bir soğuma esnasında tekrar oluşamazlar. Ancak, böyle bir ısıt işlemin uygulanması pek kolay olmayabilir. Bundan dolayı, krom karbür çökmesine eğilimli %0,03'den fazla karbon içeren östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında, kaynakçının kaynak esnasında alacağı en iyi önlem, dikişi çektikten hemen sonra ıslak bir bez veya üstüğü ile hızla soğutması olarak tavsiye edilir.

4.5.3 Sigma Fazı

Ferritik kromlu paslanmaz çeliklerde görülmesinin yanı sıra, %9'dan daha az nikel içeren östenitik paslanmaz çeliklerde kaynak bölgesinde sigma fazının oluşması bu tür çeliklerde kaynak kabiliyetini olumsuz yönde etkiler. 550-925 °C sıcaklık aralığında oluşan sert, gevrek metallar arası bileşik olan bu sigma fazının (800-1000 VSD) oluşabilmesi için östenitik yapı içerisinde bir miktar da ferrit bulunması gerekir. Soğuk şekil değiştirme, Nb, Mo, Si gibi elementlerinin varlığı sigma fazının oluşumunu teşvik eder. Sigma fazının bulunması çeliğin uzama, büzülme ve çentik darbe mukavemetini düşürdüğünden varlığı arzu edilmez. Karbür çökmesini yok etmek için uygulanan ısıt işlem sigma fazının da yok olmasını sağlar.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetlerinin araştırılması amacıyla yapılan bu çalışmada, özellikle endüstride yaygın olarak kullanılan paslanmaz çelik tipleri seçilmiştir. Malzemelerin birleştirilmesi için uygulanan ergitme esaslı (elektrik ark ve TIG) kaynak yöntemleri Serpa Hassas Döküm San. ve Tic. Ltd. Şti. de gerçekleştirilmiştir.

Malzemelere uygulanacak kaynak yöntemleri ve kaynak kabiliyetini etkileyecek parametreler belirlendikten sonra, birleştirilecek her bir malzeme çifti için uygun kaynak ağzı açıldı ve malzeme kesitlerine ve kaynak ağzlarına uygun elektrot çapı belirlendi.

Kaynak işlemi Gedik Fronious marka kaynak redresörü ile gerçekleştirildi. TIG kaynak yönteminde erimeyen Tugsten elektrot ve esas metalin kimyasal kompozisyonuna uygun dolgu malzemesi kullanıldı, elektrik ark kaynağında ise esas metalin kimyasal kompozisyonuna uygun örtülü elektrotlar ile esas metalin kimyasal kompozisyonundan farklı tipte örtülü elektrotlar kullanıldı.



Şekil 5.1 Deneyde kullanılan kaynak redresörü

5.1 Deneyde Kullanılan Malzemeler

Deneyde kullanılan paslanmaz çelik malzemeler Sarıtaş A.Ş. firmasından temin edilmiş olup malzemelerin kimyasal analizleri YTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Kimyasal Analiz Laboratuvarında ve Serpa Hassas Döküm San. ve Tic. Ltd. Şti. Kalite Kontrol Laboratuvarında spektral analiz yöntemi ile yapılmıştır. Analiz sonuçları çizelge 5.1 verildiği gibidir. Deneyde kullanılan malzemelerin mikroyapıları yine YTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi Metalografi Laboratuvarında incelenmiştir ve Şekil 5.3'de gösterilmektedir.



Şekil 5.2 Deneyde kullanılan malzemeler

Çizelge 5.1 Deneyde kullanılan çelik malzemelerin kimyasal kompozisyonları

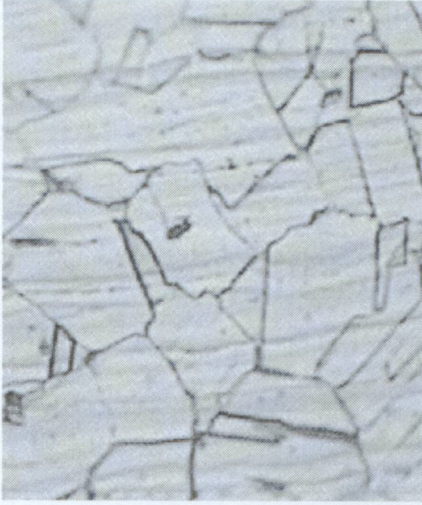
Çelik Türü	Fe (%)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)	Diğer (%)
304L	71.4	0.03	0.549	0.998	0.0321	<0.005	17.99	0.159	8.268	-
316L	68.1	0.017	0.603	1.015	0.246	<0.005	17.03	1.984	10.48	-
304	71.9	0.086	0.541	1.18	0.025	0.006	16.80	0.696	8.06	-
316Ti	67.7	0.04	0.528	1.742	0.0344	0.0077	16.72	1.871	10.442	Ti:0.336



(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 5.3 Deneyde kullanılan paslanmaz çelik malzemelerin 200X mikroyapı görüntüleri;
a) 304 b) 304L c) 316L d) 316Ti

Deney sırasında kullanılan elektrotlar ise Oerlikon marka olup kimyasal kompozisyonları çizelge 5.2’de verildiği gibidir.

Çizelge 5.2 Deneyde kullanılan elektrotların kimyasal kompozisyonları

Elektrot	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Nb (%)
E307-15	Kalanı	0,13	5,0	0,5	19	9	-	-
E308-16	Kalanı	0,07	0,7	0,8	19	10	-	-
E308L-16	Kalanı	0,04	0,8	0,7	19	10	-	-
E316L-16	Kalanı	0,04	0,8	0,7	19	12	2,6	-
E318-16	Kalanı	0,04	0,8	0,7	19	12	2,5	0,35
E347-16	Kalanı	0,04	0,8	0,8	19	10	-	0,35

5.2 Deneyde Kullanılan Malzemelerin Gruplandırılması

Kaynak işlemi sırasında malzemelere uygulanan kaynak yöntemi ve kaynak parametrelerine göre birleştirilmiş malzemeler karşılaştırmaların yapılabilmesi açısından gruplandırılmışlardır. 4 tipte malzeme kaynak edilmiş olup, her bir tip için elektrik ark ve TIG kaynak yöntemleri uygulanmıştır. Elektrik ark yönteminde birleştirilecek malzemelere uygun elektrotlar ve uygun olmayan elektrotlar kullanılarak kaynak edilmişlerdir. Ayrıca uygun elektrot kullanımında farklı akım değerleri uygulanmıştır. Bu işlemi yapmaktaki amaç, akımın

ve elektrotun malzemenin kaynak kabiliyetini nasıl ve ne yönde etkilediğini saptamaktır. TIG yönteminde ise yine birleştirilecek malzeme çiftine uygun dolgu malzemesi ile (kalın kesitli parçalar için) farklı akım değerleri denenmiştir.

Çizelge 5.3 Deneyde kullanılan malzeme. Malzemedan çıkarılan deney parçaları ve uygulanan kaynak yönteminin kodlanması

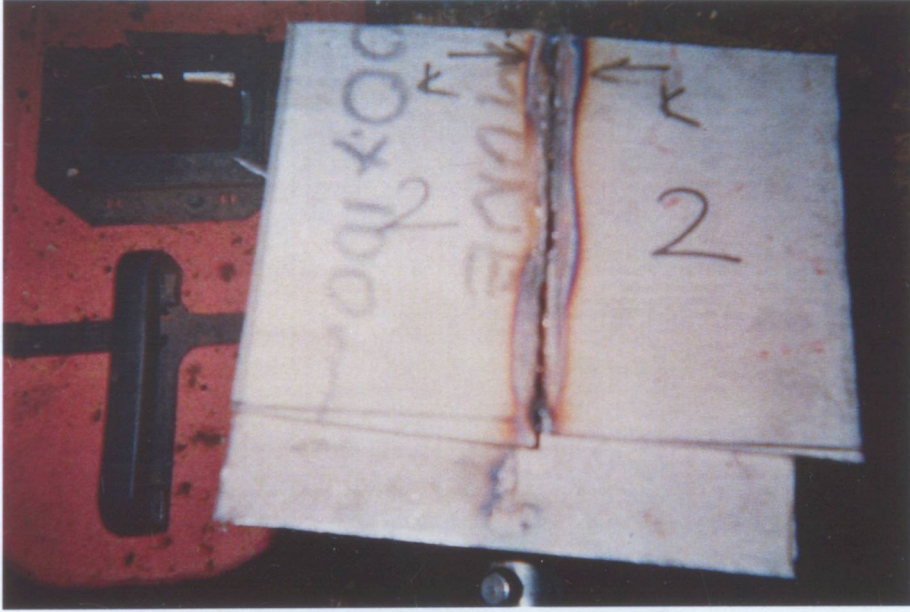
1.	304 L Östenitik düşük karbonlu paslanmaz çelik
1.EA.	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış numune
1.EA.1	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 347-16 elektrot ve 130 A seçilmiş numune
1.EA.2	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 347-16 elektrot ve 110 A seçilmiş numune
1.EA.3	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 308-16 elektrot ve 130 A seçilmiş numune
1.TIG	Gazaltı kaynağı ile kaynaklanmış numune
1.TIG.1	TIG kaynağı ile kaynaklanmış. ER 308L-16 dolgu malzemesi ve 130 A seçilmiş numune
1.TIG.2	TIG kaynağı ile kaynaklanmış. ER 308L-16 dolgu malzemesi ve 110 A seçilmiş numune
2.	316 L Östenitik düşük karbonlu paslanmaz çelik
2.EA.	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış numune
2.EA.1	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 316L-16 elektrot ve 150 A seçilmiş numune
2.EA.2	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 316L-16 elektrot ve 110 A seçilmiş numune
2.EA.3	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 307 elektrot ve 130 A seçilmiş numune
2.TIG	Gazaltı kaynağı ile kaynaklanmış numune
2.TIG.1	TIG kaynağı ile kaynaklanmış. ER 316L-16 dolgu malzemesi ve 140 A seçilmiş numune
2.TIG.2	TIG kaynağı ile kaynaklanmış. ER 316L-16 dolgu malzemesi ve 60 A seçilmiş numune

3.	304 Östenitik paslanmaz çelik
3.EA.	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış numune
3.EA.1	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 308L-16 elektrot ve 150 A seçilmiş numune
3.EA.2	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E308L-16 elektrot ve 100 A seçilmiş numune
3.EA.3	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 307 elektrot ve 120 A seçilmiş numune
3.TIG	Gazaltı kaynağı ile kaynaklanmış numune
3.TIG.1	TIG kaynağı ile kaynaklanmış. ER 308L-16 dolgu malzemesi ve 120 A seçilmiş numune
3.TIG.2	TIG kaynağı ile kaynaklanmış. ER 308L-16 dolgu malzemesi ve 90 A seçilmiş numune
4.	316Ti Östenitik paslanmaz çelik
4.EA.	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış numune
4.EA.1	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 318L-16 elektrot ve 75 A seçilmiş numune
4.EA.2	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 318L-16 elektrot ve 90 A seçilmiş numune
4.EA.3	Elektrik ark kaynağı ile kaynaklanmış. E 307 elektrot ve 90 A seçilmiş numune
4.TIG	Gazaltı kaynağı ile kaynaklanmış numune
4.TIG.1	TIG kaynağı ile kaynaklanmış. ER 318L-16 dolgu malzemesi ve 75 A seçilmiş numune
4.TIG.2	TIG kaynağı ile kaynaklanmış. ER 318L-16 dolgu malzemesi ve 90 A seçilmiş numune

5.3 Kaynak İşleminin Uygulanması

“TS 288-3 Metalik Malzemelerin Kaynak Prosedürlerinin Şartnamesi ve Onayı Standardında” levhaların alın kaynağı için belirtilen şartlara uygun olarak 60°'lik V kaynak ağzı açılarak hazır duruma getirilen malzeme çiftleri, öngörülen kaynak parametrelerine uygun olarak kaynak işlemine tabi tutuldu. Malzemelerin kaynak işlemi sırasında özellikle farklı akım

değerlerinde gözle görülür hatalar saptandı. Örneğin düşük akım uygulamalarında kaynak kök kısmında eksik nüfuziyet ve erime azlığı gözlemlendi. TIG kaynağında özellikle kalın parçaların kaynağı sırasında işlemin yavaş gerçekleşmesi malzemelerin oldukça fazla ısıya maruz kalmasına yol açtı ve geniş bir ITAB olduğu gözlemlendi. Yüksek akım değerlerinde ise yanma olukları meydana geldi. İnce plakalarda yüksek ısı girdisi nedeniyle yer yer erimeler oluştu. Denemeler sonucu her bir elektrot ve malzeme çifti için yeterli akım değerleri saptandı.



Şekil 5.4 316L tipi paslanmaz çelik malzemenin düşük akım değeriyle kaynaklanmış görüntüsü. Gözle muayene sonucu akımın yetersizliği nedeniyle kök pasoda eksik kaynama görülmekte

Diğer bir parametre olan malzemenin kimyasal kompozisyonuna uygun elektrot kullanımı ve uygun olmayan elektrot kullanımı sonucunda ise uygun elektrotlarla daha rahat işlem yapıldığı gözlemlendi.

Kaynakçı, malzemelerin kalınlığı ve elektrotların çapına göre birleşmenin tam olabilmesi için işlemi birkaç paso ile gerçekleştirdi. Çizelge 5.4'de deneyde kullanılan kaynak türü ve koşulları verilmiştir.

Çizelge 5.4 Deneyde kullanılan kaynak türü ve koşulları

304L	1.EA.1	1.EA.2	1.EA.3	1.TIG.1	1.TIG.2
Kaynak yöntemi	Elektrik ark	Elektrik ark	Elektrik ark	Gazaltı	Gazaltı
Numune kalınlığı(mm)	10	10	10	10	10
Kullanılan elektrot	E 347-16	E 347-16	E 308-16	Tungsten	Tungsten
Elektrot Çapı (mm)	3.25	3.25	3.25	2.4	2.4
Uygulanan akım(A)	130	110	150	130	110
Paso Sayısı	3	3	3	2	2
Dolgu Malzemesi	-----	-----	-----	ER 308L-16	ER 308L-16

316L	2.EA.1	2.EA.2	2.EA.3	2.TIG.1	2.TIG.2
Kaynak yöntemi	Elektrik ark	Elektrik ark	Elektrik ark	Gazaltı	Gazaltı
Numune kalınlığı(mm)	8	8	8	8	8
Kullanılan elektrot	E 316L-16	E 316L-16	E 307	Tugsten	Tungsten
Elektrot Çapı (mm)	3,25	3,25	2.5	2.4	2.4
Uygulanan akım(A)	150	110	130	140	60
Paso Sayısı	2	3	3	2	2
Dolgu Malzemesi	-----	-----	-----	ER 316L-16	ER 316L-16

304	3.EA.1	3.EA.2	3.EA.3	3.TIG.1	3.TIG.2
Kaynak yöntemi	Elektrik ark	Elektrik ark	Elektrik ark	Gazaltı	Gazaltı
Numune kalınlığı(mm)	10	5	5	5	5
Kullanılan elektrot	E 308L-16	E 308L-16	E 307	Tugsten	Tungsten
Elektrot Çapı (mm)	3,25	3.25	2.5	2.4	2.4
Uygulanan akım(A)	150	100	120	120	90
Paso Sayısı	2	2	2	3	2
Dolgu Malzemesi	-----	-----	-----	ER 308L-16	ER 308L-16

316Ti	4.EA.1	4.EA.2	4.EA.3	4.TIG.1	4.TIG.2
Kaynak yöntemi	Elektrik ark	Elektrik ark	Elektrik ark	Gazaltı	Gazaltı
Numune kalınlığı(mm)	2	2	2	2	2
Kullanılan elektrot	E 318L-16	E 318L-16	E 307	Tugsten	Tungsten
Elektrot Çapı (mm)	2	2	2.5	2.4	2.4
Uygulanan akım(A)	75	90	90	75	90
Paso Sayısı	1	1	1	1	1
Dolgu Malzemesi	-----	-----	-----	ER 318L-16	ER 318L-16

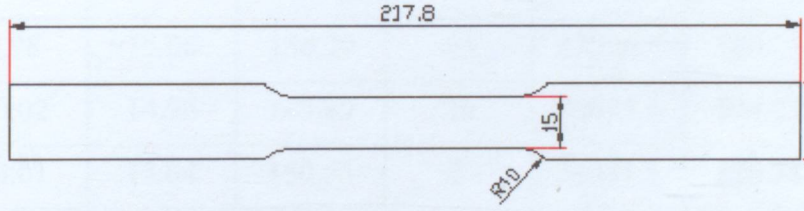
5.4 Yapılan Deneyler

Kaynak işlemi tamamlandıktan sonra kaynaklı malzemeler TS EN 288-3'de belirtildiği üzere çekme, çentik darbe, eğme, sertlik ve mikroyapı deneyleri için uygun bölgelerden numuneler

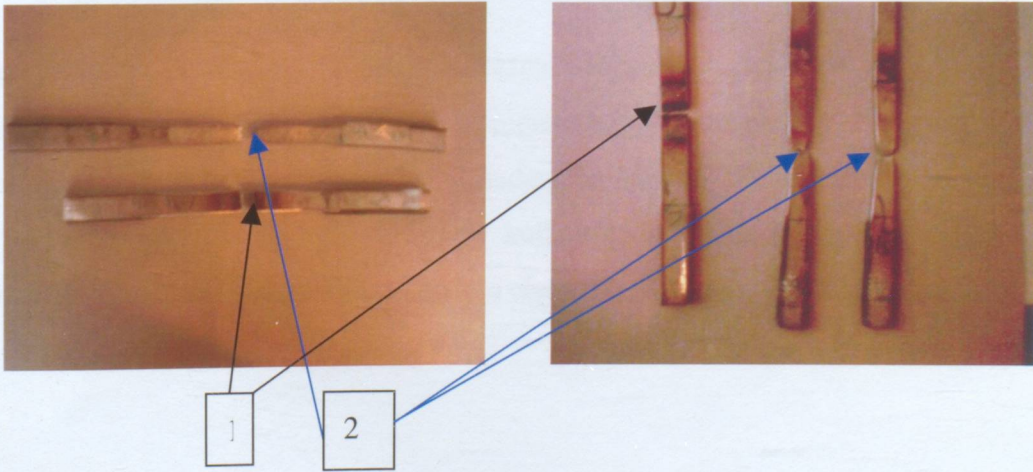
önce kaba olarak giyotin makasla kesimleri yapıldıktan sonra, YTÜ Kimya - Metalurji Fakültesi Talaşlı İmalat Laboratuvarında testere ile kesimi yapılarak istenilen boyutlara getirildi. Daha sonra çekme numuneleri TS EN 895’de belirtilen ölçülerde, çentik darbe numuneleri TS 875’e uygun olarak, eğme numuneleri TS EN 282’ye göre, sertlik ve mikroyapı numuneleri ise TS 288-3’de belirtildiği ölçülerde freze tezgahında işlenerek hazırlandı.

5.4.1 Çekme Deneyi

Bu deneyi yapmaktaki amaç kaynaklı malzemenin çekme dayanımı, kopma uzaması gibi mekanik değerlerinin saptanmasıdır. Standarda uygun olarak hazırlanan numuneler Mekanik Muayene Laboratuvarında MOHR&FEDERHAFF AG cihazında ve Ünlversal Çekme Cihazında çekme işlemine tabi tutuldu. Hazırlanan numunelerin boyutları ve deney sonuçları her bir malzeme grubu için ayrı ayrı olmak üzere çizelge 5.5’de verilmiştir.



Şekil 5.5 Çekme deneyi test numunesi şematik olarak görünüşü



Şekil 5.6 Çekme testi uygulanmış numuneler 1) kaynak dikişinden kopmuş numuneler, 2) esas metalden kopmuş numuneler

Çizelge 5.5 304L tipi paslanmaz çelik numunelere ait çekme deneyi sonuçları

Numune no	a (mm)	b (mm)	A ₀ (mm ²)	Uzama (%)	F _{max} (N)	R _m (MPa)	R _{m ort} (Mpa)
1.EA.1.1	9.98	15.01	149.79	25	8722.7	582.30	573
1.EA.1.2	10.02	14.99	150.19	20	84256.5	561.56	
1.EA.1.3	9.98	15.03	149.99	22	86266.7	575.15	
1.EA.2.1	9.96	14.96	149.00	6	66234.6	444.52	472
1.EA.2.2	10.01	15.02	150.35	5	74938.5	498.42	
1.EA.2.3	10.02	15.05	150.80	5	71305.8	472.85	
1.EA.3.1	10.03	14.88	149.24	28	93003.7	623.18	606
1.EA.3.2	10.02	15.06	150.90	32	89498.2	593.09	
1.EA.3.3	10.03	14.92	149.64	30	90114.7	602.21	
1.TIG.1.1	10.04	14.98	150.39	26	91760	610.14	594
1.TIG.1.2	9.98	15.06	150.29	25	87206.9	580.25	
1.TIG.1.3	10.02	14.96	149.89	26	89075.4	594.27	
1.TIG.2.1	10.01	15.04	150.55	2	34081.5	226.38	——*
1.TIG.2.2	9.97	15.02	149.75	4	35470.7	236.86	
1.TIG.2.3	10.03	14.92	149.49	4	35042.8	234.41	

*Kaynak dikişinden koptu. Sonuç değerlendirmeye alınmadı.

304L tipi paslanmaz çelik numuneye ait çekme deneyi sonuçlarından da görüldüğü gibi, özellikle düşük akım uygulamalarında malzemenin çekme mukavemeti değerleri çok düşük çıkmıştır. Bu malzemeler yetersiz kaynama nedeniyle, kaynak dikişinden kopmuştur. Ayrıca 1.EA.3 no.lu numunenin kaynağı sırasında kullanılan elektrotun daha iyi sonuç verdiği görülmektedir. Bu sonuca ulaşılmasının nedeni elektrotun C oranının yüksek olmasıdır.

Çizelge 5.6 316L tipi paslanmaz çelik numunelere ait çekme deneyi sonuçları

Numune no	a (mm)	b (mm)	A _o (mm ²)	Uzama (%)	F _{max} (N)	R _m (MPa)	R _{m ort} (Mpa)
2.EA.1.1	8.02	14.98	120.13	30	72119.0	600.34	596.45
2.EA.1.2	7.99	14.96	119.53	32	70962.5	593.68	
2.EA.1.3	8.05	14.98	120.58	31	71787.3	595.35	
2.EA.2.1	8.01	15.02	120.31	4	51644.3	429.26	423.79
2.EA.2.2	8.02	14.99	120.21	5	49866.7	414.83	
2.EA.2.3	8.02	15.05	120.70	4	51572.7	427.28	
2.EA.3.1	8.04	15.02	120.76	22	63834.9	528.61	537.46
2.EA.3.2	8.03	15.04	120.77	42	66088.9	547.23	
2.EA.3.3	8.05	15.03	120.99	30	64917.0	536.55	
2.TIG.1.1	7.98	14.97	119.46	39	68731.3	575.35	577.74
2.TIG.1.2	8.02	15.01	120.38	36	71137.3	590.94	
2.TIG.1.3	7.96	15.04	119.71	39	67867.2	566.93	
2.TIG.2.1	7.98	14.99	119.62	3	23152.4	193.55	——*
2.TIG.2.2	8.03	15.04	120.77	2	28866.4	239.02	
2.TIG.2.3	7.95	15.03	119.48	2	24003.5	200.9	

*Kaynak dikişinden koptu. Sonuç değerlendirmeye alınmadı.

2.EA.1 no.lu numune ile 2.EA.3 no.lu numunelerin kaynak uygulamasında yeterli akım değerinde fakat farklı elektrotlar kullanılmıştır. 2.EA.3 no.lu numune için kullanılan elektrotun kompozisyonu düşük karbonlu paslanmaz çelik için uygun olmamasına karşın çekme değerleri elektrotun C ve Mn oranının yüksek olması nedeniyle 2.EA.1 ile yakın değerlerde çıkmıştır.

Çizelge 5.8 316Ti tipi paslanmaz çelik numunelere ait çekme değeri sonuçları

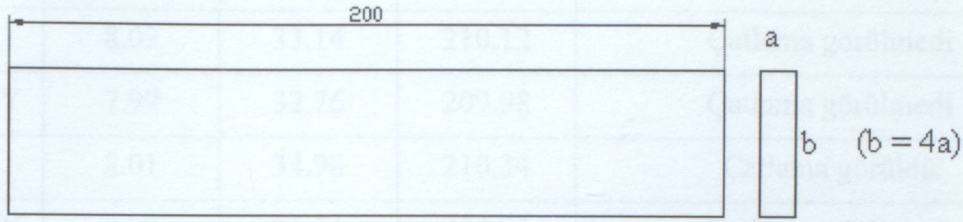
Numune no	a (mm)	b (mm)	A _o (mm ²)	Uzama (%)	F _{max} (N)	R _m (MPa)	R _{m ort} (Mpa)
4.EA.1.1	2.01	14.94	30.02	24	18108	603.2	589.6
4.EA.1.2	2.01	14.96	30.06	26	18285	608.3	
4.EA.1.3	2.02	14.95	30.19	31	18440	610.8	
4.EA.2.1	2.00	14.98	29.96	5	12688	423.5	436.6
4.EA.2.2	2.03	14.99	30.42	8	13813	454.1	
4.EA.2.3	2.01	14.96	30.06	5	12994	432.3	
4.EA.3.1	2.04	15.01	30.62	18	17065	557.3	553.8
4.EA.3.2	2.03	15.00	30.45	22	17143	563.0	
4.EA.3.3	2.03	14.99	30.42	16	16463	541.2	
4.TIG.1.1	2.04	14.88	30.35	32	18786	619.0	623.7
4.TIG.1.2	2.05	14.98	30.70	35	19334	629.8	
4.TIG.1.3	2.03	14.93	30.30	32	18858	622.4	
4.TIG.2.1	2.05	15.03	30.81	3	6550	212.6	*
4.TIG.2.2	2.05	14.95	30.64	4	7169	234.9	
4.TIG.2.3	2.03	15.01	30.47	4	7471	245.2	

*Kaynak dikişinden koptu. Sonuç değerlendirmeye alınmadı.

5.4.2 Katlama Deneyi

Katlama deneyinden genel anlamda 180° katlama deneyi kavramı anlaşılır. Eğer herhangi bir açı değeri belirtilmemişse daima numuneler söz konusu standart uyarınca, 180° katlanır. Ancak API (American Petrol Institute) ve başka Lloyd Spefikasyonlarında katlamanın 90° den büyük belirli bir açı değerine kadar (genelde 120°) yapılması, bu değerde deneyin kesilip sonuçların gözlemlenmeleri istenir. Katlama deneyinin genel amacı; kaynak dikişinin ve kök pasonun, esas metal ile aynı sünekliliğe sahip olduğunu belirlemektir. Herhangi bir şekilde, kaynak koşulları dolayısı ile oluşacak bir olumsuzluk (yetersiz akım şiddeti, yanlış elektrot, eksik nüfuziyet, vb.) varsa, katlama deneyi sırasında numunenin çatlamasıyla durum saptanabilir. Deneyde TS EN 282 standardı kullanılmış ve bu standart uyarınca numuneler hazırlanmıştır. TS EN 282 standardına uygun olarak hazırlanan numunelerde bir kök ve bir yüzey eğme numunesi Plastik Şekil Verme Laboratuvarında eğme cihazında işleme tabi

tutulmuştur. Deneyde kullanılan numunelerin boyutları ve deney sonuçları çizelge 5.9'da verilmiştir.



Şekil 5.7 Katlama deneyi test numunesi şematik görünüşü (ölçüler mm cinsindedir)

Çizelge 5.9 304L tipi malzemeye ait katlama deneyi sonuçları (K: Kök paso. DY: dış yüzey)

Numune No	a (mm)	b (mm)	l_0 (mm)	Sonuç
1.EA.1.K	10.03	39.69	200.10	Çatlama görülmedi
1.EA.1.DY	10.02	40.16	200.25	Çatlama görülmedi
1.EA.2.K	9.98	39.65	200.32	Çatlama görüldü
1.EA.2.DY	10.02	40.48	201.23	Çatlama görülmedi
1.EA.3.K	9.96	39.84	200.95	Çatlama görülmedi
1.EA.3.DY	10.01	38.92	202.50	Çatlama görülmedi
1.TIG.1.K	10.04	39.24	202.42	Çatlama görülmedi
1.TIG.1.DY	9.98	39.98	204.18	Çatlama görülmedi
1.TIG.2.K	10.01	40.14	201.64	Çatlama görüldü
1.TIG.2.DY	9.97	40.62	202.93	Çatlama görüldü

Çizelge 5.10 316L tipi malzemeye ait katlama deneyi sonuçları

Numune No	a (mm)	b (mm)	l_0 (mm)	Sonuç
2.EA.1.K	8.02	33.14	210.12	Çatlama görülmedi
2.EA.1.DY	7.99	32.76	209.98	Çatlama görülmedi
2.EA.2.K	8.01	34.98	210.34	Çatlama görüldü
2.EA.2.DY	8.02	31.74	208.94	Çatlama görülmedi
2.EA.3.K	8.04	33.39	209.21	Çatlama görülmedi
2.EA.3.DY	8.03	32.89	201.43	Çatlama görülmedi
2.TIG.1.K	7.98	30.23	210.66	Çatlama görülmedi
2.TIG.1.DY	8.02	34.84	211.91	Çatlama görülmedi
2.TIG.2.K	7.98	34.65	210.91	Çatlama görüldü
2.TIG.2.DY	8.03	32.56	209.78	Çatlama görüldü

Çizelge 5.11 304 tipi malzemeye ait katlama deneyi sonuçları

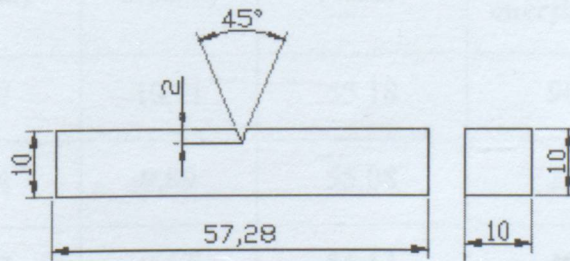
Numune No	a (mm)	b (mm)	l_0 (mm)	Sonuç
3.EA.1.K	10.03	21.04	204.98	Çatlama görülmedi
3.EA.1.DY	10.02	22.34	204.92	Çatlama görülmedi
3.EA.2.K	5.01	21.82	205.08	Çatlama görüldü
3.EA.2.DY	5.04	20.10	204.94	Çatlama görülmedi
3.EA.3.K	5.02	19.94	204.49	Çatlama görülmedi
3.EA.3.DY	5.01	20.99	204.41	Çatlama görülmedi
3.TIG.1.K	4.99	20.69	205.56	Çatlama görülmedi
3.TIG.1.DY	4.98	22.92	205.68	Çatlama görülmedi
3.TIG.2.K	5.01	21.48	201.91	Çatlama görüldü
3.TIG.2.DY	4.98	19.89	202.32	Çatlama görüldü

Çizelge 5.12 316Ti tipi malzemeye ait katlama deneyi sonuçları

Numune No	a (mm)	b (mm)	l_0 (mm)	Sonuç
4.EA.1.K	2.01	10.40	202.12	Çatlama görülmedi
4.EA.1.DY	2.02	10.02	201.91	Çatlama görülmedi
4.EA.2.K	2.00	9.28	203.65	Çatlama görülmedi
4.EA.2.DY	2.01	8.99	203.21	Çatlama görülmedi
4.EA.3.K	2.04	10.91	204.92	Çatlama görülmedi
4.EA.3.DY	2.03	9.43	205.06	Çatlama görülmedi
4.TIG.1.K	2.04	10.23	200.17	Çatlama görülmedi
4.TIG.1.DY	2.05	10.19	199.92	Çatlama görülmedi
4.TIG.2.K	2.05	8.67	204.78	Çatlama görüldü
4.TIG.2.DY	2.03	9.32	205.26	Çatlama görülmedi

5.4.3 Çentik Darbe Deneyi

TS EN 875 Metalik malzemelerde kaynaklar üzerinde tahribatlı muayeneler-“Vurma deneyleri”, “Deney numunesi yeri, çentik yönü ve muayene” ve TS EN 10045-1 Metalik Malzemeler-Charpy Vurma Deneyi Standartlarına uygun olarak hazırlanan malzemeler TS EN 10045-1 standardının istediği şekilde kaynak dikişinden (KD) 45°'lik V çentik açılarak deneye hazır duruma getirildiler. Çizelge 5.13’de malzemelerin boyutları ve test sonuçları verilmiştir.



Şekil 5.8 Çentik darbe mukavemeti test numunesi şematik olarak görünüşü (ölçüler mm cinsindedir).

Çizelge 5.13 304L tipi için çentik darbe deneyi sonuçları (KD: Kaynak dikişi)

Numune No	a (mm)	b (mm)	l (mm)	Darbe enerjisi (J)	Darbe dayancısı(J/cm ²)
1.EA.1.KD	10,08	10,09	57.24	107	132
1.EA.2.KD	9.84	9.97	56.03	57	74
1.EA.3.KD	10,09	10.17	57.02	35	43
1.TIG.1.KD	9,96	10,00	56.09	62	77
1.TIG.2.KD	9,98	10,08	58.09	30	38

Çizelge 5.14 316L tipi malzeme için çentik darbe deneyi sonuçları

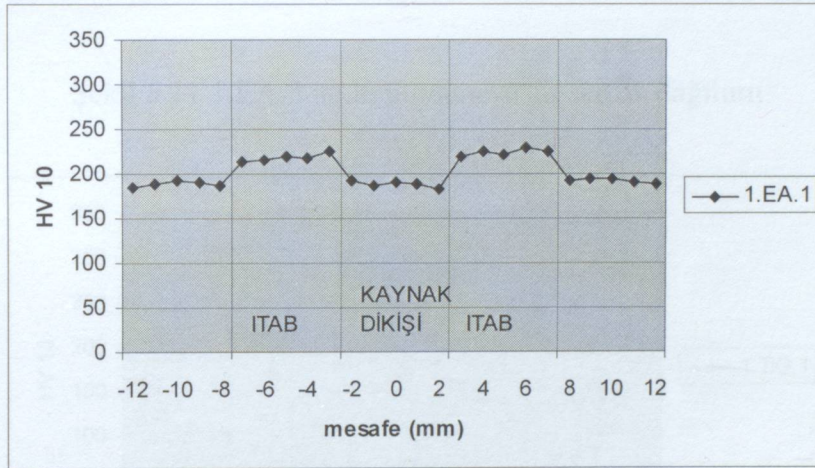
Numune No	a (mm)	b (mm)	L (mm)	Darbe enerjisi (J)	Darbe dayancısı (J/cm ²)
2.EA.1.KD	7,87	10,11	57.12	71	120
2.EA.2.KD	7,84	10,12	67.50	15	23
2.EA.3.KD	7,80	10,17	58.88	38	65
2.TIG.1.KD	7,80	10,05	58,9	67	115
2.TIG.2.KD	7,86	10,02	65,01	8	13

Çizelge 5.15 304 tipi malzeme için çentik darbe deneyi sonuçları

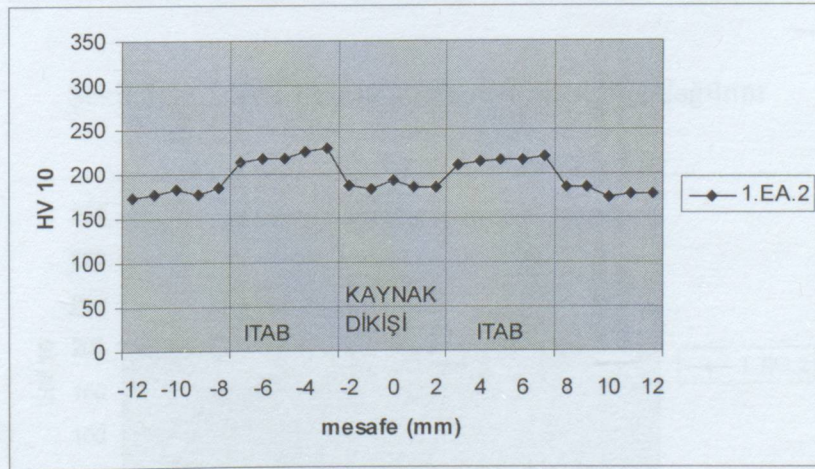
Numune No	a (mm)	b (mm)	l (mm)	Darbe enerjisi (J)	Darbe dayancısı(J/cm ²)
3.EA.1.KD	9,87	10,71	55.18	96	113
3.EA.2.KD	5,14	9,89	55.08	25	61
3.EA.3.KD	4,97	9,63	55.13	39	102
3.TIG.1.KD	4,93	9,41	55.04	85	230
3.TIG.2.KD	5,10	10,21	55.11	1,96	5*

5.4.4 Sertlik Deneyi

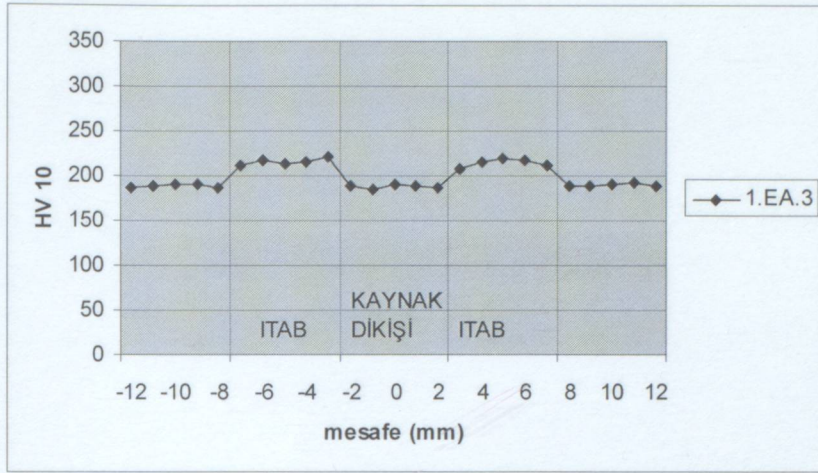
Standartta da belirtildiği üzere metalografik olarak sırasıyla 120-180-240-320-400-600-800-1000 ve 1200 meshlik SiC zımparalarla hazırlanan numuneler daha sonra Al_2O_3 , Cr_2O_3 ve elmas parlaticılar ile hazırlanmıştır ve kral suyu olarak da bilinen %75 HCl + %25 HNO_3 karışımı dağlayıcı ile dağlanmıştır. Hazırlanan numunelerin TS EN 288-3 standardına uygun olarak Vickers sertlik yöntemi ile 10 Kg yük ile ana malzeme-ITAB-kaynak dikişi-ITAB-ana malzeme bölümlerinden 1 mm aralıklarla sertlik değerleri ölçülmüştür. Sonuçlar aşağıdaki sertlik HV 10 - mesafe (mm) eğrilerinde verilmiştir.



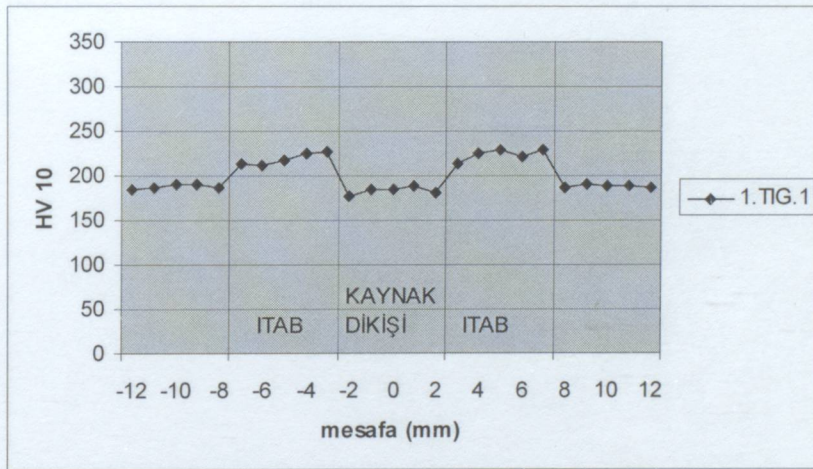
Şekil 5.9 1.EA.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



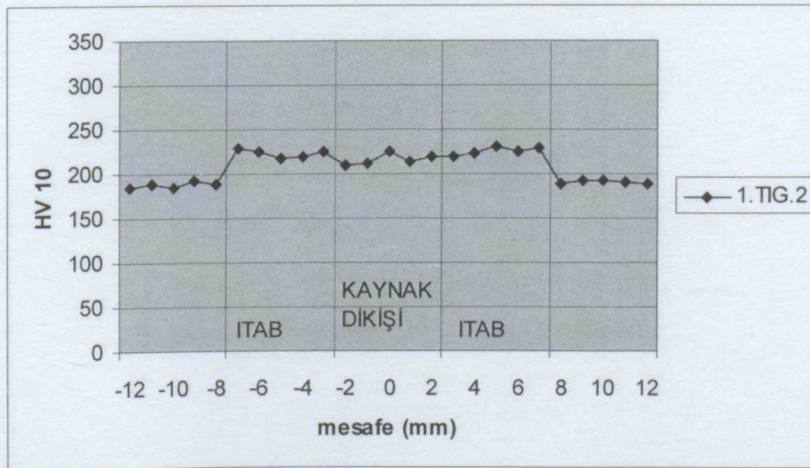
Şekil 5.10 1.EA.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



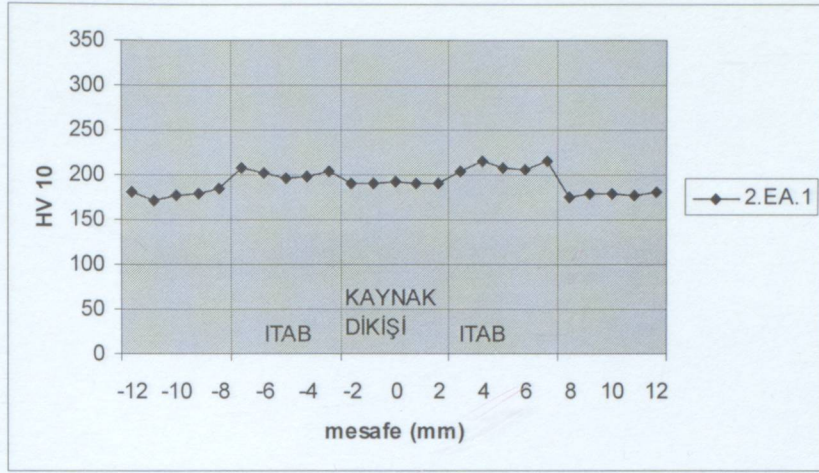
Şekil 5.11 1.EA.3 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



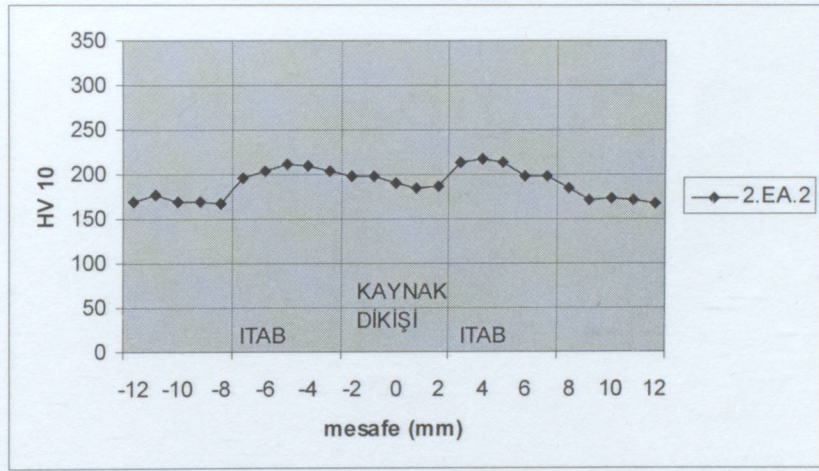
Şekil 5.12 1.TIG.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



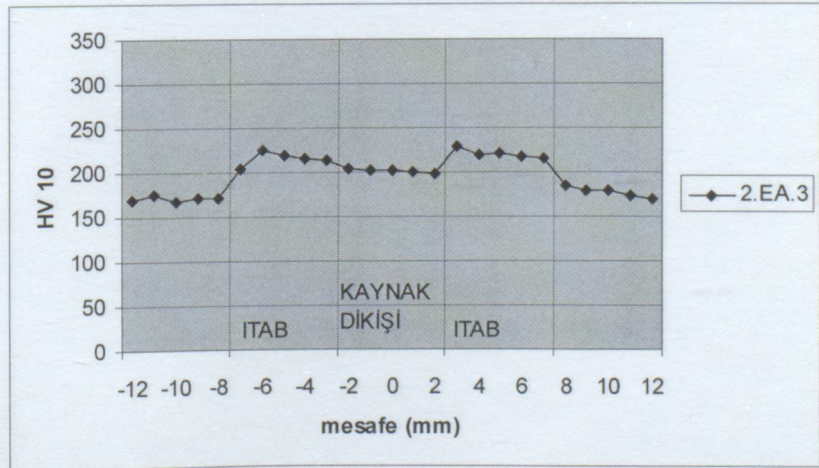
Şekil 5.13 1.TIG.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



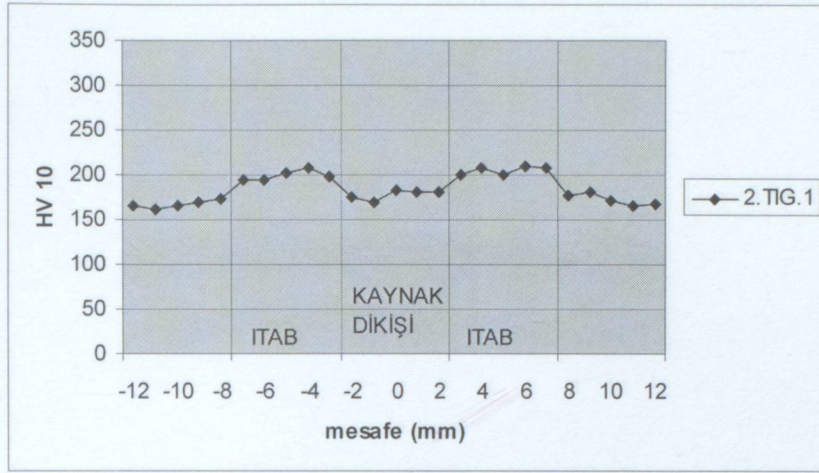
Şekil 5.14 2.EA.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



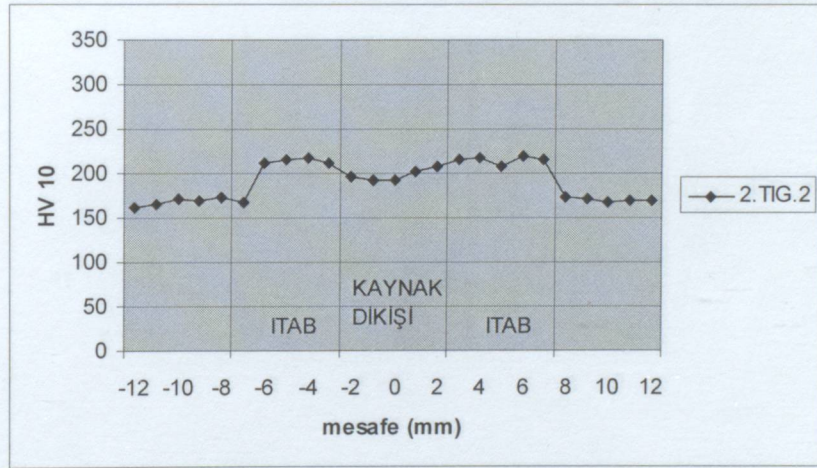
Şekil 5.15 2.EA.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



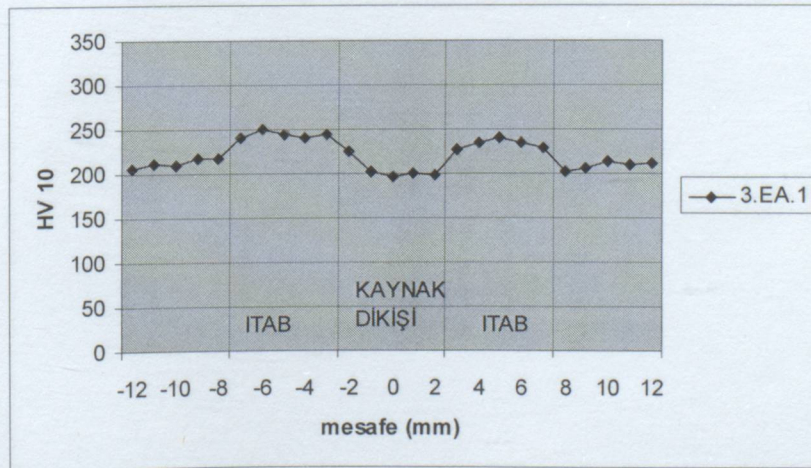
Şekil 5.16 2.EA.3 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



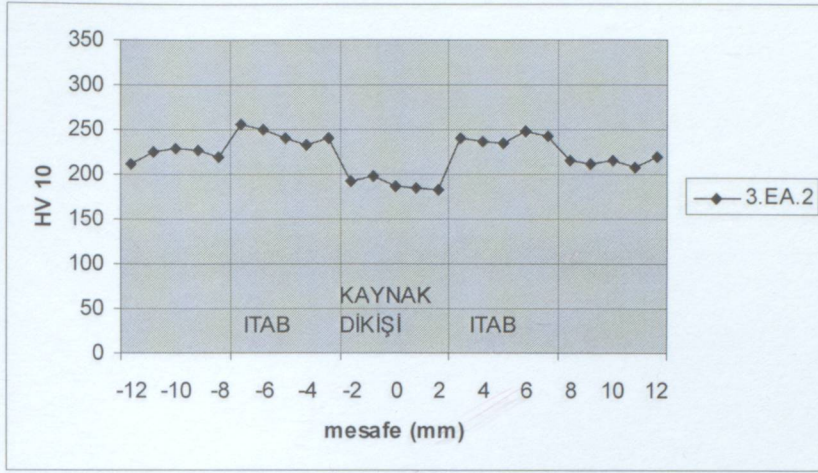
Şekil 5.17 2.TIG.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



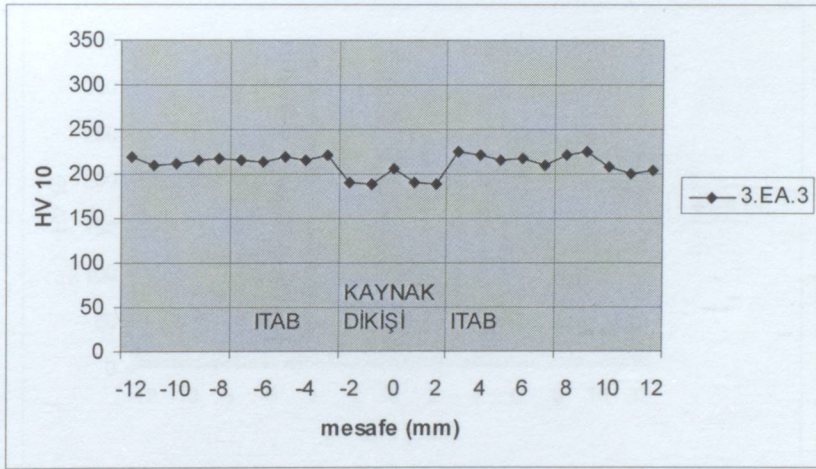
Şekil 5.18 2.TIG.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



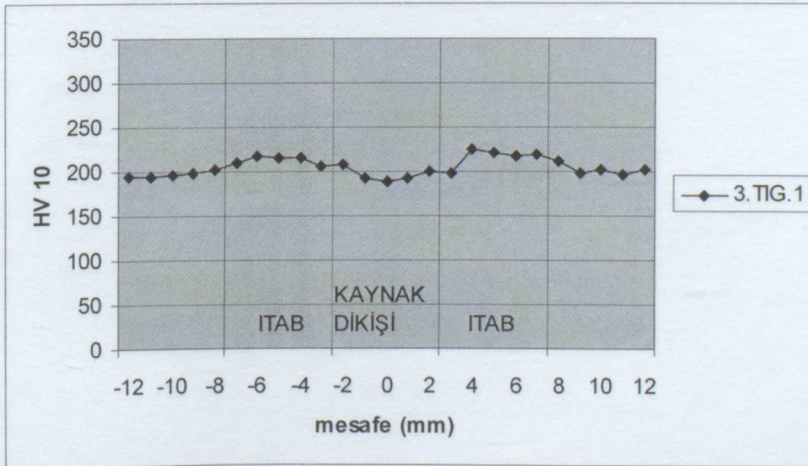
Şekil 5.19 3.EA.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



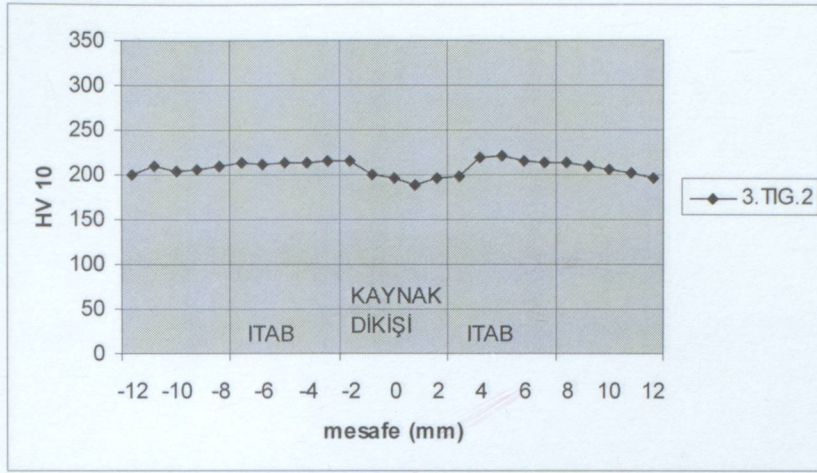
Şekil 5.20 3.EA.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



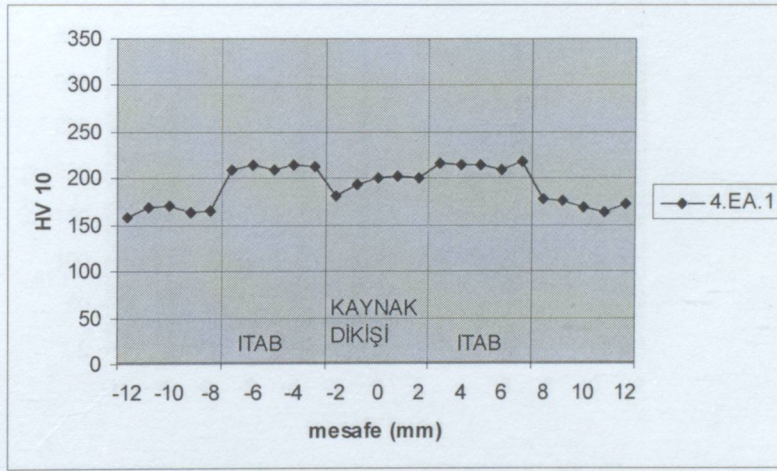
Şekil.5.21 3.EA.3 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



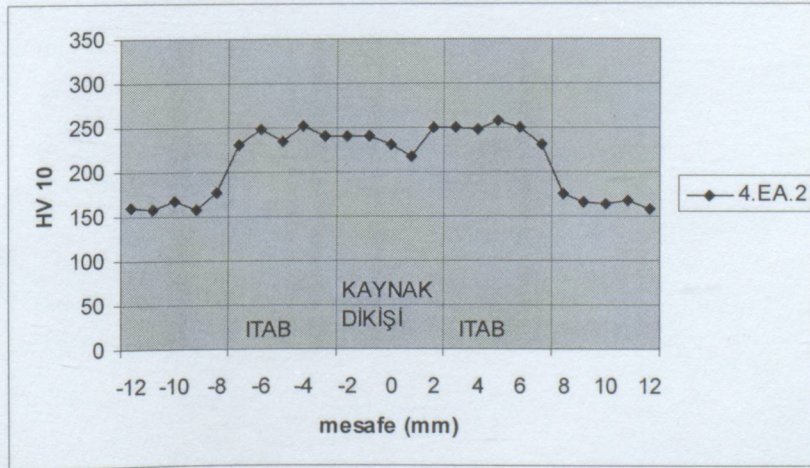
Şekil 5.22 3.TIG.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



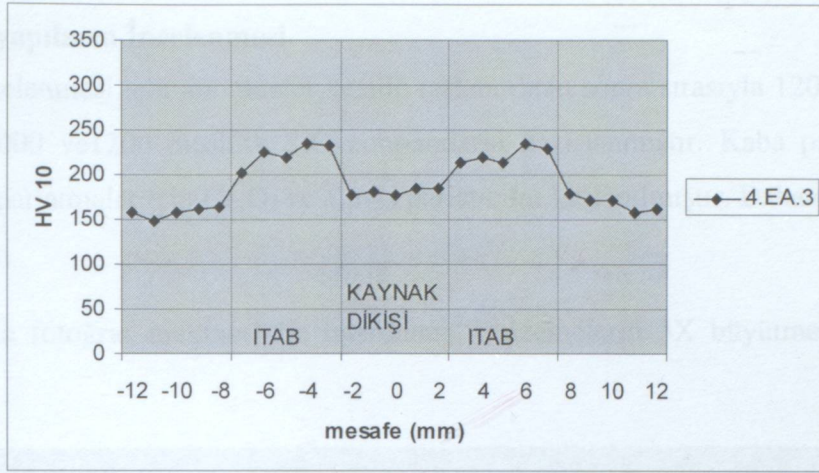
Şekil 5.23 3.TIG.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



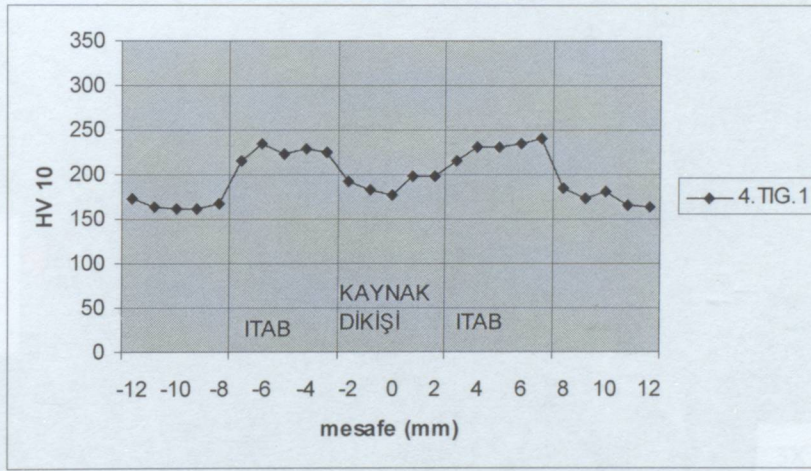
Şekil 5.24 4.EA.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



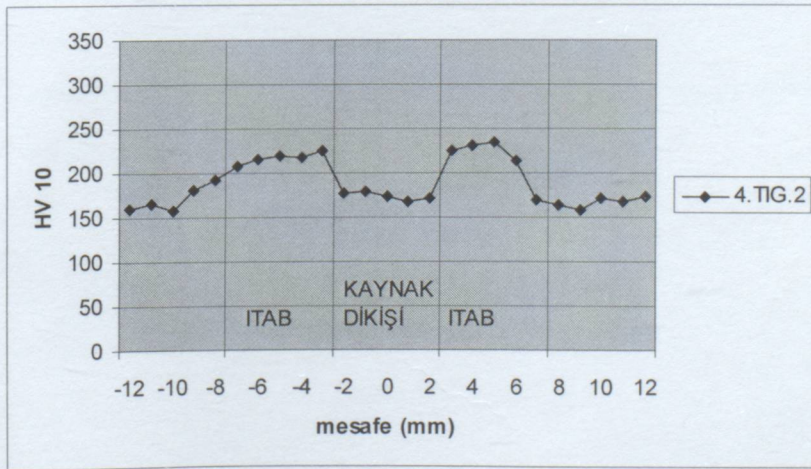
Şekil 5.25 4.EA.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



Şekil 5.26 4.EA.3 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



Şekil 5.27 4.TIG.1 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı



Şekil 5.28 4.TIG.2 no.lu numuneye ait sertlik dağılımı

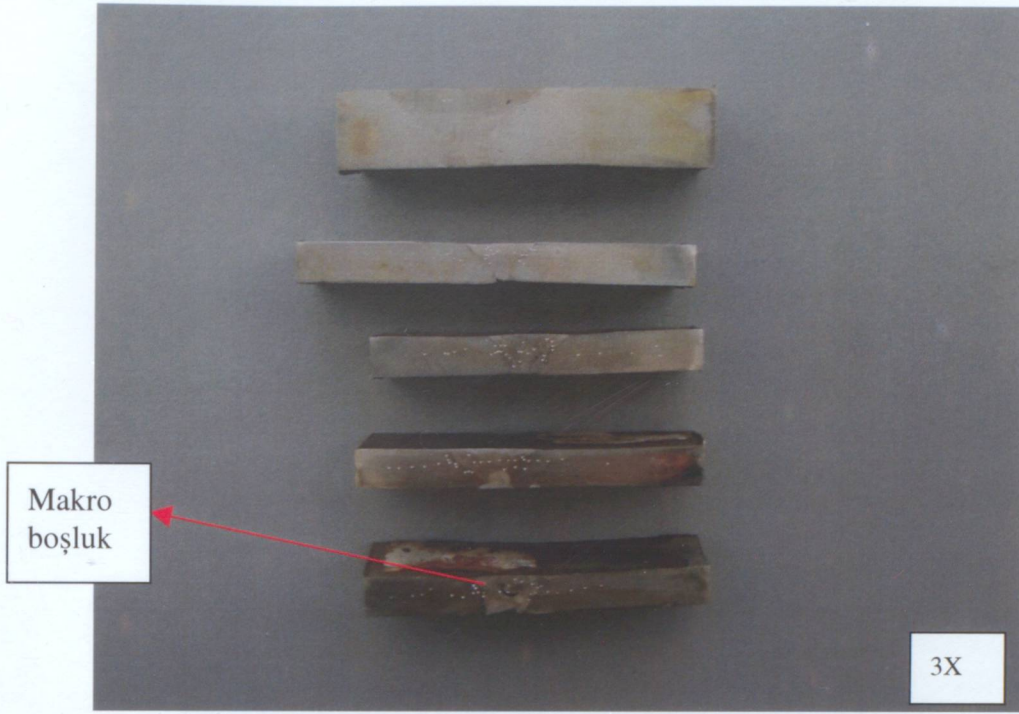
5.4.5 Makroyapıların İncelenmesi

Makro yapı incelenmesi için numuneler kesilip taşlandıktan sonra sırasıyla 120-180-240-320-400-600-800-1000 ve 1200 meshlik SiC zımparalarla hazırlanmıştır. Kaba parlatma olarak Al_2O_3 ve ince parlatmalar için Cr_2O_3 ve elmas parlatıcılar kullanılmıştır. Daha sonra kral suyu ile dağlanmıştır.

Olympus marka fotoğraf makinesi ile hazırlanan malzemelerin 3X büyütmede görüntüleri alınmıştır.



Şekil 5.29 316L numunelere ait makro yapı görüntüleri

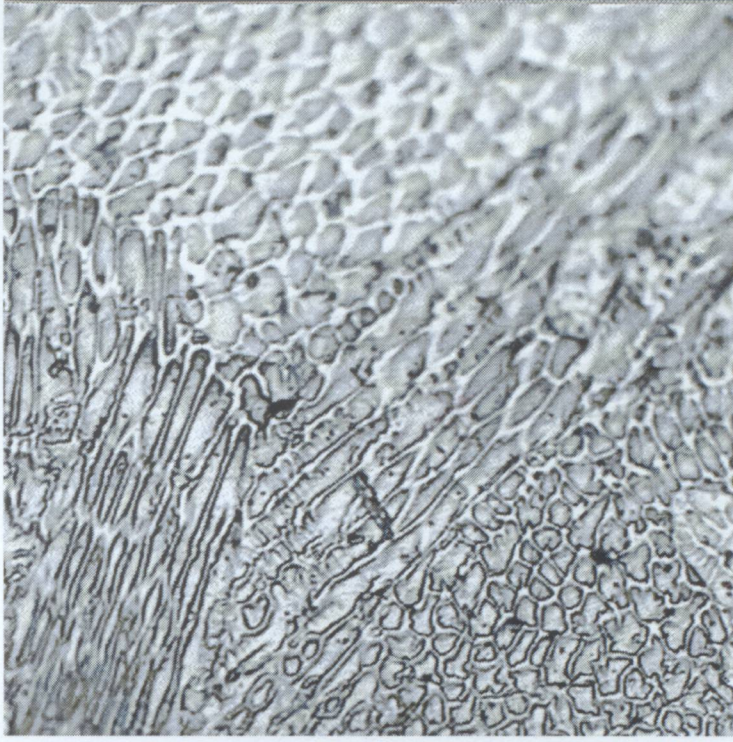


Şekil 5.30 304 paslanmaz çelik numunelere ait makro yapı görüntüleri

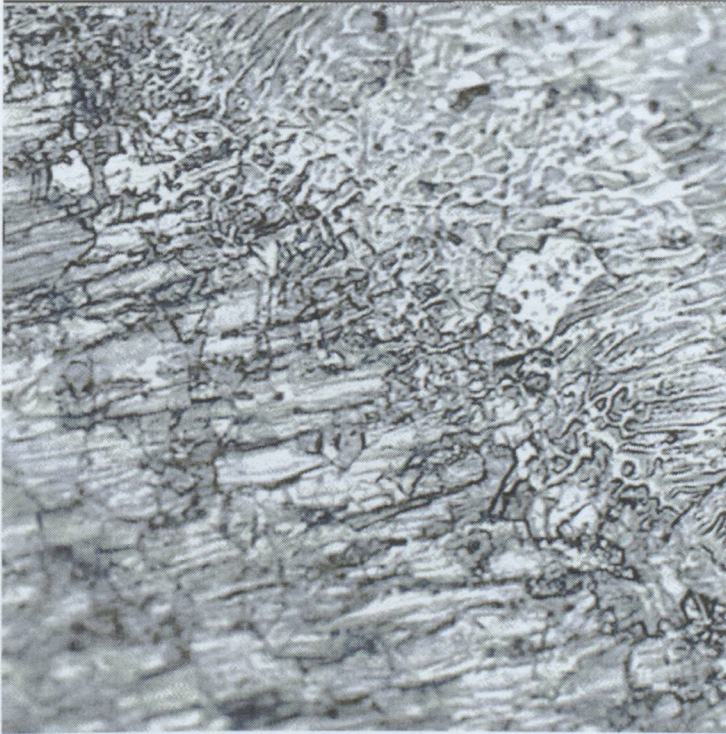
5.4.6 Mikroyapıların İncelenmesi

Mikroyapıların incelenmesi için numuneler kesilip, taşlandıktan sonra sırasıyla 120-180-240-320-400-600-800-1000 ve 1200 meshlik SiC zımparalar ile zımparalanmıştır. İlk olarak kaba parlatma için Al_2O_3 ve sonra daha ince parlatmalar için Cr_2O_3 ve elmas parlatıcılar kullanılmıştır. Parlatma işleminin sonrasında ise numuneler kral suyu ile 10-50 saniye arası değişen sürelerde dağlanmıştır.

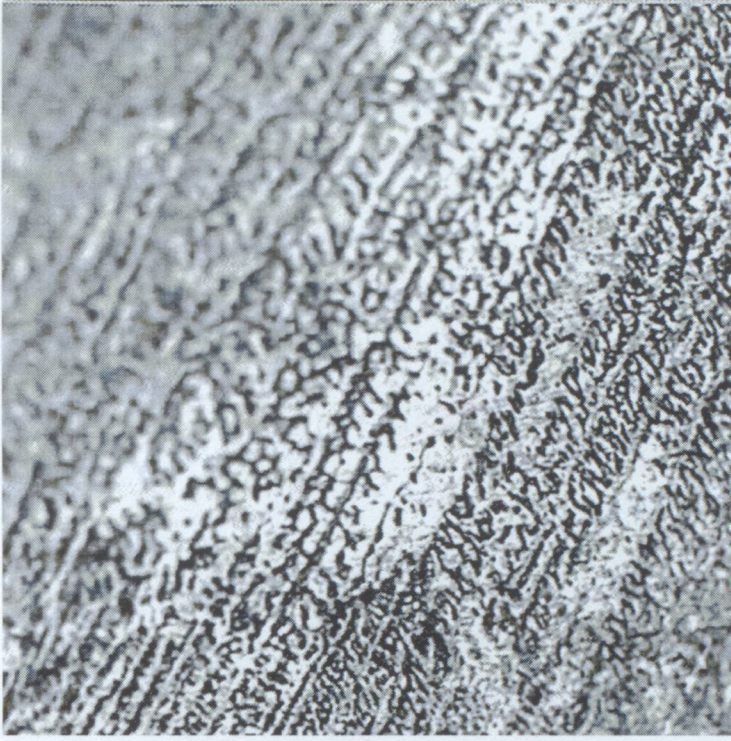
LEICA DMLM marka ışık metal mikroskopuyla değişik büyütmelerde görüntüleri alınmıştır. Kaynak dikişlerinden ve geçiş bölgelerinden alınan doku görüntüleriyle malzemelerin kaynak kabiliyetleri yorumlanmıştır. Aşağıda verilmiş olan şekillerde malzemelere ait mikroyapı resimleri görülmektedir.



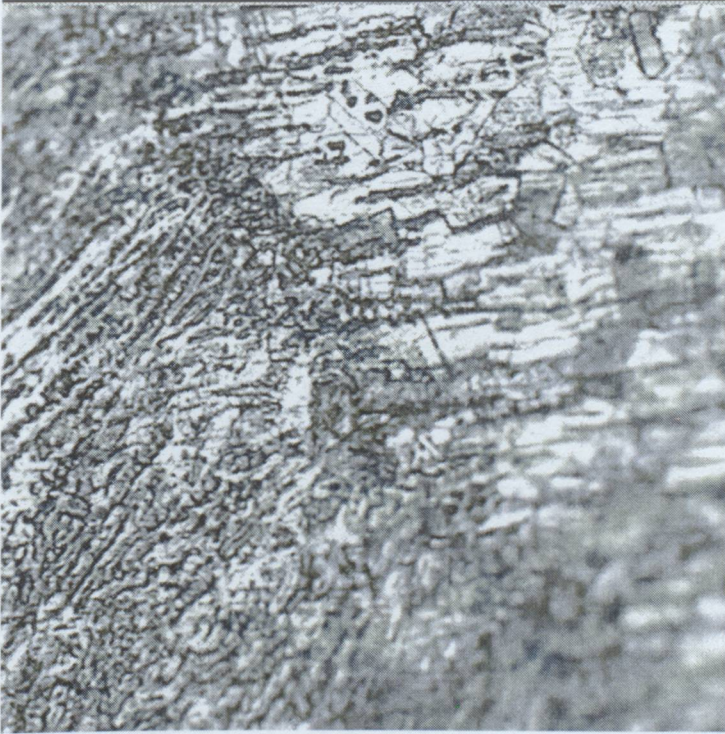
Şekil 5.31 1.EA.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



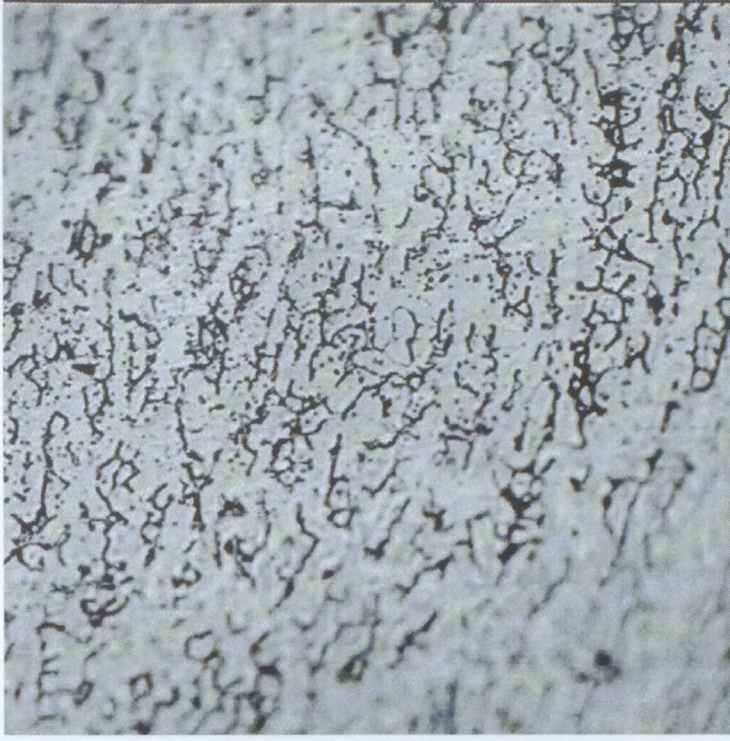
Şekil 5.32 1.EA.1 no.lu numunenin kaynak dikişi ve ITAB (400X)



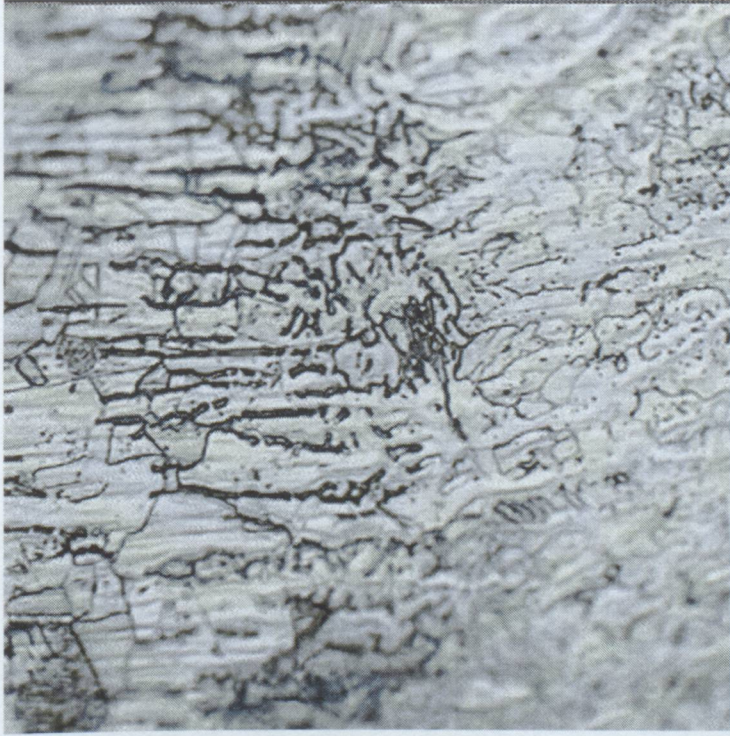
Şekil 5.33 1.EA.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



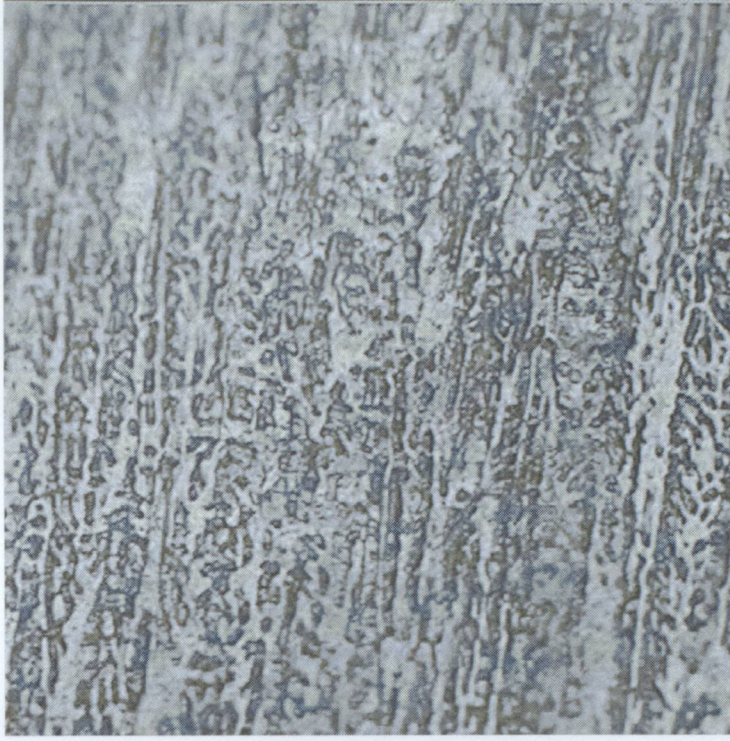
Şekil 5.34 1.EA.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



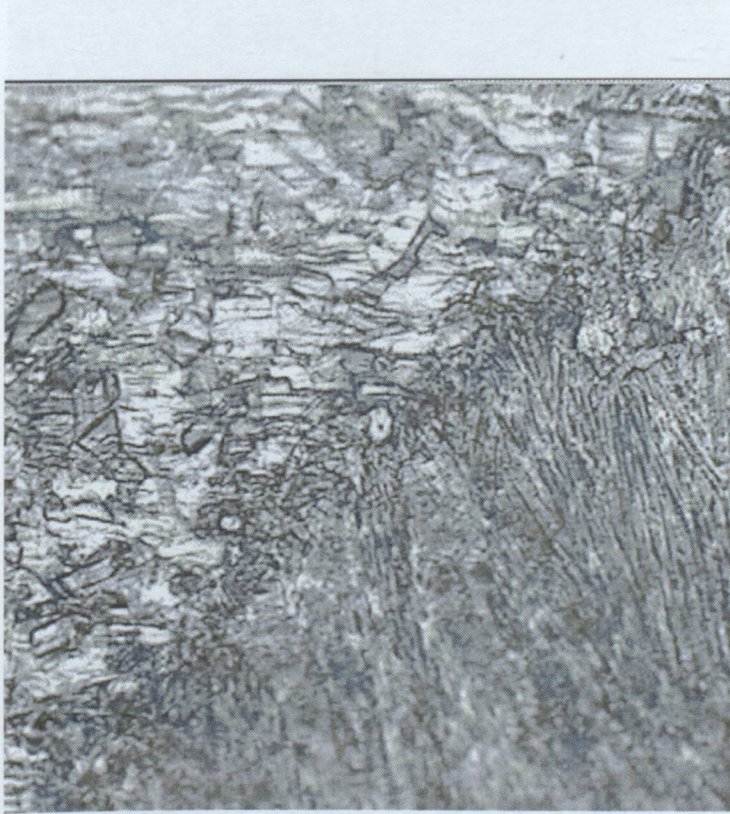
Şekil 5.35 1.EA.3 no.lu numunenin kaynak bölgesi(400X)



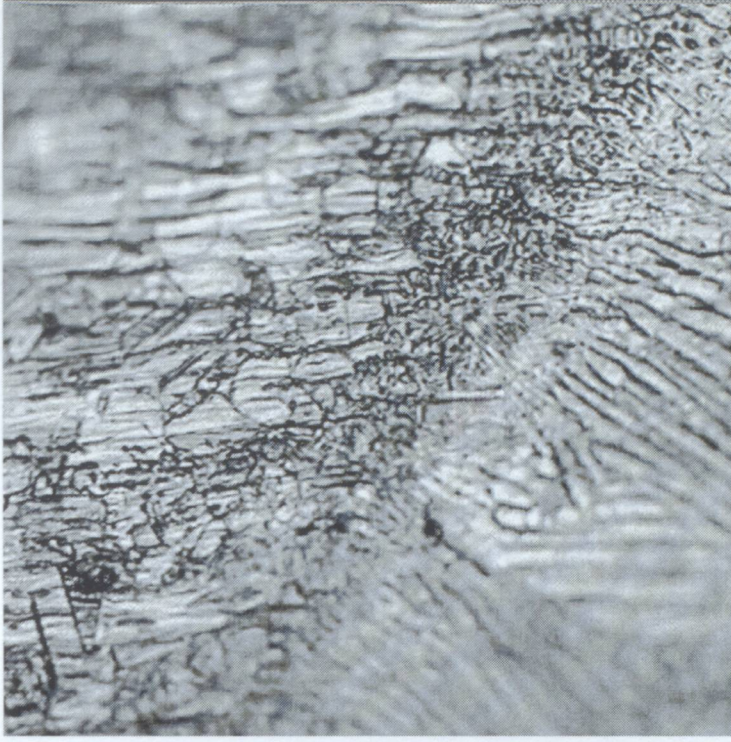
Şekil 5.36 1.EA.3 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



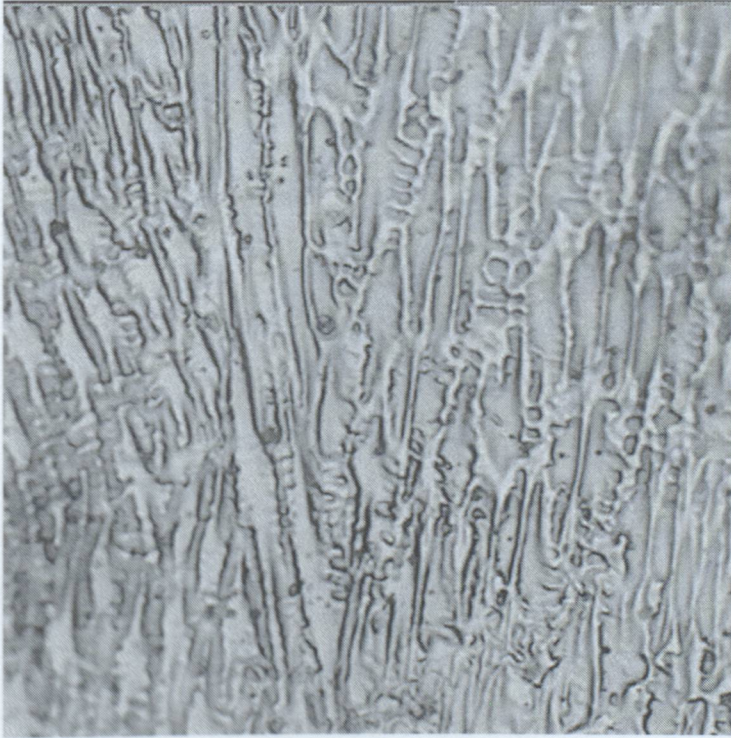
Şekil 5.37 1.TIG.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



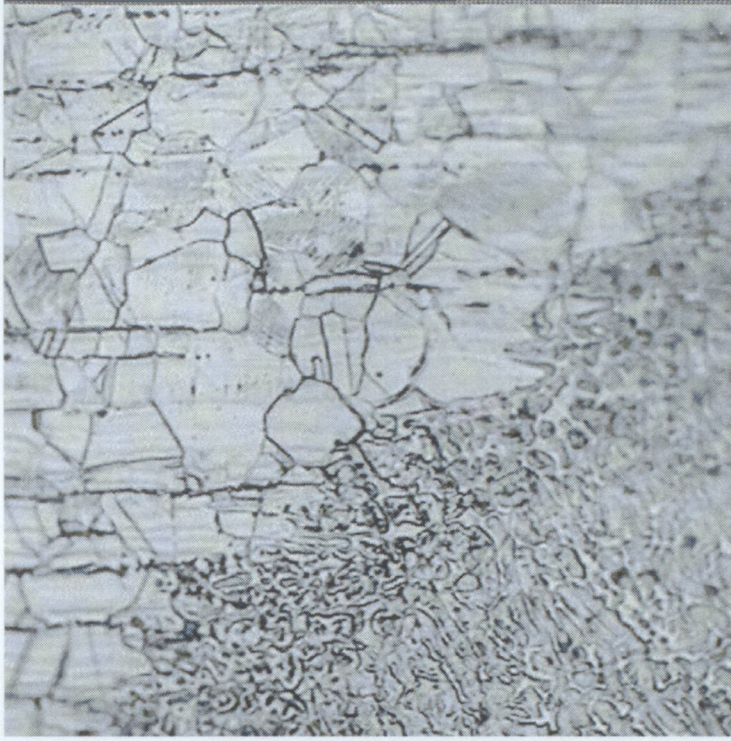
Şekil 5.38 1.TIG.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



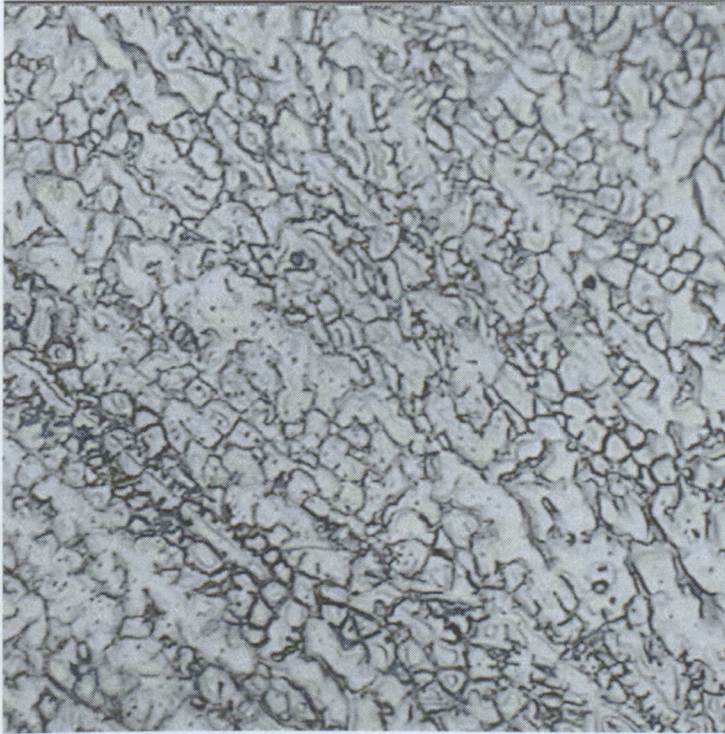
Şekil 5.39 1.TIG.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



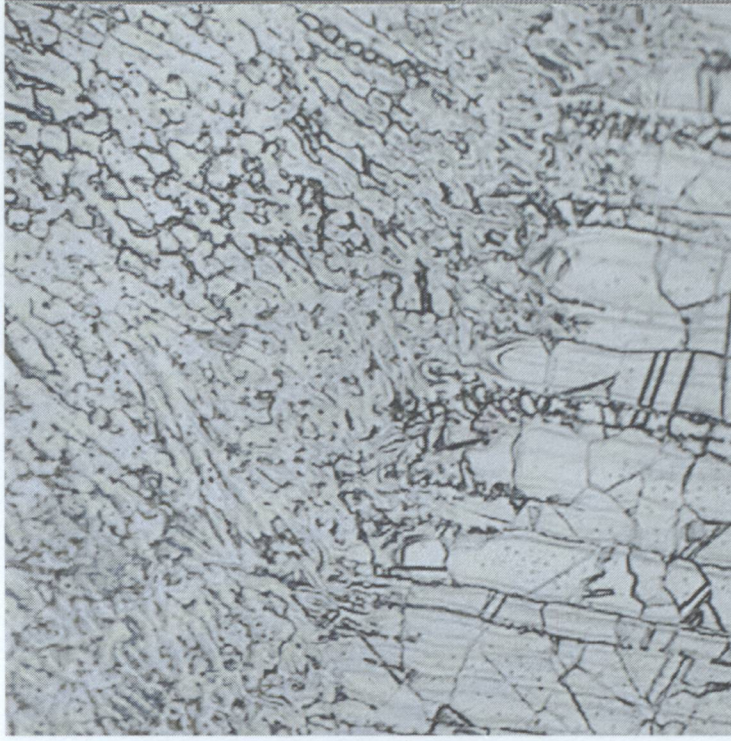
Şekil 5.40 2.EA.1 no.lu numuneye ait kaynak bölgesi (400X)



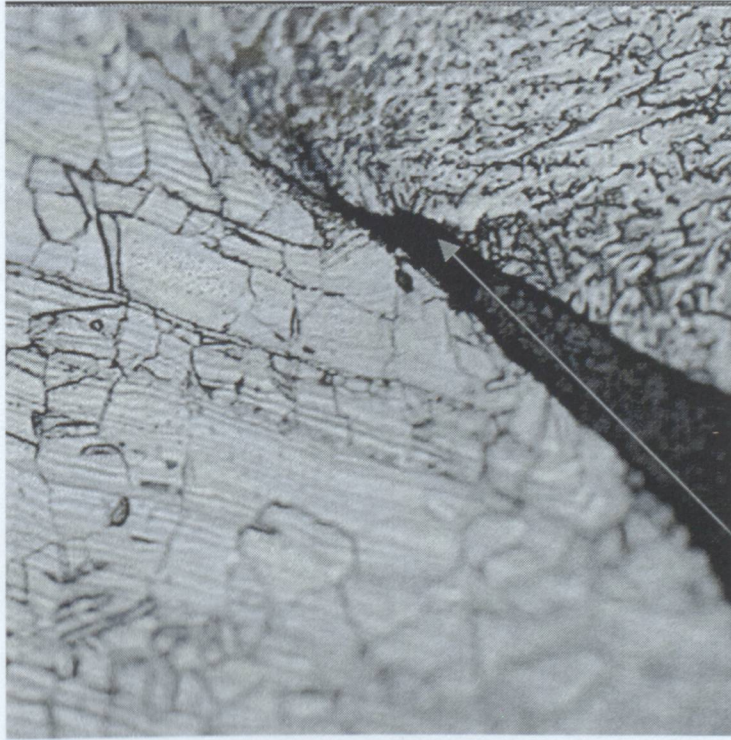
Şekil 5.41 2.EA.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



Şekil 5.42 2.EA.2 no.lu numuneye ait kaynak bölgesi (400X)



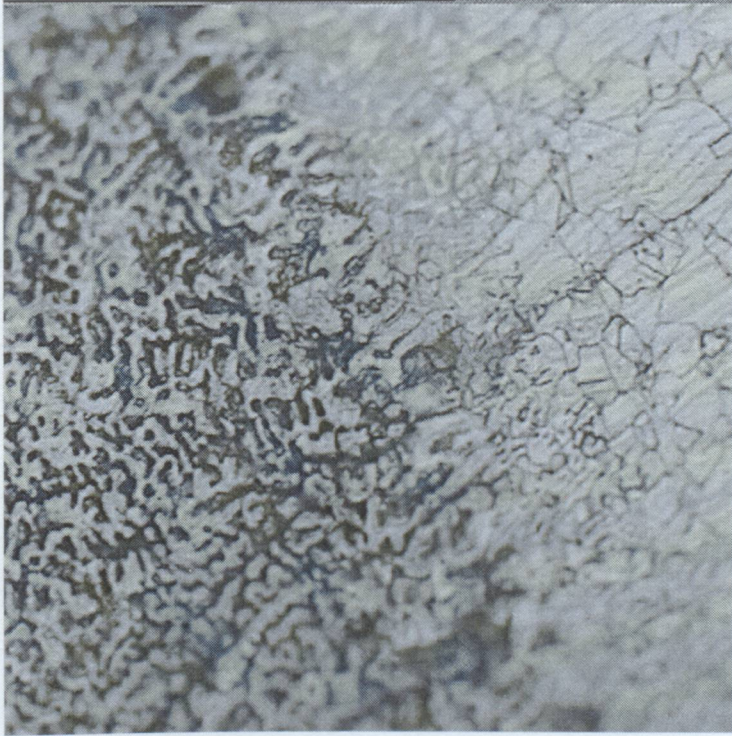
Şekil 5.43 2.EA.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



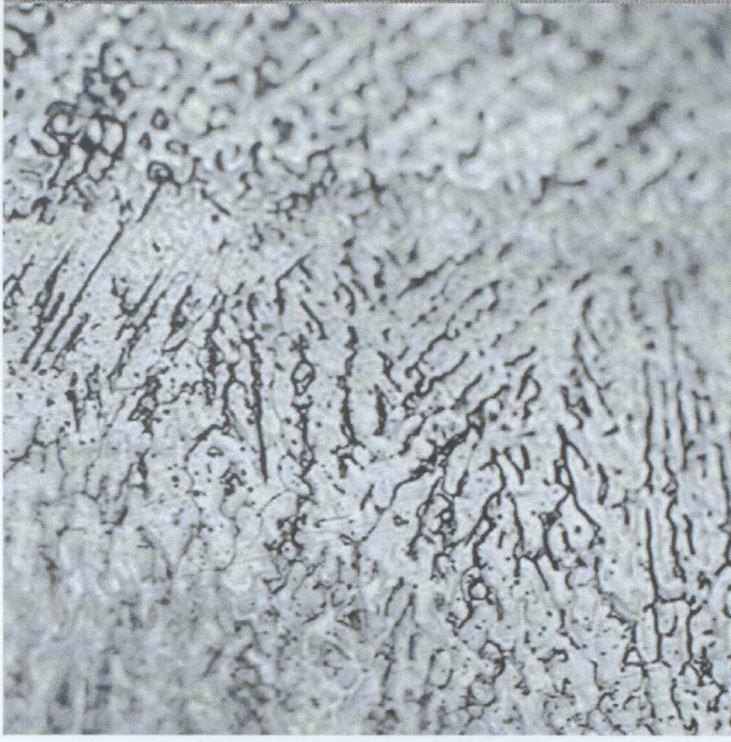
Şekil 5.44 2.EA.2 no.lu numunenin akım yetersizliği nedeniyle kaynak metalı ile esas metal arasında eksik kaynama



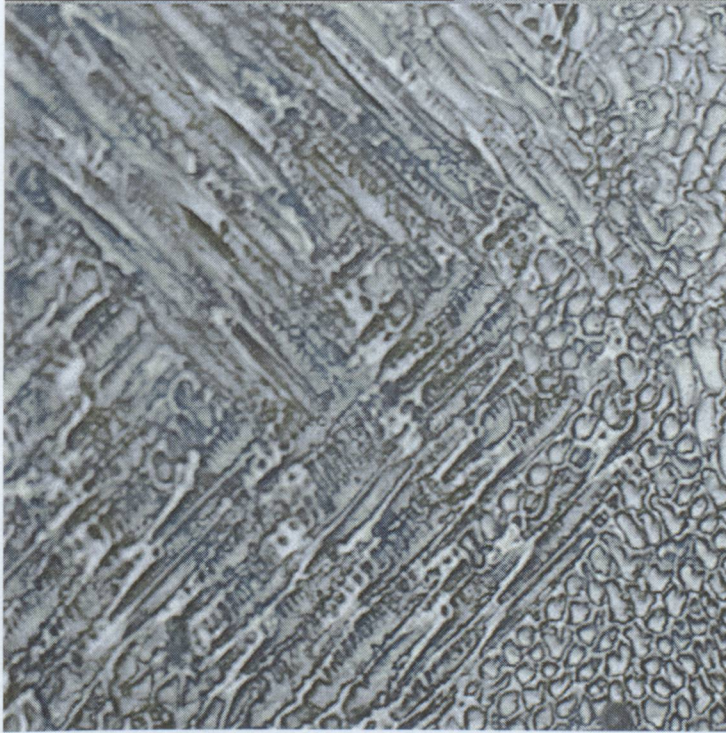
Şekil 5.45 2.EA.3 no.lu numunede kaynak bölgesi (400X)



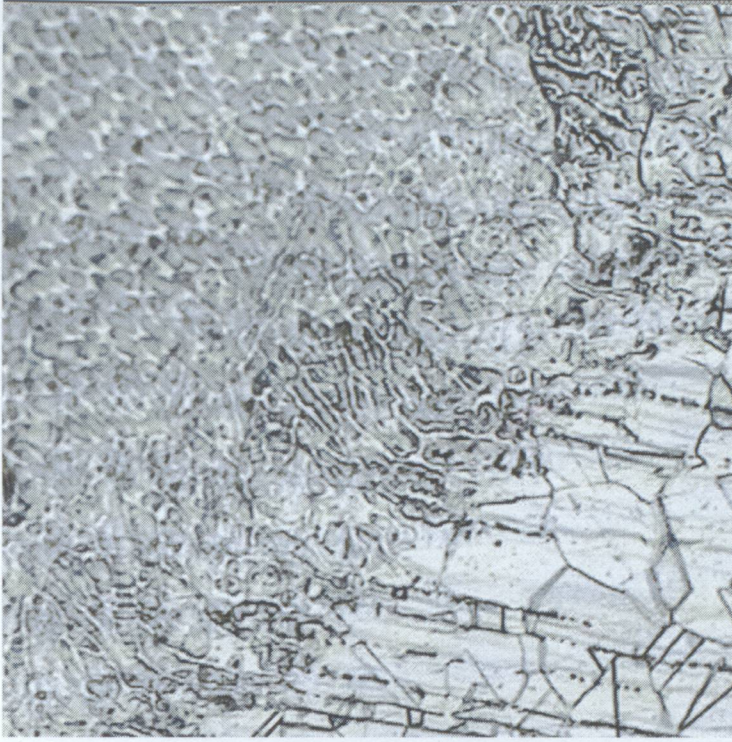
Şekil 5.46 2.EA.3 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



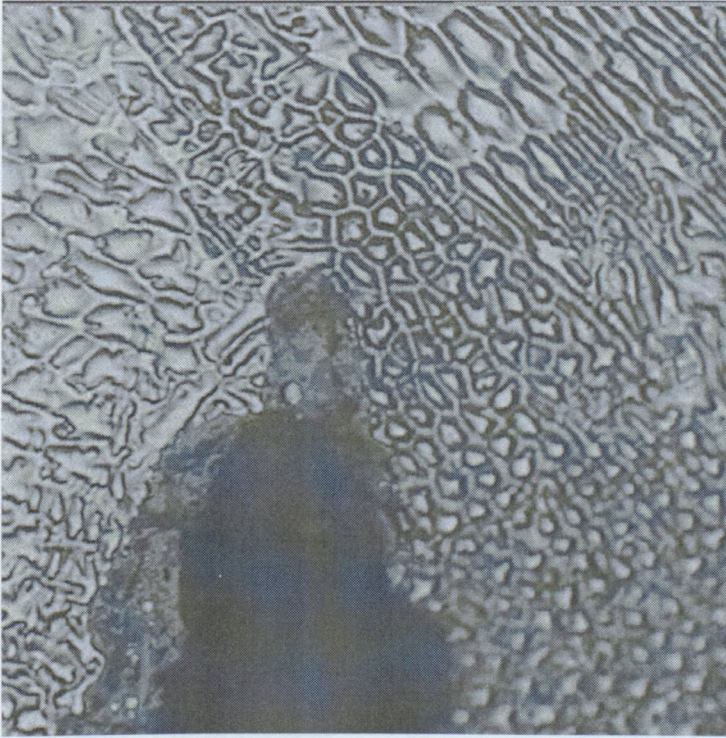
Şekil 5.47 2.TIG.1 no.lu numunede kaynak bölgesi (400X)



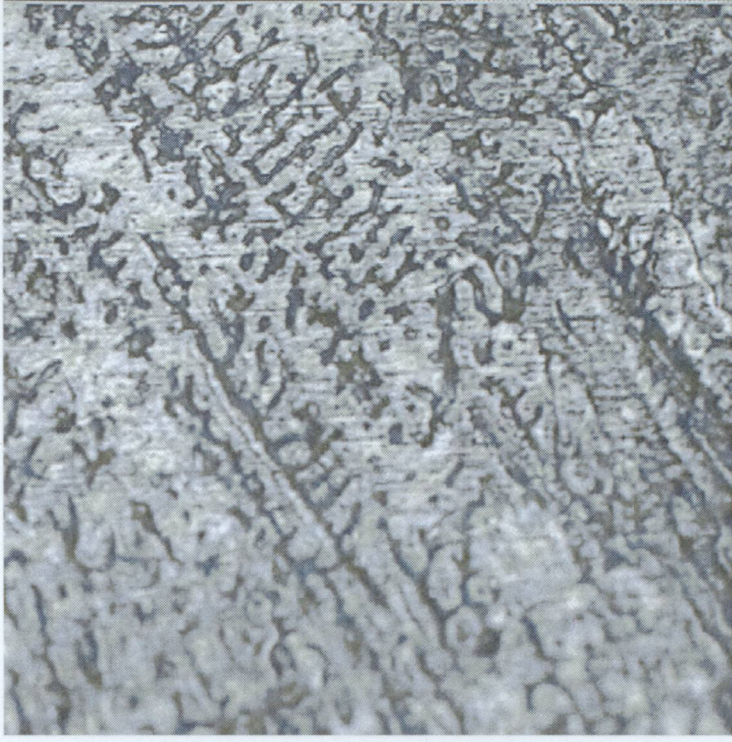
Şekil 5.48 2.TIG.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



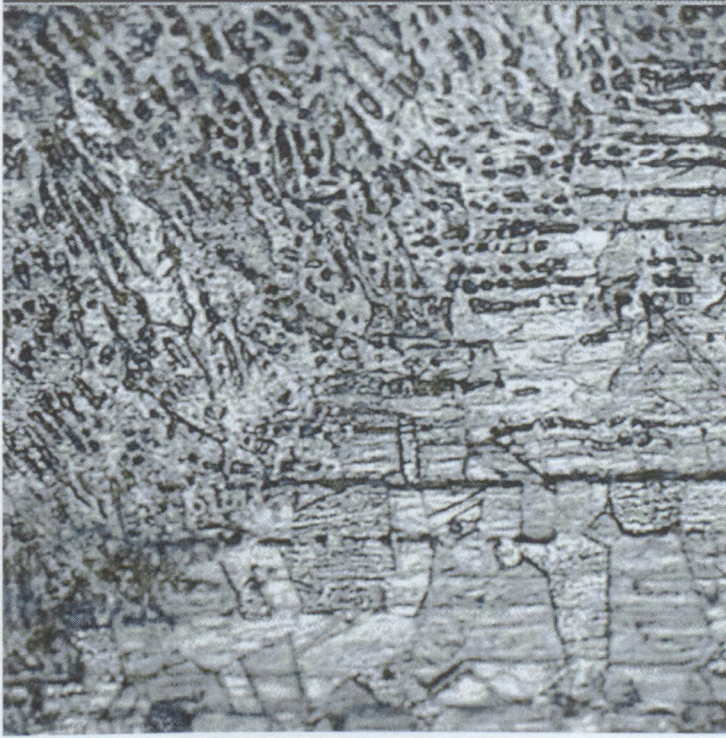
Şekil 5.49 2.TIG.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



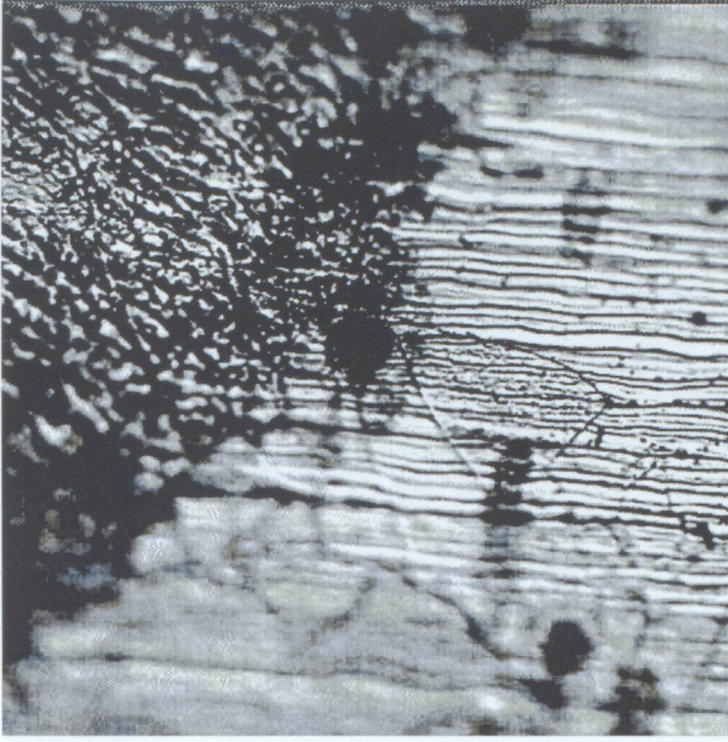
Şekil 5.50 2.TIG.2 no.lu numunenin kaynak metalinde makro boşluk. (TIG yönteminde yetersiz akım nedeni ile).



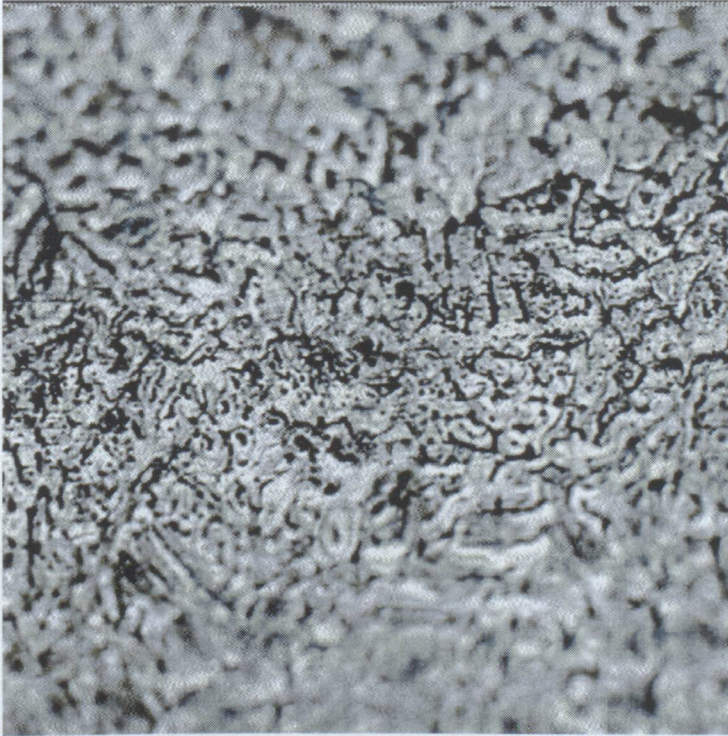
Şekil 5.51 3.EA.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



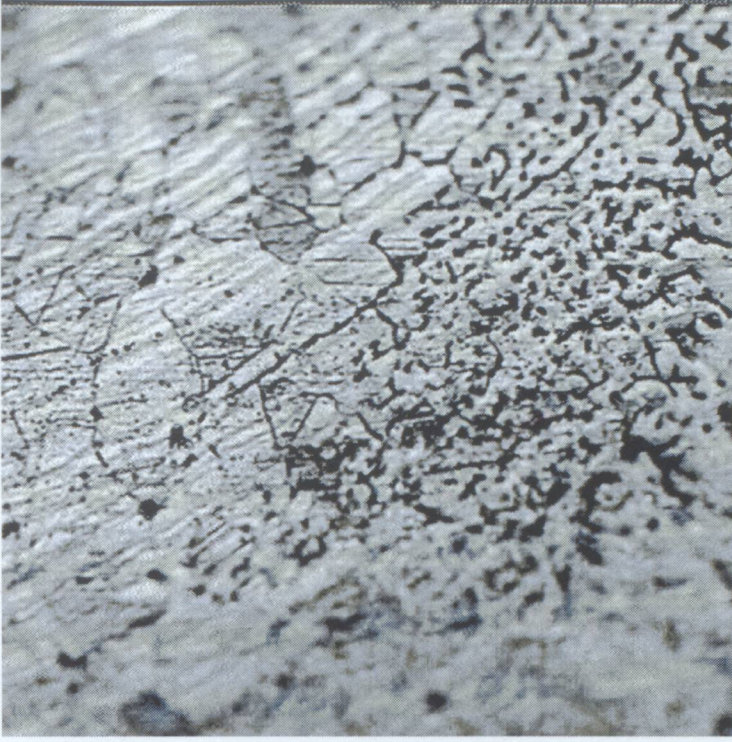
Şekil 5.52 3.EA.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



Şekil 5.53 3.EA.2 no.lu numuneye ait kaynak metali ve ITAB (400X)



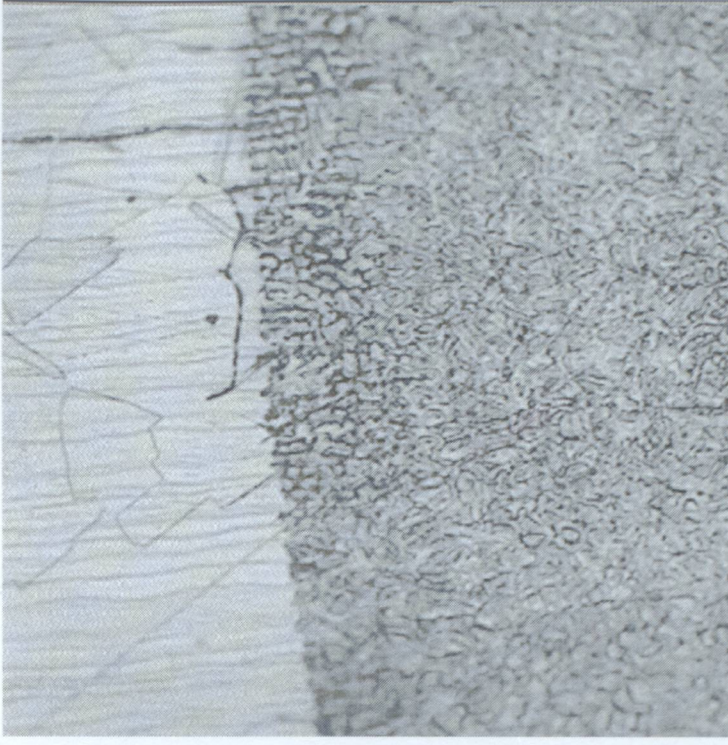
Şekil 5.54 3.EA.3 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



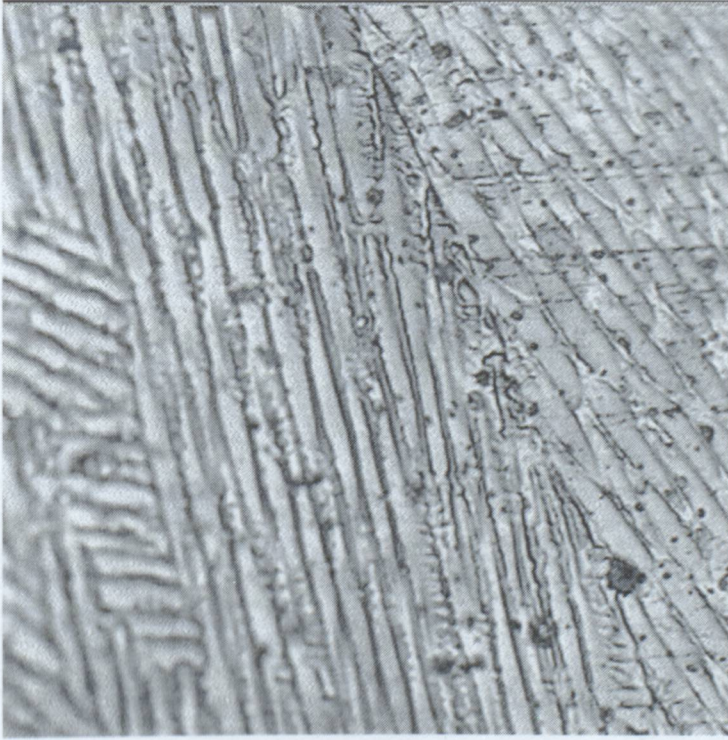
Şekil 5.55 3.EA.3 no.lu numuneye ait kaynak metali ve ITAB (400X)



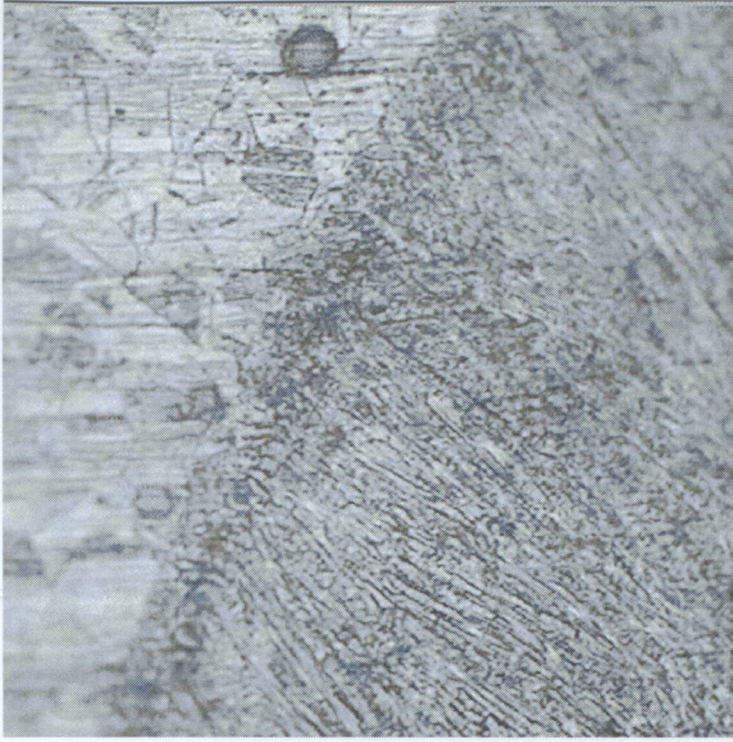
Şekil 5.56 3.TIG.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



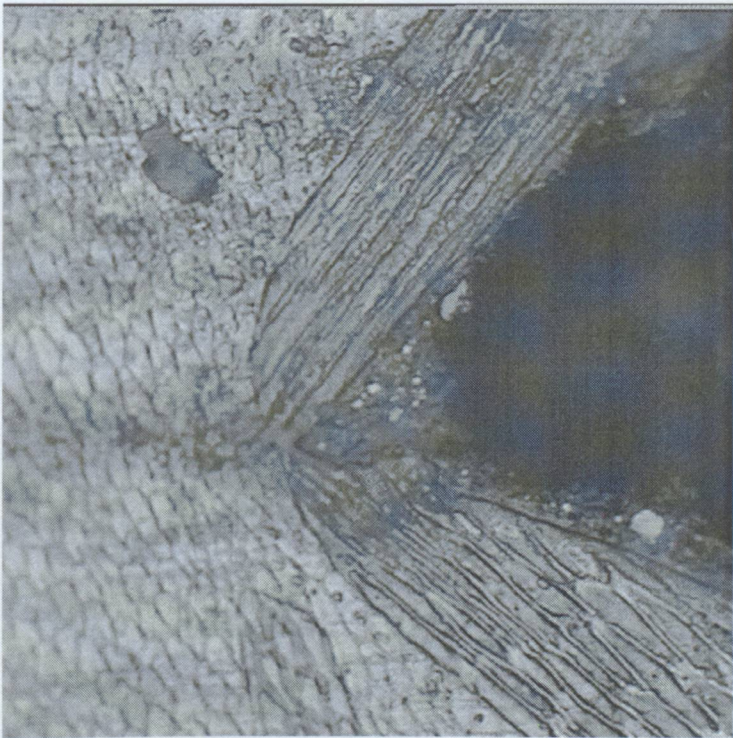
Şekil 5.57 3.TIG.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



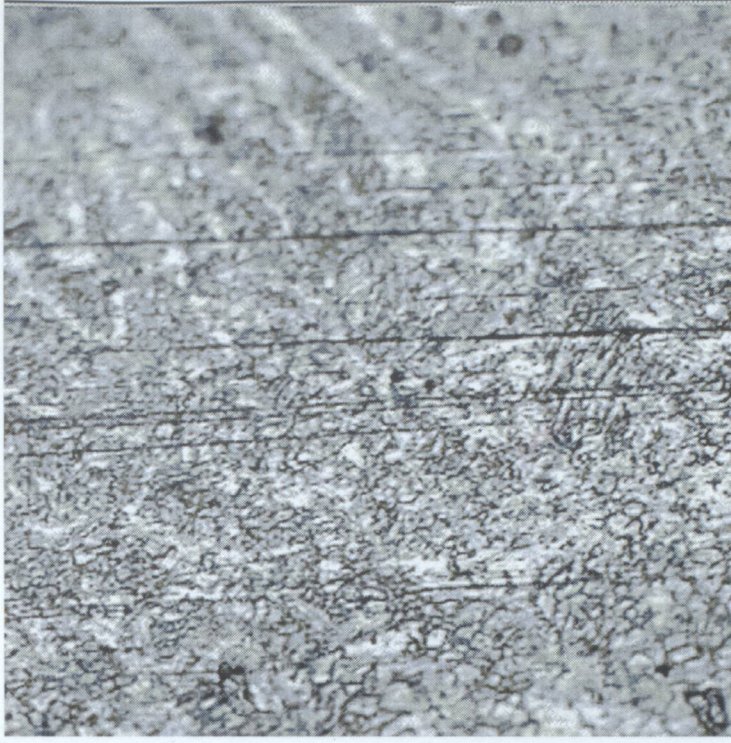
Şekil 5.58 3.TIG.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



Şekil 5.59 3.TIG.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



Şekil 5.60 3.TIG.2 no.lu malzemede kaynak hatası. Kaynak metalinde makro boşluk görülmekte (400X)



Şekil 5.61 4.EA.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



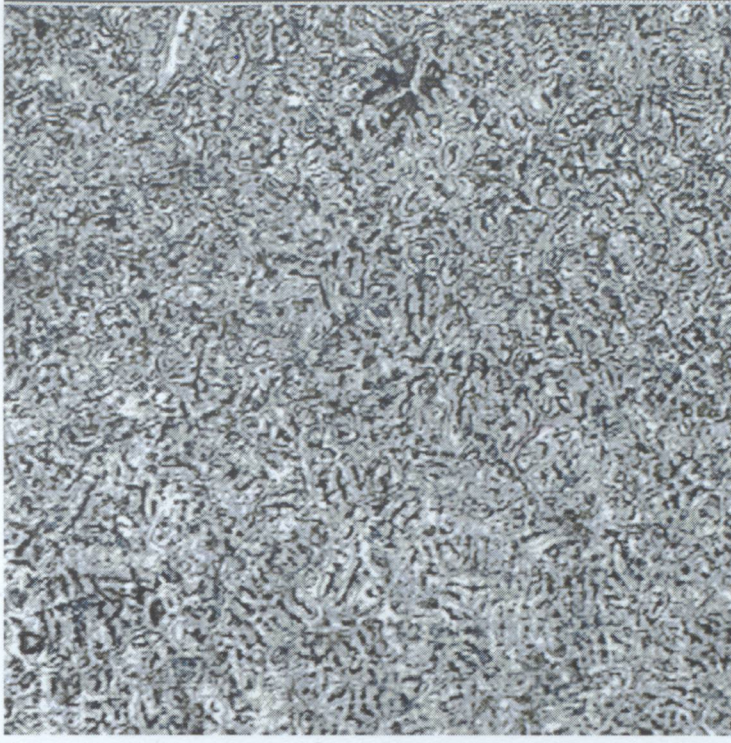
Şekil 5.62 4.EA.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



Şekil 5.63 4.EA.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



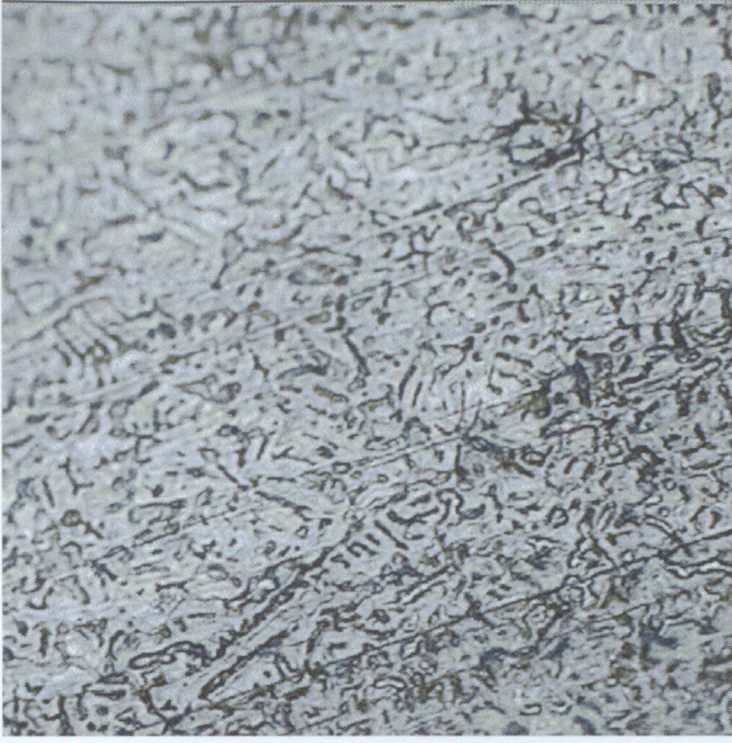
Şekil 5.64 4.EA.2 no.lu numunenin kaynak dikişi ve ITAB (400X)



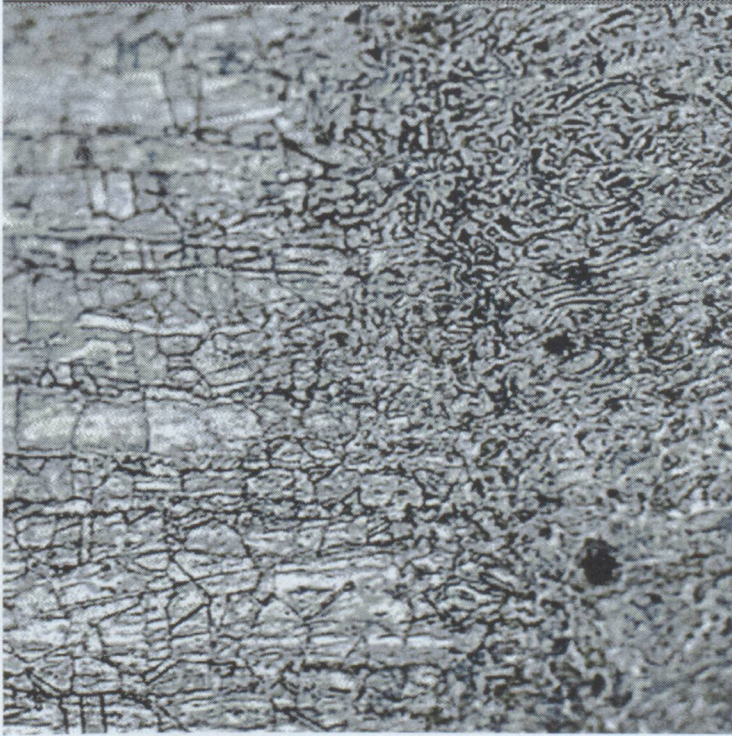
Şekil 5.65 4.EA.3 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



Şekil 5.66 4.EA.3 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



Şekil 5.67 4.TIG.1 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)



Şekil 5.68 4TIG.1 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)



Şekil 5.69 4.TIG.2 no.lu numunenin kaynak bölgesi (400X)

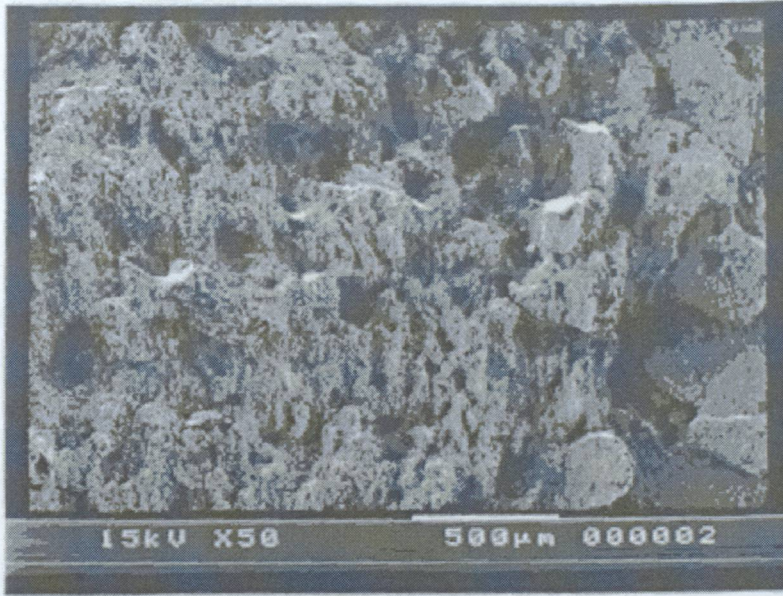


Şekil 5.70 4.TIG.2 no.lu numuneye ait kaynak dikişi ve ITAB (400X)

5.4.7 Kırık Yüzey Analizi

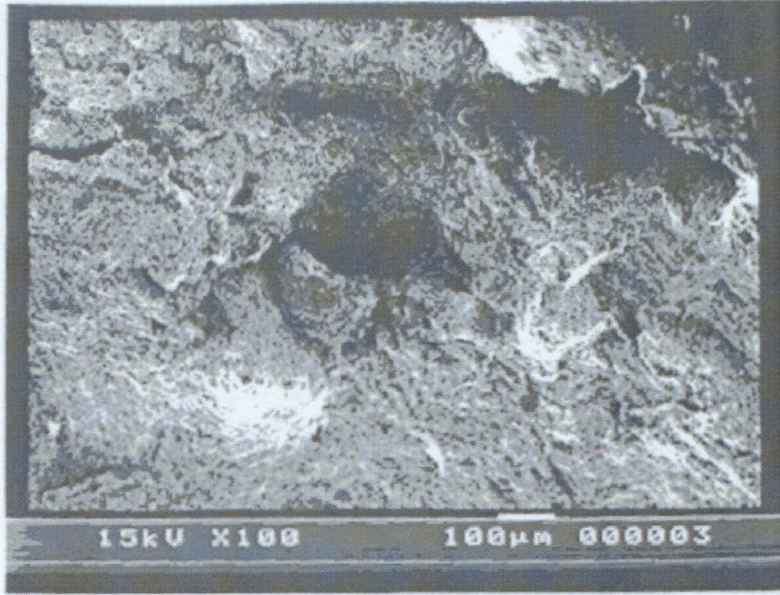
Kırık yüzeyler, çentik darbe deneyinde kırılmış numunenin SEM fotoğraflarının alınması ile yapılmıştır. Deneyde kullanılan elektron mikroskobu JEOL JSM5410 LV olup, YTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarlarında mevcuttur.

Şekil 5.71'de 304L'nin elektrik ark kaynağında E 347-16 elektrot-yeterli akım koşulunda, beklenildiği gibi göreceli olarak iri γ kkr (Östenit) taneleri, ITAB bölgesinde ve kaynak dikişinde küçük taneli yapı görülmektedir. Benzer görünüm TIG kaynağında E 308L-16 dolgu malzemesi-yeterli akım koşulunda da elde edilmiştir.



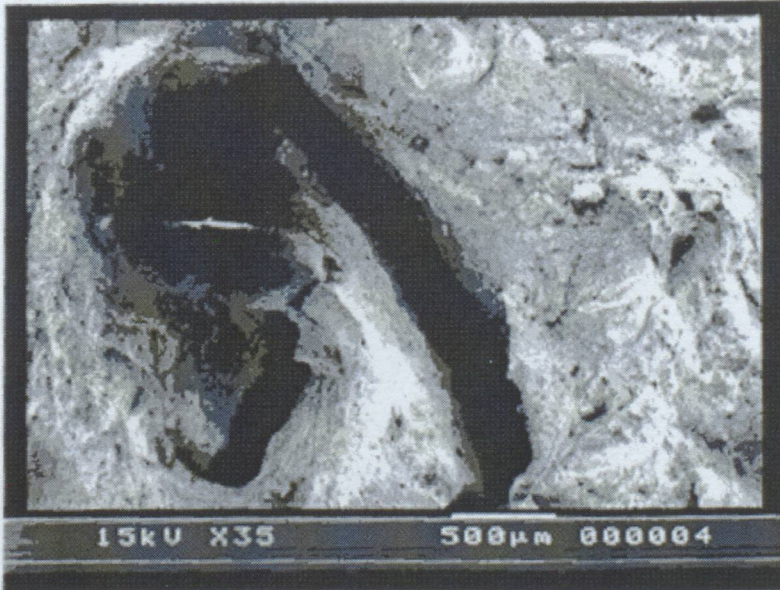
Şekil 5.71 304L malzemenin elektrik ark kaynağındaki E 347-16 elektrot-yeterli akım koşulundaki kırık yüzey fotoğrafı

Şekil 5.72'de aynı malzemenin; kayak dikişinden TIG yöntemi, ER 308L-16 dolgu malzemesi-yetersiz akımla yapılmış kaynağın kırık yüzey resmi verilmiştir. Burada düşük akım nedeni ile eksik kaynama (nüfuziyet azlığı) bölgeleri boşluklar şeklinde görülmüştür.



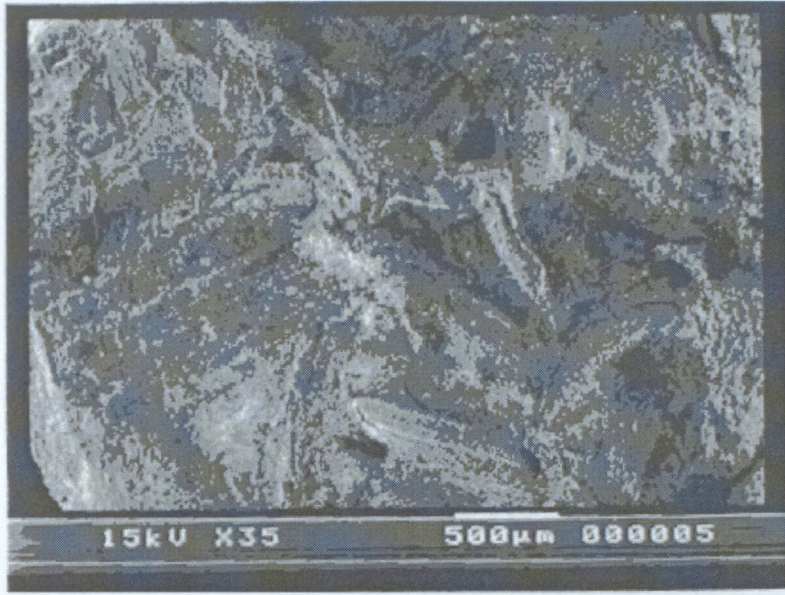
Şekil 5.72 304L'nin TIG yöntemiyle ER 308L-16 dolgu malzemesi-düşük akım koşulundaki kırık yüzey fotoğrafı

316L numunenin elektrik ark ve TIG kaynağının her ikisi içinde uygun koşullar seçildiği takdirde elde edilen kırık yüzey resmi Şekil 5.71'in benzeridir. Elektrik ark kaynağında E 316L-16 elektrot-yetersiz akımda, kaynak dikişinde olan nüfuziyet azlığı belirgin biçimde şekil 5.73'de görülmektedir.



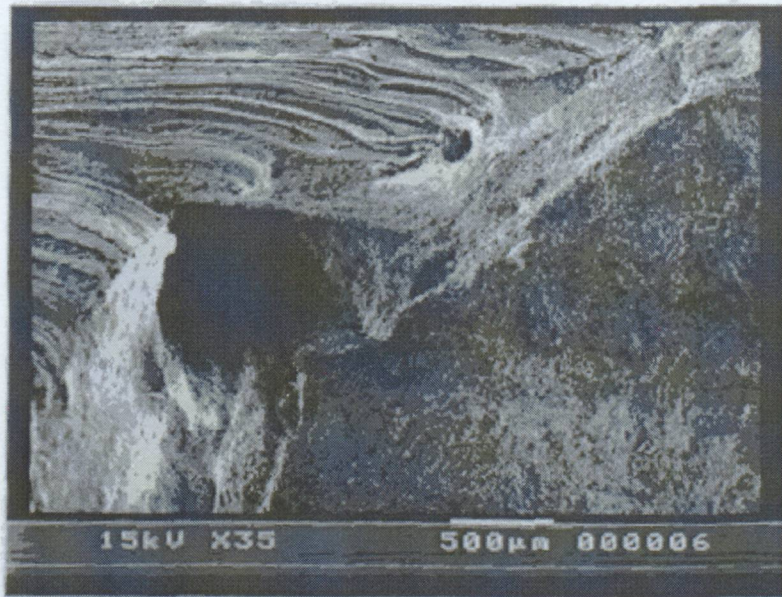
Şekil 5.73 316L'nin elektrik ark kaynağında E 308L-16 elektrot-düşük akım uygulamasındaki kırık yüzey fotoğrafı

Aynı malzemenin TIG kaynağında, ER 316L-16 dolgu malzemesi-yetersiz akım koşulunda ITAB'ında aynı yönde uzayamamış geçiş taneleri ile nüfuziyet azlığı Şekil 5.74'de verilmiştir.



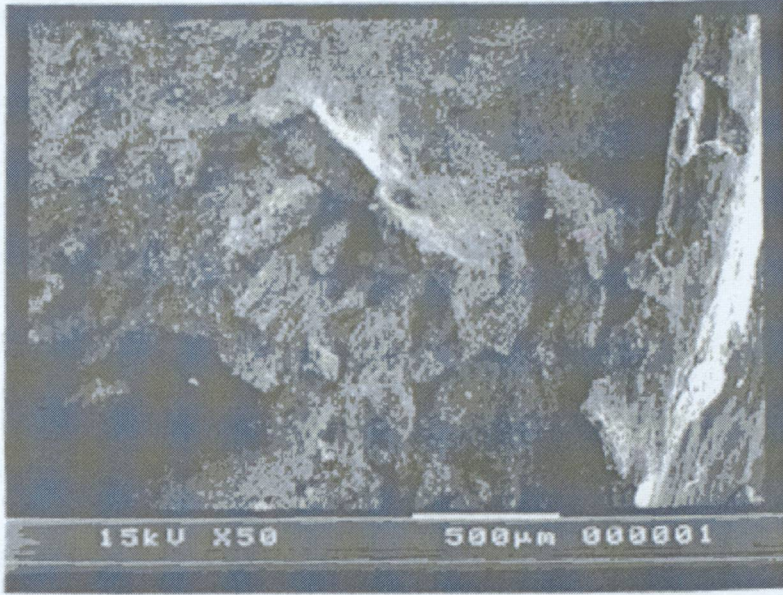
Şekil 5.74 316L'nin TIG kaynağında ER 316L-16 dolgu malzemesi-düşük akım koşulundaki kırık yüzey fotoğrafı

304'ün elektrik ark kaynağında E 308L-16 elektrot-düşük akım koşulunda, kaynak dikişinde oluşan iri boşluk ve sünek-gevrek geçiş bölgesi Şekil 5.75'de gösterilmiştir.



Şekil 5.75 304 malzemenin elektrik ark kaynağında E 308L-16 elektrot-düşük akım koşulundaki kaynak dikişinin kırık yüzey fotoğrafı

TIG kaynağında yanlış akım (yüksek akım) nedeni ile oluşan boşluk, mikro delik ve çatlaklı, dejenere olmuş dikiş yapısı Şekil 5.78’de gösterilmiştir.



Şekil 5.78 316Ti’nin TIG kaynağında yüksek akımın seçilmesi sonucu oluşan hatalı kaynak dikişinin kırık yüzey fotoğrafı

6. SONUÇLAR

1. Deneylerde dört tür östenitik paslanmaz çeliğin kaynak davranışları incelenmiştir. Deneylerde kullanılan paslanmaz çelik türleri;

- Östenitik paslanmaz çelik (304L, 316L, 304)

- Östenitik stabilize paslanmaz çelik (316Ti)

olup, seçilen kaynak yöntemleri;

- Elektrik ark kaynağı

- Gazaltı kaynağı (TIG) dır.

Paslanmaz çelikler; 5. bölümde verildiği gibi iç piyasadan sağlanmıştır. Kaynak işlemleri ise Serpa Hassas Döküm San. ve Tic. Ltd. Şti.'de yapılmıştır.

2. Kaynaklanmış parçalara; çekme, 180° katlama, çentik darbe ve sertlik deneyleri uygulanmıştır. Ayrıca kaynak dikişi mikroyapıları ve kırık yüzey analizleri (SEM) de metalografik çalışmalar olarak gerçekleştirilmiştir.

3. Elektrik ark kaynağında; malzeme çiftlerinin kimyasal kompozisyonlarına ve kalınlıklarına bakılarak, doğru elektrot-yeterli akım, doğru elektrot-yetersiz akım ve yanlış elektrot-yeterli akım seçenekleri ile numuneler kaynak edilmiştir. Gazaltı kaynağında ise; doğru dolgu malzemesi-yeterli akım ve doğru dolgu malzemesi-yetersiz akım seçenekleri uygulanmıştır.

4. Çekme deneyleri; ilgili standart ve koşullarda gerçekleştirilmiştir.

a) 304L için elektrik ark kaynağı bu türler için önerilen ve uygulanan bir yöntemdir. 1 no.lu deney grubunda; E 347-16 elektrot- 130A akım değeri seçilmiş, kopmaların tümü ana malzemedan gerçekleşmiştir. Elde edilen ortalama çekme dayancı 573 MPa dır. Bu sonuç standartlardaki ana malzeme değeri ile (500-700 MPa, genellikle soğuk işlenmiş durumda minimum 560 MPa) uygunluk sağladığı saptanmıştır. 2 no.lu deney grubunda; E 347-16 elektrot-110A akım değeri seçilmiş, kopmaların tümü kaynak dikişinden olmuştur. Elde edilen ortalama çekme dayancı 471 MPa olup, standartların altında bir değerle karşılaşmıştır. 3 no.lu deney grubunda; E 308-16 elektrot- akım değeri 150A seçilmiş olup, kopmaların bir kısmının ana malzemedan ITAB'a çok yakın bölgelerde, bir numunede ise kaynak dikişinde olduğu görülmüştür. Ortalama çekme dayancı 606 MPa'dır. Bu değer ana malzemeye göre yüksek çıkmasının nedeni, seçilen yanlış elektrotun yüksek oranda karbon

içermesidir. Nitekim aynı deney grubunun çentik darbe dayanımı diğerlerinden düşük çıkmıştır.

316L içinde elektrik ark kaynağı önerilen ve uygulanan bir kaynak yöntemidir. 1 no.lu deney grubunda; E 316L-16 elektrot-akım değeri 150A seçilmiş olup, kopmaların tümü ana malzemedan gerçekleşmiştir. Elde edilen ortalama çekme dayancı 596 MPa dır. Bu sonucun standartlardaki ana malzeme değeri ile (540-700 MPa) uygunluk sağladığı saptanmıştır. 2 no.lu deney grubunda; E 316L-16 elektrot-akım şiddeti ise 110A olarak seçilmiş ve kopmaların tümü kaynak dikişinden olmuştur. Elde edilen ortalama çekme dayancı 424 MPa olup, bu değeri standartların altında bir değerdir. 3 no.lu deney grubunda; E 307 elektrot-130A seçilmiş olup, kopmaların tümünün ITAB'a çok yakın ana malzemedan olduğu görülmüştür. Ortalama çekme dayancı ise 538 MPa olarak saptanmıştır.

304 tipi paslanmaz çelik içinde benzer şekilde elektrik ark kaynağı önerilen ve uygulanan bir kaynak yöntemidir. 1 no.lu deney grubunda; E 308L-16 elektrot-akım değeri 150A seçilmiş olup, numunelerin tümü ana malzemedan kopmuştur. Elde edilen ortalama çekme dayancı 628 MPa'dır. Bu sonucun standartlardaki ana malzeme değeri ile (500-700 MPa genellikle tavllanmış şartlarda 600 MPa) uygunluk sağladığı saptanmıştır. 2 no.lu deney grubunda; E 308L-16 elektrot-akım değeri 100A olarak seçilmiş ve numunelerin tümü kaynak dikişinden kopmuştur. Elde edilen ortalama çekme dayancı 419 MPa olup, bu sonuçta standartların oldukça altındadır. 3 no.lu deney grubunda; E 307 elektrot-120A değerinde akım seçilmiş olup, kopmaların tümü ITAB'a çok yakın ana malzemedan olduğu görülmüştür. Ortalama çekme dayancı ise 573 MPa'dır. Bu sonucun yüksek çıkmasına karşın yine aynı grubun çentik darbe dayancında büyük eksiklikler olduğu saptanmıştır.

316Ti östenitik stabilize paslanmaz çelik olup, özellikle elektrik ark kaynağında görülen tanelerarası korozyona hassaslaşmayı önlemek amacıyla geliştirilmiştir. 1 no.lu deney grubunda; E 318L-16 elektrot- 75A şiddetinde akım seçilmiş, numunelerin tümü ana malzemedan kopmuştur. Elde edilen ortalama çekme dayancı 608 MPa olup, bu sonuç standartlardaki ana malzeme (500-750 MPa) ile uygunluk göstermiştir. 2 no.lu deney grubunda yine; E 318L-16 elektrot-90A değerinde akım kombinasyonu seçilmiş ve numunelerin tümü kaynak dikişinden kopmuştur. Ortalama çekme dayancı 430 MPa olup, standartların oldukça altındadır. 3 no.lu deney grubunda; E 307 elektrot-90 A şiddetinde akım seçilmiş olup, kopmaların tümü ana malzemedan (ancak ITAB'a çok yakın) olduğu görülmüştür. Ortalama çekme dayancı ise 554 MPa'dır.

Paslanmaz çeliklerde elektrik ark kaynağı uygulamalarında; doğru elektrot-yeterli akım seçildiğinde tüm türler için başarılı sonuçlar elde edilmiştir. Öte yandan yanlış elektrot-yeterli akım uygulandığında; akım şiddetinin yeterli seçilmesi sonucu; kopmaların ITAB'a yakın ana malzemeden ve istenilen değerlere çok yakın olarak gerçekleştiği gözlenmiştir. En başarısız sonuçlar ise; doğru elektrot-yetersiz veya yüksek akım kombinasyonlarında görülmüştür ki, buda elektrik ark kaynağında akımın önemini açıkça ortaya koymaktadır.

b) Aynı malzemelerin TIG kaynaklarında (Standartlarda önce elektrik ark sonra TIG kaynağı tavsiye edilmektedir); 1 no.lu deney grubu doğru dolgu malzemesi-yeterli akım, 2 no.lu deney grubu doğru dolgu malzemesi-yetersiz veya yüksek akım ikilileri seçilmiştir.

304L için, 1 no.lu deney grubunda ER 308L-16 dolgu malzemesi- 130A değerinde akım uygulanmış, kopmaların tümü ana malzemeden olmuştur. Ortalama çekme dayancı 595 MPa olup, bu sonuç standart değerler arasındadır. 2 no.lu deney grubunda ER 308L-16 dolgu malzemesi-110A değerinde akım seçilmiş olup, numuneler kaynak dikişlerinden kopmuş, çıkan sonuçlar saptanamayacak kadar küçük ve değersizdir.

316L için, 1 no.lu deney grubunda ER 316L-16 dolgu malzemesi-akım şiddeti ise 140A olarak seçilmiş, kopmaların tümünün ana malzemeden olduğu görülmüştür. Ortalama çekme dayancı 578 MPa olup, sonuç standartlarla örtüşmektedir. 2 no.lu deney grubunda ER316L-16 dolgu malzemesi-akım şiddeti ise 60A seçilmiş olup, kopmaların hepsinin çok küçük değerlerde ve kaynak dikişlerinden olduğu görülmüştür.

304 için, 1 no.lu deney grubunda ER 308L-16 dolgu malzemesi-n akım seçilmiş olup, kopmaların tümü ana malzemeden gerçekleşmiştir. Ortalama çekme dayancı 635 MPa olarak saptanmıştır. Sonuç standartlara uygundur. 2 no.lu deney grubunda ER308L-16 dolgu malzemesi-akım değeri ise 90A olarak belirlenmiş, kopmaların tümünün düşük değerlerde kaynak dikişlerinden olduğu görülmüştür.

316Ti de ise, yine 1 no.lu deney grubunda ER318L-16 dolgu malzemesi-75A değerinde akım seçilmiş, tüm numuneler ana malzemeden kopmuşlardır. Ortalama çekme dayancı 623 MPa olup, sonuç standartlara uygundur. 2 no.lu deney grubunda yine ER 318L-16 dolgu malzemesi-akım şiddeti ise 90A seçilmiş olup, numunelerin tümü kaynak dikişlerinden kopmuş ve sonuçlar saptanamayacak kadar küçük değerlerde çıkmıştır.

TIG kaynağı paslanmaz çeliklerde parça kalınlığı nedeniyle, elektrik ark kaynağından sonra önerilen bir yöntemdir. Burada eğer doğru dolgu malzemesi-yeterli akım şiddeti seçildiği

takdirde; sonuçlar başarılı olmaktadır. Bu yöntemde belirleyici etken uygun akım şiddetidir.

Östenitik paslanmaz çeliklerde; deneylerle de kanıtlanmıştır ki 5 mm'nin üzerindeki kalınlıklarda, elektrik ark kaynağı (doğru elektrot-yeterli akım), 5 mm'nin altındaki ince kesitli parçalarda TIG kaynağı (doğru dolgu malzemesi-yeterli akım) daha başarılı olmaktadır. Diğer deneylerde (örneğin; mikro yapılar, vb.) bu sonucu doğrular niteliktedir.

5. Katlama deneyleri; 180° katlama şeklinde, yüzey ve kök dış yüzeye gelecek biçimde iki kategoride yapılmıştır.

Elektrik ark kaynağı kullanılan deneylerde; 304L için, çatlama (dolayısı ile sonuçta kırılma) sadece doğru elektrot-yetersiz (düşük) akım seçiminde, kök katlamada görülmüştür. Deneyin yapılması sırasında ortalama 120° dolaylarında çatlama olmuştur. Bunun nedeni de eksik nüfuziyettir

316L numunelerinde benzer şekilde doğru elektrot-yetersiz (düşük) akım seçiminde ve kök katlamada, çatlama görülmüştür.

304 numunede ise yine benzer şekilde doğru elektrot-yetersiz (düşük) akım ve kök katlamada; çatlama görülmüştür.

316Ti de hiçbir koşulda, gerek yüzey ve gerekse kök katlamada çatlama görülmemiştir. Bu sonucun nedeni seçilen numunelerin ince (2mm) kalınlıkta olmalarıdır.

TIG kaynağı kullanılan deneylerde; 304L için doğru dolgu malzemesi-yetersiz (düşük) akım koşullarında çatlama hem kök pasoda hem de yüzey eğmede görülmüştür.

316L içinde yine benzer şekilde doğru dolgu malzemesi-yetersiz akım uygulamasında çatlama hem kök pasoda hem de yüzey de (150°) çatlama görülmüştür.

304 numunelerde ise doğru dolgu malzemesi-yetersiz akım koşullarında sadece kök pasoda çatlama olmuştur.

316Ti de çatlama çok küçük oranda da olsa sadece kök pasoda doğru dolgu malzemesi-yüksek akım şiddeti uygulamasında görülmüştür.

Bu sonuçlardan plastik şekil değiştirmenin göstergesi olan katlama deneyleri için elektrik ark kaynağının, TIG kaynağından göreceli olarak daha uygun olduğu, seçilen 4 tür paslanmaz çelikten 316Ti'nin diğerlerine göre bu kaynak yöntemlerine elverişli olduğu sonucu elde edilmiştir.

6. Çentik darbe deneyleri TS EN 875 ve TS EN 10045 standartları uyarınca yapılmıştır. "Welding Handbook"da paslanmaz çelik malzemelerin östenitik tipte olanlarının kaynak metalinden oda sıcaklığında beklenen darbe enerjisi minimum 43J ve üstüdür. Aynı zamanda "key-to-steel" de paslanmaz çelik kaynaklı malzemelerde bu değer minimum 85J (106 J/cm^2 darbe dayancı) olarak ve genelde 88-135 J (darbe dayancı; $110-168 \text{ J/cm}^2$) arası değerlerde olabileceğini söylemektedir. Bu durumda;

304L malzemenin elektrik ark kaynağı uygulamasında, doğru elektrot-yeterli akım koşulunda en yüksek darbe dayanımı elde edilmiş olup 132 J/cm^2 olarak saptanmıştır ki, bu değer istenilen değerlerin üstündedir. Yine aynı malzemenin doğru elektrot düşük akım koşulunda 74 J/cm^2 olarak saptanmış, yanlış elektrot-yeterli akım koşulunda ise darbe dayancı 43 J/cm^2 ölçülmüştür. 304L'nin TIG kaynağında doğru dolgu malzemesi-yeterli akım seçiminde darbe dayancı 77 J/cm^2 olarak bulunmuş, en düşük sonuç ise TIG kaynağında yetersiz akım seçiminde 38 J/cm^2 olarak elde edilmiştir. Bu da zaten minimum istenilen değer altındadır.

316L için elektrik ark kaynağında doğru elektrot-yeterli akım seçiminde, darbe dayancı 120 J/cm^2 olarak ölçülmüş, doğru elektrot-yetersiz akım seçiminde 23 J/cm^2 olarak ve yanlış elektrot-yeterli akım seçiminde ise 65 J/cm^2 olarak ölçülmüştür. Bu sonuçlardan standarda uygun olanın, yalnızca doğru elektrot-yeterli akım koşulunda olduğu görülmektedir. Aynı malzemenin TIG kaynağında, elektrik ark kaynağına benzer şekilde doğru dolgu malzemesi-yeterli akım seçiminde darbe dayancı 115 J/cm^2 olduğu görülmektedir. Yetersiz düşük akım uygulamasında ise ölçülen değer geçersizdir.

304 için, elektrik ark kaynağında doğru elektrot-yeterli akım koşulunda darbe dayancının 113 J/cm^2 olduğu, yetersiz akım koşulunda ise 61 J/cm^2 olduğu görülmektedir. Elektrik ark kaynağında yanlış elektrot-yeterli akım koşulunda ortalama 102 J/cm^2 bulunmuştur ki burada eğer akım şiddeti yeterli seçilmişse, uygun elektrot seçimiyle doğru kaynağın yapılabilceği görülmektedir. 304'ün TIG kaynağında ise doğru koşullarda elektrik ark kaynağında bulunan sonuçtan daha yüksek sonuç elde edilmiştir. Ortalama 230 J/cm^2 ölçülmüştür. TIG kaynağında yetersiz akım uygulamasında ise elde edilen sonuç geçersiz olarak saptanmıştır.

7. Sertlik deneyleri Vickers 10 Kg (VSD 10) koşullarında yapılmıştır. Elektrik ark kaynağı deneylerinde; 304L doğru elektrot-yeterli akım da sertlik artışı simetrik şekilde her iki taraftaki ITAB da görülmüştür. Ana doku ortalama 185 VSD iken ITAB ortalama 220 VSD ve kaynak dikişi, ana malzemeye benzer biçimde ortalama 185 VSD bulunmuştur. Doğru elektrot-yetersiz akım uygulamalarında ana malzeme 185 VSD, ITAB simetrik şekilde 215

VSD, kaynak dikişı 190 VSD bulunmuştur. Yanlış elektrot-yetersiz akımda ise ana malzeme 185 VSD, ITAB 214 VSD, kaynak dikişı 195 VSD bulunmuştur. Burada kaynak dikişinin ana malzemeden daha yüksek oluşu yanlış elektrotun yüksek karbonlu olmasındandır.

316L de doğru elektrot-yeterli akım koşulunda, ana malzeme ortalama 175 VSD iken ITAB simetrik şekilde ortalama 205 VSD, kaynak dikişı, 190 VSD bulunmuştur. Doğru elektrot-yetersiz akım uygulamalarında ana malzeme 175 VSD, ITAB simetrik şekilde 200 VSD, kaynak dikişı 198 VSD bulunmuştur. Yanlış elektrot-yeterli akımda ise ana malzeme 175 VSD, ITAB 225 VSD, kaynak dikişı 202 VSD bulunmuştur.

304 de, doğru elektrot-yeterli akım koşulunda, ana malzeme ortalama 210 VSD, ITAB simetrik şekilde 240 VSD, kaynak dikişı, 200 VSD, doğru elektrot-yetersiz akım koşulunda ana malzeme 210 VSD, ITAB simetrik şekilde 250 VSD, kaynak dikişı 195 VSD, yanlış elektrot-yeterli akım koşulunda ise ana malzeme 210 VSD, ITAB 215 VSD, kaynak dikişı 198 VSD bulunmuştur.

316Ti de, doğru elektrot-yeterli akım koşulunda, ana malzeme ortalama 165 VSD, ITAB simetrik şekilde 210 VSD, kaynak dikişı, 195 VSD, doğru elektrot-yetersiz akım koşulunda ana malzeme 165 VSD, ITAB 220 VSD, kaynak dikişı 198 VSD, yanlış elektrot-yeterli akım koşulunda ise ana malzeme 165 VSD, ITAB 240 VSD, kaynak dikişı 185 VSD bulunmuştur.

TIG deneylerinde; 304L için doğru dolgu malzemesi-yeterli akım koşulunda ana malzeme 185 VSD, ITAB simetrik şekilde 220 VSD kaynak dikişı 183 VSD, doğru dolgu malzemesi-yetersiz akım uygulamasında ana malzeme 185 VSD, ITAB 220 VSD, kaynak dikişı 218 VSD bulunmuştur. 304L için hem elektrik ark hem de TIG yöntemlerinde uygun koşullarda; benzer sonuçlar elde edilmiştir. Dolayısı ile 304L ye eğer parça kalınlığı yoksa iki yöntemde tavsiye edilebilir.

316L için, doğru dolgu malzemesi-yeterli akım koşulunda ana malzeme 175 VSD, ITAB simetrik şekilde 205 VSD kaynak dikişı 180 VSD, doğru dolgu malzemesi-yetersiz akım değerlerinde ise ana malzeme 175 VSD, ITAB 220 VSD, kaynak dikişı 205 VSD bulunmuştur. 316L için eğer uygun koşullar seçilirse elektrik ark ve TIG kaynağının her ikisi de kullanılabilir. Yanlış koşullarda en riskli sonuç TIG kaynağında görülmüştür.

304 için, doğru dolgu malzemesi-yeterli akım koşullarında ana malzeme 210 VSD, ITAB simetrik şekilde 220 VSD kaynak dikişı 195 VSD bulunmuştur. Doğru dolgu malzemesi-yetersiz akım koşulunda ana malzeme 210 VSD, ITAB simetri şekilde 225 VSD, kaynak

dikişı 185 VSD ölçülmüştür. Bu grupta, eğer uygun koşullar seçilirde TIG kaynağı, elektrik ark kaynağına göre daha başarılı sonuçlar göstermektedir.

316Ti için, doğru dolgu malzemesi-yeterli akım koşulunda ana malzeme 165 VSD, ITAB simetrik şekilde 230 VSD kaynak dikişı 180 VSD, doğru dolgu malzemesi-yüksek akım uygulamasında ana malzeme 165 VSD, ITAB 240 VSD, kaynak dikişı 180 VSD elde edilmiştir. Bu grup için uygun koşullarda her iki yöntemde önerilebilir.

Parça kalınlığının önem gösterdiği koşullarda yani ince parçalarda TIG, kalın parçalarda elektrik ark kaynağının uygun sonuçlar verebildiği gözlenmiştir.

8. Mikroyapılar incelendiğinde; elektrik ark kaynağı uygulamasında, 304L doğru elektrot-yeterli akım seçeneğinde kaynak dikişinde eriyip yeniden katılaşıp taneler, ITAB'dan ana malzemeye doğru, ısı kaçıışı yönünde uzamış taneler görülmüştür. Aynı numunede ana dokunun klasik γ kkr (östenit) den oluştuğu saptanmıştır. Sonuç beklenen görünüm şeklindedir (Şekil 5. 31, Şekil 5.32). Aynı şekilde doğru elektrot-yetersiz akım seçeneğinde kaynak dikişinde dejenere yapı (sert ve kırılğan) oluştuğu görülmüştür (Şekil 5.33). Bu uygulamada ITAB kesin sınırlarla ve dar bir bölgede oluşmuştur ki (Şekil 5.34) buda ani kırılmalara neden olabilecek bir dokudur. Yanlış elektrot seçiminde her koşulda kaynak dikişı dejenere tanelerden oluşmaktadır (Şekil 5.35, Şekil 5.36). Aynı malzemenin TIG kaynağında, elektrik ark kaynağına göre daha düzensiz dejenere taneler görülmektedir. ITAB'da benzer şekilde ısı kaçış yönüne daha uzun taneler görülmektedir (Şekil 5.36, Şekil 5.37). Bu, sertlikte de az bir artış olarak kendisini göstermiştir.

316L numunelerinde; elektrik ark kaynağı uygulamalarında doğru elektrot-yeterli akım seçeneğinde ısı kaçış yönünde ITAB'da uzamış taneler (Şekil 5.40) ve ana yapı olarak γ kkr östenit (Şekil 5.41) çok net gözlemlenmiştir, burada kaynak dikişinin çok düzensiz olmadığı da saptanmıştır. Aynı numunede eğer yetersiz düşük akım uygulanırsa düzensiz, dejenere bir ITAB'la birlikte, bozuk yapı bir kaynak dikişı gözlenmektedir (Şekil 5.42, Şekil 5.43). Elektrik ark kaynağında yetersiz akım uygulamasında, eksik kaynama, ana malzeme ile kaynak dikişı arasında boşluklar şeklinde (Şekil 5.44) gözlenmiştir. Yanlış elektrot seçiminde (yüksek C ve Mn'li) ana yapıya göre ince taneli ve dejenere taneler açık biçimde görülmektedir (Şekil 5.45, Şekil 5.46). Aynı malzemede TIG kaynağının doğru uygulamasında elektrik ark kaynağının benzeri olan dokular izlenmiştir (Şekil 5.47). Düşük, yetersiz akımlı TIG uygulamasında ise yine düzensiz taneli kaynak dikişı, dar alanda küresel ve dilimli ITAB taneleri görülmüştür (Şekil 5.48, Şekil 5.49). Yetersiz akımın daha tehlikeli

sonuçları kaynamama ve mikro boşluklar şeklinde kendini göstermektedir (Şekil 5.50). 316L için elektrik ark ve TIG yöntemi uygun koşullar seçildiğinde başarı ile uygulanmıştır.

304 paslanmaz çeliğin, elektrik ark kaynağı uygulamalarında, doğru koşullar seçildiği takdirde; net γ kkr'li (östenit) ana doku, uzun taneli ve eş büyüklüklü ITAB dokusu ve yeniden şekillenmiş kaynak dokusu görülmektedir (Şekil 5.52). Yetersiz akım uygulamalarında yine dejenere olmuş ITAB ve kaynak dokusu görülmektedir (Şekil 5.53). Ana dokudan keskin biçimde ayrılan ITAB, ani kırılmalara neden olmaktadır. Yanlış elektrot kullanımında da dejenere ve düzensiz taneler kaynak dokusunda kolaylıkla görülmektedir (Şekil 5.54, Şekil 5.55). Aynı malzemeye TIG uygulamalarında kaynak dikişinde elektrik ark kaynağına göre daha ince ancak eş büyüklüklü homojen dağılımlı taneler olarak gözlemlenmiştir (Şekil 5.57). TIG'de gerektiğinden düşük akım uygulamasında ITAB'da taneler aşırı biçimde uzamış olarak gözlenmiştir (Şekil 5.59). Bu oluşum sırasında eksik erime (nüfuziyet) nedeniyle makro boşluklar (Şekil 5.60) görülmüştür ki bu olumsuzluk çentik darbe ve katlama deneylerine doğrudan yansımıştır.

316Ti de elektrik ark kaynağı uygulamasında, doğru elektrot-yeterli akım seçildiğinde, homojen eş büyüklüklü kaynak dokusu (Şekil 5.61, Şekil 5.62) görülmüştür. Yüksek akım uygulamalarında ITAB'da düzensiz taneli geçiş yapısı izlenmektedir (Şekil 5.63, Şekil 5.64). Yanlış elektrot uygulamasında ise (yüksek C'lu elektrot) çok küçük taneli sert ve gevrek yapıli kaynak dikiş dokusu oluşmuştur. Aynı malzeme için TIG kaynağı uygulamasında doğru seçilmiş koşullarda elektrik ark kaynağına benzer dokulu bir yapı elde edilmiştir (Şekil 5. 67, Şekil 5.68). Yanlış akımlı (yüksek akım) TIG uygulamasında, dejenere, ana dokuya göre ince taneli yapı elde edilmiştir (Şekil 5.69, Şekil 5.70).

Seçilen 4 tür paslanmaz çelikte eğer doğru koşullar seçilirse, γ ana dokusu, ana dokuya göre ince taneli ancak eş büyüklüklü kaynak dokusu görülmektedir. Bu umulan ve beklenen sonuçtur.

9. Kırılma yüzeyi analizleri; çentik darbe deneyinde kırılmış yüzeylerin SEM fotoğraflarının incelenmesi şeklinde yapılmıştır. Burada eğer elektrik ark ve TIG kaynakları için doğru koşullar seçilirse deneylerde kullanılan 304L, 316L, 304 ve 316Ti östenitik paslanmaz çelikler için ana malzeme, ITAB ve dikişte, kaynak hatası sayılabilecek kusur ve hatalara rastlanmamıştır. Ancak özellikle elektrik ark kaynağında birincil belirleyici (etkileyici) etken olan yetersiz akım seçim sonucu; tüm deney numunelerinde, nüfuziyet azlığı sonucu boşluk, mikro çatlaklar ve eksik kaynama gibi, sonucu boşluk ve çatlak şeklinde görülen hata ve

kusurlar görülmüştür. Bunun sonucu diğer mekanik özelliklere de yansımaktadır. İnce parçalarda tercih edilen TIG kaynağında ise yetersiz akım, göreceli olarak daha büyük boşluk, çatlak ve ince delikler şeklinde kendini göstermektedir. Benzer şekilde bu sonuçlarda mekanik özelliklere doğrudan yansımıştır.

10. Tüm çalışmanın genel başlıkları toplanıp özetlenecek olursa; östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında elektrik ark kaynağı ve TIG kaynağının her ikisi de önerilebilir. İnce kesitli parçalarda genelde 5 mm kalınlığa kadar TIG ve elektrik ark kaynağı, kalın parçalarda 5 mm'nin üzerinde elektrik ark kaynağı uygulanabilir. Elektrik ark kaynağında doğru elektrot-uygun akım en iyi sonuçları vermektedir. Elektrik ark kaynağında birincil parametre uygun (yeterli) akımdır. İkincil önemli parametre doğru elektrot seçimidir. TIG kaynağında ise, doğru seçilmiş dolgu malzemesinden sonra önemli parametre uygun (yeterli) akım seçimidir. Öte yandan yeni geliştirilmiş olan 316Ti stabilize östenitik paslanmaz çeliklerin, kaynak kabiliyetlerinin, diğerlerine göre (deneylerde 304L, 316L, 304) daha iyi olduğu görülmüştür.

KAYNAKLAR

Akkan, M., (1997), Östenitik Paslanmaz Çelikte Nb ve Mo Elementinin Kaynak Bölgesindeki Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul

Anık, S. ve Gülbahar, B., "Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Korozyon Problemi", Kaynak Sempozyumu, İstanbul

Anık, S. ve İnce, H., (1984), "Elektrik Ark Kaynağında ITAB Tane İrileşmesinin Etüdü", Kaynak Sempozyumu, İstanbul

Anık, S., Vural, M. ve Ceyhan, V., (1992), "Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Korozyon", META, (1): 71-74

Aran, A. ve Temel, M.A., (2004), Paslanmaz Çelikler Yassı Mamuller, Sarıtaş Teknik Yayın, İstanbul

ASM Metals Handbook, (1989), Arc Welding of Stainless Steels, Volume 6

ASM Metals Handbook, (1992), Metallograph and Microstructure, Volume 9

ASM Metals Handbook, (1992), Alloys Phase Diagram, Volume 3

Avner, S.H., (1974), Introduction to Physical Metallurgy, McGraw-Hill, USA

Atkins, G., Thiessen, D., Nissley, N. ve Adonyi, Y., (2002), "Welding Process Effects in Weldability Testing of Steels", Welding Journal, Columbus, Ohio

Blind, D., Weber, G. Ve Kussmaul, K., "Liquation Cracking and Chromium Depletion in Austenitic Welds of Light Water Reactors", MPA University Stuttgart, Germany

Castro, H., Rodriguez, C., Belzunce, F.J. ve Canteli, A.F., (2003), "Mechanical Properties of Stainless Steel Reinforcing Bars", Journal of Materials Processing Technology, (143-144): 134-137

Doruk, M., (1982), Korozyon ve Önlenmesi, ODTÜ, Ankara

Duman, Ü., (2004), Ergitme ve Katı Hal Kaynak Yöntemleri ile Farklı Malzemelerin Birleştirilmesi, Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerinin Karşılaştırılması, Yüksek Lisans Tezi, YTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul

Dupont, J.N., (1999), "Microstructural Development and Solidification Cracking Susceptibility of a Stabilized Stainless Steel", Welding Research Supplement, :253-263

Ernst, F., Cao, Y. ve Michal, G.M., (2004), "Carbides in Low -Temperature - Carburized Stainless Steel", ACTA Materialia, (52): 1469-1477

Kearns, W.H., (1984), Welding Handbook, Seventh Edition, The McMillan Press, London

Gültekin, N., (1991), Kaynak Tekniği, Engin Ofset, İstanbul

Gourd, L.M., (1995), Kaynak Teknolojisinin Esasları, (Çev., B. Eryürek, O. Bodur ve A. Dikicioğlu), Birsan Yayınevi, İstanbul

Green, H., (2004), "Stainless Steel Corrosion Resistance", Aalco Data Sheet

Honeycombe, R.w.K., (1992), Steels Microstructure and Properties, Edward Arnold, Great Britain

Iamboliev, T., Katayama, S. ve Matsunava, A., (2003), "Interpretation of Phase Formation in Austenitic Stainless Steel Welds, Welding Journal, :337-347

Kahraman, N., Gülenç, B. ve Akça, H., (2002), "Ark Kaynak Yöntemi ile Birleştirilen Östenitik Paslanmaz Çelik ile Düşük Karbonlu Çeliğin Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi", Gazi Üniversitesi, Müh. Mim. Fak. Dergisi, Ankara

Kim, K.S., Ginsztler, J. ve Nam, S.W., (2005), "The Rol of Carbon on the Occurance of Grain Boundry Serration in on AISI 316 Stainless Steel During Aging Heat Treatment", Materials Letters

Korkmaz, M., (1992), "Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Amaçlarına Göre Sınıflandırılması", META, (13): 59-63

Leffler, B., (2001), Stainless Steels and Their Properties

Lu, B.T., Chen, Z.K., Luo, J.L., Patchett, B.M. ve Xu, Z.H., (2005), "Pitting and Stres Corrosion Behavior in Welded Austenitic Stainless Steel", Electrochimica ACTA, (50): 1391-1403

Meyer, A.M. ve Toit, M., (2001), "Interstitial Diffusion of Carbon and Nitrogen into Heat-Affected Zones of 1-12 % Chromium Steel Welsd", Welding Journal, South Africa

MIL-HDBK-5H, (1998), "Austenitic Stainless Steel"

Odabaş, C., (2002), Paslanmaz Çelikler, Kaynak Tekniği San. ve Tic. A.Ş., İstanbul

Oğuz, B., (1985), Karbonlu ve Alaşımlı Çeliklerin Kaynağı, Oerlikon, İstanbul

Roberge, P.R., (1999), Handbook of Corrosion Engineering, McGraw-Hill, NewYork

Shankar, V., Gill, T.P.S., Terrance, A.L.E., Manan, S.L. ve Sundereson, S., (2000), "Relation Between Microstructure, Composition and Hot Cracking in Ti-Stabilized Austenitic Stainless Weldments", Metalurgical and Materials Transactions, Volume 31A: 3109-3121

Shankar, V., Gill, T.P.S., Terrance, A.L.E., Manan, S.L. ve Sundereson, S., (2003), " Effects of Nitrogen Addition on Microstructure and Fusion Zone Cracking in Type 316L Stainless Steel Weld Metals", Materials Science and Engineering, A 343: 170-181

Smith, W.F., (2000), Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, (Çev., M. Erdoğan), Nobel Yayın Dağıtım, Ankara

Taşlı, U., (2000), Ferritik Paslanmaz Çelikler, Bitirme Ödevi, İTÜ, Kimya Metalurji Fakültesi, İstanbul

Topbaş, M.A., (1993), Endüstri Malzemeleri, YTÜ, İstanbul

Ünal, A. ve Keleşoğlu, E., (1992), "Paslanmaz Çelikler", META, (13): 59-63

Ünal, A., (2001), Malzeme Ders Notları, YTÜ, Kimya Metalurji Fakültesi, İstanbul

Wegst, C. W., (1995), Stahlschlüssel, Marbach

İNTERNET KAYNAKLARI

www.aws.org

www.fwmetals.com

www.google.com

www.key-to-steel.com

www.oerlikon.com.tr

www.sciencedirect.com

www.sppusa.com

www.sv.vt.edu

www.tubitak.gov.tr

ÖZGEÇMİŞ

Doğum Tarihi 28.05.1979

Doğum Yeri Kars

Lise 1993-1997 K.Çekmece Orhan Cemal Fersoy Lisesi

Lisans 1998-2002 Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya Metalurji Fakültesi
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Yüksek Lisans 2002-2005 Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Met. ve Malz. Müh. Anabilim Dalı, Malzeme Programı

Çalıştığı Kurumlar

2004 Temmuz-Kasım

Sağlam Metal San. ve Tic. Ltd. Şti.

