

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YAPISAL UYGULAMALAR İÇİN GELİŞTİRİLEN MODİFİYE
12 CR FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİNİN ÖZELİKLERİ VE
KAYNAK KABİLİYETİ**

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Emel TABAN

Anabilim Dalı: Makina Mühendisliği

I. Danışman: Prof.Dr. Erdiñç KALUÇ

II. Danışman: Prof.Ir. Alfred DHOOGHE

KOCAELİ, 2007

KOCAELI UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCE

**WELDABILITY AND PROPERTIES OF MODIFIED 12 CR
FERRITIC STAINLESS STEEL FOR STRUCTURAL
APPLICATIONS**

PHD DISSERTATION

Mech. Eng. Emel TABAN (MSc)

Department: Mechanical Engineering
Supervisor: Prof. Dr. Erdinç KALUÇ
Co-Supervisor: Prof. Ir. Alfred DHOOGHE

KOCAELI, 2007

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ * FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YAPISAL UYGULAMALAR İÇİN GELİŞTİRİLEN MODİFİYE
12 CR FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİNİN ÖZELİKLERİ VE
KAYNAK KABİLİYETİ

DOKTORA TEZİ
Y. Müh. Emel TABAN

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 21 Mayıs 2007

Tezin Savunulduğu Tarih: 13 Temmuz 2007

Tez Danışmanı Prof.Dr.Erdiñç KALUÇ (.....)	Tez II. Danışmanı Prof.Ir.Alfred DHOOGHE (.....)	Üye Prof.İbrahim UZMAN (.....)
Üye Prof.Dr.Şadi KARAGÖZ (.....)	Üye Prof.Dr.Gürel ÇAM (.....)	

KOCAELİ, 2007

**KOCAELI UNIVERSITY GRADUATE SCHOOL OF NATURAL
AND APPLIED SCIENCE**

**WELDABILITY AND PROPERTIES OF MODIFIED 12 CR
FERRITIC STAINLESS STEEL FOR STRUCTURAL
APPLICATIONS**

PHD DISSERTATION
Emel TABAN (ME MSc)

Submission date to the Institute: 21 May 2007

Defence exam date: 13 July 2007

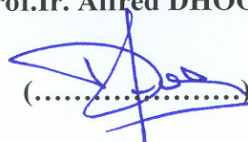
Supervisor

Prof.Dr.Erdinç KALUC

(.....)

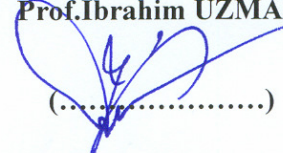

Co-supervisor

Prof.Ir. Alfred DHOOGHE

(.....)


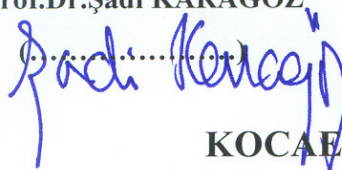
Member

Prof.İbrahim UZMAN

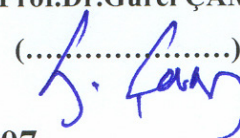
(.....)


Member

Prof.Dr.Şadi KARAGÖZ

(.....)


Prof.Dr.Gürel ÇAM

(.....)


KOCAELI, 2007

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynak kabiliyeti ve kaynaklı bağlantıların özelliklerini kapsayan bu tez, Belçika Kaynak Teknolojisi Enstitüsü Araştırma Merkezi, Gent Üniversitesi, CTAS-Paris Araştırma Merkezinde ve Kocaeli Üniversitesinde 2004 ve 2007 yılları arasındaki çalışmalar sonucu oluşmuştur. Bu çalışmanın çok büyük bir kısmı Belçika Kaynak Teknolojisi Araştırma Merkezi ve IWT tarafından 20'ye yakın endüstriyel kuruluşun katıldığı kolektif araştırma projesi ile desteklenmiştir. Ayrıca, bu çalışmalara ek olarak CTAS-Paris Araştırma Merkezi ve SE Industries tarafından da desteklenen ayrı bir çalışma programı da yapılmıştır. Bu nedenle, bu tez modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynak kabiliyeti ve kaynaklı bağlantılarının özellikleri konusunda oldukça kapsamlı çalışmaları içermektedir ve KOÜ Senatosu 22.03.2007 tarih ve 2007/4 no.lu toplantısında alınan karar gereği, Türkçe ve İngilizce olarak iki dilde yazılmıştır.

Öncelikle, 2002 yılından beri asistanı olarak çalıştığım, yüksek lisans ve doktora tezlerimin danışmanlığını yapan, tüm kariyerim boyunca yolumu aydınlatan ve geleceğime ışık tutan hocam Sayın Prof. Dr. Erdinç KALUÇ'a paha biçilemez değerdeki destek ve yardımlarından dolayı sonsuz teşekkürlerimi sunarım. 2005 yılından buyana bu tezin yapılması ve tamamlanmasında çok ciddi emek ve desteği olan doktora ikinci tez danışmanım, Belçika Kaynak Teknolojisi Enstitüsü Direktörü ve Gent Üniversitesi öğretim üyesi hocam Sayın Prof. Dr. Alfred DHOOGЕ'ye sonsuz teşekkür ederim. Her iki tez danışmanıma da yılların birikimini ve bilgilerini benimle paylaştıkları ve çok kıymetli önerilerde buldukları için, verdikleri destek ve cesaret için ve rehberlikleri için ne kadar minnettar olduğumu belirtmek isterim.

Bu çalışmanın büyük bir kısmının bu derece başarılı biçimde ortaya çıkmasında çok büyük payı olan, Belçika'da misafir araştırmacı olarak bulunduğum süre içinde ve halen desteğini esirgemeyen Proje Liderim Proje Baş Mühendisi Ir. Eddy DELEU'ye, tez sonuçlarım hakkındaki değerli yorumları, yardım ve desteği için sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Prof. A. Dhooge ve Ir. E. Deleu'ye bu konuda ve enstitülerindeki projelerine ve ekiplerinin arasına samimiyetle kabul ettikleri için en derin teşekkürlerimi sunarım.

Belçika Kaynak Teknolojisi Enstitüsü'ndeki ve Gent Üniversitesi Makina Müh. Böl.'ndeki öğretim üyelerine, tüm meslekdaşlarıma ve tüm çalışanlara yardım, destek ve dostlukları için sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Ir. Eric Sterkx'e Paris'teki CTAS Araştırma Merkezinde ve Andre Taghona'a da SE Industries'deki ek araştırma çalışmaları yapmama olanak sağladıkları ve nazik yardımları için teşekkür ederim.

Ve son olarak, aileme hayatım boyunca destek oldukları için sonsuz teşekkür ve minnetlerimi sunarım.

Doktora tez çalışmamın ve sonuçlarının, tüm bilim dünyasına, ülke ve dünya endüstrisine yararlı olmasını dilerim.

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ ve TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER.....	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	iv
TABLolar DİZİNİ.....	viii
ABSTRACT.....	xi
ÖZET.....	xii
1. GİRİŞ.....	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER.....	8
2.1. Giriş.....	8
2.2. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel ve Mekanik Özellikleri.....	11
2.3. Paslanmaz Çeliklerin Tarihsel Gelişimi.....	12
2.4. Paslanmaz Çeliklerin Üretimi.....	14
2.5. Paslanmaz Çelik Türleri ve Uygulama Alanları.....	15
2.6. Ferritik Paslanmaz Çelikler.....	18
2.6.1. Standard Alaşımlar ve Kaynak Metalleri.....	19
2.7. Saptama diyagramları.....	20
2.7.1. Fe-Cr sistemi.....	21
2.7.2. Fe-Cr-C sistemi.....	22
3. % 12 KROMLU PASLANMAZ ÇELİKLER VE LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	24
3.1. Az Alaşımlı Paslanmaz Çelikler.....	24
3.1.1. 3Cr12 Paslanmaz Çeliğinin Tanıtımı.....	26
3.1.2. Mikroyapı ve faz dengesi.....	30
3.1.3. Mekanik özellikler.....	38
3.1.4. Korozyon direnci.....	39
3.1.5. Fiziksel özellikler.....	40
3.1.6. Kaynak özellikleri.....	40
3.1.7. 3Cr12 çeliğinin endüstriyel uygulamaları.....	43
3.1.8. 3Cr12 çeliği üzerine yapılmış araştırmalar.....	55
3.2. EN 1.4003 (EN 10088-1) paslanmaz çeliği.....	63
3.2.1. 1.4003 Çeliği Üzerine Yapılan Deneysel Çalışmalar.....	68
4. ÇALIŞMANIN AMACI VE PLANLANMASI.....	73
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	76
5.1. Malzeme.....	77
5.2. Modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı.....	78
5.2.1. 6 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı.....	78
5.2.2. 12 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı.....	79
5.2.3. 20 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı.....	82
5.2.4. 30 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı.....	82
5.2.5. 12 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin S355 çeliğine kaynak edilmesi.....	83
5.2.6. 20 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin S355 çeliğine kaynak edilmesi.....	83
5.2.7. Ek metal seçimi.....	83
5.3. Kimyasal Analiz.....	85
5.4. Çekme Deneyi.....	85

5.4.1. Enine Çekme Deneyi	85
5.4.2. Kaynak metali numunelerinin çekme deneyi	86
5.5. Eğme deneyi.....	86
5.6. Charpy çentik darbe tokluk deneyi	86
5.7. CTOD kırılma tokluk deneyi	87
5.8. Yorulma deneyi.....	87
5.9. Mikroyapı analizi.....	89
5.10. Tane Boyutu Analizi.....	89
5.11. Ferrit miktarı analizi	90
5.12. Korozyon Deneyleri	90
5.12.1. Tuz püskürtme deneyi.....	90
5.12.2. Blister testi.....	91
6. DENEYSEL SONUÇLAR.....	92
6.1. Kimyasal Analiz	92
6.2. Enine Çekme Deney Sonuçları.....	93
6.3. Silindirik Numunelerin Kaynak Metali Çekme Özellikleri	101
6.4. Eş ve Farklı Metal Kaynaklı Bağlantıların Eğme Deney Sonuçları	103
6.5. Charpy Çentik Darbe Deneyi Sonuçları	108
6.6. CTOD Kırılma Tokluğu Deneyi Sonuçları.....	129
6.7. Yorulma Deney Sonuçları	141
6.8. Mikroyapı Analizi	150
6.9. Sertlik Deneyi Sonuçları.....	170
6.10. Tane Boyutu ve Darbe Tokluğu İlişkisi	190
6.11. Ferrit Miktarı Ölçüm Sonuçları	190
6.12. Korozyon Deney Sonuçları	192
6.12.1. Tuz püskürtme deney sonuçları	192
6.12.1.1. Kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme deney sonuçları	192
6.12.1.2. Kaplanmış numunelerin tuz püskürtme deney sonuçları	198
6.12.2. Blister Deney Sonuçları	204
7. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ	211
7.1. Kimyasal Analiz	211
7.2. Çekme Dayanım Özellikleri	212
7.2.1. Enine çekme dayanım özellikleri.....	212
7.2.2. Silindirik numunelerin kaynak metali çekme özellikleri	212
7.3. Eğme Özellikleri	213
7.4. Charpy Darbe Tokluk Özellikleri	214
7.5. CTOD Kırılma Tokluk Özellikleri	217
7.6. Yorulma Dayanım Özellikleri	217
7.7. Mikroyapısal Özellikler.....	219
7.8. Tane boyutu analizi.....	221
7.9. Ferrit Miktarı Analizi	221
7.10. Korozyon Deneyleri	222
7.10.1. Tuz püskürtme korozyon özellikleri	222
7.10.2. Blister korozyon özellikleri	224
7.11. Ek kaynak metali türünün etkisi.....	225
8. GENEL SONUÇLAR.....	226
8.1. Endüstri tarafından uygulanabilecek yeni uygulamalar için sonuçların yorumlanması	227
KAYNAKÇA	229
KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER	237
ÖZGEÇMİŞ	242

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1: Dünya paslanmaz çelik üretimi.....	8
Şekil 2.2: Paslanmaz çelik alaşım ailesi.....	16
Şekil 2.3: Fe- Cr ikili faz denge diyagramı.....	21
Şekil 2.4: Demirin çeşitli ikili sistemlerinde oluşan ostenit alanı.....	22
Şekil 2.5: Karbonun γ alanını genişletici etkisi	23
Şekil 3.1: a) Az karbonlu %12Cr'lu ferritik/martenzitik çeliğin IEB mikroyapısı, b) %12Cr'lu çeliğin IEB'nin darbe tokluğuna martenzit miktarının etkisi ..	32
Şekil 3.2: Çelik üreticisinden alınmış durumda ve %10 oksalik asit kullanılarak dağlanmış biçimde 3Cr12 mikroyapısı	33
Şekil 3.3: a) Bant biçiminde ferrit ve martenzit morfolojisi gösteren sıcak haddelenmiş biçimdeki 3Cr12 mikroyapısı, b) küçük kübik titanyum karbonitrür çökeltileri ve eş eksenli ferrit taneleri içeren tavlanmış durumdaki 3Cr12 yapısı	34
Şekil 3.4: Ni ve Ti miktarlarının değişimine göre 3Cr12 çeliği bölgesini gösteren Balmforth diyagramı	35
Şekil 3.5: 1000 °C'den hızlı soğutulmuş çelikte martenzitin hacimce değişimi üzerine Ferrit Faktörünün etkisi	36
Şekil 3.6: %12Cr'lu çelikte nikel miktarının etkisi, A'dan I'ya kadar sekiz ergitme işleminde (potadan) alınan sonuçlar	37
Şekil 3.7: Kaynak sonrası 3Cr12 çeliğinin geçiş sıcaklığı eğrisi	41
Şekil 3.8: Duvha Open Cast Mine ve Middleburg Mine Services arasındaki hatta kullanılan yüksek tonajlı kömür vagonları	46
Şekil 3.9: 82 tonluk CCL Jumbo kömür vagonu iç kısımlarının görünüşü.....	46
Şekil 3.10: Queensland demiryolları şirketi, Q-rail için üretilmiş kömür vagonları	47
Şekil 3.11: Avustralya'da kullanılan 3Cr12 çeliğinden üretilmiş bir kömür vagonu... 47	
Şekil 3.12: Middelburg Belediyesi için 1989 yılında inşa edilmiş DAF koyulaştırıcısı. 48	
Şekil 3.13: a) 2004'de üretilmiş TFM otobüsü, b) Yaklaşık olarak 10 yıllık bir otobüsünaltındaki 3Cr12 karoseri destek elemanı	49
Şekil 3.14: %12Cr'lu paslanmaz çelik elemanların kullanıldığı bir otobüs	49
Şekil 3.15: Çarpışan arabaların kullanıldığı alan.....	50
Şekil 3.16: Çarpışan arabaların kullanıldığı zemine vidalarla bağlanmış 6x1000x2000mm boyutlu 3Cr12 levhalar.....	50
Şekil 3.17: 20 yıldır kullanımda olan soğutma kulesinin içindeki X- Grid tabakaların görünüşü, çap yaklaşık olarak 52 m.....	51
Şekil 3.18: Kaynaklı bölgelerde önemli bir korozyon görülmemiş elektrik direkleri ...	52
Şekil 3.19: Gövde ve destekleri 3Cr12 ile üretilmiş tramvaylar.....	52
Şekil 3.20: Haşlama şerbet ısıtıcı kapağı, 3Cr12 çeliğine karşı karbonlu çeliğin durumu 53	
Şekil 3.21: 850 °C'de 2 saat tavlama sonra yağda soğutulmuş 3Cr12 çeliğinin optik mikroyapısı.....	61
Şekil 3.22: 1.4003 çeliği için Fe-Cr-C faz diyagramının kesiti.....	66
Şekil 3.23: Kaynaktan sonra 1.4003 çeliğinin IEB mikroyapısı.....	67
Şekil 3.24: Çift pasoda FSW uygulanmış a) 12%Cr çeliği, b) az karbonlu çelik, c) farklı metal kaynaklı bağlantıların makrokesitleri.....	69

Şekil 3.25: MAG kaynaklı 1.4003 çeliğinin eğmeli yorulma dayanımı d.....	69
Şekil 3.26: EN1.4003 kalite çeliğin normal mikroyapısı	70
Şekil 3.27: Isıl işlemlerin şeması ve oluşan mikroyapılar (a) HT1 ve (b) HT2	71
Şekil 6.1: R9TT1 ve R9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	93
Şekil 6.2: STT1, S6TT1 ve S6TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.....	93
Şekil 6.3: V9TT1 ve V9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	94
Şekil 6.4: B9TT1 ve B9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	95
Şekil 6.5: B8TT1 ve B8TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	95
Şekil 6.6: B6TT1 ve B6TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	95
Şekil 6.7: E9TT1 ve E9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	96
Şekil 6.8: E6TT1 ve E6TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	96
Şekil 6.9: VTT1 ve VTT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	96
Şekil 6.10: L9TT1 ve L9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	97
Şekil 6.11: F9TT1 ve F9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.....	97
Şekil 6.12: A9TT1 ve A9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	98
Şekil 6.13: K9TT1 ve K9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	98
Şekil 6.14: P9TT1 ve P9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	99
Şekil 6.15: PDTT1 ve PDTT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	99
Şekil 6.16: U9TT1 ve U9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.....	100
Şekil 6.17: M9TT1 ve M9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri	100
Şekil 6.18: C9TT1 ve C9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.....	100
Şekil 6.19: PDR1 eğme numunesinin SEM ve EDX analizi.....	106
Şekil 6.20: R9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	108
Şekil 6.21: S kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	109
Şekil 6.22: S6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	110
Şekil 6.23: V9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	111
Şekil 6.24: B9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	112
Şekil 6.25: B8 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	113
Şekil 6.26: B6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	114
Şekil 6.27: E9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	115
Şekil 6.28: E6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	116
Şekil 6.29: V kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	117
Şekil 6.30: L9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği	118
Şekil 6.31: L6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği	119
Şekil 6.32: F9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	120
Şekil 6.33: A9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	121
Şekil 6.34: K9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği joint	122
Şekil 6.35: P9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	123
Şekil 6.36: PD kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği	124
Şekil 6.37: U9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.....	125
Şekil 6.38: M9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği (yüz)	126
Şekil 6.39: M9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği (kök)	127
Şekil 6.40: C9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği (yüz).....	128
Şekil 6.41: C9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği (kök).....	128
Şekil 6.42: 20 mm kalınlığında FCAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografarı (F9).....	130
Şekil 6.43: F9 kodlu kaynaklı bağlantı fraktografalarının SEM ve EDX analizleri	131
Şekil 6.44: 20 mm kalınlığında SAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografaları.....	132
Şekil 6.45: 30 mm kalınlığında FCAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografaları (K9).....	133
Şekil 6.46: K9 kodlu kaynaklı bağlantının CTOD fraktografaları SEM görüntüleri ...	134
Şekil 6.47: 30 mm kalınlığında SAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografaları.....	135
Şekil 6.48: Duplex ek metalle oluşturulan 30 mm kalınlığında SAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografaları (PD).....	136

Şekil 6.49: Farklı metal SMAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografları (M9).....	137
Şekil 6.50: M9 kodlu kaynaklı bağlantının CTOD SEM ve EDX analizleri (M9)	138
Şekil 6.51: Farklı metal SAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografları (C9).....	139
Şekil 6.52: C9 kodlu kaynaklı bağlantının CTOD SEM ve EDX analizleri (M9).....	140
Şekil 6.53: V9 kodlu kaynaklı bağlantının yorulma mukavemeti	142
Şekil 6.54: SMAW kaynaklı bağlantının fraktografları (V9).....	143
Şekil 6.55: B9 kodlu kaynaklı bağlantının yorulma mukavemeti	144
Şekil 6.56: GMAW kaynaklı bağlantının fraktografları (B9)	145
Şekil 6.57: E9 kodlu kaynaklı bağlantının yorulma mukavemeti	146
Şekil 6.58: SAW kaynaklı bağlantının fraktografları (E9).....	147
Şekil 6.59: V kodlu kaynaklı bağlantının yorulma mukavemeti	148
Şekil 6.60: LAZER kaynaklı bağlantının fraktografları (V)	149
Şekil 6.61: 6 mm GMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (R9).....	150
Şekil 6.62: 6 mm kalınlığında ek metal kullanılmadan oluşturulan plazma kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (S)	151
Şekil 6.63: 6 mm kalınlığında 316L ile plazma kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (S6)	152
Şekil 6.64: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SMAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (V9)	153
Şekil 6.65: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile GMAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (B9)	154
Şekil 6.66: 12 mm kalınlığında 308 tür ek metal ile GMAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (B8)	155
Şekil 6.67: 12 mm kalınlığında 316 tür ek metal ile GMAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (B6)	156
Şekil 6.68: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (E9)	157
Şekil 6.69: 12 mm kalınlığında 316 tür ek metal ile SAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (E6)	158
Şekil 6.70: 12 mm kalınlığında modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin ek metal kullanılmadan lazer kaynağı yapılan bağlantılarının makro ve mikroyapıları (V).....	159
Şekil 6.71: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile hibrid kaynağı yapılan bağlantılarının makro ve mikroyapıları (L9).....	160
Şekil 6.72: 12 mm kalınlığında 316 tür ek metal ile hibrid kaynağı yapılan bağlantılarının makro ve mikroyapıları (L6).....	161
Şekil 6.73: 20 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile FCAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (F9).....	162
Şekil 6.74: 20 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (A9).....	163
Şekil 6.75: 30 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (K9).....	164
Şekil 6.76: 30 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (P9).....	165
Şekil 6.77: 30 mm kalınlığında duplex tür ek metal ile SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (PD)	166
Şekil 6.78: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile farklı metal FCAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (U9)	167
Şekil 6.79: 20 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile farklı metal SMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (M9).....	168
Şekil 6.80: 20 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile farklı metal SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (C9)	169
Şekil 6.81: R9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	170
Şekil 6.82: R9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	171

Şekil 6.83: SM1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	171
Şekil 6.84: S6M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	172
Şekil 6.85: S6M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	172
Şekil 6.86: V9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	173
Şekil 6.87: V9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	173
Şekil 6.88: B9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	174
Şekil 6.89: B9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	174
Şekil 6.90: B8M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	175
Şekil 6.91: B8M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	175
Şekil 6.92: B6M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	176
Şekil 6.93: B6M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	176
Şekil 6.94: E9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	177
Şekil 6.95: E9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	177
Şekil 6.96: E6M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	178
Şekil 6.97: E6M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	178
Şekil 6.98: VM1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	179
Şekil 6.99: VM2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	179
Şekil 6.100: L9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	180
Şekil 6.101: L9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	180
Şekil 6.102: L6M kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	181
Şekil 6.103: F9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	182
Şekil 6.104: F9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	182
Şekil 6.105: A9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	183
Şekil 6.106: A9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	183
Şekil 6.107: K9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	184
Şekil 6.108: K9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	184
Şekil 6.109: P9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	185
Şekil 6.110: P9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	185
Şekil 6.111: PDM1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	186
Şekil 6.112: PDM2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	186
Şekil 6.113: U9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	187
Şekil 6.114: U9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	187
Şekil 6.115: M9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	188
Şekil 6.116: M9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.....	188
Şekil 6.117: C9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	189
Şekil 6.118: C9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği	189
Şekil 6.119: 350 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme deneyi sonrası görünümü.....	196
Şekil 6.120: 24 saat ve 350 saat tuz püskürtme deneyi sonunda hasar faktörü	197
Şekil 6.121: 24 saat ve 350 saat tuz püskürtme deneyi sonunda ort.hasar faktörü	197
Şekil 6.122: 1000 saat sonunda kaplanmış numun. tuz püsk. deney sonrası görünümü	202
Şekil 6.123: 24 saat ve 1000 saat tuz püskürtme deneyi sonunda kaplanmış numunelerin hasar faktörü	203
Şekil 6.124: 24 saat ve 1000 saat tuz püskürtme deneyi sonunda kaplanmış numunelerin ort. hasar faktörü	203
Şekil 6.125: 3120 saat sonunda blister deney sonrası numunelerin görünümü.....	210

TABLolar DİZİNİ

Tablo 2.1: Paslanmaz çelik ürünlerin uygulama alanları	17
Tablo 2.2: Endüstride yaygın kullanılan ferritik kromlu paslanmaz çelikler	19
Tablo 3.1: 3Cr12 çeliğinin standard ve üreticilerine göre bileşimleri (ağ. %).....	27
Tablo 3.2: Güney Afrika endüstrisinde 3Cr12 uygulamaları	55
Tablo 4.1: X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin önerilen kimyasal bileşimi (wt %)	73
Tablo 5.1: Çelik üreticisi tarafından sağlanan malzeme sertifikasına göre deney malzemelerinin kimyasal bileşimi (%)	77
Tablo 5.2: Kimyasal analiz sonucu belirlenen deney malzemeleri kimyasal bileşimi (%).....	77
Tablo 5.3: Çelik üreticisi tarafından sağlanan malzeme sertifikasına göre deney malzemelerinin mekanik özellikleri.....	78
Tablo 5.4: Esas metallere uygulanan kaynak programı.....	79
Tablo 5.5: 6 mm ve 12 mm kalınlığındaki kaynaklı levhalar için kullanılan parametreler	80
Tablo 5.6: 20 mm ve 30 mm kalınlığındaki eş metal ve 12 mm ve 20 mm kalınlığındaki farklı metal kaynaklı levhalar için kullanılan parametreler ..	81
Tablo 5.7: Esas metallerin çeşitli yöntemlerle kaynak edilmesinde kullanılan ek kaynak metallerin kimyasal bileşimleri	85
Tablo 6.1: Eş ve farklı metal kaynaklı bağlantıların kaynak metali kimyasal bileşimleri	92
Tablo 6.2: 6 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri	93
Tablo 6.3: 12 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri	94
Tablo 6.4: 20 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri	97
Tablo 6.5: 30 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri	98
Tablo 6.6: Farklı metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri	99
Tablo 6.7: 12 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların KM çekme özellikleri	101
Tablo 6.8: 20 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların KM çekme özellikleri	101
Tablo 6.9: 30 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların KM çekme özellikleri	102
Tablo 6.10: Farklı metal kaynaklı bağlantıların KM çekme özellikleri	102
Tablo 6.11: 6 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri ...	103
Tablo 6.12: 12 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri	104
Tablo 6.13: 12 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri	105
Tablo 6.14: 20 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri .	105
Tablo 6.15: 30 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri .	106
Tablo 6.16: 12 ve 20 mm kalınlığındaki farklı metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri	107
Tablo 6.17: R9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	108

Tablo 6.18: S kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	109
Tablo 6.19: S6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	110
Tablo 6.20: V9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	111
Tablo 6.21: B9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	112
Tablo 6.22: B8 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	113
Tablo 6.23: B6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	114
Tablo 6.24: E9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	115
Tablo 6.25: E6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	116
Tablo 6.26: V kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	117
Tablo 6.27: L9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.....	118
Tablo 6.28: L6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.....	119
Tablo 6.29: F9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.....	120
Tablo 6.30: A9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	121
Tablo 6.31: K9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	122
Tablo 6.32: P9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	123
Tablo 6.33: PD kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.....	124
Tablo 6.34: U9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	125
Tablo 6.35: M9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.....	126
Tablo 6.36: C9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri	127
Tablo 6.37: F9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.....	130
Tablo 6.38: A9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri	131
Tablo 6.39: K9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri	132
Tablo 6.40: P9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri	134
Tablo 6.41: PD kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri).....	135
Tablo 6.42: M9 kodlu farklı metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.....	137
Tablo 6.43: C9 kodlu farklı metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri	139
Tablo 6.44: V9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri.....	142
Tablo 6.45: B9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri.....	144
Tablo 6.46: E9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri.....	146
Tablo 6.47: V kodlu eş metal kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri.....	148
Tablo 6.48: R9M1 ve R9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	170
Tablo 6.49: SM1 kodlu numunenin HV5 değerleri.....	171
Tablo 6.50: S6M1 ve S6M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri	172
Tablo 6.51: V9M1 ve V9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri	173
Tablo 6.52: B9M1 ve B9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	174
Tablo 6.53: B8M1 ve B8M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	175
Tablo 6.54: B6M1 ve B6M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	176
Tablo 6.55: E9M1 ve E9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	177
Tablo 6.56: E6M1 ve E6M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	178
Tablo 6.57: VM1 ve VM2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	179
Tablo 6.58: L9M1 ve L9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	180
Tablo 6.59: L6M kodlu numunenin HV5 değerleri	181
Tablo 6.60: F9M1 ve F9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri	182
Tablo 6.61: A9M1 ve A9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	183
Tablo 6.62: K9M1 ve K9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	184
Tablo 6.63: P9M1 ve P9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	185
Tablo 6.64: PDM1 ve PDM2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	186
Tablo 6.65: U9M1 ve U9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	187
Tablo 6.66: M9M1 ve M9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	188
Tablo 6.67: C9M1 ve C9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.....	189
Tablo 6.68: Tüm kaynaklı bağlantıların tokluğu ve tane boyutu arasındaki ilişki....	190
Tablo 6.69: Kaynaklı bağlantıların KM ferrit yüzde analizleri-1	191
Tablo 6.70: Kaynaklı bağlantıların KM ferrit yüzde analizleri-2.....	192
Tablo 6.71: 24 sa sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri. 193	

Tablo 6.72: 48 sa sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	193
Tablo 6.73: 71 sa sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	194
Tablo 6.74: 167 sa sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri	194
Tablo 6.75: 237 sa sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri	195
Tablo 6.76: 350 sa sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri	195
Tablo 6.77: 24 sa sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.....	198
Tablo 6.78: 49 sa sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.....	199
Tablo 6.79: 67 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri...	199
Tablo 6.80: 141 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	200
Tablo 6.81: 215 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	200
Tablo 6.82: 309 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	200
Tablo 6.83: 453 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	200
Tablo 6.84: 500 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	201
Tablo 6.85: 617 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	201
Tablo 6.86: 779 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	201
Tablo 6.87: 972 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.	201
Tablo 6.88: 1000 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri	201
Tablo 6.89: 96 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	204
Tablo 6.90: 192 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	204
Tablo 6.91: 288 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	204
Tablo 6.92: 360 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	205
Tablo 6.93: 528 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	205
Tablo 6.94: 648 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	206
Tablo 6.95: 816 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	206
Tablo 6.96: 1008 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	207
Tablo 6.97: 1176 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	207
Tablo 6.98: 1344 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	207
Tablo 6.99: 1632 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	208
Tablo 6.100: 1872 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	208
Tablo 6.101: 2088 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	208
Tablo 6.102: 2544 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	209
Tablo 6.103: 3120 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri	209

WELDABILITY AND PROPERTIES OF MODIFIED 12 CR FERRITIC STAINLESS STEEL FOR STRUCTURAL APPLICATIONS

Emel TABAN

Keywords: stainless steel, structural steel, weldability, welding, plasma arc welding, laser welding, hybrid welding, mechanical properties, impact toughness, CTOD fracture toughness, fatigue behavior, corrosion.

Abstract: Modified X2CrNi12 stainless steel was developed and produced by the steel producer with low carbon content ($<0,015$) and interstitial levels to increase the weldability and mechanical properties and to widen the use of the steel for structural applications as an alternative to structural steels. In this study, modified X2CrNi12 stainless steel was used. The weldability of this stainless steel was investigated using conventional and innovative welding processes such as GMAW, PAW, SMAW, SAW, FCAW, Laser and Hybrid (PAW+TIG). This was done with various types of filler metals on various thicknesses such as 6 mm, 12 mm, 20 mm and 30 mm. Due to the idea of using this modified stainless steel for structural applications, it was planned to evaluate the performance and properties of dissimilar welded joints of X2CrNi12 and EN10025: S355 steel. Mechanical, impact toughness, fracture toughness, fatigue, microstructural and corrosion properties of the welded joints are considered. Mechanical testing of the similar and dissimilar joints of X2CrNi12 and S355 steels was done by means of transverse and longitudinal tensile, bend, Charpy impact toughness, CTOD fracture toughness and fatigue tests. Fractographs were examined with LOM, SEM and EDX analysis. Microstructural examination was carried out including metallography, hardness, grain size analysis and ferrite content analysis. Salt spray corrosion and blister tests were realized on the samples of welded plates. Joining of this modified stainless steel can be accomplished by welding under economical conditions producing weldments with attractive properties for use in structural applications. Successful results were obtained such as various welds though have proven that adequate heat affected zone impact properties are achievable down to -40°C or even lower. A correlation between toughness and microstructure was also determined.

YAPISAL UYGULAMALAR İÇİN GELİŞTİRİLEN MODİFİYE 12 CR FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİNİN ÖZELİKLERİ VE KAYNAK KABİLİYETİ

Emel TABAN

Anahtar Kelimeler: paslanmaz çelik, yapı çeliği, kaynak kabiliyeti, kaynak teknolojisi, plazma ark kaynağı, lazer kaynağı, hibrid kaynak, mekanik özellikler, darbe tokluğu, CTOD kırılma tokluğu, yorulma davranışı, korozyon.

Özet: Modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği, yapı çeliklerine alternatif olarak yapısal uygulamalarda kullanılmak üzere, kaynak kabiliyeti ve mekanik özelliklerini artırmak amacıyla düşük karbon (<0,015) ve arayer elementleri içerecek biçimde çelik üreticisi tarafından geliştirilmiş ve üretilmiştir. Bu çalışmada, modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynak kabiliyeti; 6 mm, 12 mm, 20 mm ve 30 mm kalınlıklarında esas metaller çeşitli tür ek kaynak metalleri ve GMAW, PAW, SMAW, SAW, FCAW, Lazer ve Hibrid (PAW+TIG) gibi alışılmış ve yeni tür kaynak yöntemleri kullanılarak araştırılmıştır. Bu tür paslanmaz çeliğin yapısal uygulamalarda kullanımı düşüncesine bağlı olarak 12 mm ve 20 mm kalınlığındaki X2CrNi12 ve EN10025: S355 çeliği ile oluşturulan farklı metal kaynaklı bağlantıların da performans ve özelliklerinin değerlendirilmesi planlanmıştır. Tüm bağlantıların mekanik, darbe tokluğu, kırılma tokluğu, yorulma, mikroyapısal ve korozyon özellikleri göz önüne alınmıştır. Mekanik özellikler, çekme, eğme, Charpy çentik darbe, CTOD kırılma tokluğu ve yorulma deneyleri ile belirlenmiştir. Fraktograflar, makroyapı, SEM ve EDX analizleri ile görüntülenmiş ve incelenmiştir. Mikroyapısal incelemeler, metalografik incelemeleri, sertlik, tane boyutu ve ferrit miktarı analizleri kapsamaktadır. Atmosferik korozyon direnci ise tuz püskürtme ve blister deneyleri ile belirlenmiştir. Elde edilen tüm sonuçlara göre, modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği, yapısal uygulamalar için cazip özellikler sunacak biçimde ve ekonomik koşullar altında kaynak edilebilmiş ve birçok kaynaklı bağlantıda -40 °C ve hatta daha düşük sıcaklıklarda, yeterli IEB darbe tokluk değerlerinin elde edilebildiği başarılı sonuçlara ulaşılmıştır. Tokluk ve mikroyapı arasında da ilişki belirlenmiştir.

1. GİRİŞ

Demir, yerkabuğundaki en önemli ve en yaygın metallere biridir ve en yaygın kullanılan metal malzemeler olan çeliklerin temelini oluşturur. Bu malzemelerin yaygın ve başarıyla kullanılması, büyük hacimlerde görece ucuz üretilmesi ve geniş aralıkta mekanik özellikler sağlayabilmesidir. Ancak az alaşımlı ve yumuşak çelikler, korozif etkilere karşı koruma gerektirmektedir. Çoğu durumda uygulanan, galvanik koruma veya çelik yüzeyinin boyanması pratik değildir. Uzun dönem işletme koşullarında kullanımda korozyondan korunma için ek bakım masrafları da gerektirmektedir. Bu nedenle, tasarım aşamasında korozyona daha dirençli malzemelerin seçilmesi, toplam maliyet ve ömür açısından üstünlükler sağlayabilmektedir (de Cooman ve diğ. 2005, Karlsson 2004, Gooch ve Ginn 1988).

Yumuşak çelikler için korozyon başlangıcını geciktirmek amacıyla gereken pahalı ölçümler ve ek gereksinimler, ömür maliyet ilişkisi ve çevresel etkenler gözönüne alındığında paslanmaz çelikler, günümüzde artan oranlarda karbonlu çeliklere karşı tek geçerli seçenek olarak karşımıza çıkmaktadır. Paslanmaz terimi kesici takımların geliştirildiği ilk dönemlerde ortaya çıkan genel bir terim iken günümüzde korozyon direnci gerektiren uygulamalarda kullanılan geniş bir çelik grubunu kapsamaktadır. Paslanmazlık özeliği, krom miktarının %10,5'u aşması durumunda alaşımın yüzeyinde korozyon ve oksidasyonu önleyen ince, görünmez, sürekli ve pasif bir oksit filminin oluşması ile sağlanır (Sourmail ve Bhadeshia 2007, Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004, Marshall ve Farrar 2000).

Paslanmaz çelikler, öncelikle korozyona karşı direnç amacıyla geliştirilen ve Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni sistemine dayanan yüksek alaşımlı, önemli ve geniş bir mühendislik malzemesi grubudur. Bu çelik ailesi, yaygın olarak kimya ve güç üretim mühendisliği, gıda endüstrisi, sağlık uygulamaları, petrol ve petrokimyasal alanlarda, tekstil alanında, taşımacılıkta, yüksek veya sıfırlı sıcaklık uygulamalarında ve mimari uygulamalar gibi birçok endüstri alanında kullanılmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004, Marshall ve Farrar 2000, NN 1998, Davis ve Assoc. 1994).

Yalın karbonlu ve C-Mn çeliklerinin yanında, birçok türde bulunmakta olduklarından paslanmaz çelikler oldukça yaygın olarak kullanılan çeliklerdir, zira istenen özellikler geniş bir aralıkta sağlanabilmekte ve birçok farklı uygulamada kullanılabilirler (Lippold ve Kotecki 2005).

Mühendis ve tasarımcıların işletme koşulları ve üretimin metalurjik davranış üzerindeki etkilerini dikkate alarak korozif koşullarda kullanılacak olan paslanmaz çeliklerin seçimini yapmaları gerekir. Paslanmaz çeliklerin seçimi korozyon direnci, üretim koşulları, spesifik sıcaklık aralıklarındaki mekanik özellikleri ve maliyetlerine dayanarak yapılmalıdır. Ancak genellikle korozyon direnci ve mekanik özellikler en önemli seçim kriterlerini oluşturmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004, Davis ve Assoc. 1994).

Paslanmaz çelikler ayrıca, yüksek sıcaklıkta da oksidasyon direncine sahip olan ve bu nedenle de ısı dirençli alaşımlar olarak da adlandırılmaktadırlar. Yüksek sıcaklık oksidasyonuna karşı direnç, öncelikle krom miktarının bir fonksiyonudur ve bazı yüksek kromlu alaşımlar 1000 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda kullanılabilirler. Paslanmaz çelik türüne göre değişen alaşım elementleri ile paslanmaz çelik ailesi oldukça geniş kimyasal bileşim aralığına sahiptir (Lippold ve Kotecki 2005, de Cooman ve diğ. 2005).

Paslanmaz çeliklerin dışındaki diğer malzeme grupları için sınıflandırmalar genellikle kimyasal bileşime bağlı olarak yapılmaktadır, paslanmaz çeliklerde ise baskın olan metalurjik faz(lar)a dayanarak sınıflandırma yapılmaktadır. Paslanmaz çelikler beş ana gruba ayrılmaktadır. Bunlardan ilk dört grup alaşımların karakteristik mikroyapılarına dayanmaktadır. Paslanmaz çeliklerde mevcut olabilen fazlar: martenzit, ferrit ve ostenittir. Çift fazlı (duplex) paslanmaz çelikler yaklaşık olarak %50 ostenit ve %50 ferrit içermektedir. Çökelme sertleştirmeli kalitelere yapı ise çökelme sertleştirmesi ve yaşlandırma ısı işlemi ile oluşturulmasından dolayı bu şekilde adlandırılmaktadır. Bu türler ise martenzitik, yarı ostenitik ve ostenitik türler olmak üzere kendi içlerinde ayrılmaktadır. Paslanmaz çeliklerin adlandırılması, Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü'nün (AISI) üç rakamlı ve bazen de bu üç rakamı izleyen bir harf kullanılarak, örneğin 304, 316L, 410 ve 430, oluşturduğu sistemle yapılabilmektedir (Lippold ve Kotecki 2005, NN 1998, Davis ve Assoc. 1994, Krauss 1989, Folkhard 1984, McGannon 1971).

Kaynak teknolojisi paslanmaz çelikler için önemli bir üretim yöntemidir ve geçen 75 yıl boyunca bu tür malzemelerin kaynağının yapılması ve gerektiği durumlarda önlemlerin alınabilmesi gibi bilgileri içeren birçok spesifikasyon, makale, el kitabı vb. yayınlar yayımlanmıştır. Paslanmaz çelikler genel olarak kaynak edilebilir çelikler olarak göz önüne alınmaktadır, ancak hatasız kaynak edilebilmeleri ve servis koşullarında yeterli özellikleri sağlamaları bu tür çeliklerin kaynağında izlenmesi gereken birçok kural bulunmaktadır. Çoğu durumda, kaynak mikroyapısının yeterince kontrol edilmemesi ya da malzeme veya mikroyapısı için uygun olmayan kaynak yöntemlerinin kullanımı gibi bazı problemlerle karşılaşmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005).

Paslanmaz çelikler, özel prosedürler kullanılarak kaynak edilebilir. Bir alaşımın yaygın ve verimli bir biçimde kullanılabilmesi iyi derecede kaynak edilebilir olmasına bağlıdır ve yalnızca bu neden bile, ferritik ve martenzitik paslanmaz çeliklerin yaygın biçimde kullanılabilmesini geçmiş yıllarda fazlasıyla etkilemiştir. Örneğin, 420 tür alaşıma ait ark kaynağı uygulanması ile ilgili bir bilgi yoktur. Yeni tür çeliklerin geliştirilmesi kaçınılmaz olarak üretim ve birleştirmede yeni problemleri de beraberinde getirmektedir. Verimin artırılabilmesi için esas metal özelliklerinin iyileştirilmesi ve kaynaklı üretime olan gereksinim her geçen gün artmaktadır. Çoğu durumda kaynak, ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) ve kaynak metali (KM) mikroyapısının esas metale göre önemli miktarda değişmesine neden olmaktadır. Bu da istenen faz dengesinde değişikliklerin, metallerearası elementlerin, tane büyümesinin alaşım veya katışkı elementlerinin ayrılması veya diğer bazı reaksiyonların oluşmasına yol açmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004, Marshall ve Farrar 2000, Davis 1994, Gooch ve Ginn 1988).

Ferritik paslanmaz çelikler, ostenitik paslanmaz çeliklerle karşılaştırıldıklarında iyi korozyon dirençleri ve düşük fiyatlarına bağlı olarak paslanmaz çelikler grubunda en yaygın kullanılan ikinci en önemli ailedir. Bu tür çelikler, ostenitik türlere göre daha zayıf düşük sıcaklık toklukları ve zayıf yüksek sıcaklık mukavemetleri ile düşük kaynak kabiliyetleri dikkate alınarak kaynak gerektirmeyen birçok uygulamada oldukça yaygın kullanım alanı bulmuşlardır (Akita ve diğ. 2006, Lippold ve Kotecki 2005, Meadows ve Fritz 2005, Gordon ve van Bennekom 1996, Woollin 1994, Davis 1994, Gooch ve Ginn 1988, Folkhard 1984, Thomas 1983).

Benzer biçimde martenzitik paslanmaz çelikler de, göreceli yüksek karbon içeriklerinden dolayı kaynak kabiliyetleri problemlili olabilmektedir. Bu kalitelerin kaynağında, öntav ve kaynak sonrası ısıl işlem gerekmektedir (Lippold ve Kotecki 2005, Meadows ve Fritz 2005, Gordon ve van Bennekom 1996, Davis 1994, Thomas 1983).

Malzemenin kullanım ömrü ve fiyat analizlerin iyi yapılması ve çelik üretim teknolojilerindeki gelişmeler, %10,5 -%14Cr sistemine dayanan az alaşımlı paslanmaz çelik kalitelerin ekonomik kullanımı ve olası performanslarının artırılmasını ön plana çıkarmıştır. %12 ve %13 Cr'lu paslanmaz çelikler olarak tanımlanan bu tür alaşımların mikroyapıları, gerilmeli korozyon çatlamaına (SCC) iyi direnç gösteren ferritik yapıdan daha yüksek mukavemet değerlerine sahip olan tamamen martenzitik yapıya doğru değişmektedir. Bu grup malzemelere olan yeni ilginin başlıca nedeni, bu tür çeliklerin birçok uygulamada yeterli korozyon direnci ve iyi mekanik özellikler sağlaması ve göreceli olarak daha ucuz olmalarıdır (Marshall ve Farrar 2000).

%12Cr içeren paslanmaz çelikler, birçok uygulamada agresif olmayan sıvılarla temasta ve atmosferik korozyona yeterli dirençleri ile düşük fiyatları dolayısı ile yaygın kullanım alanı bulan paslanmaz çeliklerdir. Bazı ferritik çeliklerde, yüksek sıcaklıklarda ostenit oluşmakta ve soğuma sırasında martenzite dönüşmektedir. Bu da yüksek mukavemetli az alaşımlı çelikler (HSLA steels) kadar ilginç uygulama alanları bulan tamamen ferritik veya tamamen martenzitik yapının olumsuzluklarından kaçınmak için karbon miktarının ve martenzit/ ferrit dengesinin kontrol edildiği ve ferritik ya da martenzitik türlerden daha iyi kaynak kabiliyetine sahip, dönüşebilen 12Cr'lu çeliklerin geliştirilmesini teşvik etmiştir (Greef ve du Toit 2006, du Toit ve diğ. 2006, Woollin 1994, Karjalainen ve diğ. 1992, Gooch ve Ginn 1988).

12Cr çeliklerinin ilk versiyonu, ilk kez 1979'da Middelburg Çelik üretici firması tarafından %0,03C'lu üretilen, ferritik veya ferritik-martenzitik olarak tanımlanan 3Cr12 paslanmaz çeliği olarak bilinmektedir. Bileşim ve tavlama koşulları, oda sıcaklığında iyi taneli ferrit matris içinde %10 temperlenmiş martenzit olacak biçimde kontrol edilmektedir. Bu yapı da tamamen ferritik paslanmaz çeliklerde yaygın olarak görülen tane büyümesini sınırlar. Böylece, kaynak edilebilir bir ferritik paslanmaz

çelik üretilebilir (Topic ve diğ. 2007, NN 2006a,b,c,d, NN 2004, Moore 1997, Maxwell 1997, Marini ve Knight 1995, Bredenkamp ve van den Berg 1995, McEwan ve diğ. 1993, Bennett 1991, Weiss ve diğ. 1990, Tullmin ve diğ. 1988, Callaghan 1993, Thomas 1983).

3Cr12 ticari bir adlandırma olmakla birlikte uluslararası standartlarda yer almamaktaydı, ancak 3Cr12'den yola çıkılarak %12Cr'lu olan DIN'de 1.4003 ve ASTM/ASME'de 41003 olarak adlandırılan bir çelik geliştirilmiştir. Bu çelik, günümüzde UNS S41003 olarak ASTM A240'da ve malzeme no.su 1.4003 olarak Avrupa standartlarında yer almaktadır. Bu az alaşımlı kromlu paslanmaz çelik, karbonlu çelikler ve yüksek alaşımlı paslanmaz çelikleri arasında maliyet ve performans bakımından köprü konumundadır. Bu çelik, paslanmaz çeliklerin yerini alması amacıyla değil, tasarımcılara korozyon direncinden dolayı paslanmaz çeliklerin, S355'e benzer dayanımından dolayı karbonlu çeliklerin mühendislik özelliklerinin üstünlüklerini göstermesinden dolayı pahalı paslanmaz çelikler ve daha ucuz olan karbonlu çelikler arasındaki boşluğu doldurmak üzere geliştirilmiştir (NN 2006a,b,c,d, Kotecki 2005, NN 2004a,b, NN 2001, Moore 1997, Maxwell 1997, Marini ve Knight 1995, McEwan ve diğ. 1993, Bennett 1991, Weiss ve diğ. 1990).

3Cr12'nin uygulamaları genellikle, maden ve mineral endüstrilerinde altın ve kömür taşıma vagonları, depolama tankları, motorlu taşıtlar, kuru yük vagonları, ıslak taşların iletim kanalları, korozif ve abrazyon çamurların pompalanmasında kullanılan borular, abrazyon malzemelerin taşınması, konveyör çelik kısımları, rulolar, otomobil egzost sistemleri, askeri ve sivil uçaklar, elektrik iletim direkleri gibi az korozyon direnci ve abrazyon direncine gereksinim duyulan atmosferik koşullar ve agresif olmayan sıvı ortamlar olmaktadır. Güney Afrika, Avustralya, Belçika, İngiltere ve Amerika gibi dünya çapındaki başlıca büyük demiryolları, 3Cr12 çeliğinden yapılmış kömür ve altın vagonları ile taşımacılıkta 20 yılın üzerinde endüstriyel deneyime sahiptirler (IAF-Editor 2000, Maxwell 1997, Moore 1997, Marini ve Knight 1995, Karjalainen ve diğ. 1992, Ball ve diğ. 1987, Eckenrod ve Kovach 1980).

Esasında, olası alaşım kombinasyonlarının tamamen anlaşılmasından dolayı, %12Cr'lu paslanmaz çeliklerin potansiyeli tam olarak kullanılamamıştır. Çelik üreticileri günümüzde alışılmış 12Cr'lu çelikte C miktarının %0,03'e düşürülerek kaynak kabiliyetinin iyileştirilmesi yoluyla EN 10088-2 ve EN 10028-7'de 1.4003, ASTM A240'da UNS S41003 kalitelere karşılık gelecek biçimde çelik

üretebilmektedir. Bunlarda kaynaklı bağlantıda gevrek karbür fazlarını oluşturma eğilimi göstermesinden dolayı titanyum miktarı da sınırlandırılmıştır (du Toit ve diğ. 2006, Greef ve du Toit 2006, Lahti 2000, Thomas 1983, Irvine 1960).

3Cr12'nin ilk uygulamaları korozif- abrazif ortamlarda malzeme taşıma ekipmanlarında kullanılırken 1.4003 türü çelikler günümüzde kömür maden endüstrisi, şeker işleme ekipmanlarında, altın ve kömürün taşınmasında, karayolu ve demiryolu taşıtlarında, güç üretim tesislerinde, petrokimya ve kağıt endüstrilerinde, yapısal uygulamalarda ve uzay ve havacılık mühendisliğinde yaygın olarak kullanılabilir. Son yıllarda, bu çeliklerin taşımacılık, maden ve tarım sektörlerinde, yolcu taşıtları, yük ve yolcu vagonlarında, gemi ve tank yapımında önemli mali üstünlükler ile başarılı uygulamalarında artış görülmüştür (du Toit ve diğ. 2006, Greef ve du Toit 2006, Dhooge ve Deleu 2005a,b, NN 2004a,b,c, Meyer ve du Toit 2001, Maxwell 1997, Marini ve Knight 1995, Lelyveld ve van Bennekom 1995, Woollin 1994).

Literatür araştırmasında da görüldüğü üzere, bir çeliğin yaygın ve verimli kullanılabilmesi için kaynak kabiliyeti özellikleri vazgeçilmez olmaktadır. Bu çalışmada, çelik üreticisi tarafından $0,015\%$ C ve arayer seviyeleri içeren, kaynak kabiliyeti iyileştirilerek özellikle yapı çeliklerine alternatif olarak yapısal uygulamadaki kullanım alanının artırılması için modifiye edilen ve üretilen modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği kullanılmıştır. Bu nedenlerle de bu çeliğin kaynağı, kaynak kabiliyeti ve kaynaklı bağlantıların özelliklerini içeren kapsamlı bir çalışmaya gereksinim duyulmuştur. Literatür araştırması ayrıca %12Cr'lu çeliklerin kaynak kabiliyeti hakkında da kapsamlı bir çalışma olmadığını göstermiştir. Ayrıca, bu tür %12Cr'lu çeliklerin plazma kaynağının yapılabileceği belirtilmiş olmasına karşın plazma kaynaklı %12Cr çelikleri hakkında da hiçbir bilgi bulunmamıştır (Moore 1997).

Bu çalışmada, modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çelik kullanılmış ve bu çeliğin kaynağı ve kaynak kabiliyeti araştırılmıştır. 6 mm, 12 mm, 20 mm ve 30 mm kalınlığında çelikler, AISI 309, 309L, 308L, 316, 316L gibi çeşitli ek kaynak metalleri ile ergiyen elektrod ile gazaltı (GMAW), örtülü elektrod ile ark (SMAW), tozaltı (SAW), özlü tel elektrod ile gazaltı (FCAW), lazer ve hibrid (plazma+TIG) kaynak yöntemleri kullanılarak kaynak edilmişlerdir. Bu modifiye paslanmaz çeliğin yapısal uygulamalarda kullanım alanlarının genişletilmesi amacıyla da bağlı olarak S355

çeliği ile oluşturulan farklı metal kaynaklı bağlantılarının da performansı ve özellikleri araştırılmıştır. Eş ve farklı metal kaynaklı bağlantıların mekanik, darbe ve kırılma tokluğu, yorulma, mikroyapısal ve korozyon özellikleri göz önüne alınmıştır. Kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numuneler kullanılarak, tüm kaynaklı bağlantıların kaynak metali kimyasal analizleri yapılmıştır. Mekanik özelliklerin belirlenmesi amacıyla enine ve boyuna çekme ve eğme deneyleri ile, Charpy çentik darbe ve CTOD kırılma tokluğu, ayrıca yorulma deneyleri yapılmıştır. Kırılma yüzeyleri makroyapı ve SEM ve EDX analizleri ile incelenmiştir. Mikroyapısal incelemelerde metalografik inceleme, Vickers sertlik ölçümleri, delta ferrit miktarı ve tane boyutu analizleri yapılmıştır. Tokluk ve mikroyapı arasında ilişki bulunmuştur. Atmosferik korozyon direncinin belirlenmesi amacıyla da tuz püskürtme ve blister korozyon deneyleri uygulanmıştır.

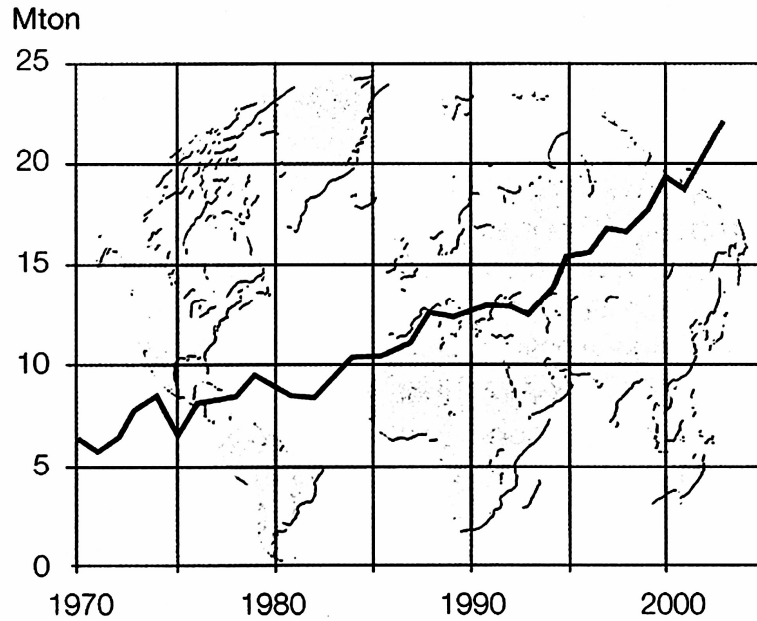
Tez, yedi bölüm halinde sunulmaktadır. Bölüm 1, Giriş bölümünü oluşturmaktadır. 2. bölüm kısaca paslanmaz çelikleri tanıtmaktadır. Bölüm 3 ise, %12 Cr'lu çeliklerin yapısal teorisini ve geliştirilme tarihçesini, literatür çalışmalarını ve bu konu hakkında yapılan deneysel çalışmaları içermektedir. Bölüm 4'de çalışmanın amacı ve planlanması açıklanırken, 5. bölüm deneysel çalışmaları içermektedir. Bölüm 6'da deneysel çalışmaların sonuçları detaylarıyla verilmektedir. Son olarak Bölüm 7, tüm çalışma sonrasında elde edilen sonuçları, tartışma ve irdellemeleri, ayrıca endüstri için yeni uygulama alanları hakkındaki değerlendirmeleri kapsamaktadır.

2. PASLANMAZ ÇELİKLER

2.1. Giriş

Amerika'da, 2000 yılında korozyon kayıplarının ülke endüstrisi ve kamu kuruluşlarına 276 milyar dolar/ yıl gibi yüklü bir değere mal olduğu belirtilmektedir. Korozyon başlangıcını geciktirmek veya önlemek amacıyla gereken pahalı ölçümler ve ek gereksinimler, ömür maliyet ilişkisi ve çevresel etkenler de dikkate alındığında, paslanmaz çelikler günümüzde birçok uygulamada kullanılan karbonlu çeliklere karşı tek geçerli seçenek olarak karşımıza çıkmaktadırlar (Karlsson 2004, Davis ve Assoc. 1994).

Dünya çapında üretilen çeliklerin ağırlıkça yaklaşık %2'si paslanmaz çelik ürünleri olmasına karşın, bunlar da yıllık % 5- 8'lik büyüme göstermektedirler (Şekil 2.1). Çevresel konular, kolaylıkla geri dönüşebilen malzemelere gereksinim duyulması ve ömür maliyet ilişkisi de gözönüne alındığında, paslanmaz çeliklerin kullanım alanlarının artması olanağının arttığı görülmektedir (Karlsson 2004, Wilke 2004).



Şekil 2.1: Dünya paslanmaz çelik üretimi (Karlsson 2004)

Paslanmaz çelikler, öncelikle korozyona karşı direnç amacıyla geliştirilen ve Fe-Cr, Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni sistemine dayanan yüksek alaşımlı, önemli ve geniş bir mühendislik malzemesi grubudur. Bu çelik ailesi, yaygın olarak kimya ve güç mühendisliği, gıda endüstrisi, sağlık uygulamaları, petrol ve petrokimya alanlarında, tekstil alanında, taşımacılıkta, yüksek veya sıfırlı sıcaklık uygulamalarında ve mimari uygulamalar gibi birçok endüstri alanında kullanılmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004, Marshall ve Farrar 2000, Oates ve diğ. 1998, Davis ve Assoc. 1994). Paslanmaz terimi kesici takımların geliştirildiği ilk dönemlerde ortaya çıkan genel bir terim iken günümüzde korozyon direnci gerektiren uygulamalarda kullanılan geniş bir çelik grubunu kapsamaktadır (Karlsson 2004).

Krom, ferrit yapıcıdır ve yeterli miktarda kromun demir içinde çözünmesi ile alaşım yaptığı metallere yüzeyinde yüzeyde bağdaşık, yapışkan ve yeniden oluşabilen ve korozyona direnç sağlayan pasif oksit tabakası oluşturur. Paslanmazlık özeliği, krom miktarının %10,5'u aşması durumunda alaşımın yüzeyinde korozyon ve oksidasyonu önleyen ince, görünmez, sürekli pasif bir oksit filminin oluşması ile sağlanır. Ancak, alaşımların bu oranda krom içermesi HCl veya H₂SO₄ gibi asitlerin bulunduğu ortamlarda korozyona yeterince dirençli olmasını sağlayamaz, bu nedenle, mikroyapıyı modifiye etmek, dayanım ve sıfırlı sıcaklıklarda tokluk gibi özellikleri iyileştirmek, diğer fazları kararlı duruma getirmek için daha yüksek krom miktarlarıyla birlikte, molibden, nikel ve azot içeren alaşımlar kullanılmalıdır (Sourmail ve Bhadeshia 2007, Lippold ve Kotecki 2005, Carrouge, 2002, Davis ve Assoc. 1994, Krauss 1989).

1 ile 5 nanometre düzeyinde, oldukça ince ve görünmez olmasına karşın bu koruyucu film yüzeye sıkıca yapışır ve yüzeye yeterli oksijen sağlayan koşullar altında kimyasal olarak kararlıdır. Oksit filmi, çelik yüzeyinde hızlı korozyon ile oluşur ancak bir kez oluşunca da metal ve korozif ortam arasında metali daha ileri oksidasyondan koruyacak biçimde bariyer görevi görerek çeliğin pasif durumda olmasını sağlar. Bu koruyucu oksit filmi ortamda yeterli oksijen olması durumunda kendiliğinden oluşur, dolayısıyla çelik çizildiğinde veya kesildiğinde, havadan gelen oksijen kromla birleşerek koruyucu tabakayı yeniden oluşturur. Dolayısı ile, paslanmaz çelikler tahrip edilemez olarak değerlendirilmemelidir. Pasiflik belli koşullar altında kırılabilir ve korozyon oluşabilir. Paslanmaz çeliğin ne derece pasif film oluşturabileceği de içerdiği krom miktarına bağlıdır (Sourmail ve Bhadeshia 2007, Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004, Oates ve diğ. 1998).

Birçok %12Cr'lu çelik veya hatta daha yüksek krom içeren paslanmaz çelikler, belli koşullar altında paslanabilir, zira Cr'un bir kısmı karbür ya da diğer bileşiklere bağlanır ve sürekli koruyucu oksidi oluşturan Cr içeriği azalır (Lippold ve Kotecki 2005).

Pasif oksit tabakanın giderilmesine yol açan korozyon ortam paslanmaz çeliklerin korozyona uğramasına neden olabilir. Korozyon çukurcuk korozyonu, aralık ve tanelerarası korozyon şeklinde olabilir. Bu korozyon türleri, korozyon ortam, malzemenin metalurjik koşulları ve mevcut yerel gerilmelerden etkilenir. Bu nedenle özel bir uygulama için uygun kalitenin seçilmesi gerekmektedir. Mühendis ve tasarımcılar işletme koşulları ve metalurjik davranış üzerinde üretimin etkisini dikkate almalıdır (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004).

Paslanmaz çeliklerin seçimi korozyon direnci, üretim koşulları, spesifik sıcaklık aralıklarındaki mekanik özellikleri ve maliyetlerine dayanarak yapılmalıdır. Ancak genellikle korozyon direnci ve mekanik özellikler en önemli seçim kriterlerini oluşturmaktadır. Korozyon direnci, paslanmaz çelikler için en önemli karakteristiği olmasına karşın genelde özel bir uygulama için belirlenmesi de en zor özelliğidir. Saf kimyasal çözeltilere karşı genel korozyon direncinin belirlenmesi daha kolaydır ancak gerçek ortam koşulları çoğunlukla daha karmaşıktır. Özel bir uygulama için uygun paslanmaz çelik türünün seçiminde göz önüne alınması gereken unsurlar: korozyon direnci, yüksek sıcaklık ve işletme sıcaklıklarında dayanım ve süneklik, kaynak kabiliyeti, işletme koşullarında özelliklerin kararlı olması, tokluk, manyetik özellikler, ısıl iletkenlik ve elektrik direnci gibi fiziksel özellikler, abrazyon direnci ve rijitliktir (Davis ve Assoc. 1994).

Paslanmaz çelikler ayrıca, yüksek sıcaklıkta da oksidasyon direncine sahip olan ve bu nedenle de ısı dirençli alaşımlar olarak da adlandırılmaktadırlar. Yüksek sıcaklık oksidasyonuna karşı direnç, öncelikle krom miktarının bir fonksiyonudur ve örneğin %25- 30 krom içeren bazı yüksek kromlu alaşımlar 1000°C'ye kadar olan sıcaklıklarda kullanılabilir. Bir diğer ısıya direnç biçimi de karbürizasyona dirençtir ve bunun için yaklaşık %16 kromlu ve %35 nikelli paslanmaz çelikler geliştirilmiştir. Paslanmaz çelik ailesi, türüne göre değişen alaşım elementleri ile oldukça geniş kimyasal bileşim aralığına sahiptir (Lippold ve Kotecki 2005, de Cooman ve diğ. 2005).

2.2. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel ve Mekanik Özellikleri

Paslanmaz çeliklerin fiziksel ve mekanik özellikleri alüminyum ve bakır gibi yaygın kullanılan demirdışı metallerden oldukça farklıdır. Ancak, çeşitli paslanmaz çelik aileleri karbonlu çeliklerle kıyaslandığında bazı farklılıklar olsa da özelliklerde birçok benzerlikler görülmektedir. Örneğin, paslanmaz çeliklerin yoğunluğu tıpkı karbonlu çelikler gibi $\sim 8,0 \text{ g/cm}^3$ 'dür ki bu değer alüminyum alaşımlarınıninkinden ($2,7 \text{ g/cm}^3$) üç kat daha büyüktür. Karbonlu çelikler gibi paslanmaz çelikler de bakır alaşımlarının yaklaşık iki katı (115 MPa) ve alüminyum alaşımlarının üç katı (70 MPa) olan 200 MPa elastiklik modülüne sahiptir. Yukarıda sözü edilen malzemeler arasında ısı iletkenlik, ısı genleşme ve elektrik direnci bakımından da farklılıklar bulunmaktadır. Örneğin, ısı iletkenlik olarak sıralama yapıldığında en yüksek ısı iletkenlik alüminyum alaşımlarında, daha sonra alüminyum bronzunda, karbonlu çelikler ve paslanmaz çeliklerde görülmektedir. Paslanmaz çelikler için Ni, Cu ve Cr ısı iletkenliği büyük oranlarda düşürmektedir (Davis ve Assoc. 1994).

Isı genleşme ise, yine alüminyum alaşımlarında en yüksektir, onu alüminyum bronzu ve ostenitik paslanmaz çelikler izlemektedir, daha sonra da ferritik ve martenzitik türler yer almaktadır (Davis ve Assoc. 1994).

Paslanmaz çelikler yüksek elektrik direnci gösterirler ve alaşım elementleri de bu eğilimi artırır. Ferritik ve martenzitik paslanmaz çelikler ostenitik, çift fazlı (duplex) ve çökeltme sertleştirmeli türlerden daha düşük elektriksel dirence sahiptir. Paslanmaz çeliklerin elektriksel direnci alüminyum bronzundan 7,5 kat, alüminyum alaşımlarından ise 20 kat daha büyüktür (Davis ve Assoc. 1994).

409 ve 409 tür ferritik paslanmaz çelikler ostenitik paslanmaz kalitelere benzer akma mukavemet değerleri gösterirken daha düşük maksimum çekme mukavemeti, tokluk ve süneklik gösterirler. Duplex paslanmaz çelik türler ise, ostenitik ve ferritik kalitelere göre iki kat akma mukavemeti ve yaklaşık yarısı kadar tokluk özellikleri gösterirler (Davis ve Assoc. 1994).

2.3. Paslanmaz Çeliklerin Geliştirilme Tarihçesi

Paslanmaz çeliklerin geliştirilme tarihi örtülü elektrodun bulunduğu geçen yüzyılın ilk yıllarına kadar uzanmaktadır. Kromun çeliklere eklenmesi ve korozyon direnci üzerine iyi etkileri, 1821'de kesici takım uygulamaları için önerilen %1,5 Cr'lu alaşımı geliştiren Fransız Berthier'e dayandırılmaktadır. Bu çelikler üzerine yapılan ilk deneyler, artan Cr miktarının çeliğin biçimlendirilmesini kötü yönde etkilediğini göstermiş ve bu çelikler üzerindeki ilginin azalmasına neden olmuştur (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004).

Korozyona dirençli alaşımlara olan ilgi 1900 ve 1915 yılları arasında artmıştır. Almanya'da 1897 yılında Goldschmidt tarafından düşük C'lu Cr alaşımlarının üretilmesi üzerine geliştirdiği teknik bu yenilenen ilgiyi artırmıştır. Guillet, Portevin ve Giesen sırasıyla 1904 ve 1909 yıllarında %13 Cr'lu martenzitik ve %17 Cr'lu ferritik çelikleri açıklayan makaleler yayımlamışlardır. 1909'da Guillet, ostenitik paslanmaz çeliklerin işareti olan Cr- Ni çelikleri hakkında bir makale yayımlamıştır. 1899'da Heroult'un elektrik ergitme fırınlarını geliştirmesi de paslanmaz çeliklerin yaygın biçimde üretimini olanaklı duruma getirmiştir (Lippold ve Kotecki 2005).

Laboratuvar çalışmaları endüstriyel uygulamalar için korozyona dirençli çelikler üzerindeki ilginin artmasını sağlamıştır. Bu alaşımların ticarileştirilmesi için 1910 ve 1915 arasında oldukça çaba gösterilmiştir. Rapor edilen ilk ticari paslanmaz çelik alaşımı İngiltere'de, Thomas Firth and Sons'da metalurjist olan Harry Brearly'ye dayandırılmaktadır. Brearly, fakir bir aileden gelmekteydi ve 12 yaşında Firth şirketinde, kimya laboratuvarında şişeleri yıkamaktaydı. 1907'de 36 yaşındayken araştırma laboratuvarlarının şefi oldu. %5Cr'lu çeliklerde korozyona bağlı olarak oluşan hasarların belirlenmesi için Mayıs 1912'de Enfield'deki Royal Small Arms fabrikasını ziyaret etti. Ve hasarların önlenmesi için daha yüksek krom miktarlarının olası bir çözüm olabileceği sonucuna vardı. %10 ve %15Cr'lu ve %0,30C içeren iki döküm çelik üretti. Bu iki çelik te yüksek karbon içermesinden dolayı başarısız oldu. %12.86Cr, %0.24C, %0.20Si, ve %0.44Mn'lı daha kabul edilebilir bir çelik olarak ilk paslanmaz çelik Harry Brearly tarafından 13 Ağustos 1913'de Sheffield'de üretildi. Bu çelik 12 deney amaçlı tüfek namlusunda kullanılmakla birlikte yeni namlular beklenen gelişmeyi göstermedi. Bu malzemenin bir kısmı kesici aletlerde kullanılmaya başladı ve böylece paslanmaz çelik çağı başlamış oldu (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004).

İlk paslanmaz çelik ingotu 3 Mart 1915'de Pittsburgh'da Firth Sterling Ltd'de döküldü. Bu da $<0,7C$ ve $9-16Cr$ bileşim aralığında çelikleri içeren ve Amerika'da kesici tür çelikler için Brearly'ye verilen 1,197,256 no.lu patentin alınmasını sağladı (Lippold ve Kotecki 2005).

Brearly'nin 1915'deki patentine bağlı olarak genelde paslanmaz çeliklerin mucidi olarak bilinmesine karşın, Fransa ve Almanya'daki ön çalışmalar olmadan bu icadın da olamayacağı açıktır. Ayrıca, Amerikalı Dansitzen ve Becket'in ferritik ve Alman Maurer ve Strauss'un ostenitik paslanmaz çelik alaşımları geliştirdiği belirtilmelidir. I. Dünya Savaşı'ndan hemen önceki bu icatlardan martenzitik, ferritik ve ostenitik paslanmaz çelikler geliştirilmiştir. Amerika'da paslanmaz çeliklerin üretimi ve kullanımı 1920'lerde ilk üreticiler olan Allegheny, Armco, Carpenter, Crucible, Firth-Sterling, Jessop, Ludlum, Republic, Rustless ve U.S. Steel ile başlamıştır (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004, Davis ve Assoc. 1994).

Hammadde eldesi, özellikle 1950'lerde Afrika ve Asya'daki sivil savaşlar zamanında Ni'in elde edilmesinin zor olduğu dönemlerde nikel ve kromun zor bulunması, Doğu Bloku ülkelerini etkilemiş ve bu da Mn ve N'un özellikle Ni'in yerini aldığı 200 serisi alaşımların geliştirilmesine yol açmıştır. Günümüzde de bu çelikler artan miktarlarda kullanılmaktadır (Davis ve Assoc. 1994).

İlk duplex tür paslanmaz çelik, İsviçre'de kağıt endüstrisindeki uygulamalar için 1930'larda geliştirilmiştir. Ancak, çökeltme sertleştirmeli türler 2. Dünya Savaşı'ndan sonra ticari olarak üretilmiştir (Karlsson 2004).

Fe-Cr ve Fe-Cr-Ni sistemlerinin metalurjisi 1940 ve 1950'lerde anlaşılmıştır ve standardlaştırılması da bu yıllarda olmuştur ve o günden bugüne dek te çok az değişmiştir. 1970'li yıllardan itibaren N eklenmesi ve C'nun azaltılması duplex kalitelerin kaynak edilebilir malzemeler olacak biçimde üretilebilmesini sağlamıştır. "Süper" paslanmaz çelikler de geçen yirmi yılda geliştirilmiştir. Oldukça düşük arayer seviyeleri ve yüksek Cr ve Mo içeren süper ferritik kaliteler standard ferritik türlere göre daha iyi korozyon direnci göstermektedir. Bu çelikler bazı uygulama alanları bulmasına karşın kullanımları sınırlı kalmıştır. Süpermartenzitik paslanmaz çelikler ise paslanmaz çelik ailesine en yeni katılan çelik kalitelerden biridir. Bu çelikler oldukça düşük C ($<0,010$) içermeleri sayesinde yüksek mukavemet ve yeterli korozyon direnci ve kaynak kabiliyeti özelliklerinin bileşimini uygun fiyatlarla

sunabilmektedir (Karlsson 2004).

Kaynak teknolojisi paslanmaz çelikler için önemli bir üretim yöntemidir ve geçen 75 yıl boyunca bu tür malzemelerin kaynağının yapılması ve gerektiği durumlarda önlemlerin alınabilmesi gibi bilgileri içeren birçok spesifikasyon, makale, el kitabı vb. yayınlar yayımlanmıştır. Paslanmaz çelikler genel olarak kaynak edilebilir çelikler olarak göz önüne alınmaktadır, ancak hatasız kaynak edilebilmeleri ve işletme koşullarında yeterli özellikleri sağlamaları bu tür çeliklerin kaynağında izlenmesi gereken birçok kural bulunmaktadır. Çoğu durumda, kaynak mikroyapısının yeterince kontrol edilememesi ya da malzeme veya mikroyapı için uygun olmayan kaynak yöntemlerinin kullanımı gibi bazı problemlerle karşılaşmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005).

Paslanmaz çelikler kaynak edilebilir olmasına karşın çoğu türü özel prosedürler kullanılarak kaynak edilebilir. Yeni tür çeliklerin geliştirilmesi kaçınılmaz olarak üretim ve birleştirmede yeni problemleri de beraberinde getirmektedir. Verimin artırılabilmesi için esas metal özelliklerinin iyileştirilmesi ve kaynaklı üretime olan gereksinim her geçen gün artmaktadır. Çoğu durumda, kaynak, ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) ve kaynak metali (KM) mikroyapısının esas metale göre önemli miktarda değişmesine neden olmaktadır. Bu da istenen faz dengesinde değişikliklerin, metallerearası elementlerin, tane büyümesinin, alaşım veya katışkı elementlerinin ayrışması veya diğer bazı reaksiyonların oluşmasına yol açmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004).

2.4. Paslanmaz Çeliklerin Üretimi

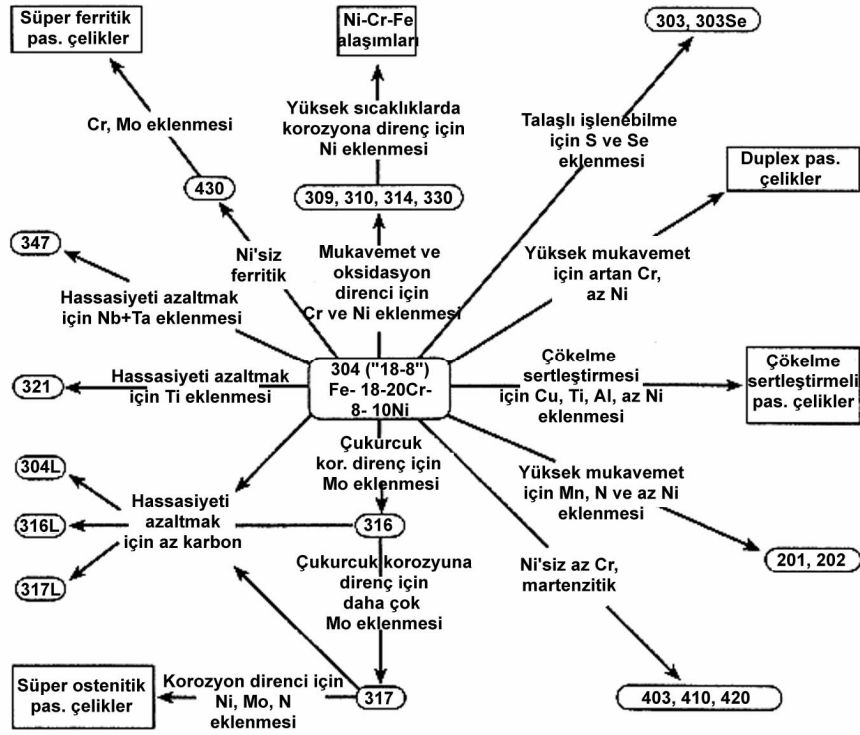
Paslanmaz çelikler birçok boyut ve biçimde üretilmektedir ve bu alaşımlar ticari olarak neredeyse sınırsız biçimde bulunabilmektedir. Paslanmaz çeliklerin ergitme ile üretilmesi argon oksijen dekarburizasyon (AOD) ve vakum oksijen dekarburizasyon (VOD) teknikleri ile yenilenmiştir. Bu yöntemler düşük C miktarları ve kontrol edilebilir N seviyelerinde çok daha temiz çelikler üretilmesini sağlamıştır. 1970'lerde, paslanmaz çelik üretiminde sürekli dökümün yapılabilmesi de paslanmaz çelik üretiminin daha düşük maliyet ve daha yüksek kalitede olabilmesine katkı sağlamıştır (Lippold ve Kotecki 2005, Karlsson 2004, Davis ve Assoc. 1994).

2.5. Paslanmaz Çelik Türleri ve Uygulama Alanları

Yalın karbonlu ve C-Mn çeliklerinin yanında, paslanmaz çelikler oldukça yaygın olarak kullanılan çeliklerdir, zira birçok türde bulunmakta, istenen özellikler geniş bir aralıkta sağlanabilmekte ve birçok farklı uygulamada kullanılabilir, bu nedenle de mikroyapı ve özelliklerinin belirlenmesi amacıyla birçok çalışma yürütülmektedir (Lippold and Kotecki 2005).

Paslanmaz çelikler beş ana gruba ayrılmaktadır. Bunlardan ilk dört grup, alaşımların karakteristik mikroyapısına dayanmaktadır. Paslanmaz çeliklerde mevcut olabilen fazlar: martenzit, ferrit ve ostenittir. Duplex paslanmaz çelikler yaklaşık olarak %50 ostenit ve %50 ferrit içermektedir. Çökeltme sertleştirmeli kaliteler ise çökeltme sertleştirmesi (yaşlandırma ısı işlemi) ile oluşturulmasından dolayı bu şekilde adlandırılmaktadır. Bu türler ise martenzitik, yarı ostenitik ve ostenitik türler olmak üzere kendi içlerinde ayrılmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005, Oates ve diğ. 1998, Davis and . Assoc.1994).

Paslanmaz çeliklerin, özellikle dövme türlerinin adlandırılması genellikle Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI)'nin üç rakamlı ve bazen de bu üç rakamı izleyen bir harf kullanılarak, örneğin 304, 316L, 410 ve 430, oluşturduğu sistemle yapılabilmektedir. 200 ve 300 serisi genellikle ostenitik türleri gösterirken 400 serisi ise ferritik veya martenzitik türleri göstermektedir. UNS sistemi paslanmaz çelikleri de kapsayan ve tüm metallerin listesini içeren ve AISI sisteminden daha kapsamlı bir numaralama ve adlandırma sistemidir, zira son geliştirilen paslanmaz çelik türlerini de içermektedir. Paslanmaz çeliklerin UNS ile adlandırılması, S harfini ve onu izleyen 5 rakamı içermektedir. AISI ile adlandırılan alaşımlar da çoğunlukla bu sistemde yine AISI adlandırmasına karşılık gelecek biçimde tanımlanmaktadır, zira iki rakam 00 ise bu numaralama temel AISI kalitesine denk gelmektedir. Temel kalitelerin modifikasyonları da 00'ların dışında rakamlarla ifade edilmektedir. %25-30 gibi yüksek miktarlarda Ni içeren paslanmaz çelikler de UNS sisteminde N harfi ve onu izleyen 5 rakamla ifade edilmektedir (Lippold ve Kotecki 2005, Davis ve Assoc. 1994).



Şekil 2.2: Paslanmaz çelik alaşım ailesi (Davis ve Assoc. 1994).

Manyetik özellikler de bazı tür paslanmaz çelikleri tanımlamada kullanılabilir. Örneğin, ostenitik türler manyetik değildir. Duplex kaliteler ise yüksek ferrit miktarlarına bağlı olarak kuvvetli manyetizasyon özelliği gösterirler. Çok az miktarlardaki ferrit veya soğuk şekillendirme de çok az ferromanyetizasyon özelliği kazandırabilmektedir, ancak bu durumda manyetik malzemelere göre daha zayıf manyetizasyon özelliği gösterirler. Ferritik ve martenzitik tür paslanmaz çelikler de ferromanyetik özellik gösterirler (Lippold ve Kotecki 2005, Davis ve Assoc. 1994).

İlk kullanıldıkları kesici takım endüstrisinden günümüze dek paslanmaz çeliklerin uygulama alanları büyük oranlarda artmıştır. Paslanmaz çelikler bugün, güç üretiminde, kimya ve kağıt işleme endüstrilerinde, mobilya sektöründe, otomobillerde, estetik görünüm ve korozyon direncinin tasarımda önemli rol oynadığı alanlarda rahatlıkla kullanılmaktadır (Sourmail ve Bhadeshia 2007, Lippold ve Kotecki 2005).

Kimya ve güç mühendislik uygulamaları, uzun ve yassı paslanmaz çelik ürünlerde

en büyük payı oluşturmaktadır ve bu 1920’de nitrik asit endüstrisi ile başlamıştır. Günümüzde nükleer reaktör kazanları, ısı değiştirgeçleri, petrol boru hatlarında, kimyasal işleme ve kağıt endüstrilerinde, fosil yakıt güç alanlarında kullanılan fırınlarda ve kazanlarda kullanılmaktadır. Birçok paslanmaz çelik türü, süt ve peynir üretimi gibi gıda endüstrisinde, bira ve meyve suyu üretiminde, şarap ve bira depolamada ve restoranlar için büyük mutfaklar gibi alanlarda kullanılmaktadır (Davis ve Assoc. 1994).

Taşıma araçlarında kullanılan fonksiyonel ve dekoratif bileşenlerin büyük bir kısmı paslanmaz çeliklerden üretilmektedir: örneğin, otomobil parçaları, otobüs ve tankerlerde, kimyasal tankerlerde, uçak bileşenlerinde kullanılmaktadır. Paslanmaz çelikler mimari uygulamalarda da kullanılmaktadır. 304 paslanmaz çeliğin dekoratif amaçla kullanıldığı en eski uygulama, 1929’da New York’taki Crysler binasıdır (Davis ve Assoc. 1994).

Paslanmaz çelikler yıllardır, mutfak ekipmanlarında, gıda endüstrisinde, sağlık uygulamalarında, petrol ve petrokimyasal alanlarda, tekstil endüstrisinde, eczacılık ve taşıma endüstrilerinde kullanılmaktadır. Ayrıca, yüksek sıcaklık ve sıfırlı sıcaklık uygulamalarında da kullanım alanı bulmaktadırlar. Yassı ve uzun paslanmaz çelik ürünlerin kullanım alanları aşağıda tabloda sunulmaktadır (Sourmail ve Bhadeshia 2007, Lippold ve Kotecki, 2005, Davis ve Assoc. 1994).

Tablo 2.1: Paslanmaz çelik ürünlerin uygulama alanları (Davis ve Assoc. 1994).

Uygulama	Kullanım yüzdesi
Endüstriyel ekipmanlarda	
Kimya ve güç mühendisliği	34
Gıda endüstrisi	18
Taşıma	9
Mimari	5
Tüketim eşyalarında	
Evsel uygulamalar	28
Elektrik ve elektronik uygulamaları	6

Aşağıdaki paragraflarda, bu çalışmada kullanılan çelik türünün ağırlıklı olarak ferritik tür olmasından dolayı kısaca ferritik paslanmaz çelikler tanıtılacak, 3. bölümde de %12 Cr’lu çelikler ayrıntılarıyla açıklanacaktır.

2.6. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler, mevcut baskın metalurjik fazın ferrit olması nedeniyle ferritik olarak adlandırılmaktadır. Bu alaşımlar, gerilmeli korozyon çatlamasına, çukurcuk korozyonu ve özellikle klorürlü ortamlar için aralık korozyonuna karşı iyi direnç gösterirler. Mekanik özelliklerden ziyade korozyon direncinin en önemli gereksinim olduğu birçok uygulamada kullanılırlar. %10,5–%12,5 krom içeren az kromlu türler, genel korozyon direncinin karbonlu çeliklerden daha üstün olduğu uygulamalarda, örneğin otomobil egzost sistemlerinde kullanılırlar. Orta ve yüksek kromlu kaliteler daha agresif korozif ortamlarda kullanılırlar. Süper ferritik alaşımlar, korozyon direncine gereksinim duyulan kimyasal işleme ve kağıt endüstrileri gibi çeşitli oksitleyici ortamlarda kullanılırlar. Yüksek kromlu kaliteler ayrıca yüksek verimli fırınlarda kullanılırlar (Cavazos 2006, Lippold ve Kotecki 2005).

Ferritik paslanmaz çelikler gerilmeli korozyon çatlamasına karşı çok iyi direnç gösterirken tokluk ve kaynaklı durumda süneklik özellikleri zayıftır. Son yıllarda, (C+N) miktarı oldukça azaltılmış olan yeni türler geliştirilmiş ve tokluk ve kaynak kabiliyeti özellikleri iyileştirilmiştir. Birçok birleştirme yöntemi arasında, kaynak teknolojisi en çok kullanılan yöntemlerden birisidir. Ancak ferritik paslanmaz çelikler genellikle kaynak gereksinimi olmayan uygulamalarda kullanılmaktadır. Örneğin, orta kromlu türler otomobil, dekoratif ve mimari uygulamalarda kullanılmaktadır. 1980'lerin başlarından buyana, az ve orta kromlu kalitelerin otomobil egzost sistemlerinde kullanımı hayli artmıştır. Egzost borularının ve bağlantılarının kaynak edilmesinden dolayı da ferritik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyeti artan bir ilgi görmeye başlamıştır (Akita ve diğ. 2006, Lippold ve Kotecki 2005).

Birçok yüksek kromlu kalite, örneğin kimyasal sahalarda, kağıt fabrikaları ve rafinerilerde kullanılmak üzere geliştirilmektedir. Bu alaşımlar, ostenitik ve martenzitik türlere göre üstün korozyon direnci göstermektedirler, ancak daha pahalıdırlar ve üretimleri daha zordur. Orta ve yüksek kromlu alaşımların kaynak kabiliyeti, birçok araştırmaya konu olmuştur. Ferritik türler genelde, 400°C'nin altındaki sıcaklıklarında kullanımla sınırlıdırlar, zira yüksek kromlu kaliteler özellikle gevrek fazların oluşumuna bağlı olarak 475°C gevrekliğine karşı hassasiyet gösterirler (Lippold ve Kotecki 2005).

2.6.1 Standard ferritik alaşımlar ve kaynak metalleri

Ferritik paslanmaz çelikler, genel bileşim aralıklarına göre üç tür olarak geliştirilmiştir. İlk tür alaşımlar, başlıca nispeten yüksek karbon miktarları içeren orta kromlu çelikler olmuştur. Bu çelikler %100 ferritik değildir, zira katılaşma ve soğuma sırasında veya yüksek sıcaklıklara ısıtıldığında yapılarında bir miktar ostenit oluşur. Yüksek sıcaklıktaki ostenit, oda sıcaklığına soğutulurken martenzite dönüşür. İkinci tür ferritik alaşımlar ferrit yapısında martenzit oluşumunu minimize etmek ve kaynak kabiliyetini artırmak üzere geliştirilmişlerdir. Daha az karbon içerirler ve genelde Nb veya Ti gibi karbon ve azotu bağlayarak ferrit yapıcı stabilizasyon elementleri içerirler (Man Sim ve diğ. 2005, Lippold ve Kotecki 2005).

Üçüncü tür ferritik paslanmaz çelikler, yüksek krom, düşük arayer (C+N) seviyeleri ve düşük kalıntı içerirler. Bu kaliteler, genelde çeşitli ticari adlar altında özel uygulamalar için geliştirilmiştir. Paslanmaz çeliklerin yüksek saflıktaki kaliteleri orta derecede tokluk ve süneklik ile birlikte üstün korozyon direncine sahiptir. Bu yüksek saflıktaki kaliteler kaynak edilirken, özellikle azot ve oksijen gibi istenmeyen elementlerin etkisinden sakınmak ve tane büyümesini en azda tutmak için çok dikkat edilmelidir. Tablo 2.2, çeşitli ferritik paslanmaz çeliklerin bileşimlerini göstermektedir.

Tablo 2.2: Endüstride yaygın kullanılan ferritik kromlu paslanmaz çelikler (Kaluç ve Tülbentçi 1998).

AISI	EURONORM	Kimyasal Bileşim (%)								
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Diğer
405(S40500)	X6CrAl13	≤0.08	1.0 0	0.040	0.030	1.0 0	11.50/13.00	-	-	0.10/ 0.30 Al
409(S40900)	X5CrTi12	≤0.08	1.0 0	0.045	0.045	1.0 0	10.50/11.75	-	-	6 X C/0.75Ti
429(S42900)	X7Cr14	≤0.12	1.0 0	0.040	0.030	1.0 0	14.00/16.00	-	-	-
430(S43000)	X6Cr17	≤0.12	1.0 0	0.040	0.030	1.0 0	16.00/18.00	-	-	-
430F(S43020)	X12CrMoS17	≤0.12	1.2 5	0.060	1.15(min)	1.0 0	16.00/18.00	-	0.60*	-
430FSe(S43023)	-	≤0.12	1.2 5	0.060	0.060	1.0 0	16.00/18.00	-	-	0.15Se(min)
434(S43400)	X8CrMo17	≤0.12	1.0 0	0.040	0.030	1.0 0	16.00/18.00	-	0.75/1.25	-
436(S43600)	-	≤0.12	1.0 0	0.040	0.030	1.0 0	16.00/18.00	-	0.75/1.25	5 X C/0.70 Nb+Ta
442(S44200)	-	≤0.20	1.0 0	0.040	0.030	1.0 0	18.00/23.00	-	-	-
446(S44600)	X10CrN28	≤0.20	1.5 0	0.040	0.030	1.0 0	23.00/27.00	-	-	0.25N

* Üretici tarafından katılabilir. ** ASTM- SAE Unified Numbering System.

Özelik ve mikroyapıları farklı olmasına karşın, birçok ferritik tür paslanmaz çelik, martenzitik türler gibi 4xx simgelenmesine sahiptirler (Man Sim ve diğ. 2005, Lippold ve Kotecki 2005).

Döküm ferritik paslanmaz çelik alaşımlar daha sınırlı olarak bulunmaktadır ve ASTM A743 veya ASTM A297 standardlarında geniş bir karbon aralığı içerecek biçimde yer alırlar. Bu sayede döküm koşullarında baskın olarak ferritik ya da martenzitik mikroyapı geliştirme olanağı vardır (Lippold ve Kotecki 2005).

2.7. Saptama diyagramları

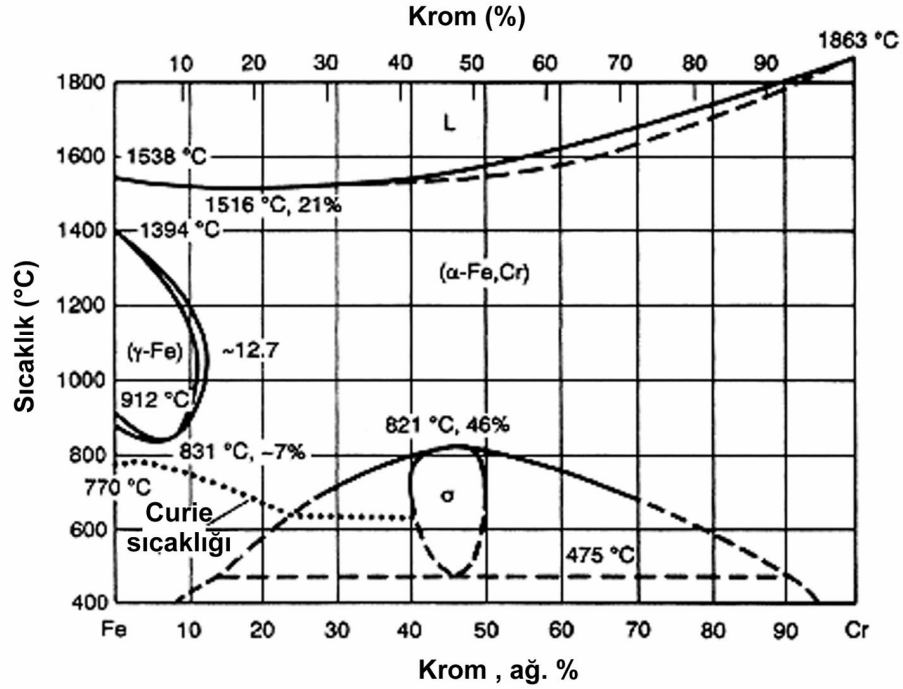
Paslanmaz çelikler ve kaynak edildiklerinde IEB'lerindeki özelliklerin anlaşılabilmesi için saptama diyagramları bilinmelidir. Ancak saptama diyagramları, örneğin çok düşük ısıtma ve soğutma hızlarında faz dönüşümlerini ve faz kararlılığını gösteren, faz denge diyagramlarıdır. Kaynak sırasında yüksek ısıtma ve soğutma hızları ile karşılaşılır ve bu durumda da faz diyagramlarında sapma görülebilir. Bu nedenle başka kaynakların kullanılması da önerilebilir (Lippold ve Kotecki 2005, Ladanova 2003).

Yaklaşık faz diyagramları genellikle kaynak sonrası ısıtma işlemi görülebilmektedir. Örneğin, katılma türü, faz dönüşümleri ve çökeltiler doğrudan saptama diyagramları ile ilişkilendirilebilir. Çeliğin kinetik davranışı da göz önüne alınmalıdır. Bu diyagramlar, yalnızca kaynak dikişlerinde gelişen gerçek mikroyapılara yaklaşım sağlayabilmektedir, zira paslanmaz çelik esas metal ve ek kaynak metalleri standard faz diyagramlarına dayanan denge diyagramları ile bağdaştırılamayan ve 10 alaşım elementine kadar element içermektedirler. Paslanmaz çeliklerdeki mikroyapı, dönüşüm ve çökelmelerle ilgili bilgileri edinebilmek için birçok tür bilgi birleştirilmelidir (Lippold ve Kotecki 2005, Ladanova 2003).

Bu kısımda, birçok tür paslanmaz çeliğe uygulanan ve mikroyapı öngörülmesinde kullanılabilen faz denge diyagramları hakkında bilgi sağlamak için ikili Fe-Cr ve üçlü Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni sistemleri kısaca açıklanmaktadır.

2.7.1. Fe-Cr sistemi

Şekil 2.3, kromun başlıca alaşım elementi olduğu demir-krom denge diyagramını göstermektedir. Paslanmaz çelik faz kararlılığı, faz ilişkileri ve mikroyapıları tanımlamak için bu diyagram önemli bir başlangıç noktasıdır (Lippold ve Kotecki 2005, Ladanova 2003, Carrouge 2002, Folkhard 1974).



Şekil 2.3: Fe- Cr ikili faz denge diyagramı (Lippold ve Kotecki 2005).

Yüksek sıcaklıklarda, demir içinde Cr tamamen çözünmektedir ve tüm Fe-Cr alaşımlarının katılaşması ferritik olarak görülmektedir.

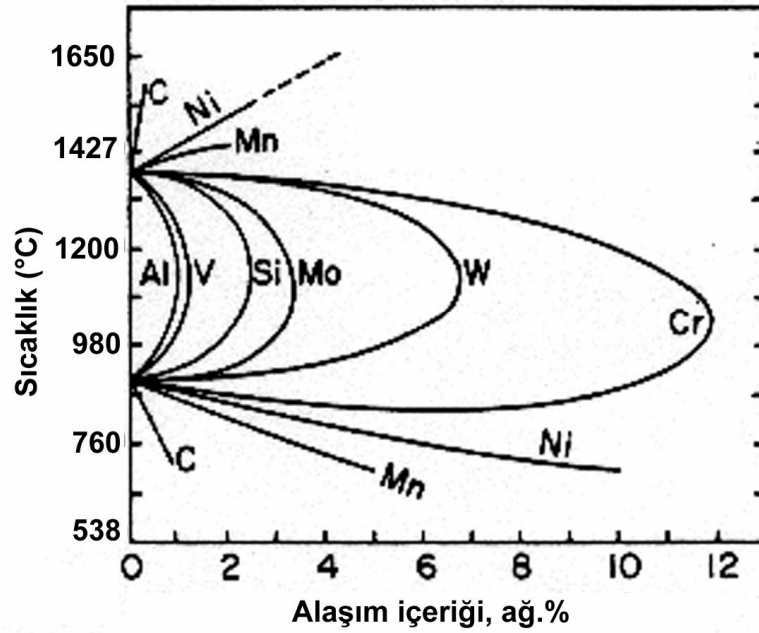
Faz diyagramlarında ferrit, α ve δ sembolleri ile gösterilmektedir. Fe-Cr sistemine dayanarak, δ yüksek sıcaklık ferriti ve α ferriti de ostenitten oluşan düşük sıcaklık ferritidir. İkili ve üçlü sistemlerde, α ve δ sıcaklıkla kullanılmaktadır ve yüksek sıcaklıkta oluşan ferrit tamamen dönüşmemiştir ve bir kısmı oda sıcaklığında kalmaktadır. δ -ferrit ve α -ferrit farklı tane yapıları göstermektedir. δ -ferrit çoğunlukla α -ferrit ile karıştırılmaktadır ve morfolojik olarak katılaşma mikroyapısına benzer yapılar içermektedir (Lippold ve Kotecki 2005, Ladanova 2003, Carrouge 2002).

Krom, demirin kübik yüzey merkezli (KYM) ferrit yapısını kararlı duruma getirir ve

böylece Cr miktarının artması ile yüksek sıcaklık δ - ve α - ferrit alanı genişler. Düşük Cr miktarlarında, 912- 1394 °C sıcaklık aralığında ostenit halkası bulunmaktadır. Ferrit alanı genişledikçe γ alanı daralır. Fe-Cr alaşımlarının katılma aralığı oldukça dardır. %12,7'den daha fazla Cr içeren alaşımlar yüksek sıcaklıklarda yapıları tamamen ferritik olurken bu miktardan az Cr içeren alaşımlar γ bölgesi içindeki sıcaklıklarda bir miktar ostenit içermektedirler. %12'den az Cr içeren alaşımlar ise γ alanı içindeki sıcaklıklarda tamamen ostenitiktirler. Hızlı soğumaya bağlı olarak bu ostenit martenzite dönüşebilir (Lippold ve Kotecki 2005, Carrouge 2002).

Fe-Cr diyagramı martenzitik ve ferritik çeliklerin temelini oluşturmaktadır. Bu çelikler Cr dışında da alaşım elementleri içermektedirler (Lippold ve Kotecki 2005, Krauss 1989).

Şekil 2.4'te, vanadyum ve molibden gibi diğer ferrit yapıcı elementlerin demir ile alaşımlanması durumunda kroma benzer davranışı gösterilmektedir (Krauss 1989).

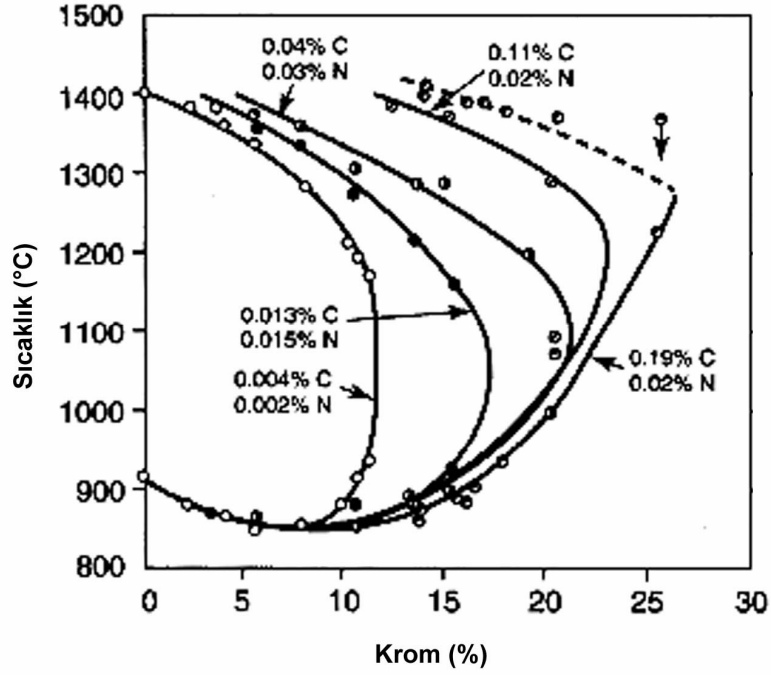


Şekil 2.4: Demirin çeşitli ikili sistemlerinde oluşan ostenit alanı (Krauss 1989).

2.7.2. Fe-Cr-C sistemi

Fe-Cr alaşımlarına C eklenmesi, ostenitin oluştuğu yüksek sıcaklıklarda, Cr miktarı aralığını artırmaktadır. Bu da faz diyagramlarını değiştirmekte ve karmaşık duruma

getirmektedir. C, ostenit yapıcı bir elementtir ve yüksek sıcaklıklarda ve çok daha yüksek Cr miktarlarında osteniti kararlı duruma getirerek γ alanını genişletir. C'un γ alanını genişletici etkisi aşağıda gösterilmektedir (Şekil 2.5).



Şekil 2.5: Karbonun γ alanını genişletici etkisi (Lippold and Kotecki 2005).

Çok az miktarda da olsa karbon, γ alanını oldukça genişletir. Bu da martenzitik paslanmaz çeliklerin geliştirilmesini etkilemektedir, zira martenzit soğuma sırasında oluşur ve bu çelikler yüksek sıcaklıklarda ostenitik olmalıdır. Ferritik kaliteler için, γ alanının büyüklüğü kontrol edilmelidir ve yüksek sıcaklıkta çok az ya da hiç ostenit oluşmamalıdır (Kaluc ve Taban 2006, Lippold ve Kotecki 2005, Davis ve Davis Assoc. 1994, Folkhard 1974).

3. 12 KROMLU PASLANMAZ ÇELİKLER VE LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

3.1. Az Alaşımli Paslanmaz Çelikler

Ömür maliyet analizlerinin ve çevresel rekabet koşullarının her geçen gün öneminin artması nedeniyle, paslanmaz çelikler birçok yapısal uygulama için artan oranda bir çözüm sunmaktadırlar. Günümüzde çoğu yapısal uygulamada yapı çelikleri kullanılmasına karşın korozyonu önlemek amacıyla ek ve pahalı önlemlere gerek duyulmaktadır (NN 2004b).

Ferritik paslanmaz çelikler, ostenitik paslanmaz çeliklerle karşılaştırıldıklarında iyi korozyon dirençleri ve düşük fiyatlarına bağlı olarak paslanmaz çelikler grubunda ikinci en önemli ailedirler. Bu tür çelikler, ostenitik türlere göre daha düşük sıcaklık toklukları ve yüksek sıcaklık mukavemetlerinin düşüklüğü ile düşük kaynak kabiliyetleri dikkate alınarak kaynak istenmeyen bir çok uygulamada oldukça yaygın kullanım alanı bulurlar (Akita ve diğ. 2006, Taban ve diğ. 2007a,d, Lippold ve Kotecki 2005, Meadows ve Fritz 2005, Gordon ve van Bennekom 1996, Woollin 1994, Davis 1994, Gooch ve Ginn 1988, Folkhard 1984, Thomas 1983).

AISI 430 ferritik çeliği iyi korozyon direnci ve plastik şekillendirilmesinin gerekli olduğu yerlerde uygulama alanı bulmaktadır. AISI 410 martenzitik çelik yüksek mukavemeti ve orta korozyon direnci gibi üstünlükleri ile bir dizi uygulamada kullanılır. Diğer bir deyimle esasında bu iki çelik türü de iyi kaynak kabiliyetine sahip değildir. 6 mm'den daha kalın ticari kalitedeki ferritik paslanmaz çelikler, IEB'lerindeki tane irileşmesi ve tane sınırlarında martenzit oluşumu dolayısı ile düşük tokluk, süneklik ve düşük korozyon direncine sahiptirler. Çentik hassasiyetlerine ek olarak bu tür çelik kalitelerin diğer bir başlıca sınırlaması da kaynak sonrasındaki hassasiyete olan yatkınlıklarıdır. Martenzitik paslanmaz çeliklerde hidrojen çatlamasını önlemek için uygulanacak bir ön tavin yanısıra mukavemet ve tokluğu da optimize etmek için kaynak sonrası gerilmeleri giderme tavlmasına gerek duyulur (Lippold ve Kotecki 2005, Meadows ve Fritz 2005, Gordon ve van Bennekom 1996, Davis 1994, Thomas 1983).

Herhangi bir alaşımın etkili ve yaygın uygulama alanı bulması kaynak kabiliyetinin iyi olmasına baēlıdır ve bu faktör ferritik ve martenzitik paslanmaz elik kalitelerin kullanımında birini diēerine göre tercih etmede sınırlayıcı rol oynar. rneēin, birkaç paslanmaz elik içinden biri olan AISI 420 alaşımına ark kaynaēı uygulanması ile ilgili bir bilgi bulunmamaktadır. Son on yıldıdaki gelişmeler, bu tür malzemelerin uygulama alanlarını artırmaya dönük olarak kaynak kabiliyetlerinin iyileştirilmesi amaçlı çalışmalardır (De Santana ve diē. 2006, Lippold ve Kotecki 2005, Marshall ve Farrar 2000, Davis 1994, Gooch ve Ginn 1988).

Malzemenin kullanım ömrü, fiyat analizlerinin iyi yapılması, elik üretim ve çalışma teknolojilerindeki gelişmeler ferritik ve martenzitik paslanmaz çeliklerin yeni bir statüye kavuşmalarını saēlamıř ve “az alaşımlı paslanmaz elik” kalitelerin ekonomik kullanımı ve olası performanslarının artırılmasını ön plana çıkarmıştır. Bu önemli etkinliēin sonucu olarak %10,5 -%14Cr sistemini temel alan yeni veya özelikleri dzeltiymiş alaşımlarının bir dalga şeklinde ortaya çıkmakta olduēu görülmektedir. Alaşımın paslanmazlık zeliēini saēlayacak miktarda en az krom ieriēine sahip olması ve bu tür alaşımların mikroyapılarının %12 veya %13Cr aralıēında etkin bir şekilde ferritik yapıdan tamamen martenzitik yapıya doēru deēiřtiēi ve de gerilmeli korozyon atlmasına (SCC) iyi direnç göstermeleri ve daha yüksek mukavemet deēerlerine sahip olmaları istenir. Bu grup malzemelere olan yeni ilginin başlıca nedeni bu tür çeliklerin düşük fiyatlarının yanısıra uygun korozyon dirençleri ile birlikte elde edilen mukavemet/aēırlık oranının HSLA eliklerine eşit hatta duplex paslanmaz çeliklerden daha iyi olmasıdır (Marshall ve Farrar 2000).

Günümüzün ileri elik üretim teknolojileri bileşimin daha dar aralıkta kontrolunu yapabilmekte, karbon ve azot içerikleri çok düşük seviyelere çekilebilmektedir, dolayısı ile kaynaklı durumda IEB zelikleri düzeltilmekte ve krom karbür oluşum tehlikesi de en aza indirgenerek korozyon performansı artırılmaktadır (Dhooge ve Deleu 2005a-b, Lippold ve Kotecki 2005, Marshall ve Farrar 2000).

Yukarıda sıralanan olanaklar yalnızca uygun ferritik tür çeliklerin kaynak kabiliyetlerinin iyileştirilmesini deēil aynı zamanda kaynak kabiliyetleri iyileştirilmiş olan yeni martenzitik paslanmaz çeliklerin de ortaya çıkmasını saēlamıřtır. Ek

alaşım ile korozyon performansı ve mekanik özellikler daha iyi olacak biçimde elde edilebilmektedir (Marshall ve Farrar 2000).

3.1.1. 3Cr12 Paslanmaz Çeliğinin Tanıtımı

%11 ile %12Cr içeren paslanmaz çelikler, birçok uygulamada agresif olmayan sıvılarla temasta ve atmosferik korozyona yeterli dirençleri ile düşük fiyatlarından dolayı yaygın kullanım alanı bulan yararlı paslanmaz çeliklerdir. Bazı tür ferritik yapıdaki çeliklerde yüksek sıcaklıklarda bir miktar ostenit oluşur ve soğuma sırasında martenzite dönüşür. Bu durum, karbon bileşiminin sıkı kontrolü ve martenzit/ferrit dengesinin ayarlanması ile tamamen ferritik veya tamamen martenzitik yapıların oluşmasını engelleyerek ferritik veya martenzitik paslanmaz çeliklerden daha iyi kaynak kabiliyetine sahip %12Cr içeren dönüşebilir paslanmaz çeliklerin geliştirilmesini sağlamıştır, bu tür çelikler ilginç uygulama alanlarında kullanılabilen yüksek mukavemetli paslanmaz yapı çelikleri olarak ortaya çıkmıştır. Düşük karbon seviyelerine inilebilmesi sayesinde martenzitin tokluğu bozucu etkisi ve sertlik sınırlanmıştır. Genel olarak, ferrit tane boyutu IEB tokluğu üzerinde etkilidir ve martenzitin en az seviyede olması durumunda bile martenzit seviyesindeki artış bozucu bir etken olmaktadır. Düşük karbonlu ve düşük ara yer katı ergiyik elementleri içeren çeliklerin geliştirilmesi ile kaynak kabiliyeti iyileşmekte ve bu tür çelik malzemelerin mühendislik uygulamaları artmaktadır (Greef ve du Toit 2006, du Toit ve diğ. 2006, Lippold ve Kotecki 2005, Meadows ve Fritz 2005, Woollin 1994, Davis 1994, Karjalainen ve diğ. 1992, Gooch ve Ginn 1988, Folkhard 1984, Castner 1977, McGannon 1974, Irvine ve diğ. 1960).

İlk nesil %12Cr'lu çelikler 3Cr12 paslanmaz çeliği olarak tanınmışlardır ve kabul edilebilir korozyon direncini sağlayacak en az krom bileşeninin kullanılmasıyla %0.03C içerecek şekilde geliştirilmişlerdir. İlk üretim Middelburg Steel and Alloys (Pty) Ltd tarafından yapılmış daha sonra bu kuruluş Güney Afrika'da Columbus Stainless Steel Co. adını almış ve 1979 yılında bu tür çelik kalitesi ticarileşmiştir. 3Cr12 çeliği çeşitli çelik şirketleri tarafından üretilmekte ve pazarlanmakta olup "ferritik" veya "ferritik- martenzitik" %12Cr'lu paslanmaz çelik olarak farklı tanımlamalar ile anılmaktadır. 3Cr12 bu çeliğin ticari adıdır ve herhangi bir uluslararası standardda yer almamaktadır. Ancak, 3Cr12 çeliğinden geliştirilen %12Cr'lu çelikler DIN 1.4003 ve ASTM/ASME 41003 olarak simgelenmiştir.

3Cr12 çeliği günümüzde ASTM A240'da UNS S41003 ve Avrupa Standardlarında 1.4003 malzeme numarası ile belirtilmektedir, ancak bu iki spesifikasyonda tam olarak örtüşmemektedir. Genel olarak, S41003 olarak gösterilen çelik türünde alaşım elementi olarak Ni'e gerek duyulmaz ancak bulunmasına izin verilebilir, buna karşın 1.4003 malzeme numaralı çelikte bir miktar nikel bulunmasına gerek vardır. Bazı çelik üreticileri S41003 ve 1.4003'ün bileşimine Ti eklerken bazıları eklememektedir (Topic et al 2007, Bartsch and Hoffmann 2006, NN 2006a, Kotecki 2005, NN 2004, NN 2001, Moore 1997, Marini and Knight 1995, McEwan et al 1993, Bennett 1991, Weiss et al 1990).

Tablo 3.1: 3Cr12 çeliğinin standard ve üreticilerine göre bileşimleri (ağ. %) (Kotecki 2005).

Standard Gösterim	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Ti
UNS S41003	0,03	1,5	0,040	0,03	1,0	10,5- 12,5	1,5	0,03	-
Malzeme No. 1.4003	0,03	0,5- 1,5	0,045	0,03	1,0	10,5- 12,5	0,3- 1,0	0,03	-
Üretici A	0,03	1,5	0,03	0,03	1,0	11- 12	1,5	-	0,6
Üretici B	0,03	2,0	0,40	0,03	1,0	10,5- 12,5	1,5	-	4(C+N) - 0,6
UNS S40920	0,03	1,0	0,040	0,02	1,0	10,5- 11,7	0,5	0,03	0,15- 0,50

Tablo 3.1'den de görüleceği üzere Supplier A, S41003 olarak gösterilen ve 1.4003 malzeme no'lu çeliğin her ikisine uygun üretim yaparken Supplier B bu standard bileşimlere uymamaktadır. Ayrıca tabloya verilen üç bileşim aralığından biri olarak ASTM A240'da yer alan 409 paslanmaz çeliği UNS S40920 eklenmiştir. Supplier A ve Supplier B tarafından üretilen 3Cr12 çeliği bileşimlerine dikkat edilirse bu bileşim aralıklarının 409 çeliğine benzer şekilde az miktarda sınırlandırıldığı görülmektedir (Kotecki 2005).

3Cr12 düşük fiyatlı orta korozyon direncine sahip bir %12Cr çeliğidir. AISI 409 paslanmaz çeliğinin modifiye edilmiş türüdür. Alaşım elementlerindeki çok az değişimler bile ferritik paslanmaz çeliklerde düşük kaynak kabiliyeti gibi çok büyük değişimlere karşılık gelebilmektedir. Çeliğin bileşimi ve tavlama durumları oda sıcaklığında ince taneli ferritik matris içinde %10 temperlenmiş martenzit olacak şekilde kontrol altında tutulmaktadır. Bu yapı tam ferritik paslanmaz çeliklerde tane irileşmesini sınırlamaktadır. Böylece, kaynak edilebilir, dayanıklı bir paslanmaz çelik üretilir (Topic ve diğ. 2007, Hoffman, Moore 1997, Lelyveld ve van Bennekom 1995, Marini ve Knight 1995, McEwan ve diğ. 1993, Callaghan 1993, Thomas 1983, Tullmin ve diğ. 1988, Bredenkamp ve van den Berg 1995).

Doğal veya endüstriyel ortamlardaki yapısal uygulamalarda hava etkilerine dayanıklı çelikler, boyanmış veya çinko kaplanmış çeliklere alternatif olarak bu malzemenin kullanımında birçok uygulamada korozyon hızının en az ölçekte yeterli olduğu dikkate alınmalıdır. Yapının ömrü boyunca korozyon nedeni ile büyük miktarlarda kayıp olan malzemenin maliyeti dikkate alındığında alışılmış karbonlu çeliklerde korozyon kayıplarının telafi edecek biçimde ek kalınlık artırılması gereksinimi ve yüzey işlemlerinin maliyeti de söz konusu olacaktır. 3Cr12 çeliğine olan ilgi onun atmosferik korozyona olan relatif direncinden dolayıdır. 3Cr12 çeliği bir mühendislik malzemesi olarak kullanımı yumuşak çeliklerden daha kolaydır. Bu tür çeliğin akma mukavemeti yüksek olduğundan yapı bileşenlerinde kullanılacak malzemenin kesiti düşeceğinden yapılar daha hafif olacak ve korozyondan korunma için gereken işlemlerin pahalı olması da beraber değerlendirildiğinde maliyetlerin azaldığı görülecektir (NN 2004a, Meyer and du Toit 2001, Marini and Knight 1995, Beckitt 1994, Orava et al 1993, Thomas 1983, Thomas and Hoffman 1982).

3Cr12 paslanmaz çeliği, ostenitik paslanmaz çeliklere göre dikkate değer ekonomik üstünlüğü ve birçok ortamda çok iyi korozyon direnci ile bir çok çelik üreticisi tarafından tercih edilmekte ve kullanılmaktadır. Bu çelik alışılmış bir paslanmaz çelik değildir ve paslanmaz çeliklerin yerini almak üzere de tasarlanmamıştır, ancak St 52 çeliğine benzer mukavemet özelliklerine bağlı olarak karbonlu çeliklerdeki mühendislik özellikleri ve korozyona karşı dirence sahip paslanmaz çeliklerin de özelliklerini bir arada bulundurduğundan pazarın bir ucunda bulunan pahalı paslanmaz çelikler ile pazarın bir diğer ucunda bulunan paslanmaya yatkın ucuz çelikler arasındaki boşluğu doldurmak amacı ile tasarlanmıştır. Bu az alaşımlı kromlu paslanmaz çelikler, karbonlu çelikler ve yüksek alaşımlı paslanmaz çelik kaliteler arasındaki fiyat ve performans aralığında köprü görevine sahip olmaktadır. Zira, 3Cr12 çeliği dünyada en çok özelleştirilmiş olarak tanınan faydalı bir %12Cr'lu çeliktir, evrensel değildir ve detaylı korozyon deneyleri yapılmadan yüksek kaliteli çelikler yerine kullanılması olanağı yoktur. Korozyon direnci üstünlüğüne ek olarak, yumuşak çeliklere göre artan mukavemet özellikleri dolayısı ile yapı bileşeninin kesit azalmasının getireceği ekonomik üstünlük de gözönüne alınarak, bu çelik geçmiş yıllardan bu yana birçok uygulamada önerilmiş ve kullanılmaktadır (Topic ve diğ. 2007, Kotecki 2005, Balmforth ve Lippold 2000, Maxwell 1997, Lelyveld ve van Bennekom 1995, McEwan ve diğ. 1993, Karjalainen

ve diğ. 1992, Nirosta 4003, Gooch ve Ginn 1988, Tullmin ve diğ. 1988, Ball ve diğ. 1987, Eckenrod ve Kovach 1980).

3Cr12 çeliği, %11- 12Cr içeren, düşük karbon bileşenli, çok az Ni ve Mn eklenmiş, katı çözültü içinde kararlı Ti karbonyürlerin oluşumunda C ve N miktarlarının düşürülmesi için Ti ile stabilize edilmiş bir çelik türüdür. Bu fiyatı düşük alternatif malzeme, martenzit ve ferrit olarak ince taneli çift fazlı bir yapıdadır ve 550 MPa çekme mukavemetine, 360 MPa akma mukavemetine ve oda sıcaklığında >70J Charpy tokluğuna sahip olan az bakım gerektiren ve uzun kullanım ömürlü yumuşak çeliklere göre tasarımcıların daha az malzeme kullanımına olanak sağlayan konumdadır (Beckitt 1994, Aghion ve Ferreira 1993, Tullmin ve diğ. 1988, Ball ve diğ. 1987).

Bu çelik genel olarak korozyon ortamında, düşük gerilmeli abrasif ortamların birlikte etki ettiği Güney Afrika altın ve kömür madenlerinde artarak karşılaşılan sıvı ortamlardaki korozyon problemleri ve korozyon/abrazyon aşınmasının olduğu maden ve mineral işleme endüstrilerinde başarılı uygulamalarda kullanılmaktadır. Uygulama alanları cevher taşıma arabaları, boşaltma kanalları, çökeltme tankları, geçitler, döşemeler, drenaj kanalları, yüzey ve yer altı suyu boruları, çamur havuzları, parmaklıklar ve elavatör kovalarıdır. Çelik, tuğla endüstrisinde kullanılan fırın arabalarından, endüstriyel atık konteynırlarına ve elektrik iletim direklerine kadar geniş bir kullanım alanına sahiptir. 3Cr12 çeliğinin 1979 yılındaki tanıtımından sonra performans verilerine bağlı olarak sayısal bazda bu ortamlardaki kullanımı genişlemiştir. Bu çelik bir çok uygulamalarda uygun kaynak kabiliyeti göstermekte olup özel kaynak prosedürlerine adapte edilmeyi sağlamıştır. Son yıllarda, otomotiv ve ziraat endüstrilerinde kullanımına dönük dikkate değer bir ilgi de bulunmaktadır (Topic ve diğ. 2007, NN 2006a,b,c, Meyer ve du Toit 2001, Lelyveld ve van Bennekom 1995, Ball ve diğ. 1987, McEwan ve diğ. 1993).

3Cr12 çeliği “siyah” ve “beyaz” ürün şeklinde olmak üzere pazara sunulmaktadır. “Beyaz” olan biçimde tavllanmış ve dekapaj yapılmış durumdadır ve çeşitli yüzey bitirme işlemleri uygulanmış olarak mevcuttur. İnce kesitlerin gerekmesi durumunda veya “beyaz” ürün olarak, yüzey kabalığı sıcak haddelenmiş malzemenin soğuk haddelenmesi ile giderilir. Soğuk haddelenmenin sertleştirici etkisi tavlama ve daha sonra uygulanacak dekapaj ile donuk mat yüzey görünümü elde edilir. Son zamanlarda malzemenin fiyatının düşürülmesi açısından daha çok “siyah” ürün

biçiminde üretildiği görülmektedir. “Siyah” ürün biçimli malzeme daha çok aşınmaya ve korozyon/abrazyona dirençli uygulamalarda kullanılır. Aşınma ile yüzeydeki renklenme “beyaz” ürün biçimine döner. “Siyah” ürün biçimli malzeme eğer aşınma etkisi ile alt yüzeylerde aralık korozyonu tehlikesi olacak ise önerilmez (Maxwell 1997, Marini ve Knight 1995).

3Cr12 çeliğinin bir çok ortamda çok üstün korozyon direnci göstermesine karşın kaynak kabiliyeti sınırlıdır. 1990’ların başlarında 5Cr12 ve 5Cr12HT olarak tanımlanan ikinci nesil çelikler üretilmiştir, bunların tokluk değerleri daha iyi tokluk vermeleri için iyileştirilmiş, ancak karbon bileşimine bağlı olarak kaynak kabiliyetleri sınırlı kalmıştır (Topic ve diğ. 2007, NN 2001, Moore 1997, Marini ve Knight 1995, McEwan ve diğ. 1993, Bennett 1991, Weiss ve diğ. 1990).

3.1.2. Mikroyapı ve faz dengesi

Az karbonlu Fe-Cr paslanmaz çelikleri ya ferritik ya da martenzitik bazen yarı ferritik olarak bileşimlerine bağlı olarak oluşan mikroyapılarda bulunurlar.

- i) Ağırlıkça yaklaşık olarak %12’den aşağıda krom bulunması durumunda eğer çelik yüksek sıcaklıklarda tamamen ostenitik yapıda olursa, martenzitik mikroyapı elde etme olanağı vardır. Bu gibi çelikler δ -ferrit olarak katılaştır ve yüksek sıcaklıklarda tamamen ostenite (γ) dönüşüm olur, bunu takiben yapılan hızlı soğutma ile de dengesiz martenzite dönüşüm olur.
- ii) Krom miktarı ağırlıkça yaklaşık olarak %14’den fazla ise tüm sıcaklıklarda tamamen ferritik paslanmaz çelik yapısı elde edilir ve bu yapı hızlı soğutma ile sertleştirilemez.
- iii) Ostenitik faz alanı ile tamamen ferritik faz bölgesi arasında dar bir bileşim aralığında katılma ile dönüşmeyen ve kalanı martenzit olan kısmen δ -ferrit içeren yarı-ferritik alaşımlar olduğu görülür.

Pasifliği sağlamak için ağırlıkça en az %10.5Cr gerektiği dikkate alındığında %12Cr’un üzerinde yarı-ferritik mikroyapılar oluşur, martenzitik paslanmaz çelikler ağırlıkça %10.5 ile %12Cr bileşimine sahiptirler (Carrouge 2002).

Çift fazlı malzemeler herhangi bir eşlik eden bozucu bir etki olmaksızın her iki fazın uygun özelliklerini bir arada bulundurduklarından dolayı büyük bir ilgi görmekte,

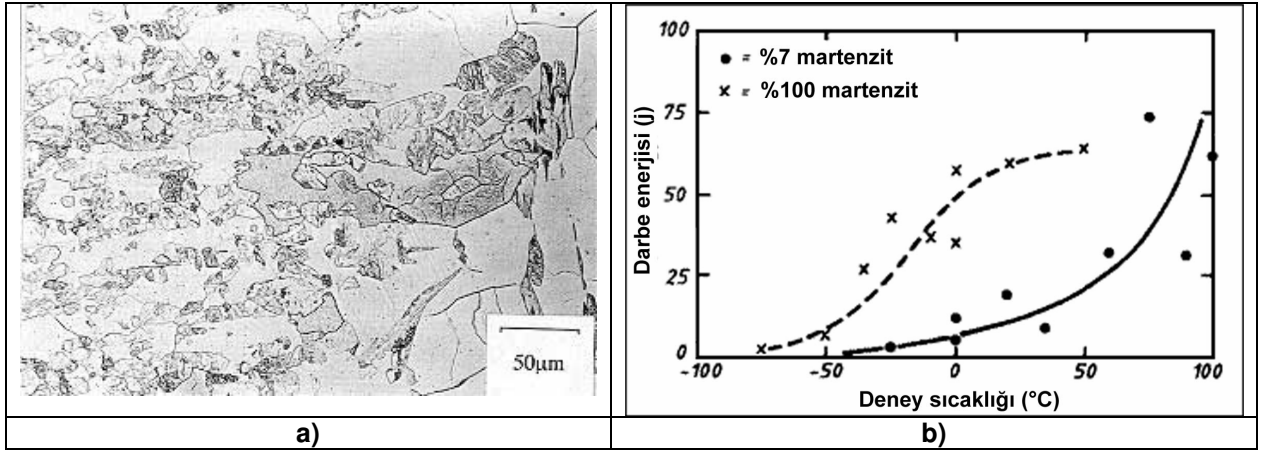
tasarlanmakta ve kullanılmaktadırlar. Bu tür malzemeler, mukavemet, tokluk ve başlangıç şekil değiştirme sertleşmesi oranının beraberliğini sergiler. Çift fazlı çelikler Ni ve Mn gibi pahalı alaşım elementleri içermediklerinden dolayı fiyatlarına göre daha çok olası yararları gözönüne alınırsa az nikelli ferritik- martenzitik paslanmaz çelikler düşük fiyatlı yüksek mukavemetli korozyona dirençli çeliklere göre bazı uygulamalarda alternatif olmaktadır. Bu tür çeliklerin başlıca üstünlükleri mikroyapılarının modifiye edilmesi ile mekanik özelliklerinin değiştirilebilme özeliğine sahip olmalarıdır. Genellikle, mekanik özellikler hem fazların morfolojisine hem de martenzitin hacimce miktarına göre hassastır. Bu tür çeliklerin çekme özelliklerinin de martenzitin hacimce miktarına göre doğrusal olarak değiştiği bulunmuştur (Blum ve diğ. 1992, Ball ve diğ. 1987, Thomas 1983, Eckenrod ve Kovach 1980).

3Cr12 çeliğinin faz yapısı bileşimin değişimine hassastır ve tam martenzitik, martenzitik- ferritik veya tamamen ferritik yapılarda olabilir. Ferrit ve martenzitin gerçek oranları bileşime ve ısıl işleme göre saptanabilir. Nikelin bulunması veya bulunmaması, titanyumun bulunması veya bulunmaması IEB'nin ısıl davranışında etkilidir. Tüm olası bileşimlerde 3Cr12 çeliğinin mikroyapısı %100 ferrit olarak katılaşacaktır. Kaynak ergime bölgesine çok yakın olan IEB'de kaynak tepe sıcaklığında %100 ferrit olacaktır. 1300°C ile 900°C sıcaklıklar arasında ferrit yapıcı elementler olan krom, titanyum ve silisyum ve ostenit yapıcı elementler olan karbon, azot, nikel ve mangan arasındaki doğru dengelemeye bağlı olarak ostenit oluşabilir. Eğer ostenit yapıcı elementler baskın ise bu sıcaklıklarda ostenit oluşacaktır, Eğer ferrit yapıcı elementler baskın ise çok az veya hiç ostenit oluşmayacaktır. Ostenit oluşumu alaşım elementlerinin dengesine bağlı olarak bu sıcaklık aralığında tamamlanabilir veya kısmen olabilir. Dolayısı ile, tepe sıcaklığının 900°C'den aşağıda olduğu IEB'nin daha kontrollü kısmında ostenit oluşum miktarı daha az olacaktır. Bunun sonucunda da, ostenit yaklaşık olarak 300°C civarından soğumada hemen martenzite dönüşecektir (Kotecki 2005, Orava ve diğ.1993, Ball ve diğ. 1987).

%12Cr içeren paslanmaz çelik türlerinde ergime sınırına komşu olan bölgede martenzitik mikroyapı ve bu bölgenin dışında ince taneli ferritik -martenzitik çift faz yapısı dengeli oluşmaktadır. İnce taneli bölgenin 100°C'nin altında geçiş sıcaklığında çok tok olduğu bulunmuştur (Orava ve diğ. 1993).

Pagani ve Robinson tarafından 3Cr12 çeliği üzerine yapılmış TEM çalışmasında, yapıda yaklaşık olarak 0,4 µm genişliğinde levha biçiminde yüksek dislokasyon yoğunluğu gösteren az karbonlu levhasal martenzit görüldüğü belirtilmiştir. Aynı kaynak dikişinden alınan farklı numuneler arasında dislokasyon yoğunluklarının dikkate değer biçimde değiştiği bulunmuştur. Ferrit ve temperlenmiş az karbonlu martenzit arasındaki farklılaşmadaki zorluk soğuma sırasında kaynakta oluşan artık gerilmelerin ferritin dislokasyon yoğunluğunu artırması ile karmaşık hal almasındandır. Difraksiyon görüntüleri kaynakların KHM kafes yapısında olduklarını göstermektedir. Ancak, düşük karbon bileşiminden dolayı, martenzitin kafese yaptığı distorsiyon mevcut ferrit ile martenzit arasındaki farklılığın geniş olarak ortaya çıkması için yeterli değildir (Pagani ve Robinson 1988).

%12Cr'lu paslanmaz çeliklerde, IEB Şekil 3.1'de görülmektedir. Martenzitin IEB'nin çentik darbe özelliklerine etkisi de bu şekilde gösterilmiştir.

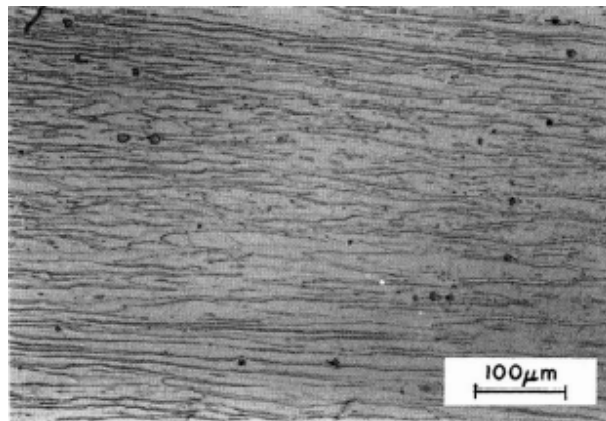


Şekil 3.1: a) Az karbonlu %12Cr'lu ferritik/martenzitik çeliğın IEB mikroyapısı, b) %12Cr'lu çeliğın IEB'nin darbe tokluğuna martenzit miktarının etkisi (Woollin 1994).

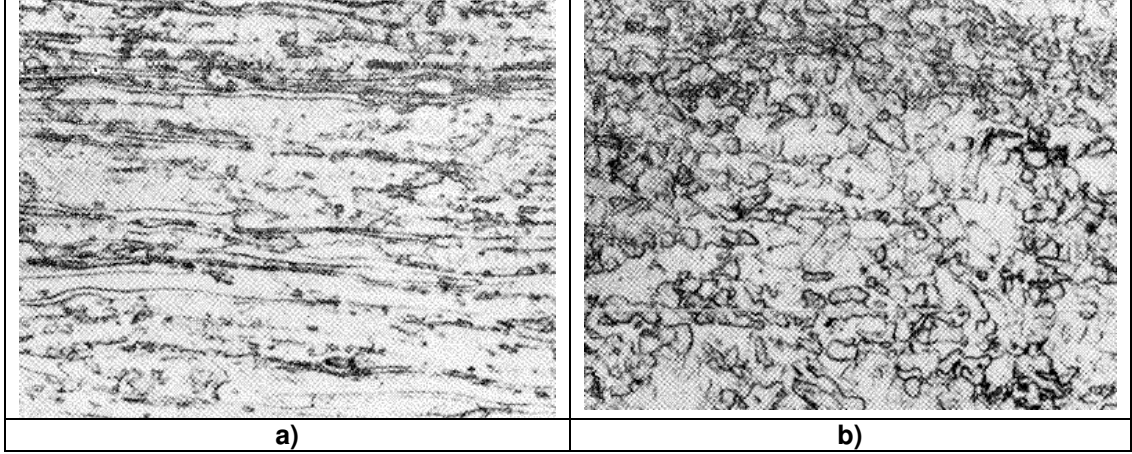
3Cr12 paslanmaz çeliğinin sıcak haddelenmiş yapısındaki ferrit ve ostenit arasındaki kritik denge ostenit ve ferrit yapıcı elementlerin arasındaki ilişkiler ile kontrol edilebilir. Çelikteki yüksek ostenit içeriğı (düşük ferrit faktörü) son üründe yüksek martenzit miktarının ortaya çıkmasına yol açar. 3Cr12 çeliğinin M_s sıcaklığı 550°C civarındadır ve çelikte artık ostenit oluşmaz (Thomas ve Hoffman 1982, Kaltenhauser 1971).

3Cr12 çeliğinin bant biçimindeki ferrit- martenzit mikroyapısının morfolojisi ve bileşimi 1380°C'den 950°C'ye kadar fırında soğutulmuş ve oda sıcaklığına hızlı soğutulmuş mikroyapısı ile karşılaştırılabilir. $\delta \rightarrow \gamma$ dönüşümünden beklenen kısmi davranış ferrit ve martenzit bantları ile tanımlanmıştır ve bu iki faz arasında keskin bir arayüzey tamamlanmamış $\delta \rightarrow \gamma$ dönüşümünü belli eder. Bu durum sıcak haddeleme sırasında varolan çift fazlı yapının ostenit ve dönüşmemiş artık δ -ferritten oluştuğunu gösterir. Tamamlanmamış $\delta \rightarrow \gamma$ dönüşümü levha gibi oluşan ferrit- ostenit yapısının ortaya çıktığını gösterir ki bu yapıda haddelemeden sonra bant biçiminde mikroyapı oluşumu ile sonuçlanır. Örneğin, haddelenmiş mikroyapıdaki ferrit ve ostenitin ince lamelli oluşumu Widmanstatten yapısındaki iri taneli yapının gelişiminin sırasını anımsatmaktadır (Knutsen 1992).

Benzer faz bantlaşması ve arayer element bölünmesi, sıcak haddelenmiş ticari 3Cr12 levhalarda görülür ve bu durumun oluşumuna en son redüksiyondan sonra havada soğutmayla izin verilir. Hatta haddelenmiş ve bobin haline getirilmiş levhaların sürekli olarak hava ile soğutulması da ostenitin bir kısmının δ -ferrite dönüşmesine olanak sağlar. Bir kez daha, $\delta \rightarrow \gamma$ dönüşümü ostenit bantlarında arayüzeyde δ/γ nin geçişi ile oluşur. Yeniden kristalleşmenin ferrit bantlarıyla oluşumunun yanısıra sürekli sınırlarda arayüzeyden geçişlerle oluşmaya devam eder. δ/γ arayüzeyinde ferritin yeniden kristallenmesi başlayana kadar arayüzeyde düz sınırlar oluşur, yeniden kristalleşmiş bir dizi ferrit sınırından geçişte düz sınırlar boyunca uzunlamasına ostenit taneleri görülür. Haddeleme sırasında oluşan orijinal δ/γ arayüzeyinin doğrultusu ostenitin regresyonu ve geri kazanım olayları sırasında elde edilebilir. Ticari olarak haddelenmiş ve temperlenmiş çelik tane morfolojisine bağlı olarak anizotropik tamamen ferritik bir mikroyapı içerir (Knutsen 1992).



Şekil 3.2: Çelik üreticisinden alınmış durumda ve %10 oksalik asit kullanılarak dağlanmış biçimde 3Cr12 mikroyapısı (Aghion ve Ferreira 1993).



Şekil 3.3: a) Bant biçiminde ferrit ve martenzit morfolojisi gösteren sıcak haddelenmiş biçimdeki 3Cr12 mikroyapısı, b) küçük kübik titanyum karbonitrür çökeltileri ve eş eksenli ferrit taneleri içeren tavllanmış durumdaki 3Cr12 yapısı (Thomas 1981).

Ferritik paslanmaz çelik kaynaklardaki mikroyapıların saptanması amacı ile bir dizi eşdeğerlilik ilişkisi ve diyagramlar geliştirilmiştir. Schaeffler diyagramı alaşımın bileşim aralığını içermesine karşın ferritik alaşımlarda olabilecek martenzitin göreceli kesin olmayan değerini vermektedir. Ferritik alaşımlarda bulunan martenzit saptanması için Kaltenhauser ferrit faktörü kullanılabilir. Normal ferritik çeliklerin mikroyapıları ferrit ve ostenit dengeleyici elementlerin göreceli konsantrasyonuna çok hassastır ve tam ferritik, ferritik-martenzitik veya martenzitik çelikler dengeleme elementlerinin hafifçe değişimleri ile elde edilirler. Oluşacak son mikroyapı Kaltenhauser ferrit faktörü (KFF) yardımıyla saptanabilir. Bu faktör olabilecek martenzit miktarı hakkında herhangi bir bilgi sağlamaz. Aşağıda gösterilen K faktörü tüm alaşımlara eşit olarak uygulanamayabilir ve az ve orta kromlu alaşımlarda ayrı ayrı dikkate alınır (Lippold ve Kotecki 2005, Karjalainen ve diğ. 1992).

Ferrit faktörü ostenit+ ferrit çift fazının oluştuğu ve çeliğin sıcak haddelenme karakteristiklerinin etkilendiği sıcaklık dereceleri bölgesini belirtir şekilde çıkarılmıştır. Bu faktör ile son haddelenme sıcaklığında en az %30 ostenit elde edilecek şekilde kontrol yapılabilir. Az karbonlu martenzit (yüksek dislokasyon yoğunluğu), yüksek sıcaklıklarda hızlı oluşan ostenitten karbonun ayrışmasından dolayı tercih edilen bir yapıdır, yapıda çok az çözülebilen karbon bileşenine karşılık titanyum kullanımı ile gerçekleşir (Thomas ve Hoffman 1982).

İlk olarak tanıtılan KFF, Kaltenhauser tarafından $KFF = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al - 2Mn - 4Ni - 40(C+N)$ şeklindedir (Kaltenhauser 1971). Daha sonraki KFF ise şu şekilde verilmiştir: $KFF = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al + 4Nb - 2Mn - 4Ni - 40(C+N)$, $KFF = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al + 4Nb - 2Mn - 4Ni - 40(C+N)$ (Greef ve du Toit 2006, Lippold ve Kotecki 2005, Marshall ve Farrar 2000, Johansson 1999, Gooch ve Ginn 1988). Örneğin, eğer çelik kalitesi düşük FF'ye sahipse yüksek ostenit oluşması beklenmelidir. Bu çeliğin soğuması sırasında yüksek sıcaklıktan etkilenen IEB'de de daha çok ostenit oluşması beklenmelidir (Greef ve du Toit 2006).

İlk diyagram ve daha sonra Balmforth diyagramı hem martenzitik hem de ferritik paslanmaz çelik kaynak metallere mikroyapının saptanması için geliştirilmişlerdir. 3Cr12 çeliğinin saptama diyagramındaki pozisyonu Şekil 3.4'de gösterilmektedir (Kotecki 2005, Balmforth ve Lippold 2000, Balmforth ve Lippold 1998).

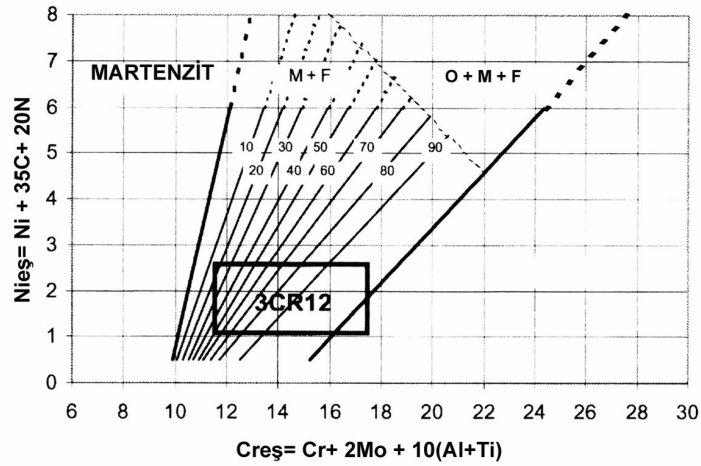


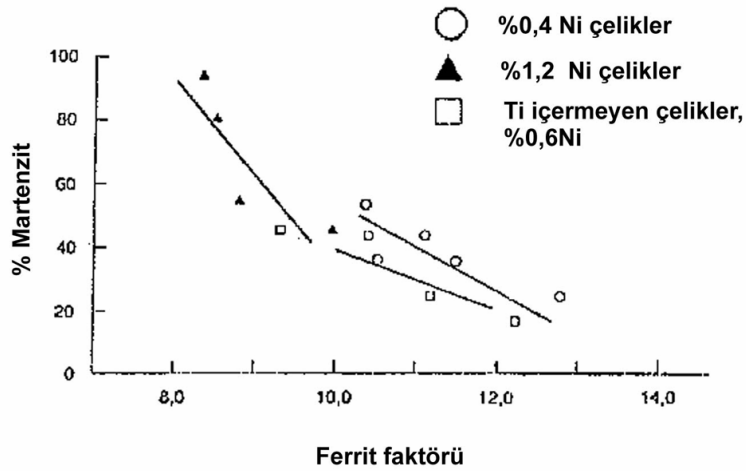
Figure 3.4: Ni ve Ti miktarlarının değişimine göre 3Cr12 çeliği bölgesini gösteren Balmforth diyagramı (Lippold ve Kotecki 2005, Balmforth ve Lippold 2000).

Balmforth ve Lippold diyagramının IEB için değil katılaşmış kaynak metali için geliştirilmiş olduğunu belirtmekte yarar vardır, ayrıca bu diyagramdaki saptamalar kesin değerler olmayabilir. Buna karşın, diyagramın kimyasal etkilerin uygun yaklaşımını vermesi beklenebilir. Esas olarak, bu diyagram herhangi bir yerdeki oluşmayan martenzitten (0,6Ti ve Ni içermeyen) %90 martenzite (1,5Ni içeren ve Ti içermeyen) kadar olan yapıyı gösterebilir (Kotecki 2005, Balmforth ve Lippold 2000, Balmforth ve Lippold 1998).

Yukarıdaki diyagrama göre hesaplanmış olan Ni veya Ti içermeyen ve esas bileşimi %0,02C, %0,02N ve %11,5Cr olan çeliğin $Cr_{eş} = 11,5$ ve $Ni_{eş} = 1,1$ olarak bulunur. Bu noktalar Şekil 3.4'de yerine konulduğunda 3Cr12 çeliğinin alanını gösteren dikdörtgenin alt sol köşesine karşılık gelir. Eğer bileşimde Ti yok ancak en çok %1,5Ni var ise, hesaplanan noktanın yeri üçgenin sol üst köşesine denk gelir. Bileşimde Ni yok ancak en çok %0,6Ti bulunuyorsa bileşimin geldiği nokta dikdörtgenin sağ alt köşesidir. Bileşimde en çok %1,5'e kadar Ni ve Ti var ise bu da dikdörtgenin sağ üst köşesine karşılık gelmektedir. Dikdörtgen sabitlenmiş içerikler yerine, Cr, C ve N'un değişimlerine göre daha da genişleyebilecek durumdadır (Kotecki 2005).

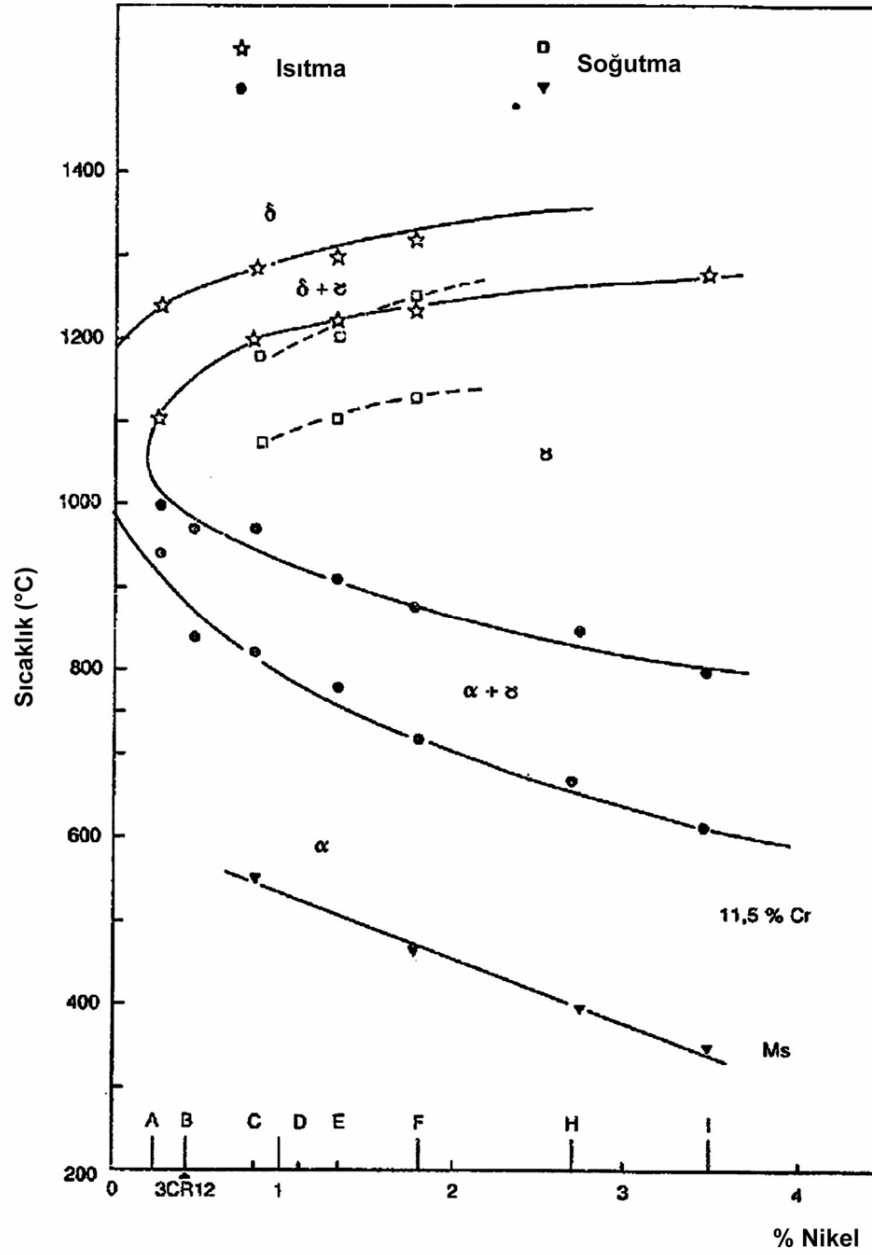
Sıcak haddelenmiş kaynak edilebilir 3Cr12 paslanmaz çeliği 30 mm kalınlıklara kadar levha olarak üretilebilir. Bu çeliğin kullanım yerine ve kalınlıklarına bağlı olarak üç farklı Ni bileşiminde üretilir. Bu üretimler 3 ile 5 mm kalınlıklarda %0,4Ni, 6 ile 12 mm kalınlıklarda %0,6Ni, 12 mm'den fazla kalınlıklarda ise %1,2Ni içerecek şekilde olmaktadır (Thomas 1983).

Sıcak haddelenmiş durumda nikelin faz dengesi üzerindeki etkisi Şekil 3.5'de gösterilmektedir. Ancak, 3Cr12 çeliği Ti ile stabilize edilmiş ise ve alaşım Mn ve Si içeriyorsa "ferrit faktörü" olarak tanımlanan uygun bir formülün kullanımı ile sıcak haddelenmiş yapının bileşenleri bulunabilir.



Şekil 3.5: 1000 °C'den hızlı soğutulmuş çelikte martenzitin hacimce değişimi üzerine Ferrit Faktörünün etkisi (Thomas 1983).

Sıcak haddelenmiş durumdaki 3Cr12 çeliğinin çekme özelliklerinin yapıdaki martenzitin hacimce değişimi ile etkilenmesi Şekil 3.6'dan görülmektedir. Darbe özellikleri eğer Charpy çentik darbe yöntemi ile saptanmışlarsa geniş bir dağılım gösterirler. Ni eklenmesi ile M_s sıcaklığı aşağı değere indiği için yapının tokluğu nikel bileşimine ve soğuma hızına olduğu kadar martenzitin hacimce değişimine de bağlıdır.



Şekil 3.6: %12Cr'lu çelikte nikel miktarının etkisi, A'dan I'ya kadar sekiz ertitme işleminden (potadan) alınan sonuçlar (Thomas 1983).

Titanyum, temel olarak ferritik paslanmaz çeliklere eklendiğinde tokluk özelliklerine zarar verdiği görülmeye karşın ostenit oluşumunu dolayısıyla bunu izleyen martenzit oluşumunu önler. Burada, katı çözümlenmeden karbonu dışarıya alarak titanyum karbürler oluşturduğu da belirtilmelidir. Ayrıca, tane sınırlarını sıkarak IEB'deki tane irileşmesini sınırlandırdığına da inanılmaktadır. Ancak, karbürler klevaj türü kırılmada çekirdeklenme rolü oynayabilirler. Genel olarak, 3Cr12 titanyum ile stabilize edilmiş ferritik kromlu bir alaşımdır. Titanyumun bulunmaması 12Cr'lu çeliğin tokluğunu düzeltmektedir. 3Cr12 çeliğinde, karbon ve azot miktarları en aza indirgenir ve Ti'da eklenirse karbon ve azot bağlanarak tanelerarası krom karbonitürlerin oluşumu önlenir. Titanyum eklenmesi ile artan kalan karbon ve azot, titanyumla reaksiyona girerek titanyum karbonitürler oluşturur. Bu tür karbonitürlerin oluşumu tanelerarasında korozyona hassasiyete neden olan krom karbür çökmesi ile tane sınırlarındaki krom azalmasını önler. Burada şu durum belirtilmelidir ki bu çeliklerde çok düşük karbon içerdiklerinden dolayı tanelerarası korozyon problemi yoktur (Orava ve diğ. 1993, Aghion ve Ferreira 1993).

Alaşımda gerek duyulan gerçek titanyum miktarı çok dikkatli bir şekilde kontrol edilmelidir. Çeliğin içerisinde aşırı fazla titanyum bulunması durumunda gevrekliği artıran Fe_2Ti bileşiğinin oluşumu ve daha karmaşık bileşiklerin oluştuğu bulunmuştur. Diğer bir deyimle, yetersiz miktardaki titanyum az karbonlu martenzitin oluşumunu sağlamayacaktır. Soğuma ve sıcak haddeleme sırasında titanyumca zengin katışkılar segregasyon olacak ve yüksek titanyum içeriğinden dolayı çelikte kabartılar veya ince sıralı çökme problemleri oluşacaktır (Tullmin ve diğ. 1988, Thomas ve Hoffman 1982, Thomas 1983).

3.1.3 Mekanik özellikler

3Cr12 ve diğer çift fazlı çeliklerde ortaya çıkan yarıma olayı oldukça ilgi çekicidir. Bu durum incelenerek ferrit-martenzit tane sınırları boyunca tanelerarası dekohezyondan oluştuğu belirtilmiştir. Bu durum çekme deneyi sırasında parçanın boyun vermesi sırasında oluşur. Bu yarıma oluşumunun az alaşımlı çeliklerde bantlı yapının oluşumuna bağlı olduğu belirtilmektedir. Bantlanma 3Cr12 çeliğinin sürekli döküm levhasının sıcak haddelenmesinde ortaya çıkmaktadır ve tüm numuneler yarıma türü kopma oluşumuna eğilimlidir. Uygun ve önemli bir ısı işlem görünür

biçimde bantlanmayı ortadan kaldırır ve böylece yarılma türü bir kopmaya olan eğilim azalır (Thomas 1983).

Kesici kenarlarındaki keskinliğin azalması bıçak ağız aralığının açılması gibi kayma üzerinde benzer etkiye neden olur. Anizotropik özellik gösteren kalın malzemeler delaminasyon ile sonuçlanabilir. Bir çok durumda haddelenmiş çeliklerde Charpy darbe deneyi sırasında delaminasyonun oluştuğuna ait bir çok kavram vardır ve bu durum sürpriz değildir, haddeme düzlemine paralel olarak tane anizotropisinin olası delaminasyona neden olacağı bilinmektedir. 3Cr12 çeliğinde delaminasyon oluşumu üzerine dikkate değer araştırmalar vardır. Alaşımın bileşimi sıcak haddeme sırasında çeliğin ferritik- ostenitik çift fazlı bir yapıda olduğunu ve kritikaltı sıcaklıklarda temperlemede ferrit ve temperlenmiş martenzitten oluşan bir ince taneli yapının ortaya çıktığı görülmektedir. 3Cr12 bu gibi anizotropi özellikleri gösteren malzemelere bir örnektir (Knutsen 1992, Veldsman 1990).

3.1.4. Korozyon direnci

3Cr12 çeliği atmosferik korozyona ve orta seviyede korozyonlu sularda çok iyi direnç gösterir. Bu çeliğin ömrünün atmosferik korozyon deneyleri ile deniz suyuna maruz bırakılmış boyanmamış karbonlu çeliğin ömrünün 250 katına kadar geliştirilmiş olduğu bulunmuştur. Bu çelikte diğer paslanmaz çelik kalitelere benzer şekilde klorürlü ortamlarda pitting (çukurcuk) korozyonuna karşı hassastır ve ostenitik kalitelere veya 430 gibi %17Cr'lu ferritik kalitelere göre daha düşük dirence sahiptir. Eğer yapının estetik görünüşü önemli ise agresif atmosferik koşullarda yüzeyde olacak noktasal lekelenmeler (paslanmalar) normaldir ve bu durumlara karşı 3Cr12 çeliğinin yüzeyleri boyanabilir (Moore 1997, NN 2007).

3Cr12 çeliğinin korozyon direnci göreceli olarak düşük krom içeriğine göre sınırlıdır. Deniz ve endüstriyel ortamlarda atmosferik korozyona karşı iyi dirence sahiptir ancak biraz renk değişimi ile karşılaşılır. 3Cr12 çeliği madenlerde geniş uygulama alanı bulur, buralarda çinko kaplı veya yumuşak çelikler kullanılmasında düşük pH, yüksek klor bileşimi ve yüksek sıcaklık etkisi korozyon hızını artırır. Düşük korozyona uğrama hızı ve çukurcuk korozyonuna direnci, 3Cr12 çeliğinin kullanılmasını pratik duruma getirir. Bu çeliğin yüzeyindeki sıkı pasif tabaka sayesinde birçok ortamda martenzite olan tercihli korozyon etkisi uygulamada

oluşamaz. Bu gibi uygulamalarda korozyon hızı yeterlidir ve malzemenin kaplı yumuşak çeliklere alternatif olarak kullanılmasını dikkate değer duruma getirir. 3Cr12 çeliğinin düşük krom bileşeni koruyucu yüzey tabakasının yavaş oluşumunu sağlar. Bu durumda çeliği çok agresif ortamlarda yüksek hızda korozyona dirençsiz hale getirebilir. Bu olayın bilinmesi dolayısı ile, 3Cr12 çeliğinin tüm korozyon ortamlarında kullanılmadan önce yüzeyinin nitrik asit çözeltisi ile pasivasyona tabi tutulması esastır (Thomas 1983, Thomas ve Hoffmann 1982).

3.1.5. Fiziksel özellikler

3Cr12 çeliği manyetiktir ve Curie noktası yaklaşık 740 °C'dir. Diğer fiziksel özellikleri sırasıyla: yoğunluğu 7,7 kg/dm³, elektrik direnci 0,6 Ωmm²/m'dir. 3Cr12 çeliği benzer ısı genleşme katsayısına bağlı olarak aynen yumuşak çeliğin açılma çarpılma davranışını gösterir.

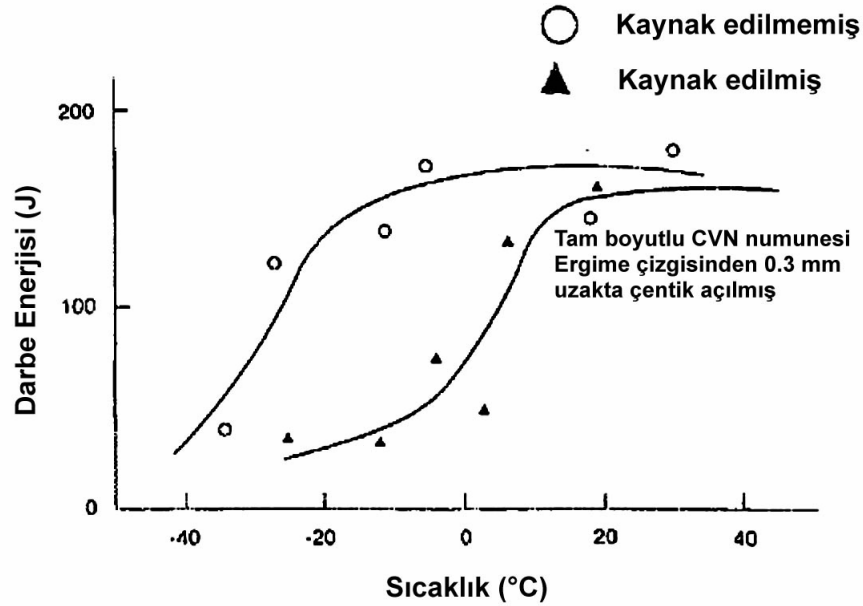
3.1.6. Kaynak özellikleri

Ferritik paslanmaz çeliklerin zayıf kaynak kabiliyetleri onların çok yaygın kullanımlarını engelleyen başlıca nedenleridir. Bu kaliteler de kaynakta IEB'de aşırı tane irileşmesi olayı vardır. Tane irileşmesi halen oluşmasına karşın 3Cr12 bu sınırlamaların üstesinden gelecek derecede doyurucu kaynak kabiliyeti özellikleri gösterir ve birçok uygulamada birçok özelleştirilmiş kaynak yöntemi ile kullanılabilir şekilde uyumlu duruma gelmiştir. Levyveld ve van Bennekom tarafından yapılan çalışma tokluk azalması ile sonuçlanan, KM ve IEB'de tane sınırları boyunca martenzit tabakası bulunan iri tanelerin oluştuğunu gösterir. Kırılma yüzeyleri klevaj tabakaları biçiminde ve kırılma gevrekli (Lelyveld ve Bennekom 1995). Tane irileşmesini ve zayıf tokluğu en aza indirmek için düşük ısı girdisi önerilir ve bu da daha iyi kaynak özeliği sağlayacaktır (Kaluç ve Tülbentçi 1998).

3Cr12 çeliği için kullanılan başlıca ark kaynak yöntemleri, örtülü elektrod ile ark kaynağı (SMAW), ergiyen elektrod ile gazaltı kaynak yöntemleri (GMAW) ve TIG kaynağı (GTAW) olmaktadır. GTAW yöntemi 2,5 ve 3 mm kalınlıklara kadar uygundur. Moore adındaki araştırmacıya göre, tozaltı kaynak yöntemi (SAW) yüksek ısı girdisi ve yavaş soğuma hızı dolayısı ile IEB tokluğunu düşüreceğinden uygun

değildir. Eriksson ve Johansson tarafından yapılmış bir çalışmada, alışılmış ve yüksek hızlı MIG kaynağı uygulanmış %12Cr'lu paslanmaz çeliğinin Charpy darbe deneyleri sonuçları göstermiştir ki 3Cr12 çeliğinin tokluğunda ısı girdisi başlıca etkiye sahiptir. İri taneli IEB çok kritik bir bölgedir ve düşük ısı girdisi geçiş sıcaklığını iyileştirmektedir (Moore 1997, Eriksson ve Johansson 1997).

3Cr12 çeliğinin çift fazlı doğası yüksek sıcaklıklarda IEB'nin bir bölümünün hızlı soğuma sırasında martenzite dönüşmesine neden olmaktadır. Kaynak yöntemi ve soğuma hızı, hızlı soğumuş ve yavaş soğumuş martenzit arasındaki sertliğin gözle görülür değişimini etkilediği gibi IEB tokluğunu da etkiler. Martezitin morfolojisi hem tanelerarası hem de tanelerdışıdır. Tanelerdışı martenzit yüksek ostenitizasyon sıcaklığına sahip olduğundan dolayı göreceli olarak ta yüksek karbonludur. Tanelerarası martenzit daha yüksek tokluk gösterir ve tok tane sınırındaki ikinci faz mekanik özelliklerde yararlı etkiye sahiptir. Eğer, artık martenzitin hacimce miktarı az ise IEB'de biraz tane irileşmesi oluşur (Thomas 1993, Thomas ve Hoffmann 1982).



Şekil 3.7: Kaynak sonrası 3Cr12 çeliğinin geçiş sıcaklığı eğrisi (Thomas and Hoffman 1982).

IEB'nin çift fazlı ferrit+ martenzit yapısı esas metalin ferritik yapısından daha toktur. Genel olarak ferrit- martenzit arayüzeyinde geniş karbonitrürler yer alıyor ise bu bölge sık sık çatlak başlamasına yol açar. Çatlaklar daha gevrek faz içinde belirli bir kritik boyuta ulaştıklarında daha hızlı büyümeye eğilimlidirler, ancak Fe- Cr ferrit içindeki klevaj kırılması hemen oluşur ve bu da ferriti martenzite göre daha

çatlamaya eğilimli duruma getirir. 3Cr12 çeliği genel olarak ostenitik paslanmaz çelik elektrodlar ile kaynak edilir, böylece kaynak metali yaklaşık olarak %5- 15 arasında az miktar ferrit içeren ostenitik yapıdadır. Kaynak metalinin yüksek çözünmesi ferrit miktarını yükseltir ve kaynak metalinde ferrit+ ostenit+ martenzitten oluşan üç fazlı bir yapının ortaya çıkmasına neden olur. Bu üç fazlı yapı oluşumundan sakınılmalıdır zira bu yapı özellikle zayıf tokluk gibi özelliklere sahiptir (Thomas 1983).

Kimyasal bileşimleri ASTM A240'da S41003 ve EN 10088-2 ve EN 10028-7'de 1.4003 kaliteye karşılık gelen az karbonlu %12Cr'lu ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında, tüm kaynak yöntemlerinde kullanılmak üzere geliştirilen 308L ve 316L elektrodları da yaygın olarak kullanılmasına karşın AISI 309 tür ostenitik paslanmaz çelik elektrodların seçilmesi önerilir. Bu elektrodun kullanılması durumunda KM ile EM arasında özellik uyumsuzluğu olsa da bağlantının kullanım sırasında karşı karşıya kalacağı darbelerin bir kısmını karşılayan kaynak dikişinin tokluk özellikleri sünek olan ostenitik kaynak metali tarafından sağlanır. Bu uygulama kaynak sırasında yüksek ısı girdisi kullanılması durumunda sorun yaratan IEB'deki tane irileşmesini ve kaynak metalindeki martenzit oluşumunu sınırlar. Bu çözüm pahalı olmasının yanısıra ostenitik paslanmaz çeliklerin ısıl genişmesi katsayılarının 3Cr12 veya yumuşak çelikten çok daha yüksek olmasından dolayı ek bir sınırlama getirmektedir. Bu durum kaynaklarda ısıl gerilmelerin ortaya çıkmasına neden olması dolayısıyla uzun kaynak dikişleri kullanıldığı uygulamalarda göz önüne alınmalıdır (Taban ve diğ. 2007a,b,c, 2006a,b, du Toit ve diğ. 2006, Greeff ve du Toit 2006, Meyer ve du Toit 2001, Marshall ve Farrar 2000, Johansson ve diğ. 1999, Gooch ve Ginn 1988, Moore 1997, Lelyveld ve van Bennekom 1995, Thomas 1983, Thomas ve Hoffman 1982).

Bu konuda yayımlanmış olan kaynak kabiliyeti çalışmaları, IEB'deki hidrojen çatlak tehlikesinin en aza indirilmesi ve yapısal amaçlar için gereksinim duyulan sünek kaynak metalinin yeterli akma mukavemet özellikleri göstermesini sağlamak amacıyla ark kaynaklarının oluşturulmasında ostenitik paslanmaz çelik elektrodların kullanılabilirliğini göstermiştir. Bu tür çelikler için ticari olarak eş bileşimdeki elektrodlar (E410NiMo) bulunmasına karşın darbe, ani darbe, yorulma veya dinamik yüklerin olabileceği uygulamalarda bu elektrodların kullanımı önerilmez. Bu elektrodlar yalnızca eş korozyon direncinin gerekli olduğu özel uygulamalar için seçilebilirler. Bu tür paslanmaz çelikler az alaşımlı çelikler ve yumuşak çelikler ile

ostenitik paslanmaz çelik elektrodlar kullanılarak kaynak edilebilir. Ancak 12Cr'lu çelikler ile farklı metaller arasındaki kaynak uygulamalarında bazı problemler vardır. Eş 3Cr12 elektrodları, 3Cr12'nin farklı metal kaynağı için uygun değildir (Taban ve diğ. 2007a,b,c, 2006a,b, du Toit ve diğ. 2006, Greeff ve du Toit 2006, NN 2006a,b, NN 2004a,b, Meyer ve du Toit 2001, Marshall ve Farrar 2000, Johansson ve diğ. 1999, Gooch ve Ginn 1988, Moore 1997, Lelyveld ve van Bennekom 1995, Pagani ve Robinson 1988, Thomas 1983, Thomas ve Hoffman 1982, Eckenrod ve Kovach 1980).

3.1.7. 3Cr12 çeliğinin endüstriyel uygulamaları

3Cr12 çeliği korozyon/abrazyonun bulunduğu uygulamalarda yöntemin uygulama verimliliği ve servis ömrünün artması nedeni ile üretim maliyetlerinin azaltılması amacıyla üretilmiştir. 3Cr12 çeliği, maden ve mineral endüstrilerinde altın ve kömürün taşınmasında kullanılan vagonlarda, depolama tanklarında, motorlu taşıtlarda, kuru yük vagonlarında, ıslak taşların iletim kanallarında, koroziv ve abrazif çamurların pompalanmasında kullanılan borular, abrazif malzemelerin taşınması, konveyörlerin çelik kısımları, rulolar, otomobil egzost sistemleri gibi birçok endüstride karşılaşılan bir miktar abrazyon, az koroziv ortamda iyi direnç gereksiniminin tümünü bulduran atmosferik ve agresif olmayan sıvı ortamlarda genellikle uygulama alanı bulmaktadır. Bazı tipik az gerilmeli korozyon- abrazyon uygulamaları arasında kömür ve altın vagonları, cevher geçiş kanalları, kömür maden endüstrisi, titreşimli konveyörler, kül deşarj boruları bulunmaktadır. Güney Afrika, Avustralya, Belçika, İngiltere ve Amerika gibi dünya çapındaki başlıca büyük demiryolları, 3Cr12 çeliğinden yapılmış kömür ve altın vagonları ile taşımacılıkta 20 yılın üzerinde endüstriyel deneyime sahiptirler (Maxwell 1997, Moore 1997, Marini ve Knight 1995, Karjalainen ve diğ. 1992, Eckenrod ve Kovach 1980).

Güney Afrika ve Avustralya maden endüstrilerinde altın, kömür, platin, elmas ve titanya/ilmenit madenlerinde çok büyük tonajlarda taşımacılık yapılmaktadır. Madenlerdeki atmosferik koşullar özellikle düşük pH'lı, yüksek klor ve demirsülfat içeren sulu, azot oksitli egzost dumanlarının yüksek miktarda nem ve yüksek sıcaklığın birlikte bulunduğu agresif ortamlardır. Korozyon ve abrazyonun sinerjik etkisi ile aşınma hızlanır. Madenlerde, kaplanmamış yumuşak çelikte korozyon ve abrazyonun neden olduğu aşınma hızı kabul edilemeyecek derecede yüksektir ve

dolayısıyla tamir bakım giderlerinin önemli kısmını bu oluşturur (Moore 1997, Marini ve Knight 1995, Thomas 1983).

Korozyon ve abrazyonun birlikteliği malzeme mühendislerini ciddi bir problemle karşı karşıya bırakmaktadır. Sert, abrazyona dirençli karbon- mangan çelikleri ve ıslah çelikleri, düşük pH'lı maden sularında ve deniz suyunda düşük korozyon direnci gösterirler. Ostenitik paslanmaz çelikler ise çok pahalıdırlar ve bunlar abrazyona karşı yeterli sertlik değerlerine sahip değildirler. 3Cr12 çeliği ise ıslak kaymalı abrazyon problemlerine ekonomik bir çözüm sağlayacak biçimde sertlik ve korozyon direncinin iyi bir kombinasyonuna sahip bir çeliktir. Darbeli abrazyona maruz kalan uygulamalarda, %14Mn'lı çelikler veya yüksek kromlu dökme demirler kullanılır. Saha ve laboratuvar deneyleri, 3Cr12 çeliğinin drenaj kanalları, kutular, yıkayıcılar ve ıslak abrazyon içeren diğer uygulamalarda ekonomiklik sağladığını göstermektedir (NN 2006b, Moore 1997, Marini ve Knight 1995, Thomas 1983).

Alışılmış çeliklerde korozyon ürünü olan pas tabakası kazıma veya zımparalama ile kolayca giderilir, böylece ortaya çıkartılan yeni yüzey ileride korozyonu ivmelendirici rol oynar. 3Cr12 çeliğinde ise, korozyon ürünü olarak oluşan mikroskobik bir Cr oksit tabakası sert ve çok fazla yapışkan olup yüzeyi asidik ve abrasif koşullarda bile koruyucu özeliğe sahiptir. Eğer bu tabaka zarar görürse kendi kendini onarır ve çelik sürekli olarak etkilenmeden kalır. Bu üstün performansın uygulamadaki sonucu olarak 3Cr12den yapılmış kömür vagonlarının korozyondan korunmasına gerek duyulmaz. Böylece, daha ince, dolayısıyla daha hafif 3Cr12 levhalar kullanılabilir ve bunun sonucunda da daha uzun zaman bakım gerektirmeyen ve daha çok yüklemeye yapılabilen vagonlar üretilebilir. Bu çeliğin yüksek mukavemet ve iyileştirilmiş korozyon direncinden dolayı uygulamaları konveyör yapıları, pil kutuları, döküm tavaları, yeraltı lokomotifleri, cevher taşıma arabaları, şaftlar, borular, kimyasal depolama tankları, zemin kaplamaları, makina koruyucuları ve atlatma hatlarını da kapsamaktadır (NN 2006b, Maxwell 1997, Moore 1997, Marini ve Knight 1995, Thomas 1983).

Nisan 1985'de Ermelo-Richards körfezi kömür hattında 3Cr12 prototip kömür vagonları işletmeye alınmıştır. O tarihlerde, kömür vagonu yapımı için Corten çeliği özel bir malzeme olarak kullanılmasına karşın kömürün taşınmasında oluşan korozyon/abrazyon aşınmalarına bağlı olarak şiddetli korozif etki ile karşı karşıya kalınmaktaydı. Yeni bir çelik türü olan 3Cr12 prototiplerinin ilk denemeleri sırasında

“beyaz” 3Cr12 çeliği kullanılmıştır. İleriye dönük olarak malzeme fiyatlarını düşürmek için sonraları tüm yapılacak kömür vagonları “siyah” 3Cr12 çeliğinden üretilmişlerdir. Daha sonraları kömür vagonları “siyah” 3Cr12 çeliğinin kullanımında o sıralarda 2500 metrik tonluk en geniş pazarı oluşturmuştur. Beş yıllık işletme sonrasında, karşılaştırma standardı olarak kullanılmış 3Cr12’den yapılmış iki vagon ve Corten çeliğinden (alışılmış karbon ve hava etkilerine dirençli çelik) yapılmış iki vagon incelenmelere tabi tutulmuştur. 3Cr12 vagonun durumunun hala çok iyi çalışma koşullarında olduğu sadece kömürle temas sonucunda hafif renk değişikliği ile çok az korozyon izleri gösterdiği saptanmıştır. Islak kömürün dolduğu bölgelerde IEB ya da kaynak dikişlerinde korozyon oluşmadığı görülmüştür. Buna karşın, Corten çeliğinden yapılmış vagonların yan panellerinde korozyona bağlı olarak kesit incelmeleri oluşmuştur. Buna ek olarak, takviye kirişlerinde çatlaklar ve şiddetli korozyon etkisine uğramış yerler görülmüştür. Yapı elemanları arasındaki kaynak dikişlerinin de çok şiddetli korozyona uğradıkları saptanmıştır. Bu inceleme Corten çeliğinden yapılmış vagonların 5- 6 yıl kullanımdan sonra oldukça çok tamir işlerine gerek duyulacağını göstermiştir ki bu da vagonların ömrünün sınırlı olduğunun açık delili olmaktadır. Bu karşılaştırmada, kayıt edilen korozyon hızları esas alınarak 3Cr12 çeliği vagonların yaklaşık 20 yıl işletme ömrüne sahip oldukları saptanmıştır (Maxwell 1997, Marini ve Knight 1995).

1985 yılında 3Cr12 çeliğinin ilk tanıtımından itibaren iki vagon 1986’da ve tekrar 1999 yılında incelemeye tabi tutulmuştur. 14 yıl işletme süresinden sonra vagonların yüksek abrazyon aşınması etkisinde kalan bölgelerinin hala çok iyi durumda olduğu örneğin yüzeylerin düz, parlak ve çok çok iyi kaydırıcı kabiliyete sahip olduğu görülmüştür. Kaynak dikişlerinin IEB’de çukurcuk korozyonu veya kaynak hasarı, yorulma izleri görülmemiş olup bu vagonların çok iyi koşullarda bulunduğu ve yaklaşık 50 yıl kullanılabilirlikleri gözlenmiştir (NN 2007).

3Cr12 çeliğinin kullanımı ile Güney Afrika’da üretilen diğer tür kömür vagonları 58 vagonluk bir filo oluşturularak Duvha Open Cast madeni ve Middleburg Mine Services arasındaki hatta kullanılmaktadır. Vagonlar 57 tonluk taşıma kapasitesine sahip olarak boşaltma kapaklıdır. 3Cr12 çeliği gövde kenarları, boşaltma kapakları, vagon alt şasisi ve gövde bölmelerinin yapımında kullanılmıştır. Mart 2003 yılında bir inceleme yapılmış ve işletmede on yıldan az bir sürede kullanılan vagonlarda aşınma olmayan veya yorulma veya kaynağa bağlı hasarlardan iz görülmeyen çok iyi durumda oldukları bulunmuştur (NN 2007).

3Cr12 çeliğinden üretilmiş kömür taşıma vagonlarına ait örnekler aşağıdaki resimlerde gösterilmiştir.



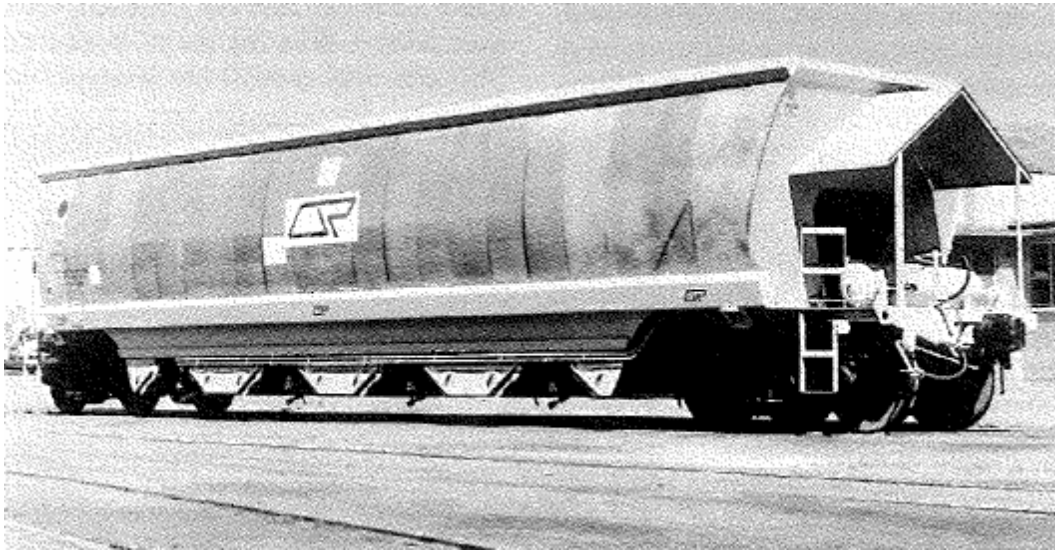
Şekil 3.8: Duvha Open Cast Mine ve Middleburg Mine Services arasındaki hatta kullanılan yüksek tonajlı kömür vagonları (NN 2007).



Şekil 3.9: 82 tonluk CCL Jumbo kömür vagonu iç kısımlarının görünüşü (NN 2007).



Şekil 3.10: Queensland demiryolları şirketi, Q-rail için üretilmiş kömür vagonları (NN, 2001).



Şekil 3.11: Avustralya'da kullanılan 3Cr12 çeliğinden üretilmiş bir kömür vagonu (Moore 1997).

Oksitleyici ve sürünme- yorulma yük koşullarında çalışan kimya ve güç üretim endüstrilerindeki bileşenler için 3Cr12 kullanımı dikkate alınmaktadır. Bu alaşımın dikkate alındığı uygulamalarda dinamik zorlamalara, zamana bağlı sürünmeye ve değişik miktarda oksijenin bulunduğu atmosferik ortamlara maruz kalmaktadırlar (Aghion ve Ferreira 1993).

3Cr12 çeliği ilk tanıtıldığı 1979 yılından bu yana sıvı ortamlarda çok yaygın olarak kullanılmaktadır. 3Cr12 çeliği borular, depolar, soğutma kullerindeki çapraz elemanlar (X-Grid), dinlendirme tesisleri, daldırma levhaları, hayvanların su içtiği kanallar ve benzerleri bir seri uygulamada başarı ile kullanılmaktadır (NN 2007).



Figure 3.12: Middelburg için 1989 yılında inşa edilmiş DAF koyulaştırıcısı (NN 2007).

Dünya çapında pek çok ülkede korozyon etkilerini en aza indirmek üzere içi boş otobüs karoseri elemanlarının tasarımında 3Cr12 kullanılmaktadır. Avrupa'daki ve Güney Afrika'daki üreticiler, yüksek mekanik özellikleri ve üstün kaynak kabiliyetine bağlı olarak otobüs karoseri elemanlarının tasarımında 3Cr12 çeliğini seçmektedirler. Yüksek akma mukavemeti ile yüksek korozyon direncinin birarada bulunmasıyla uzun süreli yapısal dayanım garantisi maksimum yolcu güvenliğini sağlamaktadır. 3Cr12'nin kullanımıyla yüksek mukavemetine bağlı olarak daha ince kesitlerin kullanımına olanak vererek 900 kg'a kadar kütleli ağırlıktan tasarruf sağlanabilmektedir (NN 2007, Dhooge ve Deleu 2005).



Şekil 3.13: a) 2004'de üretilmiş TFM otobüsü, b) Yaklaşık olarak 10 yıllık bir otobüsün altındaki 3Cr12 karoseri destek elemanı (NN 2007).



Şekil 3.14: %12Cr'lu paslanmaz çelik elemanların kullanıldığı bir otobüs (NN 2004b).

Seksenli yılların başında Durban'daki çarpışan arabaların işletme sahipleri çok ciddi bakım problemleri ile karşılaşmışlardır. Çarpışan arabaların kullanıldığı yerdeki zemin karbonlu çelikten yapılmış ve sürekli olarak korozyona uğramaktaydı. Korozyon genellikle tesisin durduğu sürede geceleri veya sezon dışında oluşmaktaydı. Oluşan oksit tabakası yani pas çarpışan arabaların gezinmesi sırasında zeminden toz halinde kaldırılarak ortama dağılır ve daha sonra elektrik motorlarına çökerek sargılarda birikerek bakım ve tamir masraflarının artmasına neden olmaktadır. Bunun üzerine, karbonlu çelikten yapılmış zeminin 3Cr12 çeliği ile yer değiştirmesine karar verilmiştir. 6x1000x2000 boyutlarındaki levhalar zemine gömme civatalar ile bağlanmış ve 20 yıldan daha fazla kullanılmışlardır. 2003 yılında

oyun yerine yapılan ziyarette zeminin düz ve parlak olduğu ve arabaların bakım giderlerinin %80 azaldığı izlenmiştir (NN 2007).



Şekil 3.15: Çarpışan arabaların kullanıldığı alan (NN 2007).



Şekil 3.16: Çarpışan arabaların kullanıldığı zemine vidalarla bağlanmış 6x1000x2000mm boyutlu 3Cr12 levhalar (NN 2007).

%12 kromlu çelikler askeri ve sivil amaçlı uçakların gaz türbini motorlarının parçalarında ve kapı panelleri, pencere çerçeveleri ve geçiş panelleri gibi uygulamalarda da kullanılmaktadırlar (IAF-Editor 2000)..

3Cr12 çeliği, Rooiwal Power Station'da bir kulede ızgaralara bağlanarak ki bunlar X-Grid olarak adlandırılmıştır, uzun süreli deneyler sonrasında güç istasyonlarındaki soğutma kulelerinin X-Grid bağlantılarında da kullanılmaktadırlar. X-Grid'ler 1,2 mm kalınlığındaki 3Cr12 çeliğinden üretilmişlerdir ve 20 yıldır bakım yapılmaksızın kullanımdadırlar (NN 2007).



Şekil 3.17: 20 yıldır kullanımda olan soğutma kulesinin içindeki X- Grid elemanlarının görünüşü, çap yaklaşık olarak 52 m (NN 2007).

3Cr12 elektirifikasyon direklerinde kullanımı ile direklerin yenilenmesinde başarı göstermiştir. Ana hatlarda Güney Afrika demiryolları tarafından raylarda 30 km'nin üzerinde elektrifikasyon gerçekleştirilmiştir. 3Cr12 limanlarda dahil olmak üzere direklerin ana elemanları ve kafes elemanları ve kirişler için seçilmiştir. 20 yıl sonra, ölçülebilir bir korozyon bulunamamış ve sistemin tam tamir gerektirmeden daha en az 40 yıl daha kullanılması beklenmektedir (Maxwell 1997, NN 2007).



Şekil 3.18: Kaynaklı bölgelerde korozyon görülmemiş elektrik direkleri (NN 2007).

3Cr12 çeliği kullanılan gövde ve içi boş destek elemanları ile inşa edilmiş yolcu tren vagonları ve tramvaylar bulunmaktadır (Maxwell 1997).



Figure 3.19: Gövde ve destekleri 3Cr12 ile üretilmiş tramvaylar (NN 2004b).

Uzun yıllardan bu yana dünyada şeker üretimi yapılan her yerde, şeker endüstrileri korozyon ve abrazyon aşınmasından oluşan ciddi ve pahalı problemler ile karşı karşıyadırlar. Güney Afrika şeker endüstrisine 3Cr12 çeliğinin 1980/81'den beri tanıtılmasıyla, şeker kamışı ve pancar işlemede birçok ülkede çok sayıda uygulamada bu çeliğin kullanımı kanıtlanmıştır. 3Cr12 korozyona ve abrazyona direnci ve düşük fiyatı ile şeker üretim tesislerinde şeker kamışı taşıyıcıları, difüzörler, suyu çıkarılmış şeker kamışı veya pancar posası taşıyıcılarında, ısıtıcılar ve benzeri bir çok yerde çok iyi performansla sahiptir. Şeker endüstrisinde hasat zamanı dışında sezona bağlı olarak düzenli bakım yapılır. Şeker kamışının veya pancarın işlenmesi periyodunda planlanmamış bir bakım, tamir fiyatlarının yanısıra pahalı üretim kayıplarıyla sonuçlanır. Yaklaşık olarak yılda 2 milyon ton şeker kamışının işlendiği Güney Afrikada'ki tipik bir şeker tesisi ziyaret edildiğinde, görülen birçok uygulamada en fazla on yıl sonra değiştirilmesi gereken karbon çeliğinin kullanıldığı ana şeker kamışı taşıyıcılarında karbon çeliğinin çok düşük performansından dolayı 3Cr12 çeliğinin tercih edildiği görülmüştür. Bu tesiste 3Cr12 çeliği 1985 yılında kullanıma alınmış ve 2003 yılında hala çok iyi bir performans göstermektedir. Şeker kamışı taşıyıcıları, şekerli su geçiş yerleri, sıkılmış kamış taşıyıcılar, filtreler, ayırıcılar, santrifüjler ve kül taşıyıcılar gibi yerler tipik bir şeker üretim tesisinde 3Cr12 çeliğin kullanıldığı yerlerdir (NN 2007).



Şekil 3.20: Haşlama şerbet ısıtıcı kapağı, 3Cr12 çeliğine karşı karbonlu çeliğin durumu (NN 2007).

Karbonlu çeliklerden daha ince kalınlıklarda 3Cr12 çeliği kullanılabilceği de dikkate alınmalıdır. Boyama ve yüzey işleme daha az gerek duyulacağından daha uzun ömüre sahip olduğu da düşünülürse, 3Cr12 çeliği şeker endüstrinde çok ekonomik bir malzeme olmaktadır.

3Cr12 çeliği korozyon/abrazyon için ve diğer uygulamalar için çok başarılı bir malzeme olmasına karşın çok agresif ortamlar için bu çeliğin uygun olamayacağı da bilinmelidir. 3Cr12 korozyona dirençli bir malzemedir ve özellikle çok agresif ortamlarda kullanılan birçok pahalı paslanmaz çeliğin yerine kullanılmak üzere tasarlanmamıştır. Eğer 3Cr12 çeliği özellikle hareketsiz yani durgun koşullar altında yüksek klor konsantrasyonu içeren ortamlarda kullanılıyorsa problemlerle karşılaşılabilir. Bakterilerin olduğu yerlerde de mikrobiyolojik korozyon etkisi ile de karşı karşıya kalma tehlikesi vardır. 3Cr12 atmosferik etkiye dirençli malzeme olmasına karşın suyun yüzey üzerinden dökülmesi olan yerlerde lekelenme oluşur. Dolayısı ile, yapıların yüzeylerinin estetik görünüşünün önemli olduğu yerlerde çeliğin yüzeyine kaplama uygulanması önerilir (NN 2006a, NN 2004c, Marini ve Knight 1995).

50 yılı aşan süreler için bazı agresif ortamlarda ve deniz ortamında kullanılan takviyeli beton yapıların uzun, bakım gerektirmeyen kullanım ömrü gereksinimleri korozyon dirençli çeliklerin kullanılması ile en iyi şekilde karşılanabilecektir. Uygun ve kabul edilmiş beton uygulamaları kullanımıyla inşa edilmiş yapılarda takviyelerde 3Cr12 ve diğer paslanmaz çeliklerin kullanımı ile korozyondan ötürü en az gider oluşması ve uzun işletme ömrü sağlanır (NN 2007).

İlk tanıtıldığı 1979 yılından beri yukarıda belirtilen ortamlarda 3Cr12'nin kullanımının yaygınlaşması, performansı üzerine toplanan verilerin büyük sayılara ulaşılması ile sonuçlanmıştır. Kritik olmayan uygulamalardaki kullanım için ilk önerilerin bir çoğunda sezgiler üzerine ve deneylerin sonuçları esas alınmıştır. Bu zamanla özel olarak geliştirilmiş korozyon deney programlarının bir çoğunun tohumunun atılmasını sağlamıştır. Bu ilgilenme, kesintiye uğratması çok zor olan üretimle sonuçlanarak 3Cr12'nin performansına olan ilginin sonuçlarıdır (McEwan ve diğ. 1993).

Tablo 3.2: Güney Afrika endüstrisinde 3Cr12 uygulamaları (McEwan et al 1993).

Endüstri kolu	Başlıca kullanım yerleri
Madencilik	Cevher arabaları, oluklar ve oluk hatları, ölçme şişeleri ve hatları,kovalı iletim tertibatı hatları, konveyörler, şaftlar, hava ısıtıcı eşanjörleri, dinlendirme tankları, kovalar.
Şeker üretim	Şeker hazırlama tablaları, şeker kamışı/pancar kesicileri, posa taşıyıcıları, kaynar şeker suyu olukları, su yumuşatma tankları, şekerli su hatları, buhar hatları, vakumlu kondenserler, su boruları
Tarım ve balıkçılık	Gübre yayıcılar, suni gübre tankları, tohum boruları, tohum olukları, içme suyu kanalları, hayvan taşıma vagonları, koku gidericiler, balık kanalları, tavuk gübre siloları.
Kağıt üretim	Kağıt talaşı siloları, kağıt talaşı boruları, kağıt hamuru kovaları, işlenmemiş hamur tankları, su boruları, su işleme tankları, zemin döşemeleri, yeşil likör tankları,
Güç üretim	Bunker hatları, kül çamur hatları, soğutma kulesi çelik elemanları ve soğutucu elemanları, su tankları
Petrokimya ve metalurji	Sıcak hava girişleri, fan gövdeleri, kazan zırhları, yıkayıcı hatları, buhar difüzörleri, tanklar, borular ve flanşlar.
Et kesim (mezbahalar)	Kan tankı arabaları, artık arabaları, su içme kanalları, dönel yıkayıcılar.
Atık (kanalizasyon)	Filtre bölme levhaları, boru tutucular, parçalı yataklar, yürüyüş ızgaraları, çamur kapları, bend (savak) levhaları, ekstrasyon cihazları, santrifüj pompa gövdeleri, borular, atık tankerleri.
Yerel yönetim hizmetleri (belediye)	Hastane sıcak su tankları, yol süpürgeleri, elektrik kutuları, su boruları

3.1.8. 3Cr12 çeliği üzerine yapılmış araştırmalar

1979 yılındaki tanıtımından bu yana 3Cr12'nin kullanımının yaygınlaşması, gösterdiği performans ve özellikle korozyon direnci hakkında birçok verinin ortaya çıkması sonucunu doğurmuştur. Teknik literatürde, bu çeliğin kaynak kabiliyeti üzerine çok az çalışma bulunmaktadır. Kritik olmayan uygulamalardaki kullanım için ilk önerilerin bir çoğunda tahminler üzerine ve deneylerin sonuçları esas alınmıştır. 3Cr12 çeliği üzerine bir dizi özel geliştirilmiş korozyon deney programı gerçekleştirilmiştir. Dolayısı ile, ilk olarak korozyon performans çalışmaları, ikinci olarak 3Cr12 çeliği hakkındaki mekanik özellikleri ele alınabilecektir.

Laboratuvarda yapılan abrazyon ve abrazyon- korozyon deneyleri bir dizi ferritik, ostenitik ve martenzitik paslanmaz çelik üzerinde gerçekleştirilmiş ve altın madenindeki abrazif- korozif koşullarda asıl yerinde kullanılan benzer malzemelerin deneyleriyle karşılaştırılmıştır. Tüm kalitelerin bilinen abrazyon dirençli alaşımlardan çok daha iyi abrazyon- korozyon direncine sahip oldukları bulunmuştur. Ostenitik kalitelerin üstünlüklerinin yanısıra ferritik kalitelerin kayıp hacime düşen fiyatları

bakımından çok üstün oldukları ve 3Cr12 çeliğinin korozif ortamlarda abrazyona dirençli malzeme olarak bir potansiyele sahip olduğu bulunmuştur (Allen ve diğ. 1981).

İyon implantasyonunun aşınma ve oksidasyon üzerinde yararlı etki göstermesinden dolayı Hicks ve Robinson tarafından, 3Cr12 çeliğinin korozyon performansı üzerine ion implantasyonunun etkisi araştırılmıştır. Her dört dozajda Mo, V, Pb ve N elementlerinin ion implantasyonu etkisi üzerine çalışılmıştır. Pb implante olmuş 3Cr12 artan dozajlarda artan pitting direnci göstermiştir. Buna karşın Mo ve V implantasyonu daha düşük dozajlarda benzer etkiyi göstermiş ancak daha yüksek dozajlarda zayıf çukurcuk korozyonu direnci göstermiştir (Hicks ve Robinson 1984).

3Cr12 çeliğinin çukurcuk ve aralık korozyonu dirençleri üzerine genel olarak Mo eklenmesinin etkisi Tullmin ve Robinson tarafından araştırılmıştır. Normal olarak ağırlıkça %0, %0,1, 0,2, 0,3, 0,5, 1 ve %2 Mo içeren Ti ile stabilize edilmiş ve edilmemiş 3Cr12 alaşımları kullanılmıştır. Deney sonuçları stabilize edilmiş veya edilmemiş 3Cr12'ye %1'e kadar Mo eklenmesinin çukurcuk korozyonu üzerinde kayda değer bir düzelme etkisi göstermediğini ortaya koymuştur. Stabilize edilmiş 3Cr12'ye Mo eklenmesi, Mo içeriğinin %0,5 veya daha yüksek olmasıyla kabul edilemez düşük tokluk değerleri verdiği için dikkate alınamaz, bunun yanısıra %0,5'in altında Mo eklenmesiyle de korozyon direnci önemli ölçüde düzelmemektedir (Tullmin and Robinson 1988).

Musalo ve diğ. tarafından yapılan bir çalışmada ise, yumuşak çelik, 3Cr12 ve 316L çeliklerinin korozyon dirençleri, birçok endüstriyel su klor ve sülfat iyonları içerdiğinden dolayı sentetik maden ocağı sularında hızlandırılmış elektro kimyasal korozyon deneyine tabi tutularak araştırılmıştır. Güney Afrika maden ocağı suları durumunda ise, çözültüde toplam katıların tümünü kapsayan çözünmüş tuzlardan ayrılmış iki anyon bulunur. Yumuşak çelik direnci düzeltmek amacıyla daha çok uygun kaplamalarla kaplanarak Güney Afrika maden ocağı suları ile temas eden yapı bileşeni malzemesi olarak yaygın biçimde kullanılmıştır. Ancak, daha iyi korozyon direncine sahip malzemeler örneğin, 3Cr12 gibi korozyona dirençli çelikler ve 316L gibi daha yüksek alaşımlı çeliklerin uygulamalarının arttığı bulunmuştur. Yumuşak çelik maden ocağı sularında uniform veya genel korozyona uğramaya eğilimlidir. Yüzeydeki genel paslanma etkinin bu biçiminin karakteristik göstergesidir. Genellikle, korozif maden ocağı sularında düşük pH, yüksek miktarda çözünmüş

oksijen ve yüksek sıcaklıkta ve toplamda çözünmüş katı maddeler birlikte bulunur, bu durumda galvanizleme, boyama veya her ikisinin birlikte bulunduğu gibi bir kaplama olmayan yumuşak çelikte genel korozyon hızı çok aşırı duruma gelecektir. Yumuşak çelik, 3Cr12 ve 316L çeliklerinin korozyon dirençleri farklı permütasyon seviyelerinde klor ve sülfat içeren sentetik maden ocağı sularında hızlandırılmış elektro kimyasal korozyon deneyinde incelenmiştir. Yumuşak çeliğin genel korozyon direnci suda hem klor hem de sülfat iyonlarının bulunması ile ters olarak etkilenmiştir. Buna zıt olarak, su içindeki sülfat iyonları paslanmaz çelikler üzerinde yararlı pasiflik etkisi oluşturmuşlar ve onların hem yerel hem de genel korozyon dirençlerini düzeltmişlerdir. Sudaki sülfat iyonları paslanmaz çelikler üzerindeki sinsi klor iyonlarının bozucu etkilerini dengeleme eğiliminde bulunmuşlardır (Mursalo ve diğ. 1988).

3Cr12 çeliğinin korozyon davranışı üzerine çeşitli metalik olmayan katışıklardan etkisi Knutsen ve Ball tarafından bildirilmiştir. Katışıklara bağlantılı mikro çukurcuk oluşumunu incelemek amacı ile iki ticari şarjdan alınmış 3Cr12 çelik üzerinde potansiodinamik ve potansiyostatik deneyler gerçekleştirilmiştir. Sonuç olarak, göreceli miktarlardaki çözünmemiş titanyumca zengin sülfid ve titanyum karbonitrür katışıklardan çeliğin korozyonu üzerinde önemli etki göstermedikleri ve NaCl çözeltisinde MnS'in çözünmesinin mikro çukurcuk oluşumunu ve çukurcuk potansiyelini azalttığı gözlenmiştir (Knutsen ve Ball 1991).

3Cr12 çeliği dahil sekiz yüksek alaşımlı çeliğin korozyon dirençleri, Cash ve diğ. tarafından bir şeker kamışı fabrikasında akan şekerli su için araştırılmıştır. Bu çeliklerin tümü şeker fabrikasında işleme sırasında mevcut koşullar altında aynı anda etkiyen çukurcuk korozyonuna maruz bırakılmışlardır. Bu alaşımların yüzeyinde doğada organik olarak hemen olan bir yüzey filmi oluşmuştur. Bu da çukurcuklanmaya ek bir direnç sağlamıştır. Oluşan bu film rahatsız edici değildir ve klor içermeyen sular ile temizlenir, bunun sonucunda daha az kaliteli alaşımlı çelik 3Cr12'nin karışmış şeker suyu hatları için uygun bir malzeme olduğu sonucunu göstermiştir (Cash ve diğ. 1992).

McEwans ve diğ. tarafından hazırlanmış bir makalede, sıvı ortamlarda 3Cr12 çeliğinin performansı üzerine kullanılabilir veriler, saptanan üretimin pazardaki yeriyle ilgili izlenen yöntemlerin ana başlıkları verilmiştir. Çukurcuk korozyonu taramaları gibi teknikler, ZRA çalışmaları ve deneysel E-pH diyagramları oluşturulan

bir dizi yaklaşım modelinden elde edilmiştir. Bu modellerin entegrasyonu ve doğruluğu olayların tarihine karşılık yapılmış deneylerdir. Değişik uygulamalar için sadece 3Cr12 çeliği için değil önerilen uygun malzemelerle ilgili olanlara ve kullanıcılara teknoloji ve bilgi transferine gerek olduğu tartışılmaktadır (McEwan 1993).

Beton yapılarıdaki çelik takviyelerin korozyonu olayı Güney Afrika'da sahil bölgelerinde başlıca bir problemdir, Callaghan tarafından yapılmış bir çalışmada beton içinde takviye olarak performansının incelenmesi amacıyla bir seri etkileşim programında 3Cr12 çeliği kullanılmıştır. İlk etkileşim programında, yumuşak çelik ve 3Cr12 çeliği dekapaj ve sonra pasivasyon işlemine tabi tutularak özel tasarlanmış deniz ortam simülatöründe ortamla etkileşim sağlanmıştır. 4,5 yıl etkileşimden sonra karşılaştırmalı performansına göre 3Cr12 nin beton için dayanabilir bir takviye malzemesi olduğu yeniden tasdik edilmiştir (Callaghan 1993a).

Callaghan tarafından yapılan diğer bir çalışmada, beton içindeki performansı değerlendirmek için 3Cr12 çeliği iki seri etkileşim programına tabi tutulmuştur. İlk etkileşim programında, yumuşak çelik ve 3Cr12 çeliği dekapaj ve sonra pasivasyon işlemine tabi tutularak özel tasarlanmış deniz ortam simülatöründe ortamla etkileşim sağlanmıştır. 4,5 yıl etkileşimden sonra karşılaştırmalı performansına göre 3Cr12' nin beton için çok iyi bir takviye malzemesi olduğu yeniden tasdik edilmiştir. İkinci etkileşim programında, çelik, 3Cr12, 316 ve 304 paslanmaz çelikleri haddelenmiş durumlarında etkileşime bırakılmışlardır. Galvanzilenmiş çelik ve toz epoksi ile kaplanmış çelik çubuklar da etkileşime tabi tutulmuştur. Etkiler şiddetli korozyon olan deniz kenarında ve simulatörde gerçekleştirilmiştir. 2 yıl içinde, betonda takviye olarak kullanılmadan önce çelik, 3Cr12, 316 ve 304 paslanmaz çeliklerinde sıcak haddeleme tufallerinin tümünün temizlenmesine gerek duyulduğu anlaşılmıştır. Galvanize edilmiş çelik çubuklar zayıf performans göstermişlerdir. Toz epoksi ile kaplanmış çubuklar şiddetli tabaka altı paslanmaya ve korozyona uğramışlardır. Çelik çubukların karşılaştırılmasında performanslarının çok kötü olduğu ortaya çıkmıştır. Yüksek alkalimli ortamlarda, klor iki yıl içinde şiddetli korozyona neden olmuştur (Callaghan 1993b).

Chong ve diğ. tarafından yapılmış bir çalışmada lazerle ergitilmiş 3Cr12 çeliğinin yüzeylerindeki çukurcuk morfolojilerin gözlenmesinde martenzit veya olası

katişkılarının yer aldığı tane sınırlarında korozyon başlamış olduğu belirlenmiştir (Chong et al 2005).

Liu ve diğ. makalesinde de, önemli bilgiler elde etmek amacıyla çeşitli lazer ergitilmeli 2014-T6 ve 2024- T351 alüminyum alaşımlarının, 304L paslanmaz çeliğinin ve 3Cr12 çeliğinin korozyon performanslarındaki araştırmaların sonuçları özetlenmiştir, ancak lazer işlemleri yapılan yüzeylerin mikroyapısal karakteristikleri ve korozyon arasında zayıf bir ilişki anlaşılmıştır. Mikroyapının homojenizasyonu/rafine edilmesinden başlandığında, katı çözümleri matrisine karşılık çeşitli metaller arası bileşiklerin elektrokimyasal doğal yapısı, üst üste binmeyle oluşan IEB'ler ve soğuma hızıyla ilişkili faz dönüşümleri gibi faktörlerin lazer işleminden sonra anahtar rol oynadıkları bulunmuştur (Liu ve diğ. 2006).

Weiss ve diğ. tarafından gerinme hızı ve sıcaklığın fonksiyonu olarak 3Cr12 çeliğinin mekanik özelliklerinin bazı değişimleri incelenmiştir. Akma mukavemetinin boylamasına ve enlemesine doğrultular arasında farklılıklar olmadan gerinme hızı ve sıcaklığa bağlı olduğu bulunmuştur (Weiss et al 1990).

Aghion ve Ferreira tarafından yapılmış bir çalışmada 3Cr12'nin yüksek sıcaklık yorulma hasarı üzerine oksitleyici ortamların etkisi incelenmiştir. Sonuç olarak, 3Cr12'nin yorulma ömrü deney atmosferinde bulunan oksijen miktarına bağlı olduğu bulunmuştur. Saf argon ortamında elde edilen kısa yorulma ömrü, hava ortamında deneye tabi tutulan numunelerde görüldüğü gibi çatlak körelmesi ve dallanmasının mevcut olmamasına bağlanmıştır (Aghion ve Ferreira 1993).

Bredenkamp ve van den Berg tarafından sunulan bir çalışma da, 3Cr12 çeliğinden yapılmış I- kesitli kolonların yapısal performansları üzerinedir. 3Cr12 çeliği kolonların mukavemetinin çok iyi bir saptanması kısa kolonlardan elde edilen mekanik özelliklerin kullanılmasıyla bulunmuştur (Bredenkamp ve van den Berg 1995).

304 ve 3Cr12 tür paslanmaz çeliklerin kullanıldığı paslanmaz çelik soğuk şekillendirilmiş kolonların desteklerinin burkulması üzerine bir araştırma Korvink ve diğ. tarafından yapılmıştır. Teorik yaklaşımlarla karşılaştırılabilen çok iyi deneysel sonuçlar ortaya çıkmıştır (Korvink et al 1995).

van Bennekom ve Potgieter tarafından yapılmış bir çalışmada çimento tesisindeki

şartlandırma kulesinin hasarı incelenmiştir. Yapının yüksek sıcaklık oksidasyonu ve sülfürizasyonun birlikte etkimesine bağlı olarak hasara uğradığı bulunmuştur. Bu olay çıkan gazlardaki sodyum ve potasyum tuzlarının bulunmasından şiddetlenmektedir. Bu tip bir uygulamada, 3Cr12 çeliğinden daha yüksek krom içeren bir paslanmaz çeliğin kullanılmasının daha uygun olacağı sonucuna varılmıştır (van Bennekom ve Potgieter 2000).

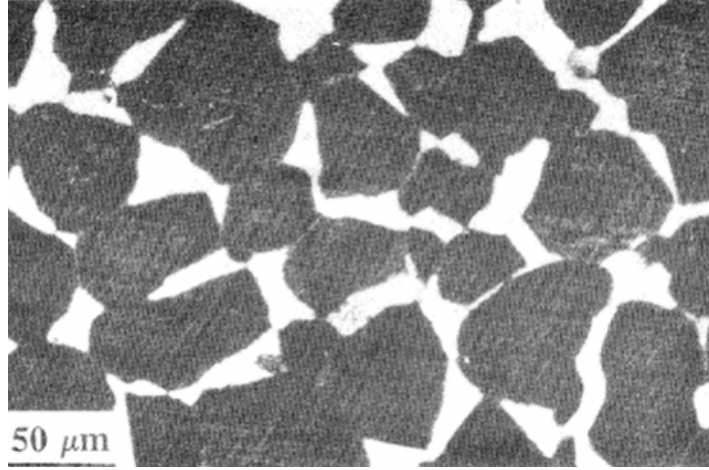
Plazma nitrülenmiş 3Cr12 paslanmaz çeliği ve AISI 316 ostenitik paslanmaz çeliğinin normal yorulma ve korozyonlu yorulma davranışları Allen ve diğ. tarafından çalışılmıştır. Deney parçaları düşük sıcaklık ve alışımlı nitrüleme sıcaklığını göstermek amacıyla sırasıyla 400°C ve 520°C'de iki nitrüleme sıcaklığında hazırlanmışlardır. Deney sonuçları, her iki yöntemde de yüksek sıcaklık yönteminin daha çok etkisi ile bu tür çeliklerin normal yorulma sınırının yaklaşık %10- 25 olarak elde edildiğini göstermiştir. Korozyonlu yorulma durumlarında, plazma nitrülemenin yararlı etkisi daha belirgindir ve nitrüleme sıcaklığının 400°C'den 520°C'ye artırılmasıyla korozyonlu yorulma sınırı 3Cr12 çeliği için %50 ve %100 arasında, AISI 316 çeliği için ise en az %50'den %150'ye yükselmiştir (Allen ve diğ. 2003).

3Cr12 korozyona dirençli çelik tellerin yorulma davranışları soğuk çekme gibi mekanik işlemlerin olduğu kadar tavlama, hızlı soğutma gibi ısı işlemlerin bileşik etkilerinin fonksiyonu olarak Topic ve diğ. tarafından araştırılmıştır. Deney numuneleri ısı işleme tabi tutulmuş, soğuk çekilmiş ve yük kontrol modunda yorulma deneyine tabi tutulmuşlardır. Başlangıç tavlama mikroyapısına sahip soğuk çekilmiş 3Cr12 çelik teller için elde edilen sonuçlar göstermiştir ki çekme gerinmesinin artırılması yorulma ve statik mekanik özelliklerini artırmaktadır. 0,47 gerinmeden daha ileri çekme işlemi yorulma mukavemetini önemli ölçüde artırmamaktadır. Ancak, hızlı soğutmayı izleyen soğuk çekme, tavllanmış ve soğuk çekilmiş 3Cr12 çeliği durumundan daha önemli ölçüde yorulma sınırını düzeltmektedir. Soğutma işlemi ile elde edilen çift fazlı yapı yorulma çatlağının başlamasında ve gelişmesinde geciktirici rol oynamaktadır ve çok önemlidir, 3Cr12 çelik tellerin yorulma davranışındaki bir çentik etkisi bu yol ile önemli olacaktır (Topic et al 2007).

Fe-Cr-Ni'li paslanmaz çeliklerle karşılaştırıldığında 3Cr12 çeliğinin elektrokimyasal davranışı ve fiziksel metalurjisi üzerine çok fazla çalışmanın olmadığı görülmektedir. Knutsen, bulunan martenzit fazında manganez ve nikelin zenginleşmesini ve

kromun azalması ile ferrit ve martenzit fazlarının bantlı yapısını açıklamıştır (Knutsen 1992).

Blum ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, 850°C'de 2 saat tavlamaı takiben yağ içinde hızlı soğutmanın ferrit ve martenzit morfolojisinin aşğıdaki şekilde izlendiğı gibi daha çok izotropik ve iri levha gibi oluştunu belirtmişlerdir.



Şekil 3.21: 850°C'de 2 saat tavlamaı sonra yağda soğutulmuş 3Cr12 çeliğinin optik mikroyapısı (Blum ve ark. 1992).

3Cr12 çeliğinin kaynağı ve kaynak kabiliyeti hakkında az sayıda çalışma bulunmaktadır.

Bennett tarafından yapılan bir çalışmada, 10 mm kalınlığında 3Cr12 ve yüksek toklukta 5Cr12HT çeliğı kullanılmıştır. 3Cr12 çeliğı 5Cr12HT çeliğine 309Mo ek kaynak metali kullanılarak en çok 1 kJ/mm ısı girdisi ile alın kaynağı yapılmıştır. 5Cr12HT çeliğı ve 3Cr12 çelikleri arasında kaynak edilmiş ve kaynak edilmemiş koşullarda çok farklı tane boyutları gözlenmiştir. 5Cr12HT çeliğı tarafında tane boyutu 3Cr12 tarafındakinden daha iyi bulunmuştur. Yapıdaki bu farklılık 5Cr12HT çeliğinin 3Cr12 çeliğine göre iyi yorulma direnci ve yüksek tokluğa sahip olduğunun göstergesidir (Bennett 1991).

İki çift fazlı paslanmaz çelikte yapılmış bir araştırmada, Avesta 2205 ve 3Cr12, 0,4 ile 1,7 kJ/mm arasında değışen ısı girdileri kullanılarak örtülü elektrodla ark kaynak yöntemi (SMAW) ile kaynak edilmişlerdir. Çalışmada, sertlik, darbe tokluğu,

mikroyapı ve korozyon hızıyla IEB özellikleri üzerine değişik ısı girdilerinin etkileri araştırılmıştır (Jana 1992).

Stabilize edilmemiş %12Cr'lu paslanmaz çeliğin kaynak bölgesinde ısıdan etkilenmiş bölgenin iri taneli bölgesinin darbe tokluğuna tane boyutu ve mikroyapı, bileşimin etkisi Orava ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada incelenmiştir. Beş tamamen martenzitik, iki martenzitik, iki martenzitik ferritik ve bir ferritik yapı elde etmek için sekiz ayrı şarj laboratuvarında hazırlanmıştır. Sertlik ve tokluk üzerine C ve N bileşenlerinin etkileri çalışılmıştır. İri taneli bölge simüle edilmiş ve tokluk deney sonuçları iri taneli bölge mikroyapısının dikkate değer bir etki yaptığını göstermiştir. Tamamen martenzitik alaşımlarda çok düşük geçiş sıcaklıkları ve martenzit sertliğinin artan karbon miktarıyla yükseldiği elde edilmiştir. Martenzitin levha boyutunun sertlik ve tokluk üzerinde etki yapmadığı izlenmiştir (Orava ve diğ. 1993).

3Cr12 boruların otojen kaynağı üzerine bir araştırma Lelyveld ve van Bennekom tarafından gerçekleştirilmiştir. Şeker endüstrisinde ısı eşanjörlerinde ve şekerli su kaynatma uygulamalarında kullanılan 3Cr12 borularının otojen TIG kaynağı araştırılmıştır. Borular titanyum ile stabilize edilmiş eski versiyon 3Cr12 çeliğinden üretildiklerinden kaynakta tane sınırlarındaki martenzit oluşumu sınırlıdır, ancak iri tane boyutlarıyla birlikte gevrek kaynak yapısı ortaya çıkmıştır. Stabilize edilmemiş 3Cr12 çeliğinden üretilmiş boruların kaynağında, KM ve IEB'de hacimce daha fazla martenzit oluşmasına karşın kaynak tokluğu düzelmiş ve tane boyutları incelmıştır (Lelyveld ve van Bennekom 1995).

Eriksson ve Johansson tarafından yapılmış bir çalışmada, 3Cr12 çeliğinin kaynağı için alışılmış ve yüksek hızlı MIG kaynak yöntemleri kullanılmış ve geçiş sıcaklığı üzerine ısı girdisinin etkisini incelemiştir. Martenzitik bölgenin ve iri taneli bölgenin geçiş sıcaklıkları sırasıyla 40°C ve 60°C'de bulunurken esas metal -30°C'de bir geçiş sıcaklığı göstermiştir (Eriksson ve Johansson 1997).

%9 ile %12 aralığında Cr içeren ferritik martenzitik paslanmaz çelikler son 30 yıldan beri geliştirilmiş ve üzerinde birçok çalışmalar yapılmış türlerdir ve yakıt tankı kaplama, borulama ve basınçlı kap ve kazanlar gibi çeşitli IV. jenerasyon ileri nükleer tesis tasarımlarında gözününe alınmaktadırlar. Kaynak sırasında kaynağa hemen komşu esas metalin 800- 900°C'ye ısıtılmasıyla istenen ince karbürler ve

levhali temperlenmiş martenzit yapısı yerine yeniden kristalize olmuş ferrit taneleri ve iri taneli karburlu bir yapı oluşur. Kaynağa bir gerilme uygulandığında, sürünme deformasyonu ince çatlaklardan oluşan dar bir çizgide yerel olarak oluşur. Çatlama tipik olarak kullanım sırasında düşük gerilmelerde çok karşılaşılan bir durumdur (Totemeier ve diğ. 2006).

3.2. EN 1.4003 (EN 10088-1) Paslanmaz Çeliği

Kaynağın kolaylaşması ve iyi tokluk için yaklaşık %0.1 düşük karbon içeriği istenen ve aşağıda sıralanan alaşımlar arasında bir tercih yapılabilir: i) %1- 5 gibi krom içeren bir düşük kromlu çelik korozyon direncinde yeterli artışı sağlamak için yetersiz kroma sahiptir ancak kromun artışına göre artan sertleşebilmeye dönüştürülebilir. ii) %11-13Cr'lu çelik tamamen dönüştürülebilir ve kalın kesitlerine kadar havada sertleştirilebilir. 700 °C'ye kadar uygun oksidasyon direnci ve büyük miktarlarda ferrit olmaksızın alaşım elementi eklenmesiyle temperleme direncini düzeltmenin olanağı vardır. iii) %17 ve daha fazla krom içeren örneğin tam ferritik bir çelik dönüştürülemeyecektir. Ancak, oksidasyon direnci düzelmiştir, bu durumda çökeltme sertleştirilmesi etkisinin yararı veya soğuk şekillendirme hariç yüksek çekme özelliklerini elde etmenin olanağı yoktur.

Tüm bu alternatiflerden dolayı %11- 13Cr'lu çeliklerin geliştirilmesi için çok büyük alan bulunmaktadır. Diğer bir konu olarak alaşım elementlerinin martenzit dönüşüm aralığı üzerindeki azaltıcı etkisi dikkate alınmalıdır. Bir %0,1C'lu çelik yaklaşık 450 °C'de M_s sıcaklığına sahiptir, dolayısı ile tamamen martenzite dönüşüm çözelti sıcaklığından oda sıcaklığına soğumada oluşur. Artan miktarlarda alaşım elementleri eklendiğinde bu M_s sıcaklığında düşüş olur ve %0,1C ve %12Cr'lu çelikte M_s sıcaklığı yaklaşık olarak 300 °C'dir.

Esasında %12Cr'lu çeliklerin olası alaşım kombinasyonları tam olarak anlaşılmadığından tüm potansiyelleri başarılamamıştır. Bileşimin kritik doğasından dolayı uygun çeliklerin geliştirilmesinde dikkate değer zorluklar vardır. En az %11Cr yeterli oksidasyon direncini sağlamak için gereklidir. Uygun tokluk ve darbe özelliklerini elde etmek ve kaynak zorluklarını önlemek için düşük karbon içeriği istenir. %0,1C ve %12Cr kombinasyonu ile M_f sıcaklığı yaklaşık 100- 150 °C olan çözelti sıcaklıklarında kararlı ostenit fazının sınırına yakın bir çelik üretilir. Esas

metalin mekanik özellikleri molibden ve vanadyum gibi alaşım elementlerinin eklenmesiyle hala düzeltilebilir. Bu alaşım elementleri kuvvetli ferrit yapıcı olduklarından nikel, mangan, bakır ve kobalt gibi ostenit yapıcı elementler ile dengelenmelidirler. Bu kombine edilmiş alaşım eklenmesi martenzit dönüşüm sıcaklığı aralığını azaltabilir böylece tam dönüşüm olmaz ve mekanik özellikler azalır. Buradan da %12Cr'lu çelikler için alaşımlama için yalnız bir sınırlı olasılık bulunduğu görülecektir (Irvine ve diğ. 1960).

Daha önceden belirttiği gibi, orijinal 3Cr12 çeliği herhangi bir uluslararası standard ve spesifikasyonda yer almamaktadır. Ancak, 3Cr12'den geliştirilmiş %12Cr'lu çelik DIN 1.4003 ve ASTM/ASME 41003 olarak tanımlanmıştır. Bu çelik yeni EN 10088 ve EN 10028 standartlarının ikisinde de tanımlanmıştır (NN 2006a).

C ve N gibi kuvvetli bir karbür ve nitrür yapıcı element ile alaşımlama 409 türünde olduğu gibi ferritik paslanmaz çeliklerde tanelerarası hassaslaşmaya karşı genel olarak uygulanan bir tekniktir, ancak modern çelik üretim yöntemi arayer atomlarının seviyelerini yeterli ölçüde azalttığından stabilizasyon işlemi gerekmez (Karjalainen ve diğ. 1992).

Çelik üreticileri EN 10088-2 ve EN 10028-7'deki kalitelere karşılık gelen EN 1.4003 ve ASTM A240'da UNS S41003'e karşılık gelen çelikleri ürettiklerinden buyana EN 1.4003 çeliği kaynak kabiliyetini düzeltmek için karbon miktarının az karbonlu çelikler için sınır sayılan %0,03'den daha düşürülmesiyle alışılmış %12Cr'lu paslanmaz çeliğinden modifiye edilmiştir. Keza, kaynaklı bağlantının IEB'de titanyum miktarı kaynaklı bağlantıda IEB'de gevrek karbür fazlarının oluşumuna eğiliminden dolayı sınırlandırılmıştır (du Toit ve diğ. 2006, Greef ve du Toit 2006, Lahti 2000).

EN 1.4003 türü alaşımlar yumuşak korozif ortamlarda kaplı karbonlu çelikler ve galvanizlenmiş çeliklerin yerine sık sık kullanılarak birçok ıslak kaymalı abrazyon uygulamalarında ve sıvı ortamlarda çok iyi performans gösterirler. Bu tür çeliklerin ilk uygulamaları korozif/abrazif ortamlarda kullanılan malzeme taşıma ekipmanlarıdır, ancak 1.4003 çelikleri günümüzde yaygın olarak kömür madeni endüstrisinde, şeker kamışından ve pancardan şeker işleme endüstrilerinde, kömür ve altının kütleli taşınmasında, karayolu ve demiryolu taşımacılığında, güç üretiminde, petrokimyada, metalurjide, hamur ve kağıt endüstrisinde, yapısal uygulamalarda ve uzay

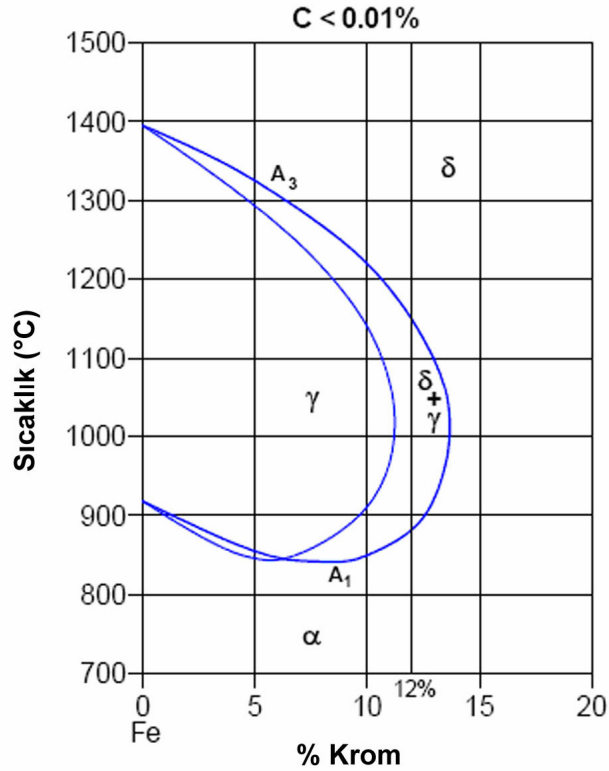
mühendisliğinde kullanılırlar. Geçmiş birkaç yılda da bu tür çeliklerin yolcu taşıma araçlarında, madencilik ve ziraat sektörlerinde, lokomotiflerde, kamyonlarda, kuru yük ve yolcu vagonlarında ve demiryolu yapılarında kullanım pazarının genişlediği görülmüştür. 3Cr12 çeliğinden daha iyi kaynak kabiliyetine sahip olan 1.4003 çeliği karbonlu çelikler ile korozyona dirençli alaşımlar arasında bir geçiş olarak dikkate alınabilir ve karbonlu çeliklerin mühendislik özellikleri ve korozyona dirençli paslanmaz çeliklerin her ikisinin üstünlüklerini ortaya koyarlar. Uzun dönemli bakım masrafları için, 1.4003 çeliği önemli ortam üstünlüğü ve ekonomik yenilemeye bağlı olarak daha az kaplama gerektirir. Diğer uygulamalar için, bu çeliklerin düzeltilmiş kaynak kabiliyetleriyle yüksek alaşımlı çelikler yerine kullanımı daha ekonomik olacaktır (Taban ve diğ. 2007a, du Toit ve diğ. 2006, Greef ve du Toit 2006, Dhooge ve Deleu 2005a,b, NN 2004a,b, Meyer ve du Toit 2001, Maxwell 1997, Marini ve Knight 1995, Lelyveld ve van Bennekom 1995, Woollin 1994).

1.4003 çeliği kaynaklı ve kaynaksız durumundaki mukavemet ve tokluk, orta agresif ortamlardaki korozyon ve abrazyon direnci, 600°C'ye kadar tufallenme direnci, çok iyi kaynak ve şekillendirebilme özellikleri, uygun darbe direnci, az kükürtlü ve az halojenli ortamlarda, hava ve diğer oksitleyici ortamlarda 600°C'ye kadar oksidasyona dayanımının birlikteliği ile kaynak edilebilir %12Cr'lu ekonomik bir paslanmaz çeliktir (NN 2004a).

1.4003 çeliği %17Cr'lu ve diğer yüksek alaşımlı ferritik çeliklere göre 475°C gevrekliğine hassas değildir. Çift fazlı yapısının bir sonucu olarak tam ferritik kalitelerden daha iyi düşük sıcaklık darbe özelliklerine sahiptirler. 20°C'de KV değerleri 50 J/cm² nin ve 35 J/cm² nin üzerindedir. -20°C'de de tipik KV değerleri 35J/cm² nin üzerindedir (NN 2004a).

1.4003 çeliğinin uygulamalarının geniş bir aralığında sağladığı önemli fiyat üstünlüğü ile sıralanan alanlarda: karayolu taşıtları ve paneller, destekler, demiryolu taşıtları gibi araç tasarımları, konteynerlar, kimyasal proses ekipmanları, tanklar, çelik yapı/inşaat endüstrisi, konveyörler, kapılar, profiller, boru üretimi, rulolarla biçimlendirilmiş yapı elementleri olarak kullanılır. 1.4003 ferritik paslanmaz çelikleri Şekil 3.22'de görülen %0,01'den aşağı karbon içeren bileşim için Fe-Cr denge diyagramındaki çift faz (ostenit+ferrit) alanından geçerken soğumada ostenitin kısmen dönüşümüyle tasarlanmıştır. Keza, 1.4003 çelikleri normal olarak %0,01'den daha fazla karbon içerirler, bu faz diyagramı ostenit ve ostenit+ ferrit faz alanlarının

genel şeklini gösterir. C bileşimindeki artış ile bu faz alanlarının ferrite doğru genişlemesi ile karşılaşılır. Soğuma sırasında ferritin ostenite kısmi katı faz dönüşümü kaynak kabiliyetini ve IEB'deki tane irileşmesini sınırlayarak kaynaklı durumdaki tokluklarını düzeltir. 1.4003 çelikleri genellikle tam tavllanmış ve hassasiyeti giderilmiş durumda pazara sunulur. Son tavlama, havada soğutma veya soğuk haddelemeden sonra A1 sıcaklığının (700°C ile 750°C arasında) altında gerçekleştirilir. Tavlama işlemi sırasında, yavaş soğumada çift faz bölgesinden geçerken hiç ostenit oluşmaz, yapı tamamen ferrite dönüşür. Ferrit içindeki düşük çözünürlüğüne bağlı olarak, kromca zengin karbür veya karbonitrürler olarak karbon çökeltilerinin büyük bir kısmı ve ferrit içinde oluşan krom azalması olan bölgeler, tavlama sırasında tane sınırlarından kromun hızlı geri difüzyonu yoluyla iyileştirilir. Ancak, kaynaktaki ani soğuma hızları ostenitin düşük sıcaklıklarda ferrite dönüşmesini engeller ve soğuma sırasında ($\delta+\gamma$)'den dönüşerek oluşan ostenit de M_s sıcaklığının altında martenzite dönüşür (du Toit ve diğ. 2006, Greef ve du Toit 2006).

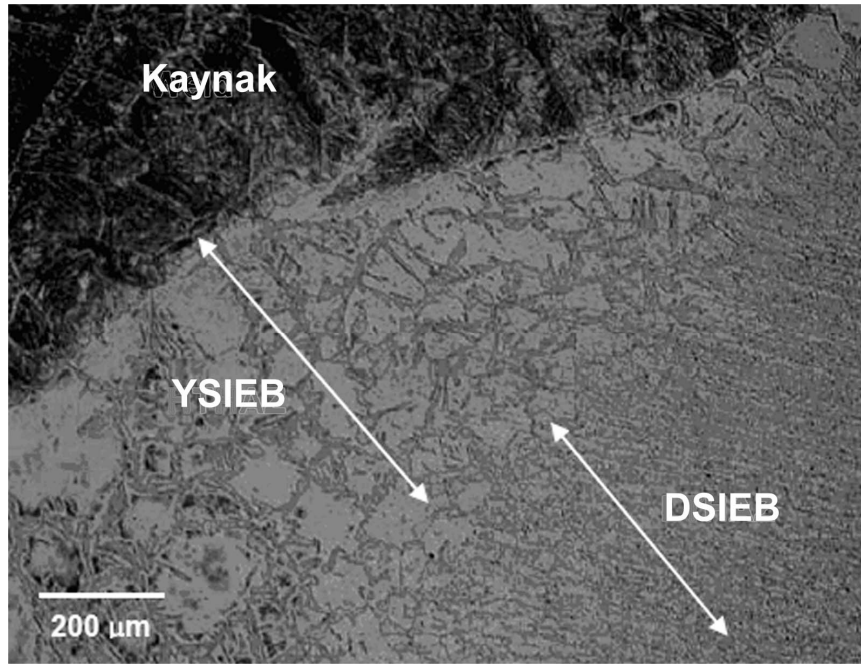


Şekil 3.22: 1.4003 çeliği için Fe-Cr-C faz diyagramının kesiti (du Toit ve diğ. 2006).

Ostenitteki yüksek karbon çözünürlüğün sonucu olarak, soğuma sırasında oluşan ostenit fazı, karbon deposu gibi rol oynar. Ostenit, düşük sıcaklıklarda martenzite dönüştüğünde martenzit fazında katı çözeltilde kalan karbon miktarı, soğuma hızı ile belirlenir. Hızlı soğuma sırasında oluşan martenzit, aşırı doymuş katı çözeltilde yüksek miktarda karbonun kalmasına neden olur. Daha düşük soğuma hızlarında martenzit, ostenit içinde karbür çökmesi ve martenzit fazında çözeltilde karbonun daha az kalmasından önce oluşur (du Toit ve diğ. 2006, Greef ve du Toit 2006).

Malzemenin kaynaklı koşulda dahi istenen yorulma, mukavemet ve eğme özelliklerini açıklayan ostenitten martenzite dönüşüm sırasında düşük karbon ve azot miktarları aşırı sertleşmeyi önler. IEB'de tane boyutu ve sertleşme etkilerini sınırlamak üzere çift fazlı düşük karbonlu 1.4003 çeliğinin bileşimi dengelenmiştir. 1.4003 çeliği, daha önceki %12Cr'lu eski versiyonlarının aksine, titanyum içermemektedir (NN 2004a,b).

Kaynak edilmiş 1.4003 çeliğinin IEB'si Şekil 3.23'de verilmektedir.



Şekil 3.23: Kaynaktan sonra 1.4003 çeliğinin IEB mikroyapısı (du Toit ve diğ. 2006).

Ergime çizgisine komşu olan yüksek sıcaklık ısıdan etkilenmiş bölgesi (YSIEB), kaynak ısıl çevriminde A3 sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklara ısıtılmış esas metali temsil eder ve tane sınırı martenziti ile çevrelenen δ -ferrit ile karakterize edilir.

Soğuma sırasında ferritten ostenite kısmi dönüşüm oluşumuna karşın YSIEB'si tane büyümesi ile karakterize edilmektedir. Bu durum da çok daha iyi tane boyutu özellikleri gösteren ve ergime çizgisinden uzaktaki düşük sıcaklık ısıdan etkilenmiş bölge (DSIEB)'sinde görülen durumun tersidir. Bu bölge, ferrit ve martenzitten oluşan bir yapı içermekle birlikte kaynak sırasında A1 ile A3 arasındaki sıcaklıklara ısıtılan esas metali temsil etmektedir. Kaynak sırasında YSIEB'de görülen tane büyümesi, dikkate alınması gereken en önemli neden olarak görülmektedir. Yüksek sıcaklıklarda ısıdan etkilenmiş bölgedeki faz bileşimi, çelikteki ostenit ve ferrit stabilizasyon elementlerinin miktarına bağlıdır. Soğuma sırasında, tane büyümesi tane sınırı osteniti ile sınırlanır. Isıtma çevrimi sırasında ve pik sıcaklığa yakın sıcaklıklarda, faz bileşimi tamamen ferrit olduğu durumda, gözle görülür derecede ferrit tane büyümesi oluşur. Isıdan etkilenmiş bölgenin genişliği, kaynak sırasındaki ısı girdisinin fonksiyonudur (du Toit ve diğ. 2006, Greef ve du Toit 2006, Meyer ve du Toit 2001).

Ferrit tane boyutunun, YSIEB'nin darbe özellikleri üzerine önemli etkileri bulunmaktadır. Gooch ve Ginn tarafından yürütülen sıcaklık-çevrim simülasyon çalışmasından elde edilen numuneler üzerindeki sünek gevrek geçiş sıcaklığı (SGGS) sonuçları, 12Cr'lu ferritik martenzitik çeliğin ferrit tane boyutu ile arttığını göstermiştir (Meyer ve du Toit 2001, Gooch ve Ginn 1988).

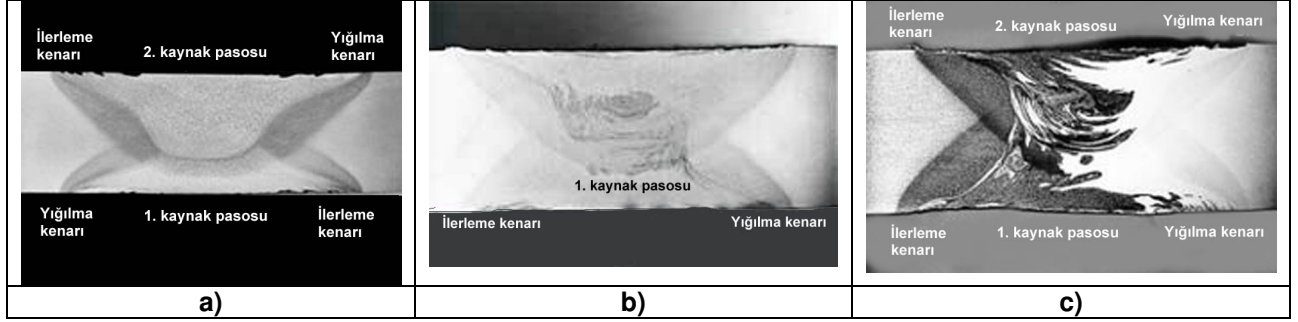
3.2.1. 1.4003 çeliği üzerine yapılan deneysel çalışmalar

1.4003 paslanmaz çeliğinin kaynak kabiliyeti üzerine az sayıda çalışma bulunmaktadır.

Thomas ve diğ., bu çeliğin sürtünen eleman ile kaynak (FSW) yapılabilişliğı üzerine bir çalışma yürütmüşlerdir. 12 mm ve 15 mm kalınlıklarında düşük karbonlu BS EN 10083-1 kalite çelik ve 12 mm kalınlığında DIN 1.4003 (X2CrNi12) çeliğı kullanılarak çift pasoda kabul edilebilir özellikler sağlayan eş ve farklı metal sürtünen eleman ile kaynaklı bağlantıları oluşturulmuştur (Thomas ve diğ. 1999).

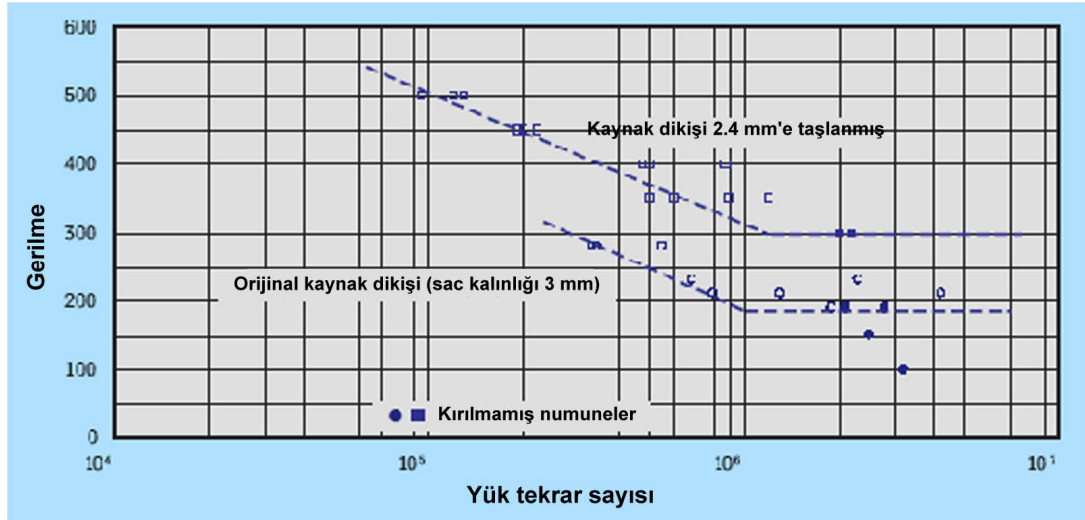
Lahti ve diğ. tarafından yapılan bir çalışmada EN 1.4003 çeliğı ve EN 1.4310 paslanmaz çelikleri kullanılmış ve köşe kaynaklı dikişlerin üç noktadan eğmeli yorulma deneyleri yapılmıştır. Elde edilen sonuçlarda, yapı çeliklerinin yorulma

verilerini içeren ilgili standartlarda önerilen değerlerle uyum içinde olduğu görülmüştür. Ancak kaynak dikiş boyutu arttıkça hasar yerinin kaynak kökünden ziyade kaynak kalınlığına doğru ilerleyebileceği ve yorulma dayanımında da önemli bir artış gözlenmiştir (Lahti ve diğ. 2000).



Şekil 3.24: Çift pasoda FSW uygulanmış a) 12%Cr çeliği, b) az karbonlu çelik, c) farklı metal kaynaklı bağlantıların makro kesitleri (Thomas et al 1999).

Kaynak edilmiş 1.4003 çeliğinin eğmeli yorulma deney sonuçlarını içeren ve çelik üreticisinden elde edilen sonuçlar Şekil 3.25'de verilmektedir (NN 2004b).

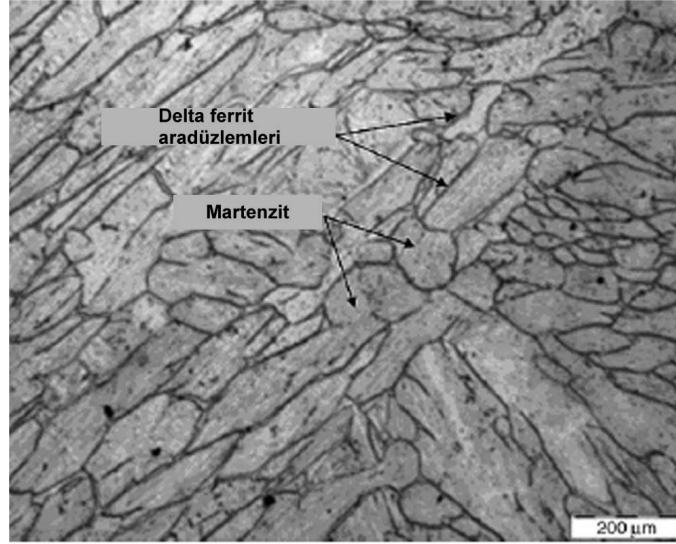


Şekil 3.25: MAG kaynaklı 1.4003 çeliğinin eğmeli yorulma dayanımı (NN 2004b).

Che´hab ve diğ. tarafından yakın zamanda yapılan bir çalışmada EN 1.4003 kalite ferritik martenzitik paslanmaz çeliğinin yüksek sıcaklık yırtılma direnci, yüksek sıcaklık çatlamalarına iyi adapte edilen kırılma mekaniği çalışmalarıyla belirlenmiştir. Birbirinden oldukça farklı olan iki mikroyapı da test edilmiştir (Che´hab ve diğ. 2006).

Şekil 3.26'de görüldüğü gibi, çelik üreticisinden alınan çelik iğnemsî kalıntı δ -ferrit ile α' martenzit matriksi içermektedir. 1 ve 2 no.lu ısıt işlemler iki farklı mikroyapı oluşturmak üzere yapılmıştır. HT1, martenzit matrisi içinde δ -ferriti içermektedir.

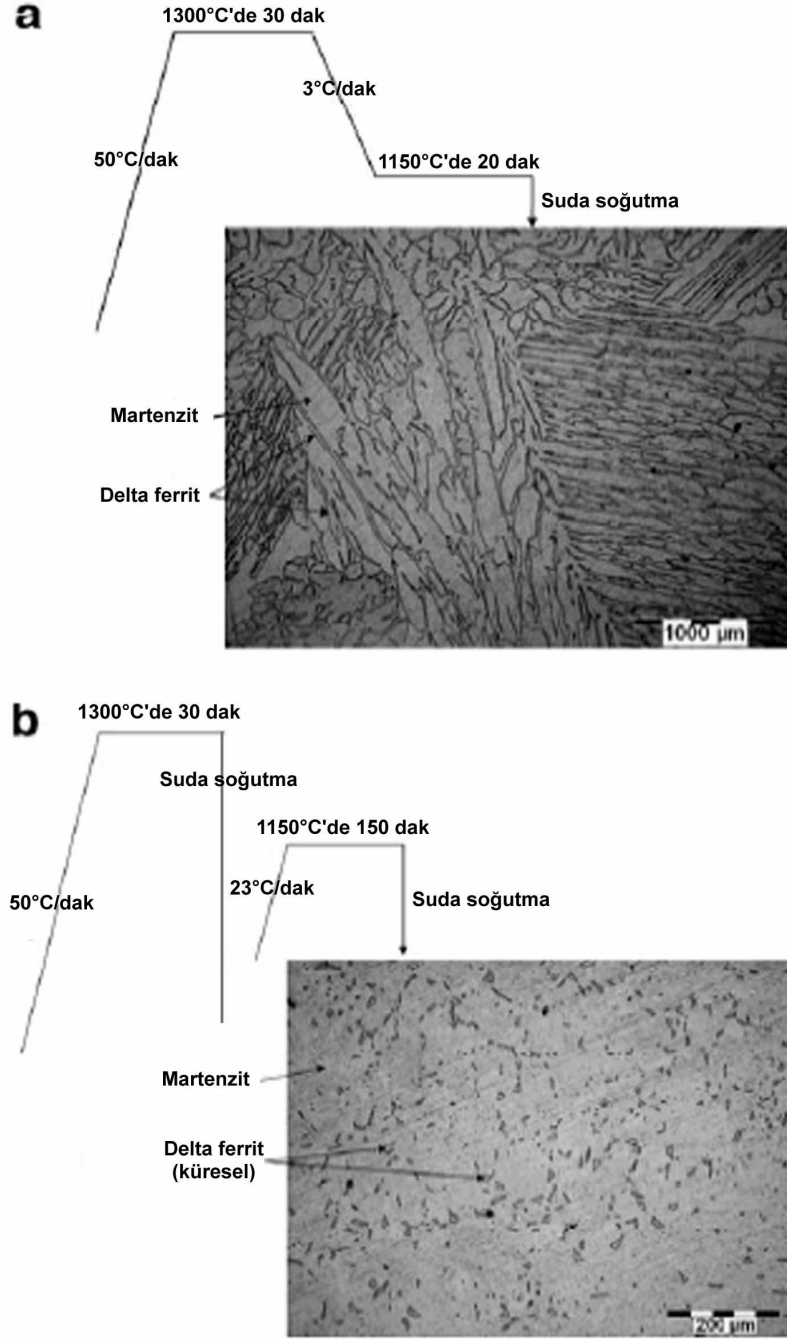
Şekil 3.27'de görülmekte olan iki ısıt işlem (a) HT1 ve (b) HT2 iki farklı mikroyapı oluşturmak için yapılmıştır. HT1 mikroyapısı δ -ferritin eski tane sınırlarından Widmanstatten yapılı ostenitin oluşması için 1150°C'den aşağıya ilk soğumadan sonra ostenitin martenzite dönüşümü için hızlı soğumanın sonucu oluşan iğneli δ -ferrit içeren martenzit matrisi gösterir. HT2 mikroyapısı da küresel δ -ferrit içeren matenzit matrisini göstermektedir (Che'hab ve diğ. 2006).



Şekil 3.26: EN1.4003 kalite çeliğin normal mikroyapısı (Che'hab ve diğ. 2006).

EN 1.4003 çeliğinin düşük ısı girdileri ile kaynağından sonra sürekli soğuma sırasındaki hassasiyeti Greef ve du Toit tarafından incelenmiştir. Farklı ostenit potansiyellerine sahip iki çelik kalite, 30- 450J/mm ısı girdisi ve 2.36- 33.3mm/s kaynak hızları kullanılarak kaynak edilmiştir. Daha düşük ısı girdileri ve daha yüksek soğuma hızlarının soğuma sırasında ostenit çekirdeklenmesini önleyerek ve YSIEB'de hemen hemen tamamen ferritik IEB yapısı ile sonuçlanarak çeliğin hassasiyete uğradığı bulunmuştur. Isı girdisi artırılarak soğuma hızı düşürüldüğünde YSIEB'de daha fazla martenzit oluşmuştur. Ferrit martenzit sınırları ise hassasiyet göstermemiştir. Sonuçlar, soğuma sırasında YSIEB'de yeterli ostenitin oluşması durumunda karbon deposu gibi davranarak aşırı karbonu çözeceğini göstermiştir. Bu da ferrit fazının aşırı doymasını ve ferrit tane sınırlarının hassasiyetine yol açan

karbür çökmesini önlemektedir. Aşırı yüksek kaynak hızları da düşük ısı girdili kaynak dikişlerinde hassasiyetin artmasına yol açtığı görülmüştür (Greef ve du Toit 2006).



Şekil 3.27: Isıl işlemlerin şeması ve oluşan mikroyapılar (a) HT1 ve (b) HT2 (Che'hab ve diğ. 2006).

du Toit ve diğ. tarafından yapılan bir çalışma da 1.4003 türü ferritik paslanmaz eliğin IEB hassasiyeti ve gerilmeli korozyon çatlağı üzerine yapılan araştırmaların sonuçlarını içermektedir (du Toit ve diğ. 2006).

Yukarıda bahsedilen literatür araştırmasından görüldüğü üzere 1.4003 paslanmaz çeliğinin kaynak kabiliyetini kolaylaştırmanın kaçınılmaz olduğu görülmektedir. Kaynak kabiliyetini artırmak ve mekanik özelikleri iyileştirmek için karbon ve arayer miktarları olabildiğince düşük tutulmalıdır. Tüm bu gereksinimlerle, X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin modifiye edilmiş bir versiyonu geliştirilmiş ve kaynağı ve kaynak kabiliyeti üzerine kapsamlı bir çalışma planlanmıştır. 12 Cr'lu paslanmaz çeliğin plazma kaynağının yapılabileceği ifade edilmiş olmakla birlikte bu konu hakkında bilgi bulunmamaktadır (Moore 1997). Bu çalışmada, alışılmış ve yeni kaynak yöntemlerinin çeşitli ek kaynak metalleri ve çeşitli kalınlıklarda eş ve farklı metal kaynaklı bağlantılarının oluşturularak özeliklerinin incelenmesi planlanmıştır.

4. ÇALIŞMANIN AMACI VE PLANLANMASI

EN10088:X2CrNi12 (UNS 1.4003) ferritik paslanmaz çeliği, abrazyon aşınmasına ve hafif korozif ortamlarda iyi derecede direnç gösteren ekonomik bir çelik kalitesi olarak bilinmektedir. Yaygın kullanım alanları arasında, kömür ve demir madenleri için raylı taşıma vagonları, altın ve kömür maden ve mineral işleme, iletim ekipmanları, otobüs şasileri, konteynırlar, silolar, şeker ve kimyasal işleme ekipmanları, fırın bölümleri vb. sayılabilir.

Günümüzde modern üretim yöntemleri, bu kalite çeliği düşük karbon ($\leq 0,015\%$) ve düşük katkı seviyeleri sayesinde kaynak kabiliyeti ve mekanik özelliklerini artıracak biçimde üretilebilmesine olanak sağlamaktadır (Tablo 4.1).

Bu koşullar altında EN10088:X2CrNi12 çeliği, basınçlı kaplar, kiriş veya köprüler, boru hatları vb. yapısal uygulamalarda kullanılan alaşımsız EN10025: S355 yapı çelik kalitesinin yerini almak üzere ciddi bir aday olarak düşünülebilir.

Tablo 4.1: X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin önerilen kimyasal bileşimi (wt %).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N (ppm)
$\leq 0,015$ [$\leq 0,030$]	$\pm 0,45$ [$\leq 1,00$]	± 1 [$\leq 1,50$]	$\pm 0,02$ [$\leq 0,04$]	$\pm 0,001$ [$\leq 0,015$]	$\pm 11,5$ [10,5 - 12,5]	$\pm 0,5$ [0,30 - 1,00]	± 100 [≤ 300]

[] içindeki değerler EN10088'de belirtildiği gibidir.

Bu durum bu çalışmanın esas amacı olup, modifiye çelik türü için hedeflenen mekanik özellikler alaşımsız EN10025: S355 yapı çeliği için de uygulanabilir olmalıdır ki bunun için akma mukavemet değeri kalınlığa bağlı olarak en az 345 MPa veya 355 MPa, maksimum çekme mukavemeti en az 490 MPa olmalıdır.

EN10088'ye göre sıcak haddelenmiş standard X2CrNi12 ferritik paslanmaz çeliği için gereksinimler ise oryantasyona bağlı olarak, akma mukavemeti için yalnızca 250 MPa veya 280 MPa ve maksimum çekme mukavemeti için 450 MPa veya 650 MPa'dır. Garanti edilmiş esas metal uzaması %18'dir.

Alışılmış yapı çelikleri ile kıyaslandığında, iyileştirilmiş korozyon direnci ile modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kullanılması ile maliyetler azalabilir. Bu çelik daha ucuz kaplama ve yenileme sayesinde çevresel üstünlükler sunmaktadır. Bu nedenle son ürünün bakım masrafları alışılmış çeliklerden çok daha az olacaktır.

Diğer uygulamalar için, bu adapte edilmiş X2CrNi12 çeliği daha yüksek alaşımlı ve pahalı ostenitik paslanmaz çeliklerden daha ekonomik olacaktır. Ve son olarak iyileştirilmiş kaynak özellikleri ile kaynak kabiliyeti, artan kaynak hızları ile kaynak olanağı sayesinde de verim artacaktır, bu nedenle bazı uygulamalar için lazer veya plazma kaynaklı uygulamalar da göz önüne alınabilir. Endüstriyel uygulamalarda bazı durumlarda farklı metallerin de kaynağı önemli olabilmektedir.

Genellikle farklı metal kaynağı uygulamaları, kaynak edilecek esas metallerin özellikleri arasındaki fiziksel, mekanik ve metalurjik farklılıklardan dolayı eş metal kaynağı uygulamalarından daha zor olabilmektedir. Bu nedenlerle de farklı metal kaynağı yıllardır birçok araştırmaya konu olmuştur, zira teknik ve ekonomik potansiyellerinin de önemi artmaktadır.

Farklı metallerin tüm üstünlüklerinden yararlanmak için yüksek kaliteli bağlantılar oluşturulmalıdır. Ancak bu şekilde tasarımcılar en uygun malzemeleri verilen bir yapı için kullanabilirler. Yeni malzemelerin artması ve malzemelerin de daha yüksek gereksinimlerle değiştirilmesi de farklı metallerin kaynağı için daha büyük gereksinim oluşturmaktadır (Satyanarayana ve diğ. 2005, Magnabosco ve diğ. 2006).

Bahsedilen bu nedenler de dikkate alınarak ve bu çeliğin yapısal uygulamalarda kullanım alanlarının artırılması da amaçlandığından, ayrıca yapısal bazı uygulamalarda bu çeliklerin birlikte kullanılabilme olanağı bulunduğundan bu araştırmada modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve S355 çeliğinin de farklı metal kaynağı gözönüne alınmıştır.

Bu modifiye X2CrNi12 ferritik paslanmaz çeliğinin potansiyeli hakkında geniş bir araştırma yapabilmek amacıyla aşağıdaki alanların da araştırılma gereksinimi doğmuştur:

Kaynak kabiliyeti: yapısal uygulamalarda kullanım için çelik malzemelerin kaynağı oldukça önemlidir ve bu nedenle özellikle tokluk, sertlik ve çatlama direnci araştırılmalıdır.

Ek metal: günümüzde bu tür çelikler ostenitik paslanmaz çelik kaynak metalleri, örneğin 309 tür, kullanılarak kaynak edilmektedir. Bu çalışmada da ostenitik tür çeşitli kaynak metalleri kullanılarak etkileri araştırılacaktır.

Kaynak yöntemi: Farklı kaynak yöntemleri araştırılacaktır. Ekonomik üretim için yarı ve tam otomatik kaynak yöntemleri ve ayrıca elle kaynak ta gözönüne alınacaktır.

Kaynaklı bağlantıların özellikleri: yapısal uygulamalar için dayanım, yorulma direnci ve tokluk özellikleri sağlanmalıdır. Bu özellikler uygulanan kaynak yöntemine, bağlantı tasarımına ve kullanılan ek kaynak metaline bağlıdır ve bunların da etkileri bu çalışmada araştırılacaktır.

Bunları dikkate alarak, modifiye X2CrNi12 ferritik paslanmaz çeliğinin kaynak kabiliyeti üzerine bir araştırma programı planlanmıştır. Çelik üreticisinden 6 mm, 12 mm, 20 mm ve 30 mm kalınlıklarında çelik levhalar temin edilecektir.

Bu kapsamlı çalışmada kullanılan kaynak yöntemleri, GMAW, PAW, FCAW, SMAW, SAW, LAZER ve Hibrid (PAW+TIG) yöntemleridir.

Ayrıca 12 mm ve 20 mm kalınlığında S355 çeliği de farklı metal SMAW ve SAW kaynaklı bağlantılar oluşturmak üzere kullanılacaktır. AISI 309L, AISI 309LSi, 308LSi, 316L, 316LSi ve 2209 duplex tür ek metaller kullanılacaktır.

Tüm kaynaklı levhalar çekme, eğme, Charpy çentik darbe, CTOD kırılma tokluğu ve yorulma deneylerine tabi tutulacaktır.

Mikroyapısal özelliklerin incelenmesinde, metalografi, sertlik ölçümleri, tane boyutu analizi ve ferrit miktarı analizleri yapılacaktır. Korozyon deneyleri olarak ta tuz püskürtme ve blister deneyleri yapılacaktır.

Sonuç olarak çeşitli kalınlıklarda esas metaller ve farklı türde ek kaynak metalleri kullanılarak tüm kaynaklı bağlantıların özellikleri belirlenecek ve yapısal uygulamalar için en uygun kaynak yöntemi belirlenmeye çalışılacaktır.

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Kaynak kabiliyetini ve mekanik özellikleri iyileştirmek amacıyla düşük karbon miktarı (<0,015 %) ile ve ASTM A240'da UNS S41003 ve EN 10088-2 ile EN 10028-7'de 1.4003'e karşılık gelecek biçimde tasarlanan modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği, birçok uygulamada artan oranlarda kullanılmaktadır. Bu çelik geliştirilme aşamasında olmakla birlikte, kaynak kabiliyeti de çeliğin uygulama aralığını etkileyeceğinden, kaynaklı bağlantılarının mekanik, mikroyapısal ve korozyon özellikleri gibi farklı açılardan değerlendirilmesi önemli olmaktadır. Bu çeliğin yapısal uygulamalarda kullanım alanlarının artırılması planlandığından EN10025: S355 çeliği ile oluşturulan farklı metal kaynaklı bağlantılarının da performans ve özelliklerini değerlendirmek yararlı olacaktır.

Bu çalışmada, 6 mm, 12 mm, 20 mm ve 30 mm kalınlığında modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve 12 mm ve 20 mm kalınlığında S355 çeliği kullanılarak kapsamlı bir çalışma yürütülmüştür. Eş ve farklı metal kaynaklı bağlantılar, AISI 309L, AISI 309LSi, AISI 308LSi, AISI 316L, AISI 316LSi ve 2205 duplex gibi farklı türde ek metaller de kullanılarak oluşturulmuştur. Bu çalışmada kullanılan alışılmış ve ileri kaynak yöntemleri ise aşağıda sıralanmaktadır:

Gazaltı kaynağı (GMAW),
Plazma ark kaynağı (PAW),
Örtülü elektrodla ark kaynağı (SMAW),
Tozaltı kaynağı (SAW),
Lazer kaynağı (LASER),
Hibrid kaynak yöntemi (PAW+TIG),
Özlü tel ile kaynak (FCAW),

Farklı metal kaynaklı bağlantılar 12 mm ve 20 mm kalınlığında levhalar kullanılarak FCAW, SMAW ve SAW yöntemleri kullanılarak oluşturulmuştur.

Alın kaynaklı bağlantılar, tüm özelliklerinin incelenmesi açısından, detaylarıyla incelenmiş, değerlendirilmiş ve karşılaştırılmıştır. Kaynaklı bağlantılardan çıkarılan 1000'in üzerinde numune mekanik özelliklerin araştırılması için çekme ve eğme deneyleri, Charpy çentik darbe ve CTOD kırılma tokluğu deneyleri ile yorulma deneylerine tabi tutulmuşlardır. Mikroyapısal incelemeler, metalografik hazırlama ve inceleme, sertlik ölçümleri, tane boyutu analizi, ferrit miktarı ölçümlerini kapsamaktadır. Atmosferik korozyon direncini belirlemek amacıyla, tuz püskürtme ve blister deneyleri de yapılmıştır.

5.1. Malzeme

6 mm, 12 mm, 20 mm and 30 mm kalınlıklarında modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve S355 çeliğinin, çelik üreticisi tarafından sağlanan ve kimyasal analiz ile belirlenen kimyasal bileşimleri sırasıyla Tablo 5.1 ve 5.2'de verilmektedir.

Tablo 5.1: Çelik üreticisi tarafından sağlanan malzeme sertifikasına göre deney malzemelerinin kimyasal bileşimi (%).

Modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği								
Kalınlık	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N (ppm)
6	0,016	0,25	0,96	0,023	0,0005	12,45	0,42	80
12	0,012	0,26	0,95	0,035	0,0010	12,45	0,51	80
20	0,012	0,26	0,95	0,035	0,0010	12,45	0,51	80
30	0,010	0,32	0,97	0,032	0,0011	12,38	0,71	101
S355 çeliği								
Kalınlık	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N (ppm)
20	0,122	0,33	1,47	0,009	0,0007	0,11	0,09	46

Tablo 5.2: Kimyasal analiz sonucu belirlenen deney malzemeleri kimyasal bileşimi (%).

Modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği														
Kalınlık (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	Ti	V	Al	Nb	N (ppm)
6	0,01	0,32	1,01	0,023	0,002	12,4	0,38	0,43	0,08	0,001	0,041	0,025	0,031	104
12	0,01	0,32	0,97	0,033	0,003	12,2	0,39	0,52	0,14	0,001	0,039	0,027	0,031	90
20	<0,01	0,32	0,97	0,033	0,003	12,2	0,39	0,52	0,14	0,001	0,040	0,029	0,031	88
30	0,03	0,38	0,96	0,034	0,003	12,2	0,38	0,76	0,19	0,002	0,052	0,070	0,030	106
S355 çeliği														
Kalınlık (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	Ti	V	Al	Nb	N (ppm)
20	0,09	0,33	1,53	0,011	0,003	0,11	0,06	0,08	<0,01	<0,001	<0,001	0,049	-	45

Çelik üreticisi tarafından sağlanan mekanik özellikler, Tablo 5.3'de verilmektedir.

Tablo 5.3: Çelik üreticisi tarafından sağlanan malzeme sertifikasına göre deney malzemelerinin mekanik özellikleri.

Modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği					
Enine Çekme Özellikleri				Sertlik	
Kalınlık (mm)	Akma Mukavemeti (MPa)	Max. Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama	Sertlik (HB)	Ortalama (HB)
6	363 – 359	527 – 525	31 - 33	141 – 149 – 148	146
12	363 – 362	502 – 500	30 - 32	134 – 132 – 121	129
20	352 – 353	507 – 506	28 - 29	131 – 133 – 144	136
30	450 – 441	591 – 585	25 – 24	165 – 157 – 158	160
S355 çeliği					
Kalınlık (mm)	Akma Mukavemeti (MPa)	Max. Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama	Sertlik	
20	379	504	37	-	

5.2. Modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı

Esas metallere uygulanan kaynak yöntemleri ve kaynak programı Tablo 5.4'de verilmektedir. Tüm kaynak uygulamaları PA (1G) pozisyonunda yapılmıştır.

5.2.1. 6 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı

R9: 6 mm kalınlığında modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği levhalar, 1 mm çapında ER309LSi-tel ve EN 439-M12(1) koruyucu gaz kullanılarak iki adet GMAW kaynaklı bağlantı oluşturulmuştur. C= 3 ve 60° V ağız hazırlığı yapılan levhalar, ilk kaynaklı bağlantıda 0,65 kJ/mm - 1,16 kJ/mm, ikinci bağlantıda ise 0,63 kJ/mm - 0,75 kJ/mm ısı girdisi kullanılarak üç pasoda kaynak edilmiştir.

S: 6 mm kalınlığındaki modifiye edilmiş 12Cr paslanmaz çeliği, küt alın ağız hazırlığı sonrasında, ek metal kullanılmadan 1,1 kJ/mm - 1,2 kJ/mm ısı girdisi ve Ar+N₂ koruyucu gazı ile tek pasoda plazma arkı ile kaynak (PAW) yöntemi kullanılarak kaynak edilmiştir.

S6: S kaynaklı bağlantısında kullanılan parametrelere benzer parametreler ve 1 mm çapında ER316L tel kullanılarak 6 mm kalınlığındaki paslanmaz çelik levhaların tek pasoda plazma ark kaynağı (PAW) yapılmıştır.

Tablo 5.4, çeşitli kalınlıklardaki modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve S355 çeliği levhalar kullanılarak oluşturulan eş ve farklı metal kaynaklı levhalara uygulanan çeşitli kaynak yöntemlerini, kullanılan sarf malzemelerini ve levha kodlarını göstermektedir. Tablo 5.5’de, tüm kaynaklı levhaların oluşturulmasında kullanılan kaynak parametreleri verilmektedir.

Tablo 5.4: Esas metallere uygulanan kaynak programı.

Kalınlık	Kullanılan Yöntem	Kullanılan Elektrod / tel	Levha Kodu
Eş Metal Kaynaklı Bağlantılar			
6 mm	MIG	ER309LSi	R9
	PAW	-	S
	PAW	ER316L	S6
12 mm	SMAW	E309L-17	V9
	MIG	ER309LSi	B9
		ER308LSi	B8
		ER316LSi	B6
	SAW	ER309L	E9
		ER316L	E6
	LAZER	-	V
	Hibrid (PAW + TIG)	ER309L	L9
ER316LSi		L6	
20 mm	FCAW	309	F9
	SAW	309	A9
30 mm	FCAW	309	K9
	SAW	309	P9
		Duplex	PD
Farklı Metal Kaynaklı Bağlantılar			
12 mm	FCAW	309	U9
20 mm	SMAW	309	M9
	SAW	309	C9

5.2.2. 12 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı

V9: 2,5 mm–5,0 mm çapında E309L-17 tür elektrodlarla DC+ kutuplama ile 60° V ağız hazırlığı yapılmış olan levhalar, 0,50 kJ/mm–0,98 kJ/mm ısı girdisi ile 7-9 pasoda kaynak edilmiştir.

6 mm ve 12 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çelik levhalar kullanılarak oluşturulan eş metal kaynaklı bağlantılar için kullanılan parametreler Tablo 5.5'te verilmektedir.

Tablo 5.5: 6 mm ve 12 mm kalınlığındaki kaynaklı levhalar için kullanılan parametreler.

Eş Metal Kaynaklı Bağlantılar												
Levha kodu	Kaynak pozisyonu	Ek metal	Koruma	Ağız hazırlığı	Altlık malzemesi	Kaynak parametreleri (V / A)	Kaynak hızı cm/min	Isı girdisi kJ/mm	Öntav sıcaklığı °C	Pasolararası sıcaklık °C		
R9	PA 3 paso	(Ø 1mm) ER309LSi	67Ar/ 30He/ 3CO ₂	V / 60° (c=3 mm)	-	17,5-18,7 / 105-160 DC+	11,0-25,5	0,65-1,16	≥15°C	≤80		
S	PA 1 paso	(-)	Ar+N ₂	Küt alın	-	28-29,6 / 184- 195 DCEN	28	1,1-1,2	-	-		
S6	PA 1 paso	(Ø 1mm) ER316L	Ar+N ₂	Küt alın	-	29 / 194 DCEN	28	1,2	-	-		
V9	PA 7-9 paso	(Ø 2,5-5 mm) E309L-17	-	V / 60°	-	25,4-30,3 / 60- 200	9,0-44,0	0,50-0,98	-	-		
B9	PA 4 paso	(Ø 1mm) ER309LSi	63Ar/ 35He/ 2CO ₂	V / 50° (c= 2-4 mm)	Bakır	20,0-24,5/ 100-153 Darbeli ark	30-13	0,41-1,73	-	≤100		
B8		(Ø 1mm) ER308LSi				23,0-29,0/ 100-178 Darbeli ark				25-16	0,68-1,90	≤115
B6		(Ø 1mm) ER316LSi				22,0-27,5/ 90-185 Darbeli ark				30-18	0,53-1,73	≤118
E9	PA 2 paso FCAW + 5 paso SAW	(Ø 2,4mm) ER309L	Flux OK 10.93	V / 60° (c= 3,5 mm)	Seramik	25,2-29,2/ 177-388 DC+	32-57	0,71-1,19	27	165		
E6		(Ø 2,4mm) ER316L				24,9-29,1/ 180-387 DC+				0,75-1,19	22	170
V	PA 1 paso	-	45° He	Küt alın	-	13 kW (20 kW CO ₂ laser)	120	0,65	-	-		
L9	PA 5 paso	(Ø 1,2mm) ER309L	Plasma gazı: Ar Koruyucu gaz: 30He/70 Ar Kök gazı: Ar	Y / 90° (c= 4 mm)	Bakır	PAW: 37,5 TIG: 18,8 / 250-300 DCEN	18-20	PAW:2,5 TIG:1,5- 1,6	-	-		
L6	PA	(Ø 1,2mm) ER316LSi	Plasma gazı: Ar Koruyucu gaz: 30He/70 Ar Kök gazı: Ar	Y / 90° (c= 4 mm)	Bakır	PAW: 37,5 TIG: 19 / 250- 300 DCEN	19	PAW:2,5 TIG:1,5- 1,8	-	-		

Tablo 5.6, eş metal kaynaklı 20 mm ve 30 mm kalınlığındaki ve farklı metal kaynaklı bağlantıların oluşturulmasında kullanılan kaynak parametrelerini göstermektedir.

Table 5.6: 20 mm ve 30 mm kalınlığındaki eş metal ve 12 mm ve 20 mm kalınlığındaki farklı metal kaynaklı levhalar için kullanılan parametreler.

Eş Metal Kaynaklı Bağlantılar										
Levha kodu	Kaynak pozisyonu	Ek metal	Koruma	Ağız hazırlığı	Altık malzemesi	Kaynak parametreleri (V / A)	Kaynak hızı cm/min	Isı girdisi kJ/mm	Öntav sıcaklığı °C	Pasolararası sıcaklık °C
F9	PA 13 paso	(Ø 1,2mm) ER309LT0-4	Ar/15CO ₂	V / 60° (c= 4 mm)	Seramik altlık	24,5-26,4/ 177-240 DC+	27-44	0,82-1,38	27	135
A9	PA 6 paso	(Ø 4mm) ER309L	Flux P2000S	X / 90° (c= 4 mm)	-	30-34 / 480-700	50	1,0-1,7	-	≤150
K9	PA 11 paso	(Ø 1,2mm) E309LT-1	82Ar/18CO ₂ M21	X / 50° (c= 5mm)	Seramik altlık	26,5-29,0 / 170-230 DC+	16-42	0,89-2,34	≥100	≤200
P9	PA 21 paso	(Ø 3,2mm) ER309L	OK Flux 10.93	X / 90±5° (c= 3-4 mm)	-	28,0-32,0/ 350- 450 DC+	60	0,98-1,44	20	≤150
PD	PA 18 paso	(Ø 3,2mm) ER2209			None	32,0/450 - 550 DC+	60	1,44-1,76	20	≤150
Farklı Metal Kaynaklı Bağlantılar										
Levha kodu	Kaynak pozisyonu	Ek metal	Koruma	Ağız hazırlığı	Altık malzemesi	Kaynak parametreleri (V / A)	Kaynak hızı cm/min	Isı girdisi kJ/mm	Öntav sıcaklığı °C	Pasolararası sıcaklık °C
U9	PA 4 paso	(Ø 1,2mm) E309LT-1	82Ar/18CO ₂	V / 50° (c= 5 mm)	Seramik altlık	26,5-29,0/ 170-215 DC +	18-33	1,13-1,78	≥100	≤200
M9	PA	(Ø 2,5-4,0mm) E309L-16	-	V / 70° (c= 2mm)	X2CrNi12	30-38/ 80-155 DC+	20-28		-	≤200
C9	PA	(Ø 4mm) ER309L	Flux P2000 S	V / 14° (c= 18mm)	X2CrNi12	32/ 550	50-55	1,92-2,11	-	≤200

B9: 1 mm çapında ER309LSi tel ve EN 439-M12(2) koruyucu gaz kullanılarak 50° V ağız açılmış levhalar dört pasoda bakır altlık ve 0,41 kJ/mm-1,73 kJ/mm ısı girdisi kullanılarak gazaltı kaynak yöntemi ile kaynak edilmiştir.

B8: and B6: 12Cr paslanmaz çelik levhalar, ER308LSi ve ER316LSi ek metal kullanılarak 0,68 kJ/mm-1,90 kJ/mm ve 0,53 kJ/mm-1,73 kJ/mm ısı girdisi ile B9'a benzer parametreler seçilerek gazaltı yöntemi ile kaynak edilmişlerdir.

E9: 2,4 mm çapında ER309L tel ve bazik aglomere tozlarla eş metal FCAW-SAW kaynaklı levhalar seramik altlık ve 0,71 kJ/mm-1,19 kJ/mm ısı girdisi ile kaynak edilmiştir.

E6: E9'a benzer parametreler seçilmekle birlikte, 0,75 kJ/mm-1,19 kJ/mm ısı girdisi ve 2,4 mm ER316L tür teller ile kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir.

V: 12 mm kalınlığındaki modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği levhalar, 20 kW gtteki CO₂ lazer kaynak cihazında 13 kW güç, 120 cm/min hız ve 0,65 kJ/mm ısı girdisi ile ek metal kullanmaksızın lazer kaynak yöntemi ile kaynak edilmiştir.

L9: 12 mm kalınlığındaki paslanmaz elik levhalar, Y kaynak ağzı açılarak, 1,2 mm çapında ER309L tel elektrodlar ile plazma gazı olarak r gazı ve koruyucu gaz olarak da 30He/70Ar gaz karışımı kullanılarak hibrid (PAW+TIG) kaynağı yapılmıştır.

L6: 1,2 mm çapında ER309L tel elektrodlar kullanılarak ve L9'a benzer parametreler seçilerek 12 mm kalınlığındaki 12Cr elik levhalar hibrid (PAW+TIG) kaynağı ile birleştirilmiştir.

5.2.3. 20 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı

F9: 20 mm kalınlığındaki FCAW kaynaklı bağlantılar, V kaynak ağzı açılmış levhaların seramik altlık, 1,2 mm çapında rutil E309LT0-4 zl tel ve EN439-M21 koruyucu gaz kullanılarak on  pasoda 0,82 kJ/mm-1,38 kJ/mm ısı girdisi ile oluşturulmuştur.

A9: X kaynak ağzı açılmış olan levhaların tozaltı kaynağı, 1,0 kJ/mm-1,7 kJ/mm ve 4 mm çapında ER309L tel elektrodlar kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

5.2.4. 30 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynağı

K9: EN 439-M21 koruyucu gaz altında X ağzı açılmış levhalar, 0,89- 2,34 kJ/mm ısı girdisi ile seramik altlık ve 1,2 mm çapında E309LT-1 zl tel ile kaynak edilmiştir.

P9: 30 mm kalınlığındaki levhaların eş metal tozaltı kaynağı, 3,2 mm çapında ER309L teller yirmibir pasoda, 0,98 kJ/mm-1,44 kJ/mm ısı girdisi ile altlık malzemesi kullanmadan yapılmıştır.

PD: ER 2205 duplex elektrodlarla 1,44 kJ/mm-1,76 kJ/mm ısı girdisi verilerek, P9 kaynaklı bağlantılara benzer parametreler seçilerek on sekiz pasoda tozaltı kaynağı yapılmıştır.

5.2.5. 12 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin S355 çeliğine kaynak edilmesi

U9: 1,2 mm çapında özlü tel ve EN 439-M21 koruyucu gaz altında 50° V kaynak ağızı açılmış levhaların farklı metal özlü tel kaynağı 1,13 kJ/mm-1,78 kJ/mm ısı girdisi altında gerçekleşmiştir.

5.2.6. 20 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin S355 çeliğine kaynak edilmesi

M9: 2,5 mm-4 mm çaplı rutil bazik E309L-16 elektrodlarla 20 mm kalınlığındaki modifiye X2CrNi12 paslanmaz çelik ve S355 çelik levhalar örtülü elektrodla ark kaynak yöntemi ile birleştirilmişlerdir.

C9: Farklı metallerle oluşturulan tozaltı kaynaklı levhalar, 4 mm çapında ER309L tür tel ve uygun tozlarla ve 1,92 kJ/mm-2,11 kJ/mm ısı girdisi altında 12Cr paslanmaz çelik altlık kullanılarak kaynak edilmişlerdir.

5.2.7. Ek metal seçimi

Genellikle, amaçlanan uygulama için yeterli korozyon direncinin sağlanması, en azından eş bileşimde- uyum veya çatlamanın önlenmesi konuları da dikkate alınarak krom, nikel ve molibden gibi spesifik alaşım elementleri içeren ve esas metal bileşiminden daha fazla alaşım elementi içeren ek kaynak metalleri seçilebilmektedir. Örneğin, sıcak çatlama genellikle ostenitik paslanmazlarla ilgili

olurken soğuk çatlama ise martenzitik ve ferritik paslanmaz çelik kaynak dikişlerinde yaygın olarak görülebilmektedir. Çoğu durumda, ostenitik tür paslanmaz çelik ek metaller, her iki tür çatlamanın da önüne geçmek için az miktarda ferrit içermekte ve ferritik paslanmaz çelik ek metallerin yerini almaktadır. İstisnai bir durum olarak, kriyojenik sıcaklıklarda veya düşük manyetik geçirgenlik gereksinimi olduğunda, uygulanmamaktadır.

Ek metal ve kaynak prosedürü seçiminde, çoğunlukla kaynak metali mikroyapısının tahmin edilmesinde çözünme miktarları da dikkate alınarak saptama diyagramları kullanılmaktadır.

EN 1.4003 paslanmaz çeliğinin kaynak edilmesi için E410NiMo eş bileşimde ek kaynak metali bulunmasına karşın darbe, yorulma veya dinamik yüklerin beklendiği uygulamalar için önerilmemektedir. Bu konuda yayımlanmış olan kaynak kabiliyeti çalışmalarında da IEB hidrojen çatlağı tehlikesinin azaltılması ve yapısal uygulamalar için gereksinim duyulan tok kaynak metalinin oluşturulabilmesini sağlamak amacıyla bu tür paslanmaz çeliklerin kaynağında ostenitik paslanmaz çelik tür ek kaynak metallerinin kullanılması önerilmektedir (Taban et al 2007d, Greef and du Toit 2006, du Toit et al 2006, Meyer and du Toit 2001, Gooch and Ginn 1988, Marshall and Farrar 2000).

Bu çalışmada, AISI 309 tür ek kaynak metalleri referans elektrod olarak kullanılmıştır. Ayrıca AISI 308, AISI 316 ve duplex tür ek metaller de kullanılmıştır. 308 tür elektrodlar/teller 309 türden daha ekonomik olmasına karşın ferritik paslanmaz çeliklerde martenzitik kaynak metali oluşturma tehlikesi daha fazladır. Mo alaşımlı 316 tür ek metaller de kaynak metali korozyon direncinin artırılması amacıyla kullanılmıştır. 2205 duplex ek kaynak metalleri de kaynak metali dayanımının daha yüksek olmasını sağlamak amacıyla kullanılmıştır.

Yukarıda ifade edilen ve bu çalışmada kullanılmak üzere seçimi yapılan ek metallerin uygunluğu literatürden alınan bilgilerle de desteklenmektedir. Ayrıca 309L, 316L gibi düşük karbonlu ve bazı durumlarda da ısıtma kabiliyeti ve dikiş biçimini iyileştirmek amacıyla 309LSi gibi bileşiminde silisyum bulunan türdeki elektrodlar da kullanılmıştır.

Bu çalışmada kullanılmak üzere seçilen ek metaller ve kimyasal bileşimleri Tablo 5.7'de verilmektedir.

Tablo 5.7: Esas metallerin çeşitli yöntemlerle kaynak edilmesinde kullanılan ek kaynak metallerin kimyasal bileşimleri.

AISI türü	UNS no.	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N
308	S30800	≤ 0,08	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,045	≤ 0,030	19,00-21,00	10,00-12,00	-	-
309	S30900	≤ 0,20	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,045	≤ 0,030	22,00-24,00	12,00-15,00	-	-
316	S31600	≤ 0,08	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,045	≤ 0,030	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00-3,00	-
2205*	S31803	≤ 0,030	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,030	≤ 0,020	21,0-23,0	4,50-6,50	2,50-3,50	0,08-0,20

* Çeliğin ticari adı.

5.3. Kimyasal Analiz

Çoğu durumda levha yüzeyine dik ve boyuna kesitler tamamen kaynak metalinden çıkarılmıştır.

Her bir numune üzerinde azot dışındaki tüm elementler spektrometre ile, azot miktarı ise ekstraksiyon ile en az iki ölçüm, bazı durumlarda da üç ölçüm alınarak belirlenmiştir. Her bir numune için sonuçların ortalaması alınmıştır.

5.4. Çekme Deneyi

5.4.1. Enine Çekme Deneyi

Eş ve farklı metal kaynaklı bağlantılardan EN 10002-1 - EN 895'ye uygun olarak ve dikiş taşkınlıkları temizlenerek hazırlanan enine numuneler 600 kN kapasiteli servohidrolik Amsler deney cihazında, oda sıcaklığında çekme deneyine tabi tutulmuşlardır.

5.4.2. Kaynak metali numunelerinin çekme deneyi

Yetersiz kalınlık ve yetersiz kaynak metal kesitinden dolayı 6 mm kalınlığındaki bağlantılar ve 12 mm kalınlığındaki lazer kaynaklı bağlantı hariç tüm bağlantıların

tamamen kaynak metali bölgelerinden EN 10002-1-EN 876 standardına uygun olarak boyuna yönde çıkarılan silindirik numuneler, enine çekme numunelerindekine benzer biçimde 600 kN kapasiteli servohidrolik Amsler deney cihazında, oda sıcaklığında çekme deneyine tabi tutulmuşlardır.

Tüm numunelerin net kesit çapları olabildiğince büyük, örneğin, 12 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantılar için 6 mm, 12 mm'den daha büyük kalınlıklardaki bağlantılar için ise 10 mm seçilmiştir.

5.5. Eğme deneyi

Tüm kaynaklı levhalardan, kaynak dikişine dik yönde EN 910 standardına uygun yüz eğme ve kök eğme numuneleri çıkarılmış, 100 kN ve 2000 kN kapasiteli Amsler test cihazında 180° açı ile eğme deneyi yapılmıştır.

5.6. Charpy çentik darbe tokluk deneyi

Enine yönde tüm kaynaklı levhalardan kalınlık boyunca çıkarılan çentik darbe deney numuneleri, kaynak metali (KM), ergime çizgisi (EÇ), ergime çizgisinden 2 mm uzakta IEB'de (EÇ+2 mm) ve ergime çizgisinden 5 mm uzakta çentikler açılarak hazırlanmıştır. 6 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantılardan standartlara uygun olarak bir alt boyutta- (5 mm) numuneler çıkarılmış ve test edilmiştir. Çıkan sonuçlar da iki ile çarpıldığında çentik darbe tokluk değeri hakkında iyi bir tahmin sağlamaktadır.

Kaynaklı bağlantıların çentik darbe dayanımını belirlemek için, 300J kapasiteli Amsler test cihazı kullanılmış olup, referans sıcaklık olarak tüm kaynaklı levhalar için deneyler -20°C olarak seçilmiş, ayrıca -40 C, -60 C, 0 C ve 20 C'de test sıcaklıkları da kullanılarak deneyler gerçekleştirilmiştir.

Lazer kaynaklı levha için 690 C ve 750°C'de 30 dakika kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmış ve hazırlanan numunelere de çentik darbe deneyi yapılmıştır.

5.7. CTOD kırılma tokluk deneyi

20 mm ve üzeri kalınlıklardaki kaynaklı bağlantılardan çıkarılan CTOD numuneleri de -20°C'de CTOD kırılma tokluğu deneyine tabi tutulmuşlardır. Sonuçlar mm olarak ifade edilmektedir ve kararsız kırılma başlangıcı veya maksimum kuvvet eğrisinden hangisi önce görülürse o şekilde belirlenmektedir.

Bu deney sırasında görülen kısa gevrek kırılmalar "pop-in" olarak adlandırılmaktadır ve süreksizliğe ulaşmadan daha fazla yük taşıma kapasitesi bulunmaktadır. Bu kısa gevrek kırılmalar, geçmişte birçok tartışmaya konu olmuştur. Kritik olan ve olmayan bu kısa gevrek kırılmaların ayrılması amacıyla bir yöntem de uluslararası standartların önceki versiyonlarında bulunmaktadır.

CTOD deney numunelerinin boyutları kalınlıkla orantılı olduğundan, kaynaklı bağlantının tokluğunu belirlemek için ağır ve büyük numuneler ve dolayısıyla bu numuneleri test etmek için de büyük test cihazları gerekmektedir. Bu yolla yapılan deneyler üç boyutlu gerilme durumu oluşturmakta ve toklukta olduğundan fazla değer biçmeden sakınılmasını sağlar ve daha düşük sınırlarda veriler alınmasına yol açar (Deleu ve diğ. 2006).

Charpy çentik darbe benzer biçimde CTOD numuneleri de kaynak dikiş biçimine göre önceden seçilen kısımlardan, örneğin KM ve EÇ, çentikleri açılarak BS 7884'e uygun olarak hazırlanmıştır. Deneyler her çentik pozisyonu için üç defa tekrarlanmış ve en düşük değer CTOD değeri olarak göz önüne alınmıştır.

5.8. Yorulma deneyi

Yorulmaya maruz kalan uygulamalar için malzeme seçimi yapılmasında, malzemelerin ve kaynaklı bağlantılarının yorulma dayanımları önemli rol oynamaktadır (Lahti ve diğ. 2000). Bu çalışmada da kaynaklı bağlantıların yorulma dayanımları göz önüne alınmıştır. 12 mm kalınlığında 309 tür elektrodla kaynak edilen bağlantılar ve lazer kaynaklı bağlantıdan çıkarılan toplam dört kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri araştırılmış ve değerlendirilmiştir.

Sabit yorulma çevrimi maksimum ve minimum gerilme veya gerilme oranı- maksimum ve minimum gerilme arasındaki fark ve yorulma oranı R, maksimum ve minimum gerilme arasındaki oran ile karakterize edilmektedir. Maksimum gerilme her zaman pozitif iken minimum gerilme de negatiftir.

Yorulma oranları $-\infty$ ile $+\infty$ arasında değişebilmektedir ancak en çok kullanılan oranlar -1, 0 veya 0,1- 0,5 olmaktadır. Yüksek çevrimli olarak adlandırılan yorulmada ömür 10.000 çevrim ile birçok milyon çevrim arasında değişebilir.

Genellikle gerilme aralığı yorulma ömrünü belirleyen en önemli faktör olarak düşünülmektedir, ancak basma miktarı da göz önüne alınmalıdır. 50 MPa gerilme aralığı ve R= 0,5 yorulma oranı ile +50 MPa ve +100 MPa arasındaki yorulma çevriminin aynı gerilme aralığında R= 0,67 olan +100 MPa ve +150 MPa arasındaki yorulma çevrimi ile benzer ömür göstereceği beklenebilir. Aynı gerilme aralığında ancak R= -1 olan -25 MPa ve +25 MPa arasındaki yorulma çevrimi, basma oranının oluşturduğu hasar çekmeninkinden daha az olduğundan daha yüksek ömür vermelidir.

Yorulma deneylerinde farklı tür yorulma çevrimlerinden elde edilen yorulma verilerini uygun biçimde sunmak için, gözönüne alınan kaynaklı bağlantı için verilen bir yorulma oranı (R)'ninde gerilme aralığına karşı ömür veya çevrimler logaritmik olarak Wöhler eğrisi olarak da bilinen eğri ile gösterilmektedir. Önceki ifadelerle dayanarak, belirli bir aralıkta yorulma oranını negatif olmadıkça R'den bağımsız olacağı beklenmektedir. Yorulma deneyinde süre ve maliyetleri sınırlamak için deneyler, ömür süreleri önceden seçilmektedir. Çoğu durumda bu ömür süreleri 2.000.000 ($2 \cdot 10^6$) veya 5.000.000 ($5 \cdot 10^6$) veya daha yüksek olabilmektedir.

Numunelerdeki gerilme gradyeni yorulma direncini etkilemektedir ve bu nedenle de eğmeli yorulmada elde edilen değerler çekmeli yorulmada elde edilen değerlerle karşılaştırılması zordur. Normalde yorulma verilerinin çok sapma göstermesinden dolayı tekrar edilen deneylerin aynı koşullarda tekrarlanması önerilmektedir ki bu da genellikle bir seri testleri kapsamaktadır.

Bu çalışmada, yorulma deneyleri 0,1 yorulma oranında ve maksimum gerilmenin %10'una karşılık gelen minimum çekme gerilmesi ile çekmeli yorulma olarak gerçekleştirilmiştir. Numuneler 20 mm net genişlik ve prizmatik kesitte 30 mm

uzunluğunda hazırlanmıştır. Yorulma numuneleri oldukça dikkatli hazırlanmalıdır, zira keskin köşe veya herhangi bir çizik durumu ikincil etki olarak ön çatlaklara neden olabilir.

Dört farklı gerilme aralığı kullanılmış ve her gerilme aralığı üç tekrar ile yapılmıştır. 100 kN ve 150 kN kapasitelerinde iki adet servohidrolik ESH yorulma deney cihazı kullanılmıştır. Numuneler $8.000.000 (8.10^6)$ çevrime kadar veya hata görülünceye kadar yorulma deneyine tabi tutulmuşlardır (Deleu ve diğ. 2006).

5.9. Mikroyapı analizi

Her bir kaynaklı levhadan EN 1321'e göre makro kesitler çıkarılmış, metalografik olarak hazırlanmış ve uygun ayıraçlar kullanılarak dağlanmıştır. Ayrıca EN 1043-1'e göre 0,1 kg–10 kg kapasiteli sertlik cihazı ile kökten ve yüz alt yüzeyleri üzerinden Vickers sertlik taraması 5 kg yük altında yapılmıştır.

5.10. Tane Boyutu Analizi

Tüm kaynaklı bağlantılardan çıkarılan makro kesitler, ergime çizgisine yakın ve uzak IEB'lerde incelenmiş ve $a_1 - a_4$ ve $b_1 - b_4$ ile sembolize edilen dört kalınlık pozisyonunda ASTM tane boyutları ölçülmüştür.

$a_1 - a_3$ pozisyonları yaklaşık olarak EÇ'ne 2 mm uzaktaki IEB ve $b_1 - b_3$ EÇ'den 5 mm uzaktaki çentik yerlerini simgelandirmek üzere sembolize edilmiştir. a_4 ise EÇ'ni gösterecek biçimde sembolize edilmiştir. İyi taneli bölgeler 7-10 arasında ASTM tane boyut numaraları ile ifade edilirken iri taneli bölgeler daha küçük M10 veya 1-4 arasında ASTM tane boyutu numaralarıyla tanımlanmaktadır.

EÇ ve IEB darbe deneyleri sırasında makro kesitin hangi tarafından çentik açıldığını ve daha doğru sonuçları elde etmek amacıyla metalografik olarak hem sağ hem de sol IEB'ler araştırılmıştır.

5.11. Ferrit miktarı analizi

Tüm kaynaklı bağlantıların kaynak bölgelerinin ferrit miktarı, ferritscope kullanılarak %ferrit olarak ölçülmüştür.

5.12. Korozyon Deneylei

Bu alışma sırasında korozyon deneylei olarak atmosferik korozyon direncinin belirlenmesi amacıyla tuz püskürtme ve blister deneylei yapılmıştır.

5.12.1. Tuz püskürtme deneylei

Tuz püskürtme deneylei, 24 saattebir 24- 28 ml sis hacmi, 6,5- 7,2 arasında pH değerlerinde, % 5 NaCl içeren sulu çözeltide ve 35°C test sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. 150 x 75 mm boyutlarında hazırlanan numuneler, 60° aı ile yerleştirilmiştir. Heterojen kaynaklı bağlantılardan çıkarılıp hazırlanan numuneler S355 tarafı alta gelecek biçimde yerleştirilmiştir. 20 mm'den kalın levhalarla oluşturulan kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numuneler ise ekipmanın taşıyabileceği sınırlı ağırlıktan dolayı 10 mm'ye indirgenmiştir.

Tuz püskürtme deneylei ASTM B1172ye göre kaplanmış ve kaplanmamış numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. Kaplanmamış numuneler etanolle temizlenerek levha yüzeyleine dik yüzeyleer parafinle kaplanmıştir. Kaplanmış numuneler de tüm test yüzeylei boyunca metal yüzeyleine kadar çarpı şeklinde çizilmiştir. Bunun nedeni, kaplama servis koşullarından önce veya sırasında kazara zarar görürse kaynaklı bağlantıların korozyon direncinin tahmin edilmesine olanak sağlamasıdır. Yine bu numunelerin de köşeleri ve işlenmiş kısımları parafinle kaplanmıştir. Kaplama her durumda endüstride kullanılmakta olan iki katmanlı koruyucu bir sistemden oluşmaktadır. Çoğu numune yüz tarafından test edilirken R9, F9 ve U9 kodlu levhalar ilgili endüstriyel kuruluşlarla kararlaştırıldığı biçimde kök tarafından test edilmiştir.

5.12.2. Blister testi

Blister testi, tuz püskürtme deneyleine benzer biçimde kaplanmış numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. Numuneler Belçika'nın Gent şehri merkezinde gerçek atmosfer koşullarında güneş işığına direk maruz kalacak biçimde test yüzeyleeri yönlendirilerek standartlara uygun olarak gerçekleştirilmiştir.

6. DENEYSEL SONUÇLAR

Çeşitli kaynaklı levhalar üzerinde uygulanan deney programı sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmektedir.

6.1. Kimyasal Analiz

Kimyasal analiz sonucu elde edilen deneysel veriler Tablo 6.1'de verilmektedir.

Tablo 6.1: Eş ve farklı metal kaynaklı bağlantıların kaynak metali kimyasal bileşimleri.

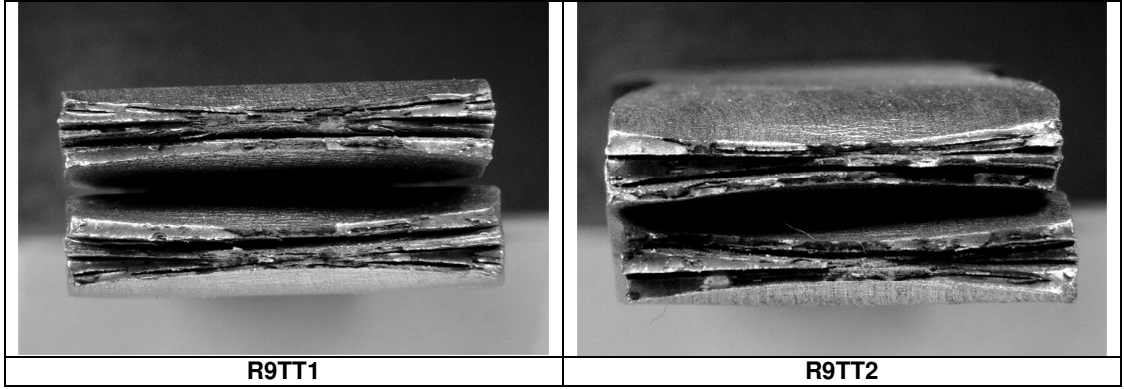
Kaynaklı levha kodu	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P ppm	S ppm	Cr (%)	Cu (%)	Ni (%)	Mo (%)	Ti ppm	V ppm	Al ppm	Nb ppm	N ppm
R9	0,03	0,67	1,70	190	30	22,7	0,06	12,1	0,06	70	1030	300	<10	961
S	0,02	0,31	0,98	0,025	0,006	13,5	0,37	0,45	0,08	<0,001	0,037	0,013	<0,01	?
S6	0,03	0,38	1,06	0,026	0,07	15	0,34	2,15	0,41	<0,001	0,042	0,012	0,002	?
V9	0,02	0,67	0,80	200	100	21,9	0,08	11,0	0,05	130	880	360	90	813
B9	0,02	0,79	1,80	180	70	23,6	0,04	12,9	0,04	80	1100	280	<10	524
B8	0,02	0,76	1,51	210	70	20,0	0,10	9,79	0,10	50	790	280	10	653
B6	0,03	0,72	1,56	230	120	18,6	0,15	11,9	2,52	40	820	260	<10	474
E9	0,02	0,48	1,47	200	100	22,2	0,12	10,8	0,09	70	900	500	<10	846
E6	0,02	0,41	1,24	260	80	16,8	0,16	8,90	1,93	40	680	460	<10	144
V	0,02	0,33	0,95	350	30	13,4	0,39	0,53	0,15	<10	380	240	<10	-*
L9	<0,01	0,35	1,07	0,030	0,003	14,80	0,34	3,03	0,14	0,003	0,053	0,029	<10	?
L6	<0,01	0,47	1,08	0,031	0,004	14,40	0,32	3,54	0,74	0,003	0,055	0,030	<10	?
F9	0,03	0,53	1,64	210	80	24,1	0,13	11,3	0,09	130	1020	310	40	314
A9	0,02	0,47	1,26	230	60	18,8	0,19	6,61	0,09	10	700	420	20	457
K9	0,03	0,57	1,37	190	50	23,3	0,08	11,3	0,16	300	950	320	40	242
P9	0,02	0,52	1,21	210	60	19,7	0,16	8,93	0,11	40	840	500	30	956
PD	<0,01	0,49	1,21	250	20	18,9	0,19	5,55	2,04	30	1010	500	40	624
U9	0,03	0,57	1,36	170	40	22,8	0,07	11,0	0,15	280	900	320	20	232
M9	0,03	0,98	0,73	230	160	23,1	0,04	11,9	0,06	140	850	320	90	806
C9	0,02	0,52	1,48	210	50	22,5	0,09	10,2	0,08	50	910	430	<10	462

6.2. Enine Çekme Deney Sonuçları

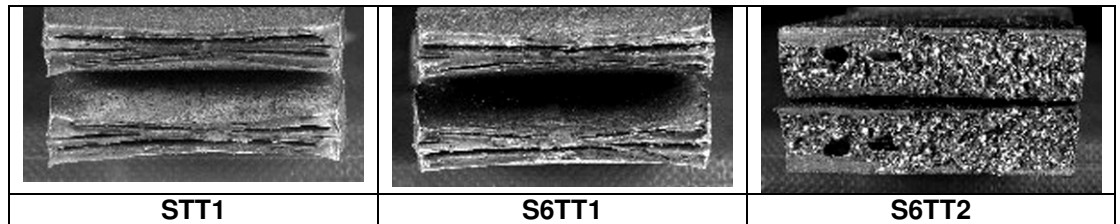
6 mm modifiye X2CrNi12 paslanmaz çelik kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numuneler üzerinde gerçekleştirilen enine çekme deneyi sonuçları, aşağıdaki tabloda özetlenmektedir. Paslanmaz çelik esas metal yarılmaması genel olarak kalınlıktan bağımsız olarak kırılma yüzeyine yakın ve tüm numunelerin levha yüzeyine paralel olarak gözlenmiştir. Elde edilen kırılma yüzeyleri incelenerek aşağıdaki makrofotoğraflarla gösterilmiştir.

Tablo 6.2: 6 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri.

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R _m (MPa)	Kopma yeri	Açıklamalar
GMAW	ER309LSi	R9TT1	535	Esas metal	-
		R9TT2	536	Esas metal	-
PAW	(-)	STT1	544	Esas metal	-
PAW	ER 316L	S6TT1	513	Esas metal	-
PAW		S6TT2	457	Esas metal	-



Şekil 6.1: R9TT1 ve R9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

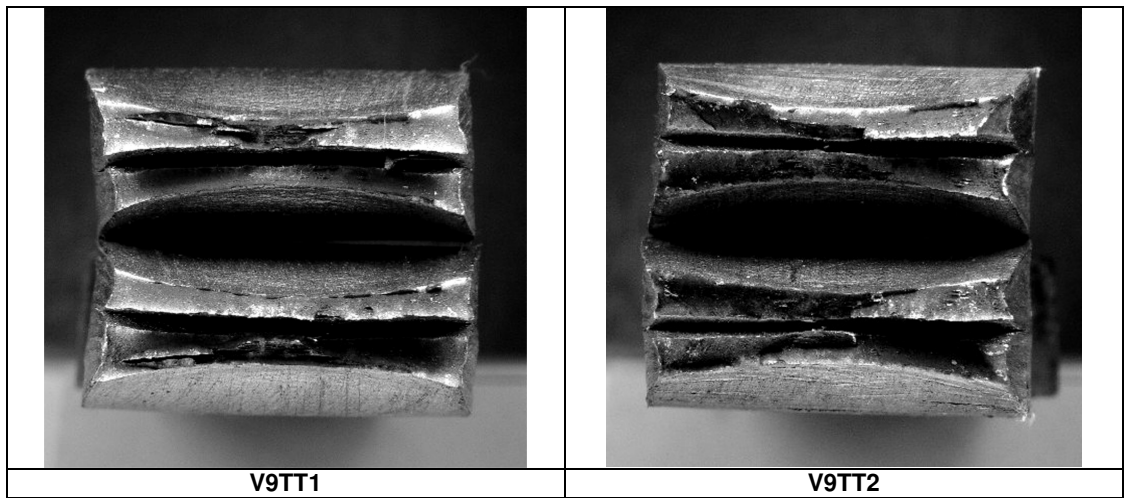


Şekil 6.2: STT1, S6TT1 ve S6TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

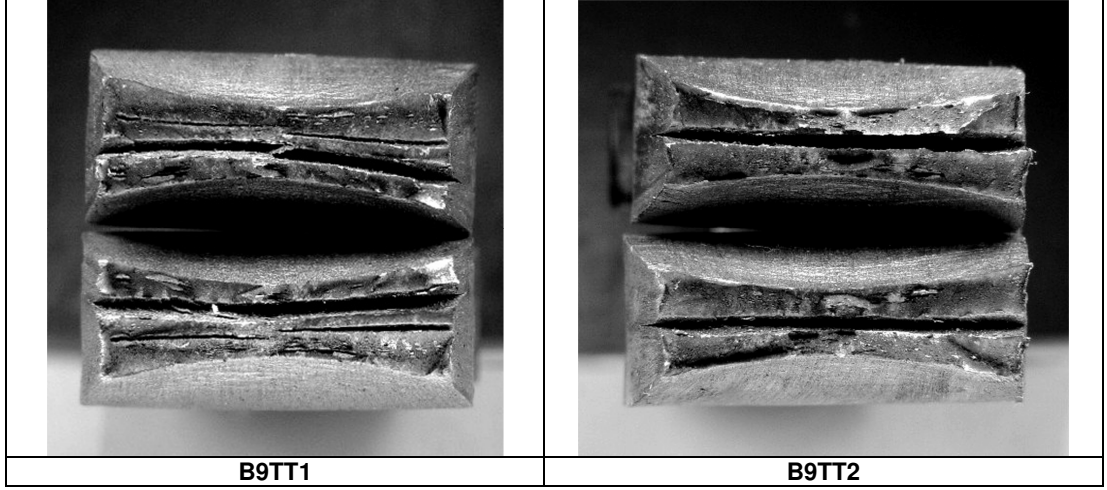
12 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantılardan çıkarılan numunelerin enine çekme deney sonuçları aşağıdaki tablolarda verilmektedir. Kırılma yüzeyleri de incelenerek aşağıdaki şekillerde fraktograf olarak sergilenmektedir.

Tablo 6.3: 12 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri.

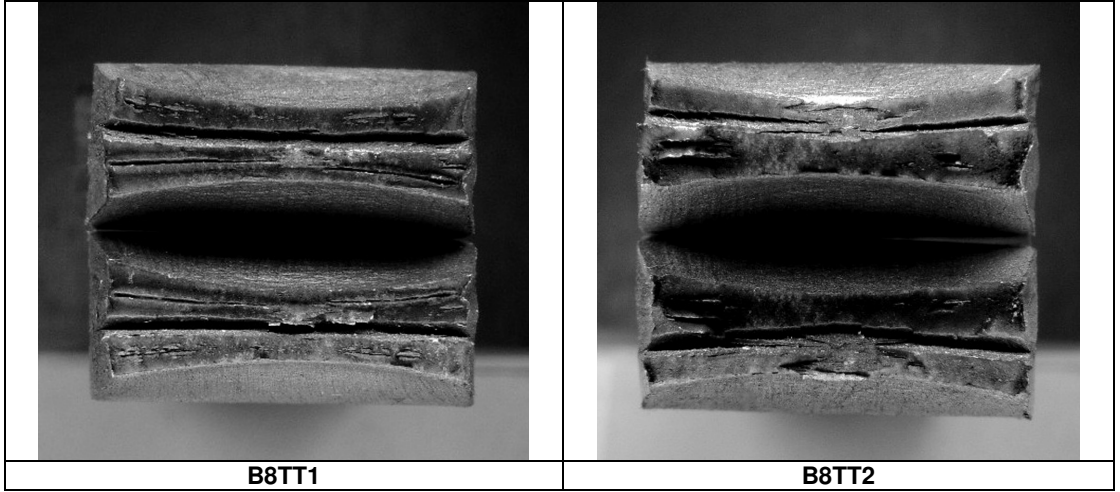
Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R _m (MPa)	Kopma yeri	Açıklamalar
SMAW	E309L-17	V9TT1	500	Esas metal	Kaynak dikişinde ± 5°'lik açısal çarpılma
		V9TT2	504	Esas metal	Kaynak dikişinde ± 5°'lik açısal çarpılma
GMAW	ER309LSi	B9TT1	484	Esas metal	
		B9TT2	504	Esas metal	
GMAW	ER308LSi	B8TT1	491	Esas metal	
		B8TT2	492	Esas metal	
GMAW	ER316LSi	B6TT1	490	Esas metal	
		B6TT2	499	Esas metal	
SAW	ER309L	E9TT1	475	Esas metal	
		E9TT2	471	Esas metal	
SAW	ER316L	E6TT1	483	Esas metal	
		E6TT2	481	Esas metal	
LAZER	(-)	VTT1	490	Esas metal	
		VTT2	485	Esas metal	
PAW+TIG	ER309L	L9TT1	489	Esas metal	



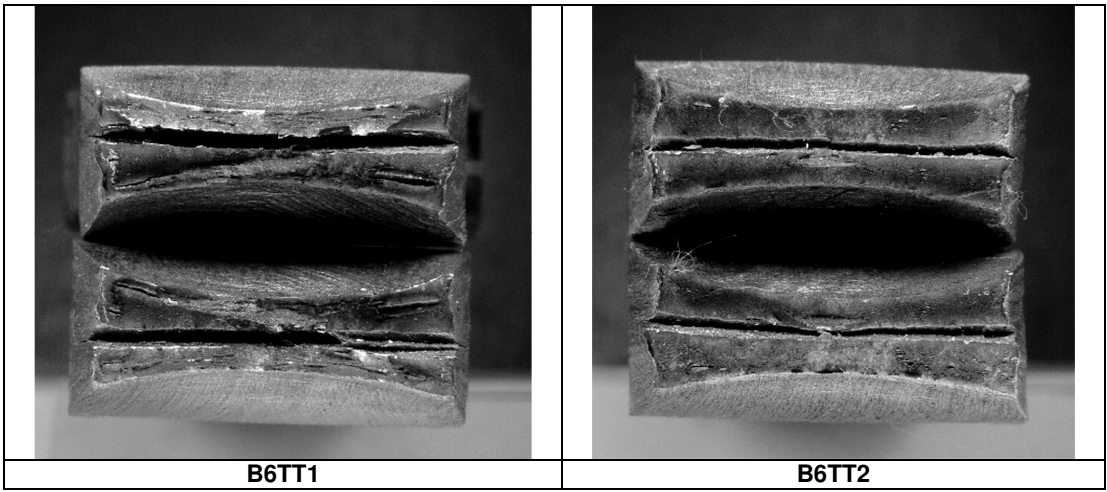
Şekil 6.3: V9TT1 ve V9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



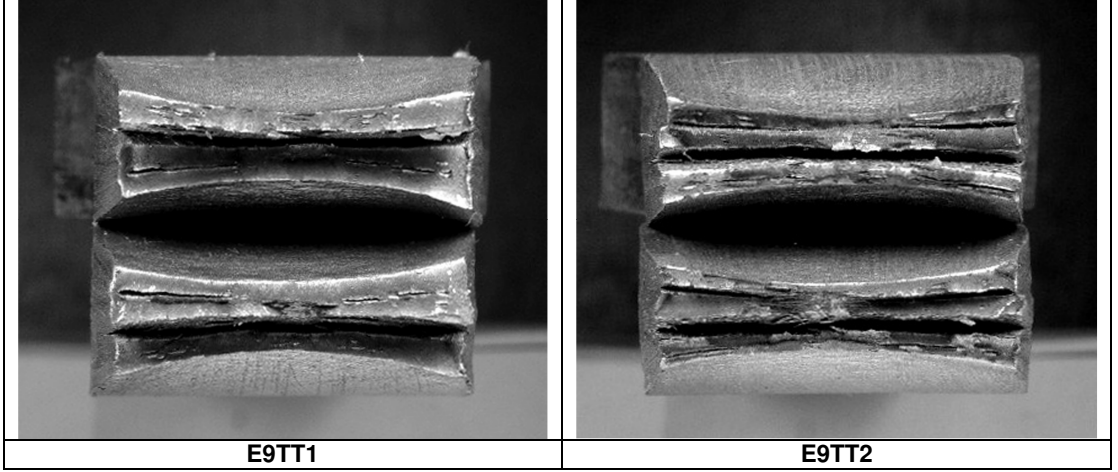
Şekil 6.4: B9TT1 ve B9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



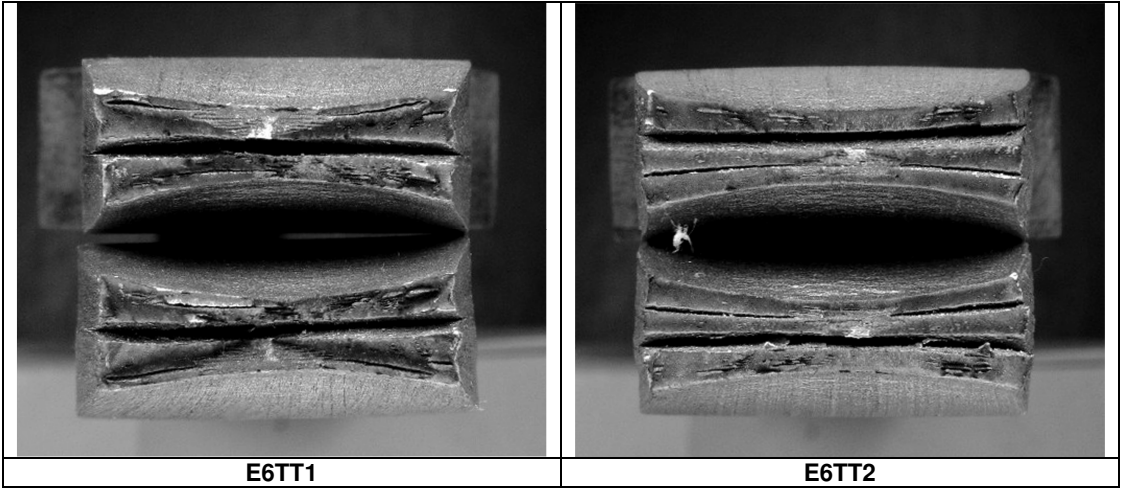
Şekil 6.5: B8TT1 ve B8TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



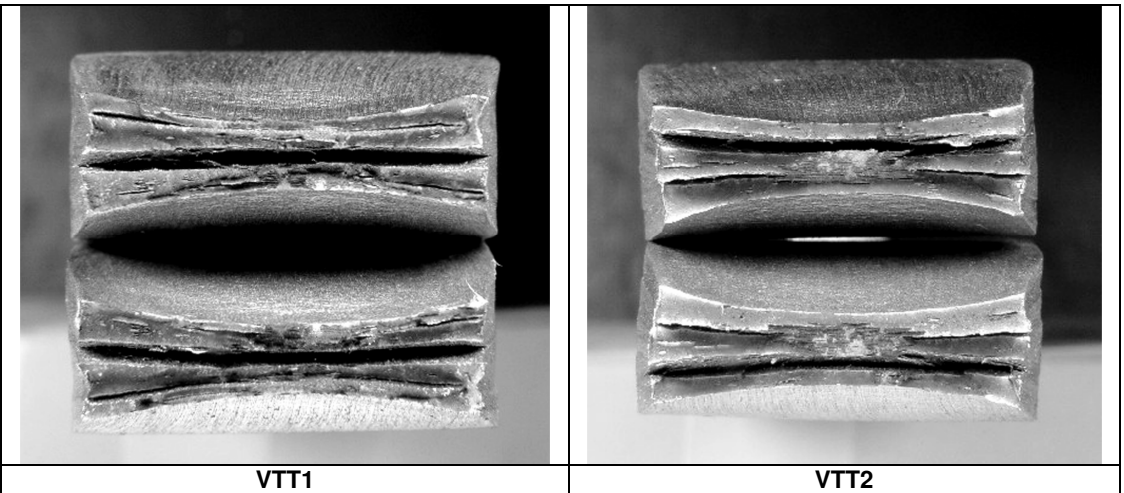
Şekil 6.6: B6TT1 ve B6TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



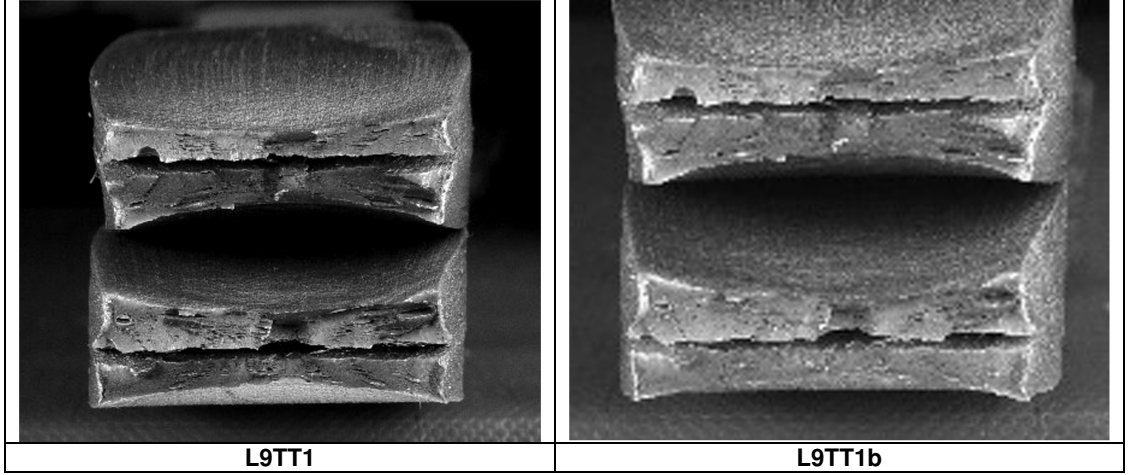
Şekil 6.7: E9TT1 ve E9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



Şekil 6.8: E6TT1 ve E6TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



Şekil 6.9: VTT1 ve VTT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

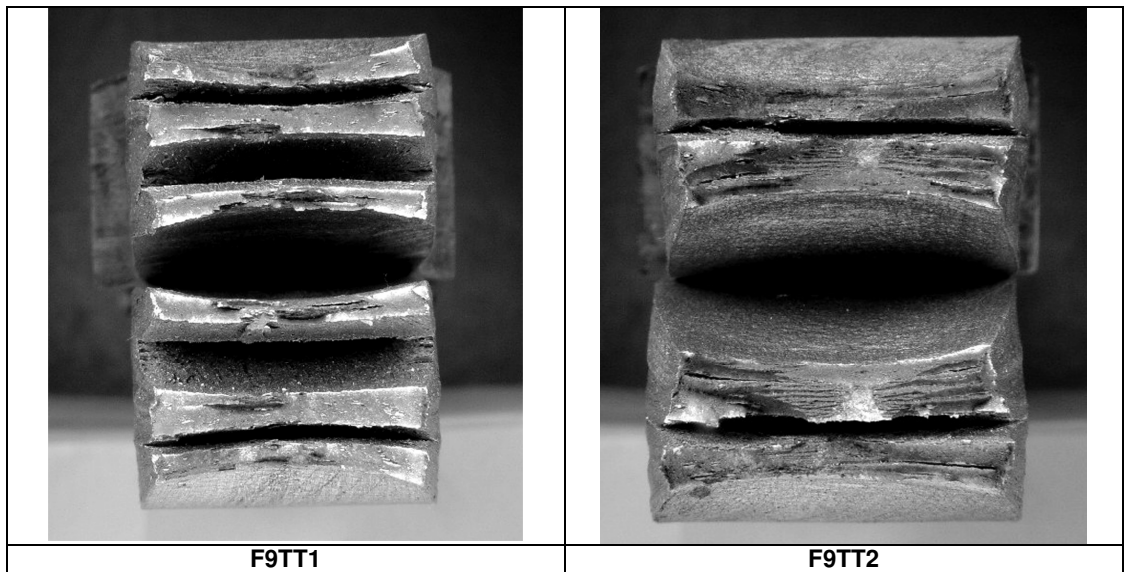


Şekil 6.10: L9TT1 ve L9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

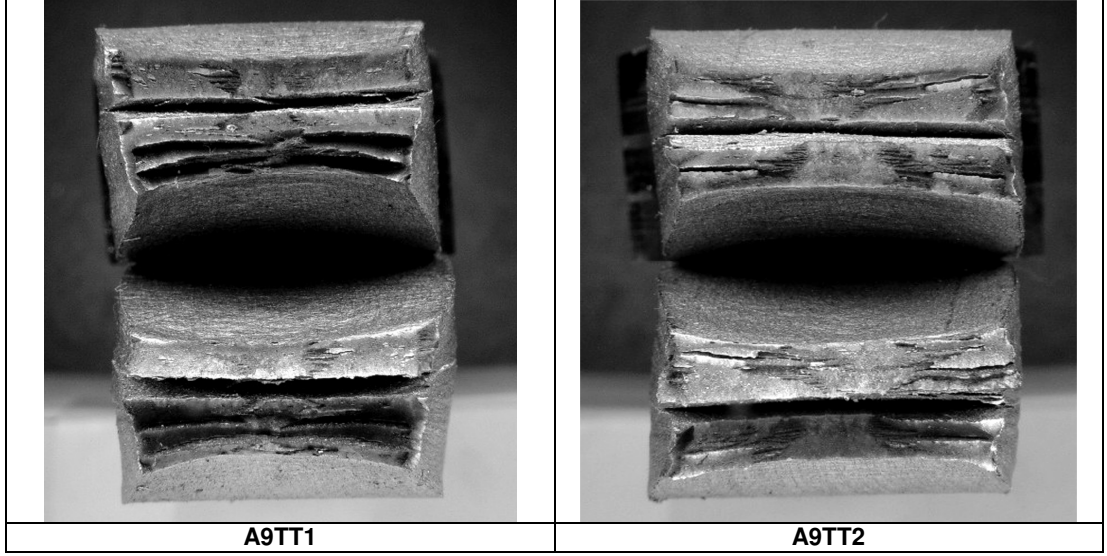
20 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri ve kırılma yüzey makroyapıları aşağıdaki tablo ve şekillerde verilmektedir.

Tablo 6.4: 20 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri.

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R_m (MPa)	Kopma yeri	Açıklamalar
FCAW	E309LT0-4	F9TT1	503	Esas metal	-
		F9TT2	503	Esas metal	-
SAW	ER309L	A9TT1	507	Esas metal	-
		A9TT2	509	Esas metal	-



Şekil 6.11: F9TT1 ve F9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

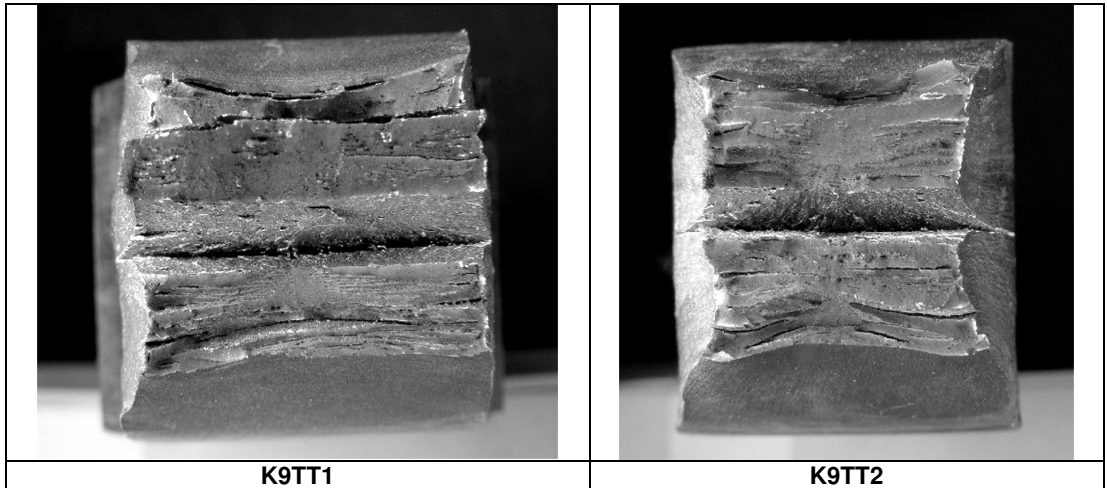


Şekil 6.12: A9TT1 ve A9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

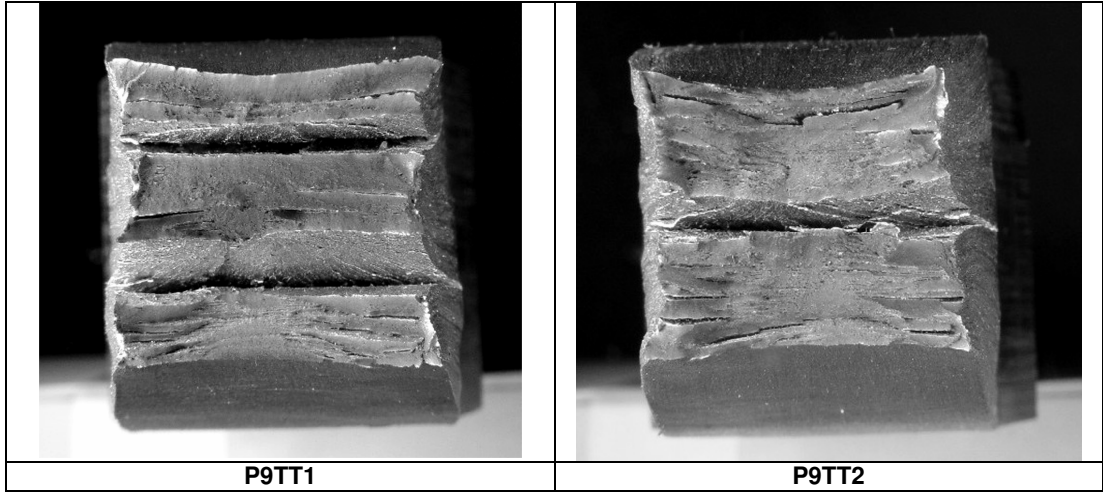
30 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantıların, çekme özellikleri aşağıda verilmektedir.

Tablo 6.5: 30 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri.

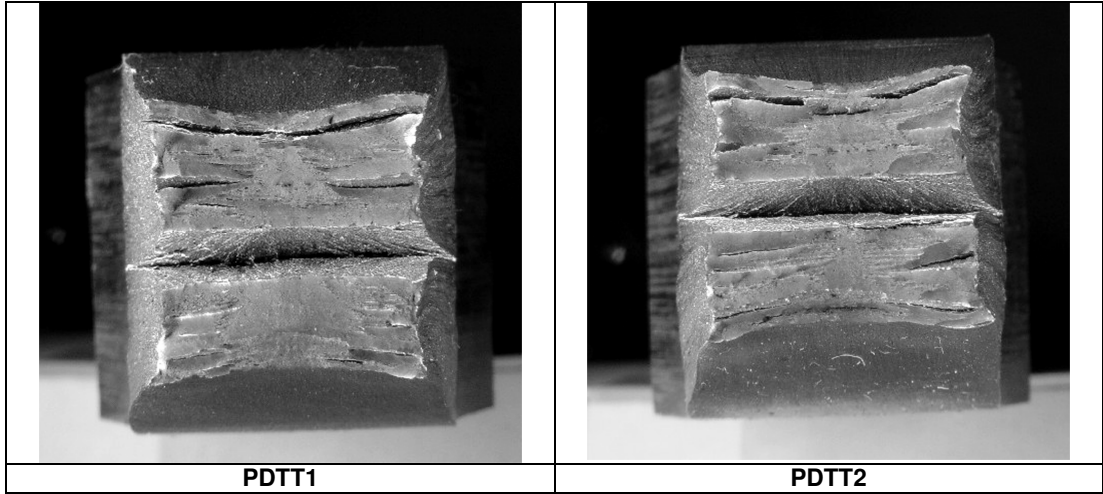
Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R_m (MPa)	Kopma yeri	Açıklamalar
FCAW	E309LT-1	K9TT1	567	Esas metal	-
		K9TT2	574	Esas metal	KM'de hatanın açılması
SAW	ER309L	P9TT1	583	Esas metal	-
		P9TT2	580	Esas metal	-
SAW	ER2209	PDTT1	583	Esas metal	-
		PDTT2	587	Esas metal	-



Şekil 6.13: K9TT1 ve K9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



Şekil 6.14: P9TT1 ve P9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

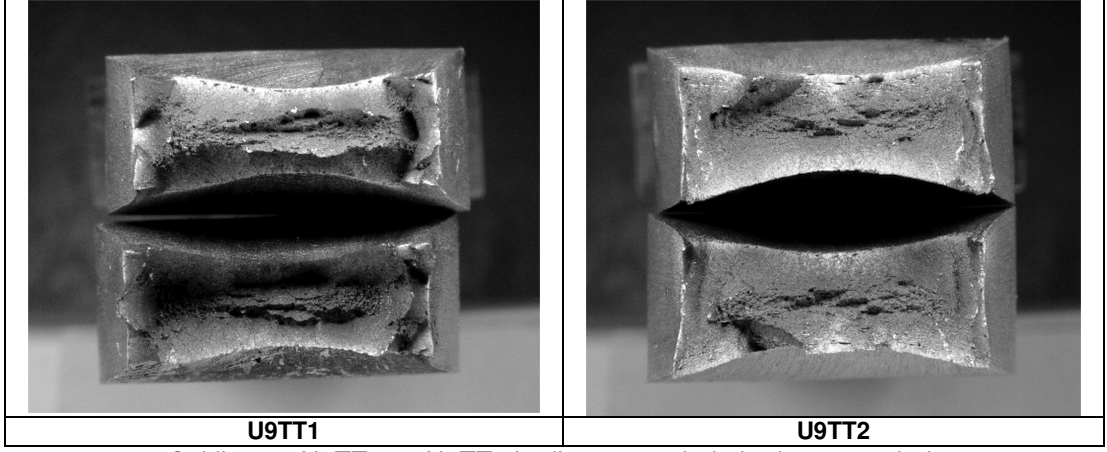


Şekil 6.15: PDTT1 ve PDTT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

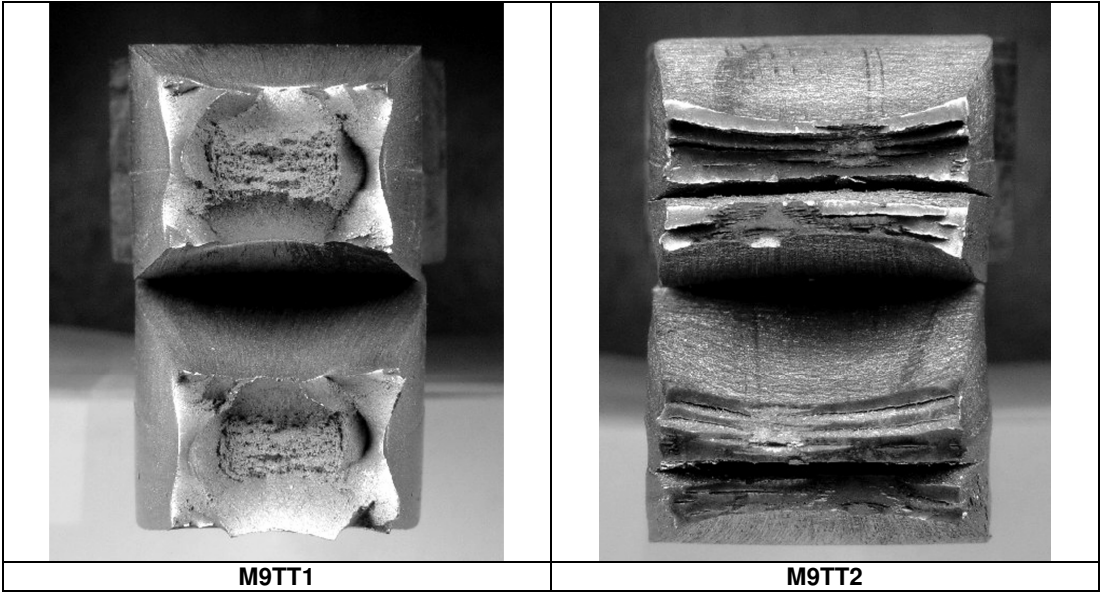
Farklı metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri ve fraktografılar aşağıdadır:

Tablo 6.6: Farklı metal kaynaklı bağlantıların enine çekme özellikleri.

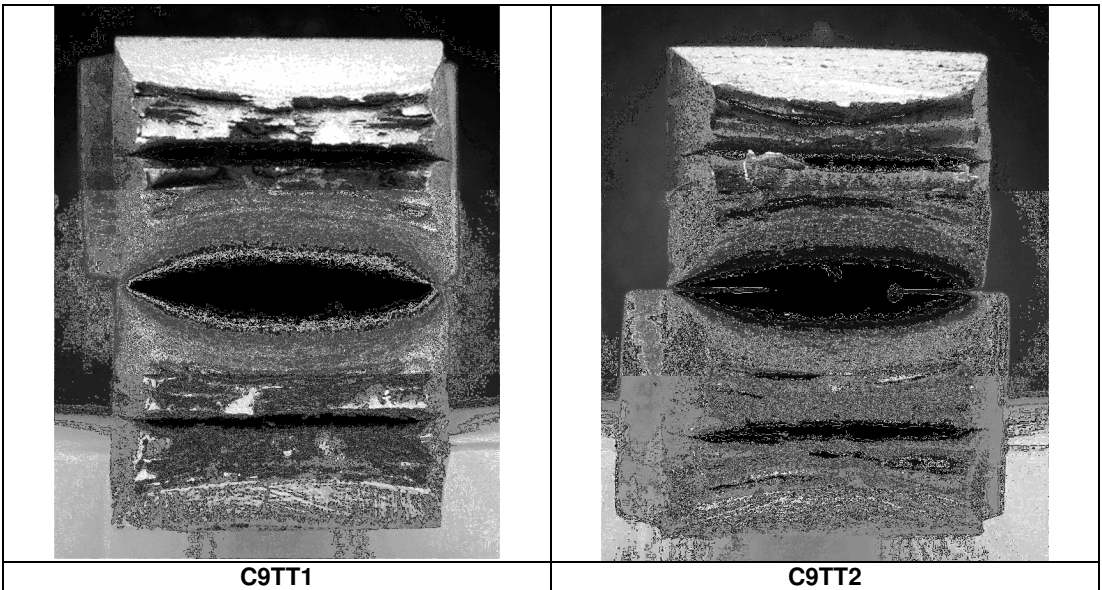
Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R_m (MPa)	Kopma yeri	Açıklamalar
FCAW- 12 mm	E309LT-1	U9TT1	502	Esas metal (S355)	-
		U9TT2	485	Esas metal (S355)	KM'de hatanın açılması
SMAW- 20 mm	E309L-16	M9TT1	509	Esas metal (S355)	-
		M9TT2	506	Esas metal (12 Cr)	-
SAW- 20 mm	ER309L	C9TT1	505	Esas metal (12 Cr)	-
		C9TT2	507	Esas metal (12 Cr)	-



Şekil 6.16: U9TT1 ve U9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



Şekil 6.17: M9TT1 ve M9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.



Şekil 6.18: C9TT1 ve C9TT2 kodlu numunelerin kırılma yüzeyleri.

6.3. Silindirik Numunelerin Kaynak Metali Çekme Özellikleri

12 mm, 20 mm ve 30 mm eş metal kaynaklı, 12 mm ve 20 mm farklı metal kaynaklı bağlantılardan, tamamı kaynak metalini içerecek biçimde boyuna yönde hazırlanan silindirik numuneler üzerinde gerçekleştirilen boyuna çekme deney sonuçları, aşağıdaki tablolarda verilmektedir.

Tablo 6.7: 12 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların KM çekme özellikleri.

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _p / R _m	Uzama (%)	Kesit daralması (%)
SMAW	E309L-17	V9TW1	427 [470]	568 [590]	0,75	33,3 [32]	60
		V9TW2	390 [470]	566 [590]	0,69	42,3 [32]	49
GMAW	ER309LSi	B9TW1 *	329	565	0,58	44,5	51
		B9TW2	360	575	0,63	38,8	64
	ER308LSi	B8TW1	336	595	0,56	47,0	62
		B8TW2	316	589	0,54	47,2	65
	ER316LSi	B6TW1	483	573	0,84	?	53
		B6TW2	337	566	0,60	25,8	44
SAW	ER309L	E9TW1	371 [430]	562 [570]	0,66	37,7	36
		E9TW2	360 [430]	553 [570]	0,65	46,8	53
SAW	ER316L	E6TW1	389 [390]	615 [565]	0,63	41,6	36
		E6TW2	394 [390]	606 [565]	0,65	33,2	46
LAZER	(-)	Silindirik numunelerin hazırlanması olanaklı değil					

[] içindeki değerler, çözünmemiş kaynak metali için elektrod/tel üreticisi tarafından verilen değerlerdir.

Tablo 6.8: 20 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların KM çekme özellikleri.

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _p / R _m	Uzama (%)	Kesit daralması (%)
FCAW	E309LT0-4	F9TW1	? [449]	? [594]	?	34,3 [32]	37
		F9TW2	? [449]	571 [594]	?	30,4 [32]	31
SAW	ER309L	A9TW1	337	663	0,51	32,1	53
		A9TW2	330	789	0,42	26,4	36

[] içindeki değerler, çözünmemiş kaynak metali için elektrod/tel üreticisi tarafından verilen değerlerdir.

Tablo 6.9: 30 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların KM çekme özellikleri.

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _p / R _m	Uzama (%)	Kesit daralması (%)
FCAW	E309LT-1	K9TW1	390	562	0,69	36,3	48
		K9TW2	387	563	0,69	34,1	41
SAW	ER309L	P9TW1	358 [430]	569 [570]	0,63	40,0	56
		P9TW2	360 [430]	564 [570]	0,64	44,1	58
SAW	ER2209	PDTW1	508 [630]	743 [780]	0,68	26,8	41
		PDTW2	532 [630]	729 [780]	0,73	28,5	49

[] içindeki değerler, çözünmemiş kaynak metali için elektrod/tel üreticisi tarafından verilen değerlerdir.

Modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve S355 çeliği kullanılarak FCAW, SMAW ve SAW yöntemleri ile kaynak edilmiş 12 mm ve 20 mm kalınlığındaki bağlantılardan çıkarılan numunelerin boyuna çekme özellikleri aşağıdaki tabloda sunulmaktadır.

Tablo 6.10: Farklı metal kaynaklı bağlantıların KM çekme özellikleri.

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Numune kodu	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _p / R _m	Uzama (%)	Kesit daralması (%)
FCAW	E309LT-1	U9TW1	342	531	0,64	38,5	48
		U9TW2	360	569	0,63	44,7	46
SMAW	E309L-16	M9TW1	442	567	0,78	39,2	51
		M9TW2	439	574	0,76	38,3	49
SAW	ER309L	C9TW1	419	593	0,71	37,6	55
		C9TW2	407	576	0,71	35,3	48

6.4. Eş ve Farklı Metal Kaynaklı Bağlantıların Eğme Deney Sonuçları

Tüm kaynaklı levhalardan elde edilen yüz eğme ve kök eğme deney numuneleri kullanılarak gerçekleştirilen eğme deney sonuçları aşağıdaki tablolarda verilmektedir.

Tablolarda belirtilen gözlemler her ne kadar abartılı bir biçimde bu kaynaklı levhalar hakkında olumsuz bir etki bırakmaya eğilimli olsa da, sözü edilen yanma oluşu hataları oldukça yüzeysel ve tehlikesizdir ve genellikle çıplak gözle görülebilmektedir.

6 mm, 12 mm, 20 mm ve 30 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı levhalar için Tablo 6.11- Tablo 6.15'te verilmektedir.

Tablo 6.11: 6 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri (nominal numune genişliği: 30 mm–mandrel çapı: 28 mm–eğme açısı: 180).

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Eğme deneyi türü	Numune kodu	Açıklamalar
GMAW	ER309LSi	Yüz eğme	R9F1	-
			R9F2	-
		Kök eğme	R9R1	Max. 3 mm yanma oluşu
			R9R2	-
PLAZMA	(-)	Yüz eğme	SF1	-
			SF2	-
		Kök eğme	SR1	-
			SR2	-
PLAZMA	ER 316L	Yüz eğme	S6F1	-
			S6F2	-
		Kök eğme	S6R1	-
			S6R2	-

Tablo 6.12: 12 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri (nominal numune genişliği: 30 mm–mandrel çapı: 55 mm–eğme açısı: 180).

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Eğme deneyi türü	Numune kodu	Açıklamalar
SMAW	E309L-17	Yüz eğme	V9F1	-
			V9F2	-
		Kök eğme	V9R1	Max. 3 mm yanma oluşu
			V9R2	Kaynak dikisinde 1 mm kenar çatlak
GMAW	ER309LSi	Yüz eğme	B9F1	Ergime çizgisinde 1 mm kenar çatlak
			B9F2	Ergime çizgisinde 1 mm kenar çatlak
		Kök eğme	B9R1	Ergime çizgisinde 0,5 mm kenar çatlak
			B9R2	Ergime çizgisinde 0,6 mm kenar çatlak
	ER308LSi	Yüz eğme	B8F1	-
			B8F2	Ergime çizgisinde 0,7 mm kenar çatlak
		Kök eğme	B8R1	-
			B8R2	Kökte, ergime çizgisinde 1,2 mm kenar çatlak
	ER316LSi	Yüz eğme	B6F1	Yüzde, ergime çizgisinde 1,5 mm kenar çatlak
			B6F2	Ergime çizgisinde 0,7 mm kenar çatlak
		Kök eğme	B6R1	-
			B6R2	0,7 mm kenar çatlak
SAW	ER309L	Yüz eğme	E9F1	-
			E9F2	-
		Kök eğme	E9R1	-
			E9R2	-
SAW	ER316L	Yüz eğme	E6F1	-
			E6F2	-
		Kök eğme	E6R1	-
			E6R2	-

Tablo 6.13: 12 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri-2. kısım (nominal numune genişliği: 30 mm–mandrel çapı: 55 mm–eğme açısı: 180).

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Eğme deneyi türü	Numune kodu	Açıklamalar
LAZER	(-)	Yüz eğme	VF1	-
			VF2	2,8 mm uzunluğunda ergimiş metal eksikliği
		Kök eğme	VR1	-
			VR2	-
PAW+TIG	ER309L	Yüz eğme	L9F1	-
			L9F2	-
		Kök eğme	L9R1	-
			L9R2	-
PAW+TIG	ER316LSi	Yüz eğme	L6F1	-
			L6F2	-
		Kök eğme	L6R1	-
			L6R2	-

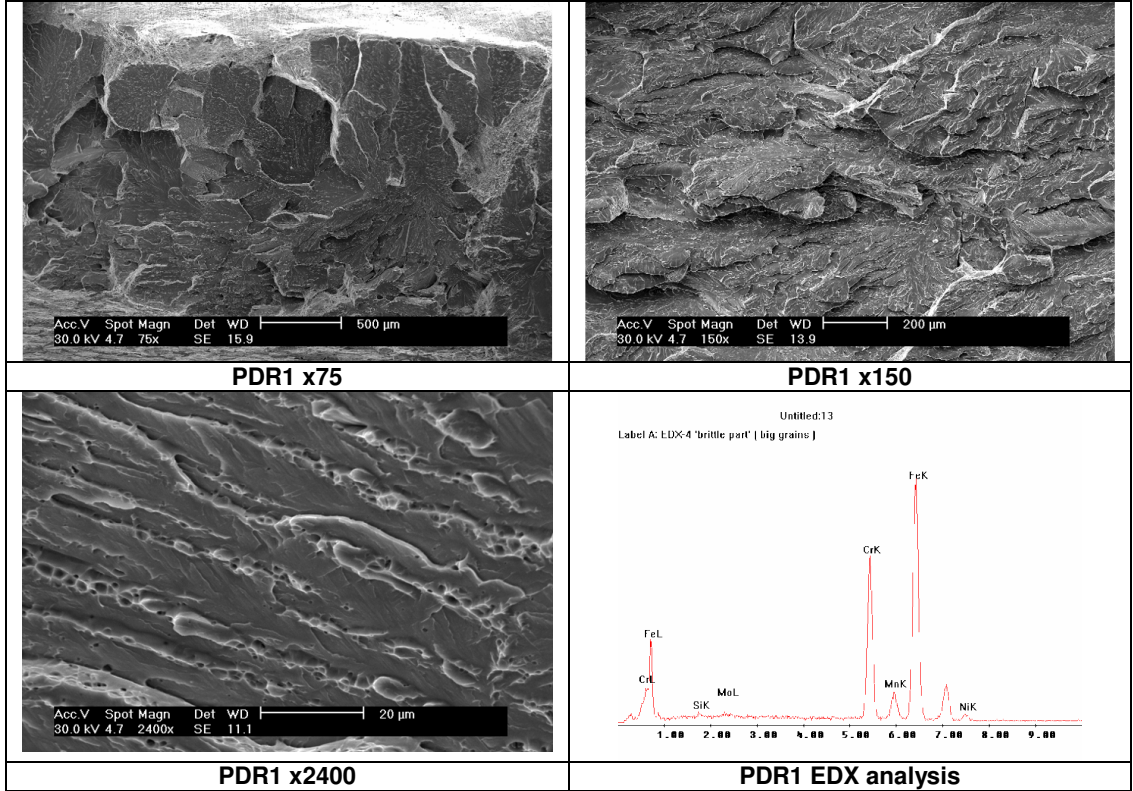
Tablo 6.14: 20 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri- (nominal numune genişliği: 30 mm–mandrel çapı: 91 mm–eğme açısı: 180).

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Eğme deneyi türü	Numune kodu	Açıklamalar
FCAW	E309LT0-4	Yüz eğme	F9F1	-
			F9F2	Max. 4 mm yanma oluşu
		Kök eğme	F9R1	-
			F9R2	-
SAW	ER309L	Yüz eğme	A9F1	2,5 mm derinliğinde nüfuziyet eksikliği
			A9F2	2,0 mm derinliğinde nüfuziyet eksikliği
		Kök eğme	A9R1	1 mm derinliğinde nüfuziyet eksikliği
			A9R2	-

30 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri Tablo 6.15'te, hata görülen PDR1 numunesine ait SEM ve EDX analizleri de Şekil 6.19'da verilmektedir.

Tablo 6.15: 30 mm kalınlığındaki eş metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikleri- (nominal numune genişliği: 30 mm–mandrel çapı: 136 mm–eğme açısı: 180).

Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Eğme deneyi türü	Numune kodu	Açıklamalar
FCAW	E309LT-1	Yüz eğme	K9F1	-
			K9F2	-
		Kök eğme	K9R1	-
			K9R2	-
SAW	ER309L	Yüz eğme	P9F1	-
			P9F2	-
		Kök eğme	P9R1	-
			P9R2	-
SAW	ER2209	Yüz eğme	PDF1	-
			PDF2	-
		Kök eğme	PDR1	45 °eğmeden sonra çatlama
			PDR2	-



Şekil 6.19: PDR1 eğme numunesinin SEM ve EDX analizi.

12 mm ve 20 mm kalınlığında modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve S355 çeliği kullanılarak oluşturulan FCAW, SMAW ve SAW kaynaklı levhalardan çıkarılan numuneler üzerinde gerçekleştirilen eğme deney sonuçları ise Tablo 6.16'da sunulmaktadır.

Tablo 6.16: 12 ve 20 mm kalınlığındaki farklı metal kaynaklı bağlantıların eğme özellikler (nominal numune genişliği: 30 mm–mandrel çapı: 55 ve 91 mm–eğme açısı: 180).

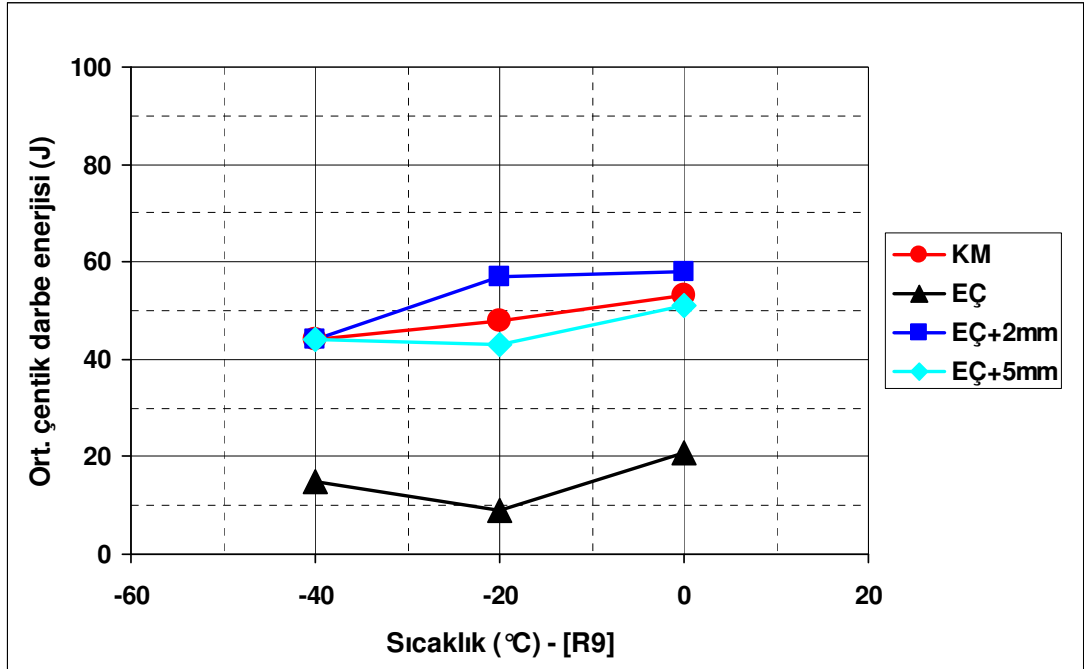
Kullanılan kaynak yöntemi	Kullanılan elektrod / tel	Eğme deneyi türü	Numune kodu	Açıklamalar
FCAW	E309LT-1	Yüz eğme	U9F1	-
			U9F2	-
		Kök eğme	U9R1	-
			U9R2	-
SMAW	E309L-16	Yüz eğme	M9F1	-
			M9F2	Çok az yanma oluşu
		Kök eğme	M9R1	-
			M9R2	-
SAW	ER309L	Yüz eğme	C9F1	-
			C9F2	-
		Kök eğme	C9R1	-
			C9R2	-

6.5. Charpy Çentik Darbe Deneyi Sonuçları

6 mm kalınlığında GMAW kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çentik darbe deney sonuçları aşağıdaki tabloda ve grafik olarak Şekil 6.20'de verilmektedir.

Tablo 6.17: R9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
GMAW / ER309LSi	Levha R9/1	-20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	50 – 49 – 45 / 48 9 – 11 – 8 / 9 54 – 54 – 62 / 57 43 – 41 – 45 / 43
	Levha R9/2	0	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	54 – 51 – 55 / 53 15 – 37 – 12 / 21 48 – 74 – 53 - / 58 50 – 50 – 53 / 51
	Levha R9/2	-40	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	45 – 45 – 43 / 44 16 – 19 – 9 / 15 47 – 43 – 41 / 44 45 – 39 – 48 / 44

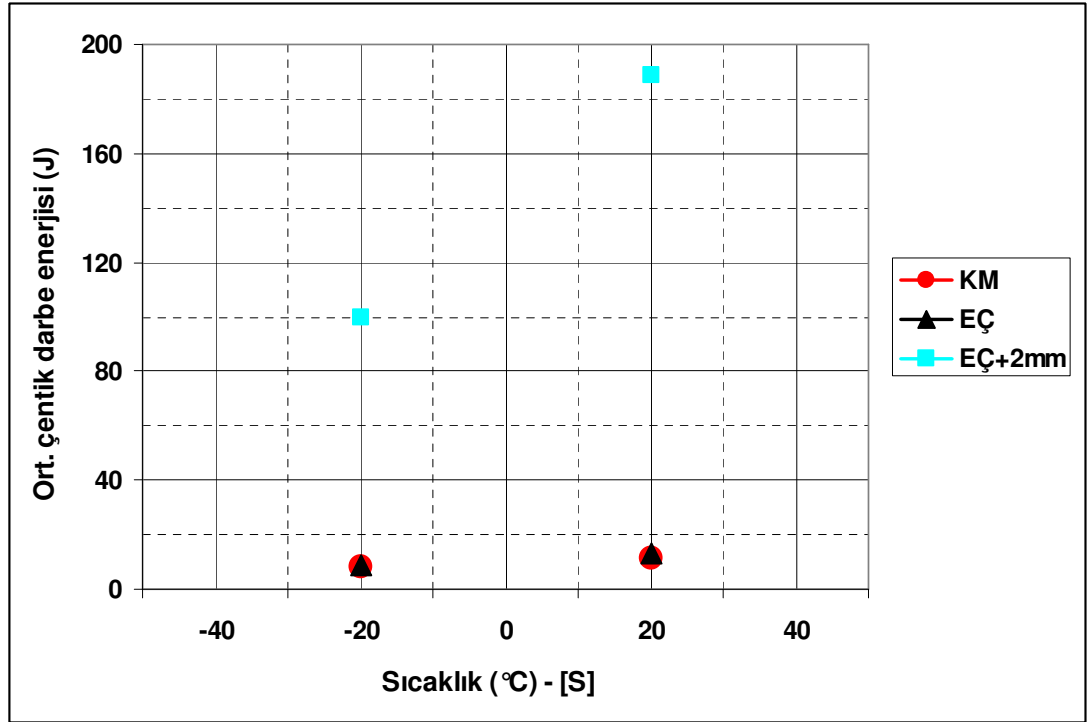


Şekil 6.20: R9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

Ek kaynak metali kullanılmadan gerçekleştirilen plazma kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerin çentik darbe deney sonuçları aşağıdaki tablo ve grafikte verilmektedir.

Tablo 6.18: S kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
PAW / (-)	Levha S	-20	KM EÇ EÇ+2mm	8 – 10 – 6 / 8 8 – 6 – 14 / 9 72 – 124 – 104 / 100
		20	KM EÇ EÇ+2mm	12 – 8 – 12 / 11 16 – 12 – 12 / 13 216 – 170 - 182 - / 189

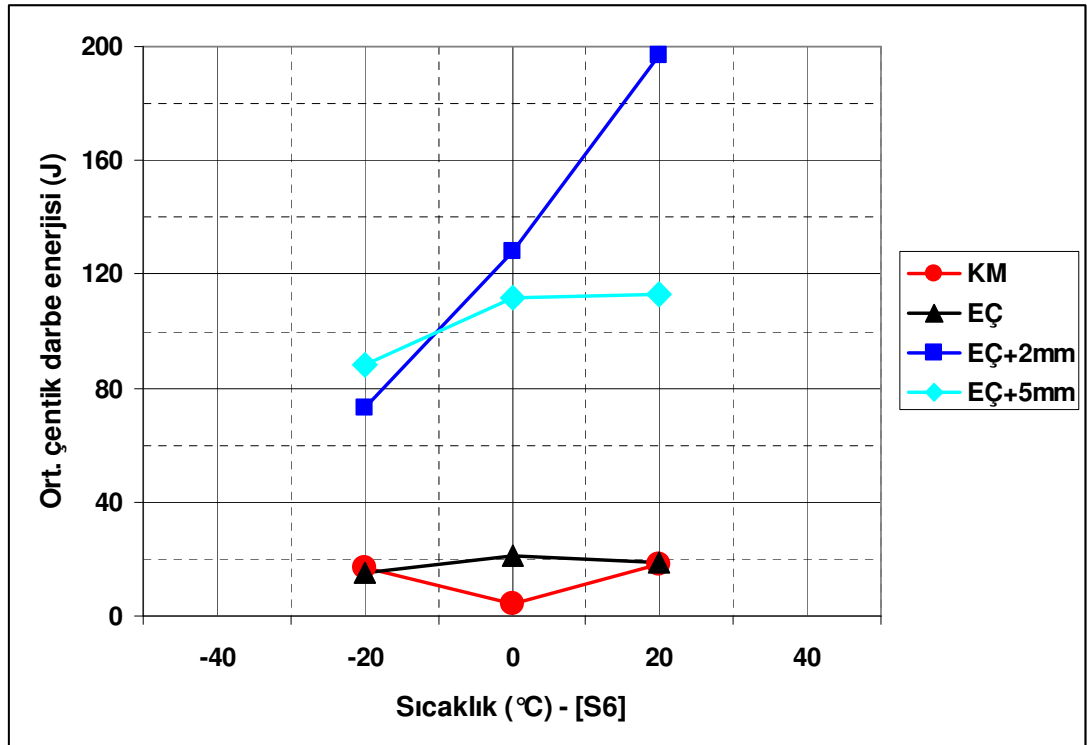


Şekil 6.21: S kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

6 mm kalınlığında ER316L ek kaynak metali kullanılarak oluşturulan plazma kaynaklı levhadan çıkarılan numunelerin çentik darbe deney sonuçları aşağıdaki tablo ve izleyen grafikte sunulmaktadır.

Tablo 6.19: S6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
PAW / ER316L	Levha S6/1	-20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	14 – 24 – 14 / 17 20 – 14 – 12 / 15 146 – 44 – 28 / 73 82 – 92 – 90 / 88
	Levha S6/2	0	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	6 – 2 – 4 / 4 12 – 24 – 28 / 21 156 – 156 – 72 / 128 113 – 112 – 108 / 112
	Levha S6/2	20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	20 – 10 – 24 / 18 24 – 20 – 14 / 19 150 – 162 – 82 / 197 120 – 100 – 118 / 113

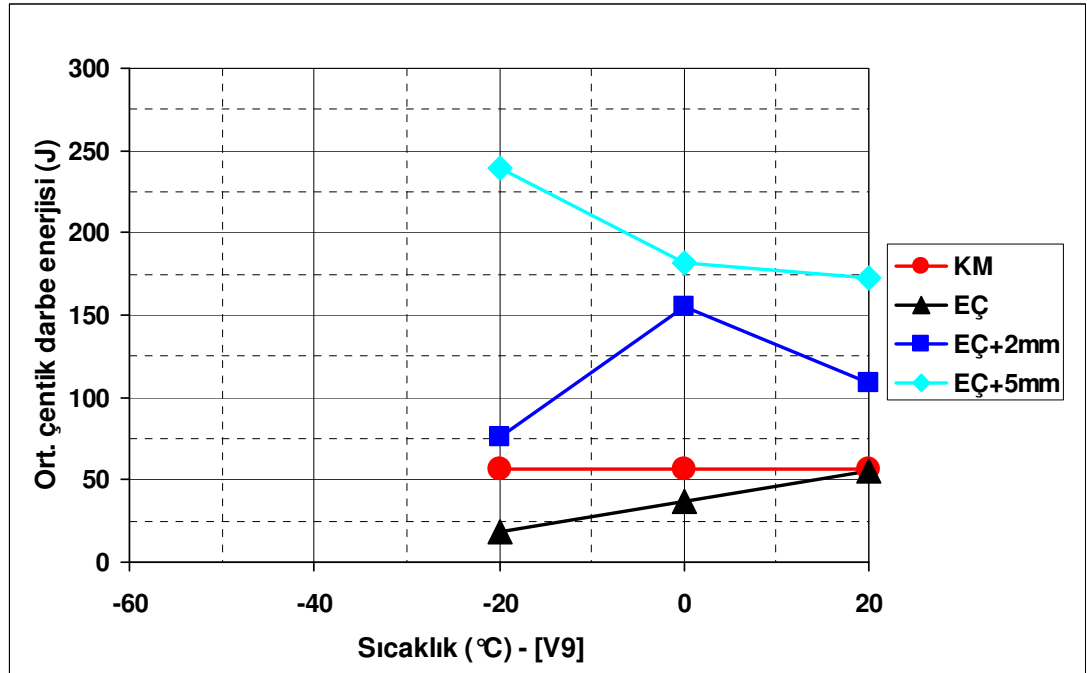


Şekil 6.22: S6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

SMAW kaynaklı 12 mm kalınlığındaki levhalardan çıkarılan numunelerin çentik darbe özellikleri aşağıda verilmektedir.

Tablo 6.20: V9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
SMAW / E309L-17	Levha V9/1	-20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	57 – 54 – 60 / 57 19 – 20 – 19 / 19 12 – 165 – 51 / 76 229 – 255 – 233 / 239
	Levha V9/2	0	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	57 – 56 – 58 / 57 42 – 45 – 23 / 37 123 – 138 – 205 / 155 266 – 256 – 23 / 182
	Levha V9/2	20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	56 – 57 – 57 / 57 60 – 45 – 60 / 55 61 – 148 – 119 / 109 238 – 242 – 38 / 173

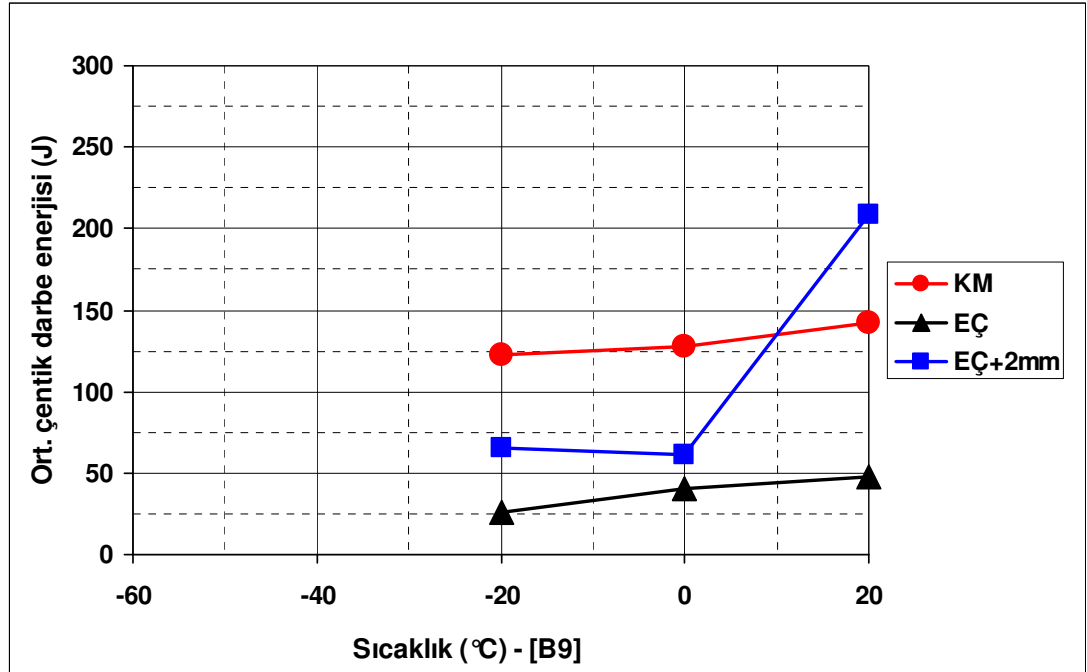


Şekil 6.23: V9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

B9 kodlu GMAW yöntemi ile kaynak edilen 12 mm kalınlığındaki levhalardan çıkarılan çentik darbe numuneleri kullanılarak yapılan çentik darbe deney sonuçları aşağıda verilmektedir.

Tablo 6.21: B9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
GMAW / ER309LSi	Levha B9/1	-20	KM EÇ EÇ+2mm	124 – 115 – 128 / 122 21 – 42 – 16 / 26 14 – 83 – 99 / 65
	Levha B9/2	0	KM EÇ EÇ+2mm	138 – 134 – 113 / 128 56 – 36 – 28 / 40 84 – 51 – 48 / 61
	Levha B9/2	20	KM EÇ EÇ+2mm	134 – 140 – 153 / 142 44 – 45 – 55 / 48 294 – 209 – 123 / 209

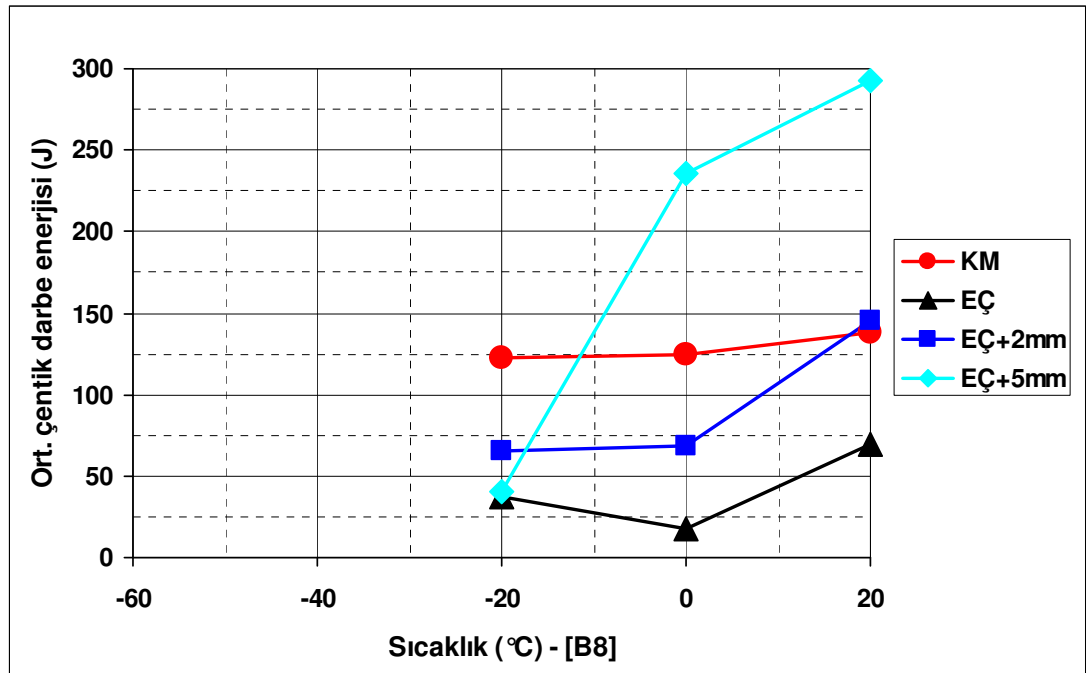


Şekil 6.24: B9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

12 mm kalınlığındaki 308 ostenitik tür ek metali kullanarak GMAW yöntemi ile kaynak edilen levhalardan çıkarılan numunelerin çentik darbe özellikleri aşağıdadır.

Tablo 6.22: B8 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
GMAW / ER308LSi	Levha B8/1	-20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	118 – 125 – 122 / 122 18 – 17 – 77 / 37 5 – 178 – 13 / 65 23 – 9 – 87 / 40
	Levha B8/1 720°C'de 30dk kaynak sonrası ısıtıl işlem yapılmış	-20	EÇ+2mm EÇ+5mm	71 – 60 -61 / 64 294 – 294 – 11 / 200
	Levha B8/1 750°C'de 30dk kaynak sonrası ısıtıl işlem yapılmış	-20	EÇ+2mm EÇ+5mm	13 – 163 – 78 / 85 121 – 294 – 294 / 236
	Levha B8/2	0	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	118 – 129 – 128 / 125 18 – 15 – 21 / 18 61 – 132 – 10 / 68 283 – 131 – 294 / 236
	Levha B8/2	20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	137 – 135 – 141 / 138 76 – 75 – 58 / 70 139 – 120 – 176 / 145 294 – 294 – 291 / 293

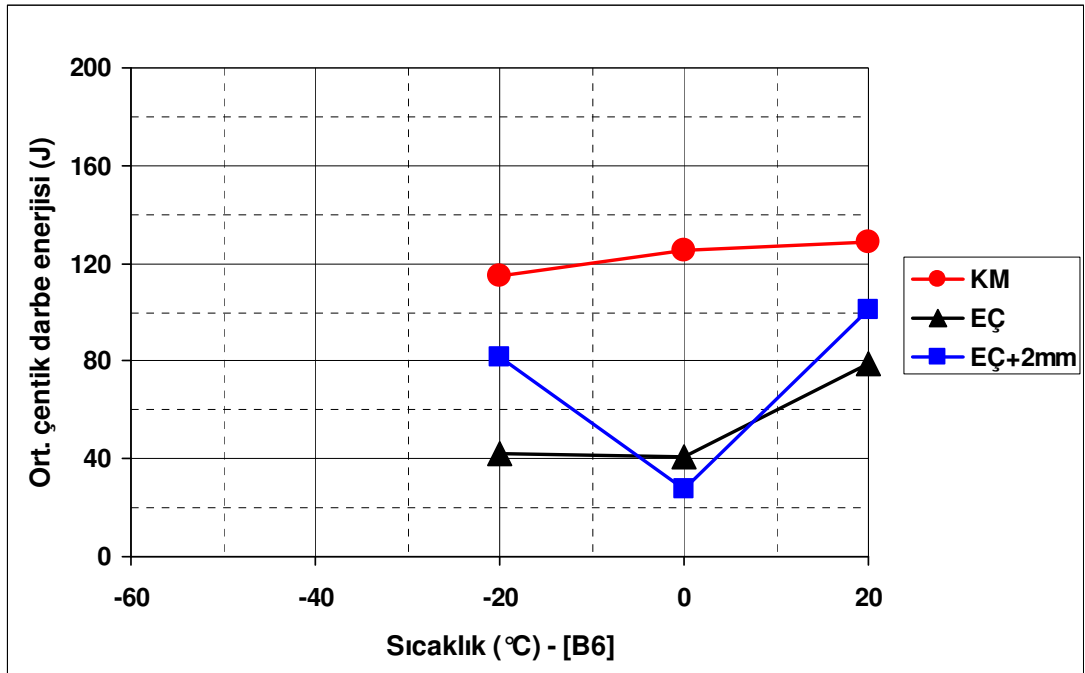


Şekil 6.25: B8 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

316 tür ek kaynak metal ve GMAW yöntemi kullanılarak kaynak edilen 12 mm kalınlığındaki bağlantıdan çıkarılan numunelerin çentik darbe deney sonuçları aşağıdaki tablo ve grafikte verilmektedir.

Tablo 6.23: B6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
GMAW / ER316LSi	Levha B6/1	-20	KM EÇ EÇ+2mm	119 – 116 – 109 / 115 39 – 58 – 28 / 42 143 – 8 – 95 / 82
	Levha B6/2	0	KM EÇ EÇ+2mm	123 – 126 – 125 / 125 17 – 71 – 35 / 41 8 – 10 – 66 / 28
	Levha B6/2	20	KM EÇ EÇ+2mm	128 – 128 – 132 / 129 84 – 88 – 65 / 79 144 – 19 – 140 / 101

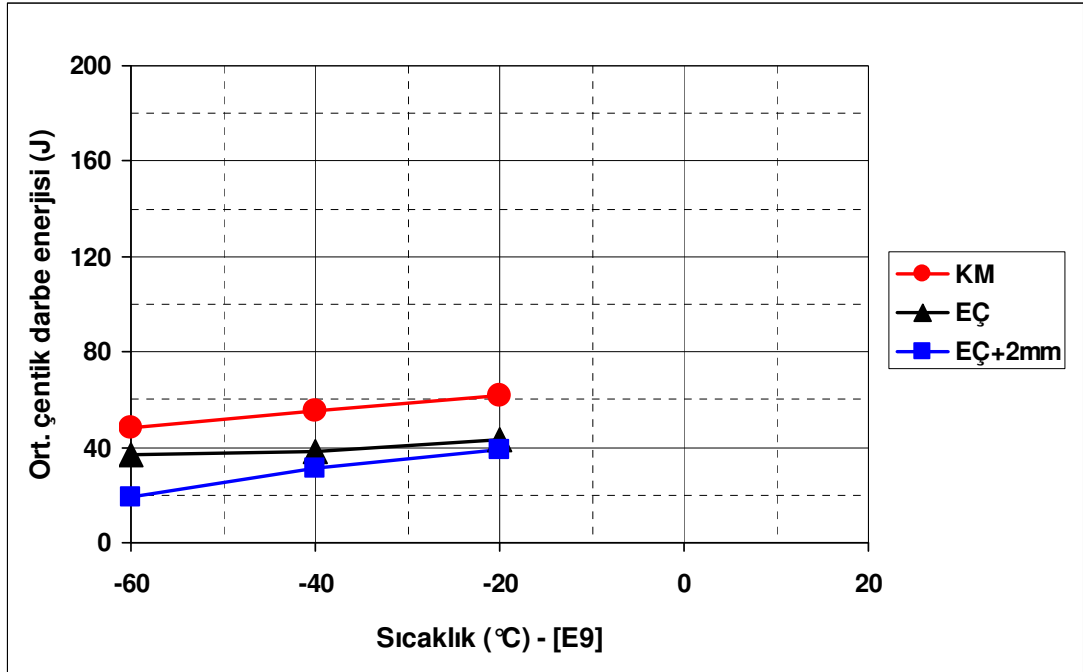


Şekil 6.26: B6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

Tablo 6.30 ve Şekil 6.27’de 309 tür ek metaller kullanılarak SAW yöntemiyle kaynak edilen levhalardan çıkarılan çentik darbe numunelerinin deney sonrası elde edilen sonuçları ifade edilmektedir.

Tablo 6.24: E9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
SAW / ER309L	Levha E9	-20	KM EÇ EÇ+2mm	60 – 66 – 60 / 62 47 – 41 – 40 / 43 58 – 28 – 30 / 39
	Levha E9	-40	KM EÇ EÇ+2mm	56 – 57 – 52 / 55 31 – 35 – 49 / 38 36 – 29 – 27 / 31
	Levha E9	-60	KM EÇ EÇ+2mm	51 – 46 – 47 / 48 40 – 39 – 31 / 37 22 – 20 – 16 / 19

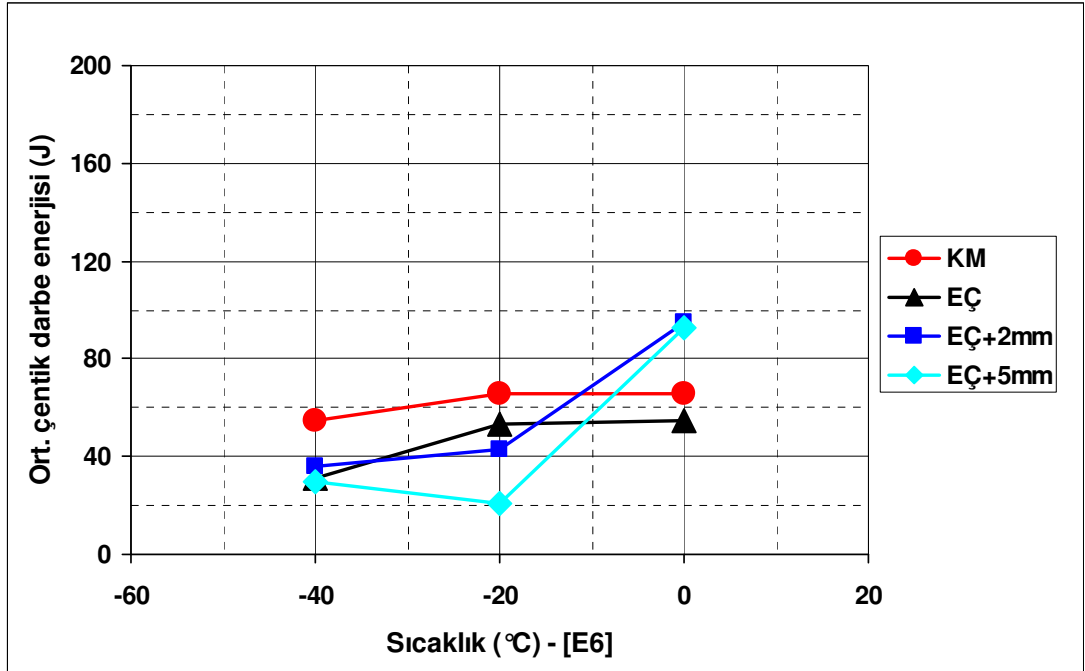


Şekil 6.27: E9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

316 tür ek metal ile SAW kaynağı yapılan levhalardan çıkarılan numunelerin çentik darbe deney sonuçları aşağıda sunulmaktadır.

Tablo 6.25: E6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
SAW / ER316L	Levha E6	0	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	65 – 66 – 67 / 66 53 – 55 – 57 / 55 85 – 104 – 97 / 95 104 – 58 – 116 / 93
	Levha E6	-20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	66 – 66 – 65 / 66 56 – 69 – 35 / 53 47 – 49 – 33 / 43 19 – 23 – 21 / 21
	Levha E6	-40	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	56 – 55 – 55 / 55 30 – 36 – 27 / 31 52 – 25 – 30 / 36 55 – 21 – 13 / 30

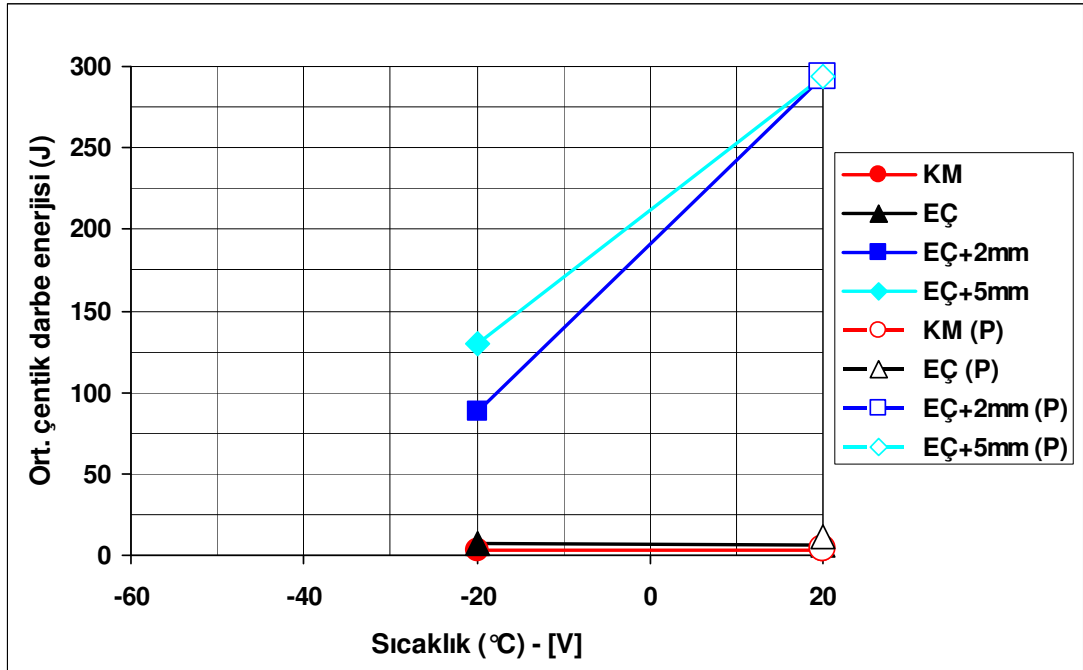


Şekil 6.28: E6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

Ek kaynak metali kullanılmadan oluşturulan 12 mm kalınlığındaki lazer kaynaklı bağlantıların çentik darbe deney sonuçları aşağıdaki tablo ve şekilde verilmektedir.

Tablo 6.26: V kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
LAZER / (-)	Levha V/1	-20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	3 - 3 - 2 / 3 13 - 4 - 4 / 7 36 - 212 - 15 / 88 8 - 188 - 193 / 130
	Levha V/2 690°C'de /30 dk kaynak sonrası ısıtım işlemi yapılmış	-20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	3 3 294 192
	Levha V/1 ; V/2 720°C'de /30 dk kaynak sonrası ısıtım işlemi yapılmış	-20	KM EÇ+2mm EÇ+5mm	2 - 2 - 1 / 2 294 - 294 - 149 / 246 11 - 294 - 185 / 163
	Levha V/1 ; V/2 750°C'de /30 dk kaynak sonrası ısıtım işlemi yapılmış	-20	KM EÇ+2mm EÇ+5mm	6 - 4 - 2 / 4 12 - 9 - 294 / 105 294 - 294 - 20 / 203
	Levha V/2	+20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	4 - 3 - 3 / 3 8 - 5 - 6 / 6 294 - 294 - 294 / 294 294 - 294 - 294 / 294
	Levha V/2 690°C'de /30 dk kaynak sonrası ısıtım işlemi yapılmış	+20	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	5 - 3 / 4 9 - 12 / 11 294 - 294 / 294 294 - 294 / 294

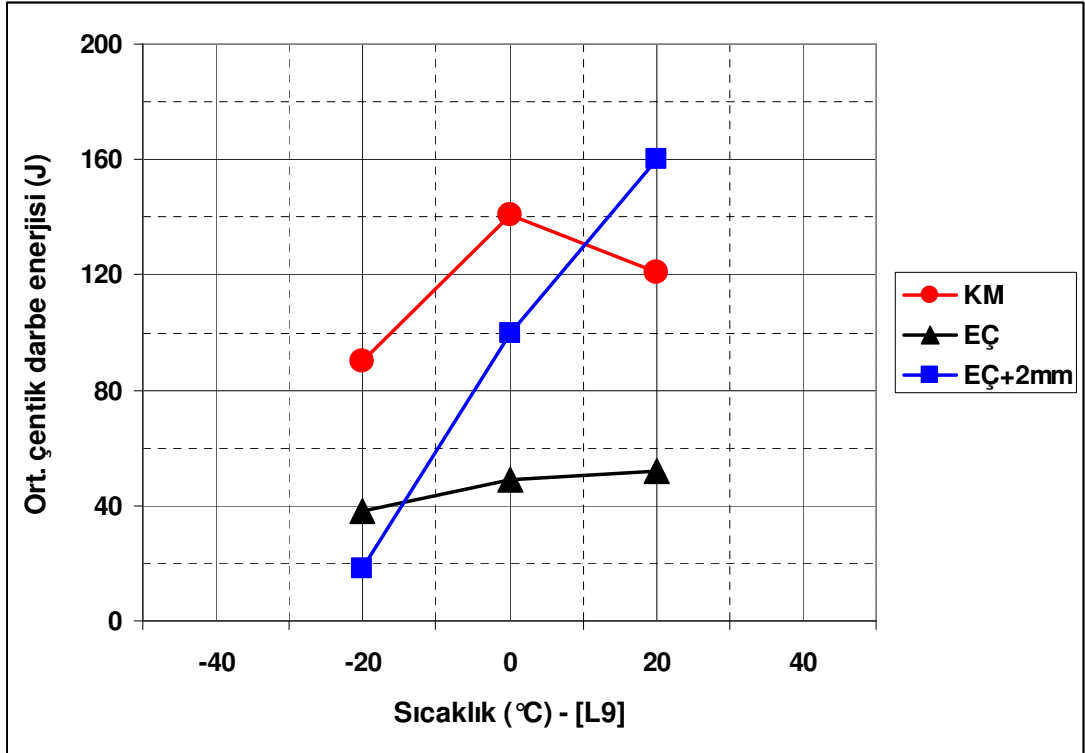


Şekil 6.29: V kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

12 mm kalınlığında hibrid (Plazma+TIG) kaynak yöntemiyle oluşturulan ve 309 tür ek metal kullanılan kaynaklı bağlantının çentik darbe deney sonuçları aşağıdaki gibidir.

Tablo 6.27: L9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
PAW / ER309LSi	Levha L9/1	-20	KM EÇ EÇ+2mm	68 – 66 – 137 / 90 35 – 31 – 47 / 38 16 – 20 – 16 / 18
	Levha L9/1	0	KM EÇ EÇ+2mm	157 – 117 – 148 / 141 41 – 40 – 65 / 49 175 – 90 – 35 / 100
	Levha L9/2	20	KM EÇ EÇ+2mm	110 – 156 – 98 / 121 48 – 50 – 57 / 52 95 – 95 – 130 / 160

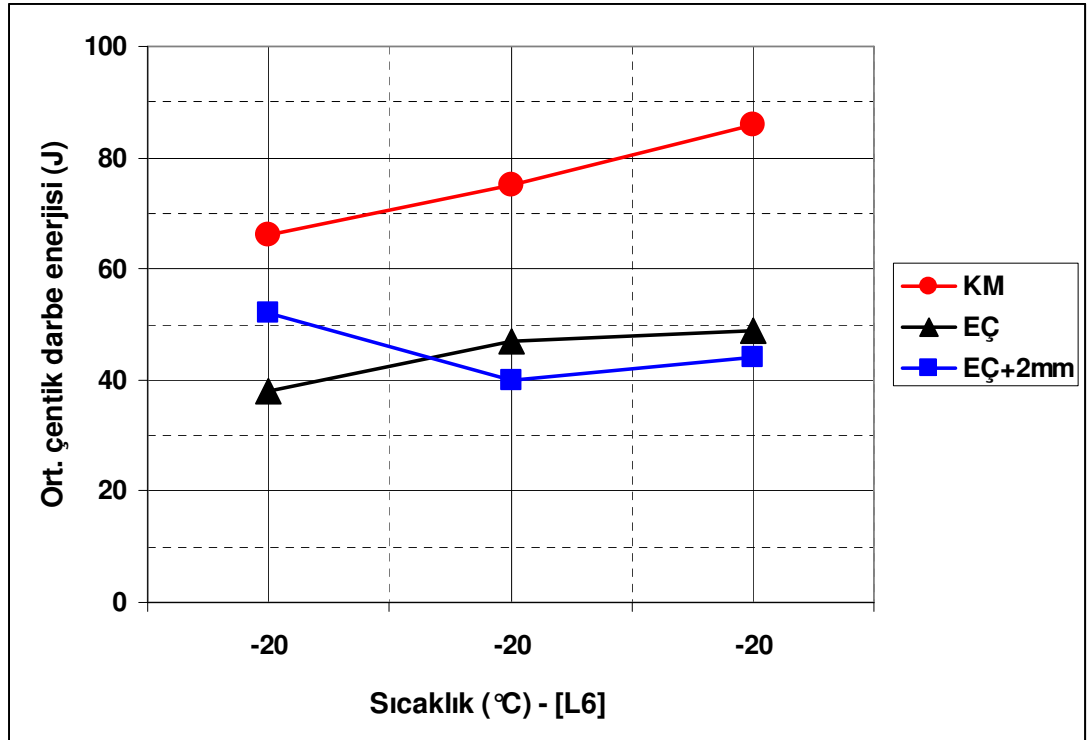


Şekil 6.30: L9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

316L tür ek metalle oluşturulan hibrid (Plazma+TIG) kaynaklı 12 mm kalınlığındaki bağlantının çentik darbe özellikleri aşağıda sunulmaktadır.

Tablo 6.28: L6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
PAW / ER316L	Levha L6	-20	KM EÇ EÇ+2mm	66 – 75 – 86 / 76 38 – 47 – 49 / 45 52 – 40 – 44 / 45

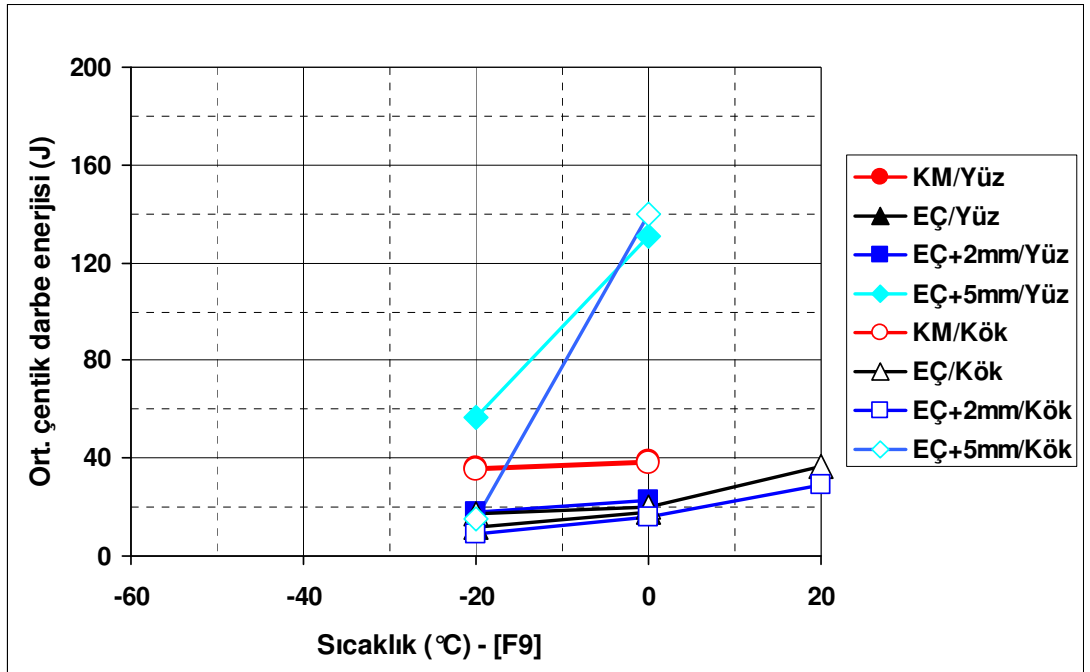


Şekil 6.31: L6 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

20 mm kalınlığında eş metal kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri aşağıdadır.

Tablo 6.29: F9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Kalınlık pozisyonu	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
FCAW / E309LT0-4	Levha F9	+20	Kök	EÇ EÇ+2	30 – 36 – 44 / 37 27 – 29 – 31 / 29
	Levha F9	0	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	39 – 38 – 39 / 39 20 – 13 – 22 / 18 12 – 13 – 45 / 23 192 – 8 – 193 / 131
	Levha F9	0	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	36 – 39 – 38 / 38 21 – 18 – 21 / 20 8 – 32 – 8 / 16 99 – 121 – 201 / 140
	Levha F9	-20	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	33 – 36 – 40 / 36 10 – 12 – 14 / 12 31 – 9 – 14 / 18 7 – 155 – 9 / 57
	Levha F9	-20	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	36 – 35 – 35 / 35 13 – 14 – 24 / 17 6 – 12 – 9 / 9 7 – 31 – 7 / 15
	Levha F9 750°C'de /30 dk kaynak sonrası ısıtım işlem	-20	Kök	EÇ+2mm EÇ+5mm	74 – 72 – 68 / 71 100 – 50 – 52 / 67

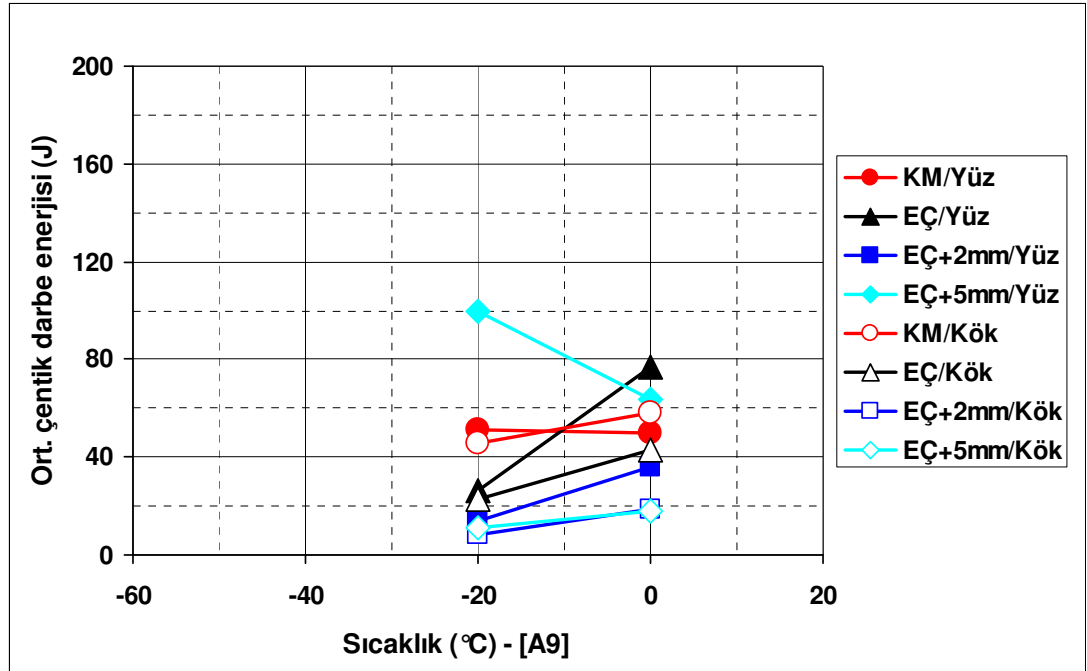


Şekil 6.32: F9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

20 mm kalınlığında 309 tür ek metal kullanılarak oluşturulan SAW kaynaklı levhanın çentik darbe özellikleri aşağıdaki tablo ve şekilde sunulmaktadır.

Tablo 6.30: A9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Kalınlık pozisyonu	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
SAW / ER309L	Levha A9/2	0	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	47 – 45 – 58 / 50 24 – 18 – 188 / 77 18 – 73 – 16 / 36 53 – 19 – 121 / 64
	Levha A9/2	0	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	49 – 65 – 59 / 58 39 – 54 – 35 / 43 16 – 18 – 24 / 19 20 – 15 – 19 / 18
	Levha A9/2	-20	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	55 – 50 – 47 / 51 17 – 48 – 12 / 26 17 – 17 – 9 / 14 99 – 98 – 102 / 100
	Levha A9/1 ve A9/2	-20	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	42 – 52 – 44 / 46 24 – 23 – 23 / 23 10 – 7 – 6 / 8 5 – 13 – 15 / 11

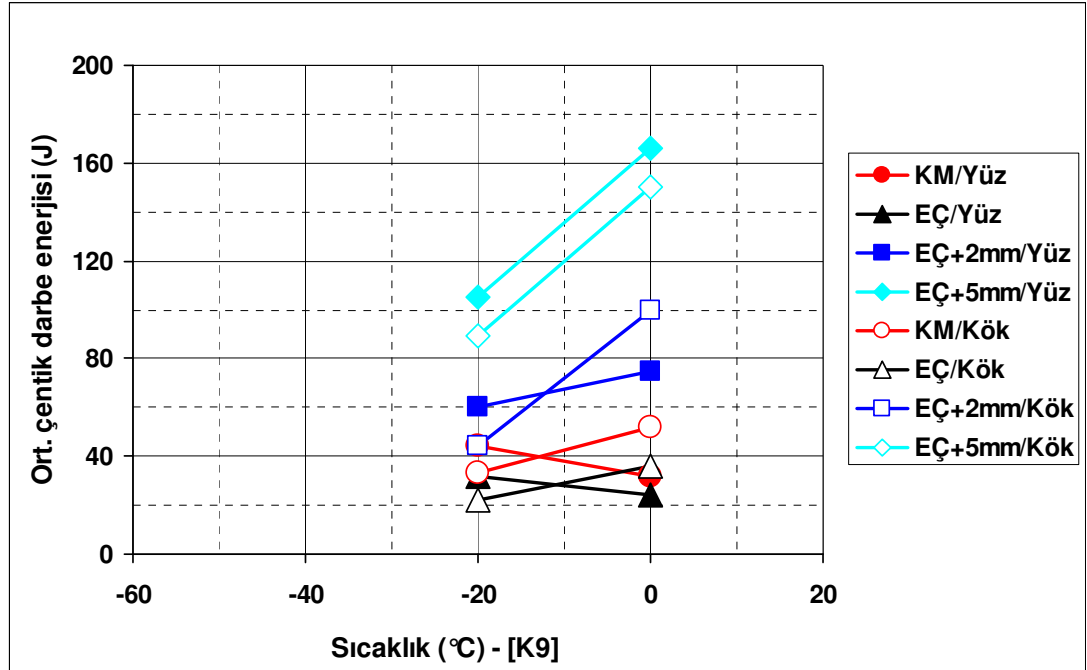


Şekil 6.33: A9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

30 mm kalınlığında FCAW kaynaklı levhanın çentik darbe özellikleri Tablo 6.37 ve Şekil 6.34'de sunulmaktadır.

Tablo 6.31: K9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Kalınlık pozisyonu	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
FCAW / E309LT-1	Levha K9/1	0	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	28 – 33 – 36 / 32 28 – 16 – 28 / 24 11 – 23 – 191 / 75 204 – 100 – 193 / 166
	Levha K9/2	0	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	52 – 52 – 52 / 52 40 – 40 – 27 / 36 126 – 91 – 82 / 100 129 – 162 – 158 / 150
	Levha K9/1	-20	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	43 – 43 – 45 / 44 29 – 32 – 35 / 32 58 – 58 – 64 / 60 151 – 157 – 7 / 105
	Levha K9/2	-20	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	26 – 35 – 38 / 33 24 – 22 – 21 / 22 59 – 61 – 13 / 44 111 – 147 – 9 / 89

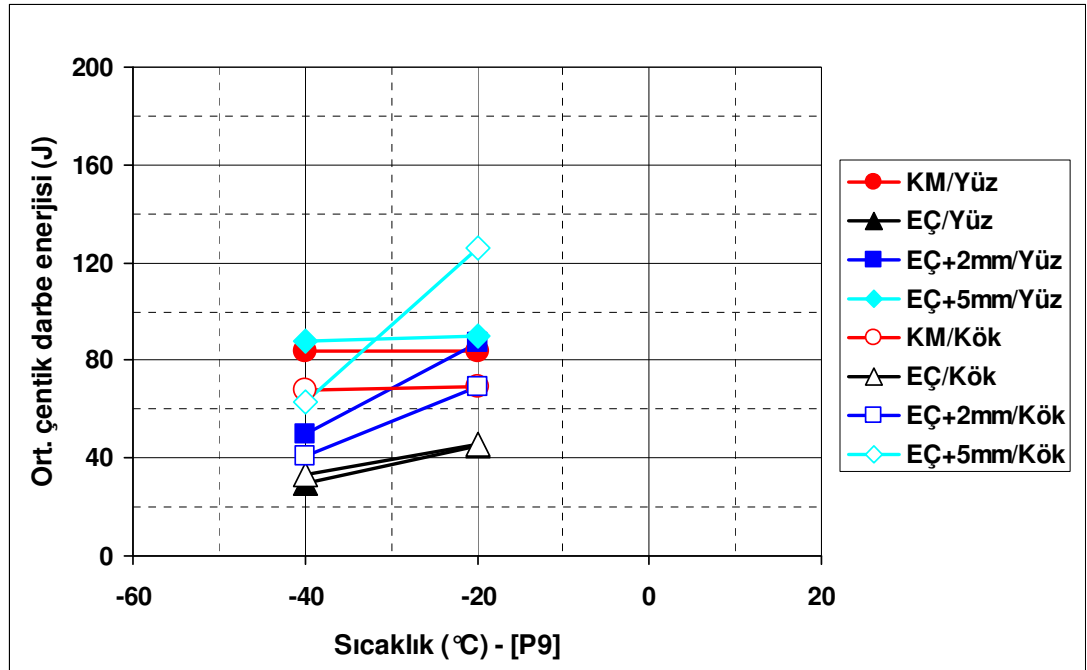


Şekil 6.34: K9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

309 tür ek metal kullanılarak SAW kaynağı yapılan 30 mm kalınlığındaki bağlantının çentik darbe özellikleri aşağıda verilmektedir.

Tablo 6.32: P9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Kalınlık pozisyonu	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
SAW / ER309L	Levha P9/1	-20	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	85 – 79 – 88 / 84 42 – 49 – 45 / 45 79 – 101 – 81 / 87 91- 89 – 91 / 90
	Levha P9/2	-20	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	70 – 70 – 68 / 69 35 – 57 – 47 / 46 126 – 91 – 82 / 100 39 – 65 – 104 / 69
	Levha P9/1 750 °C'de /30 dk kaynak sonrası ısıtıl işlem yapılmış	-20	Yüz	EÇ+2mm EÇ+5mm	35 – 10 – 13 / 19 130 – 184 – 96 / 137
	Levha P9/1	-40	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	93 – 77 – 82 / 84 42 – 22 – 26 / 30 60 – 63 – 28 / 50 19 – 14 – 232 / 88
	Levha P9/2	-40	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	68 – 69 – 68 / 68 33 – 26 – 39 / 33 19 – 17 – 87 / 41 52 – 28 – 108 / 63

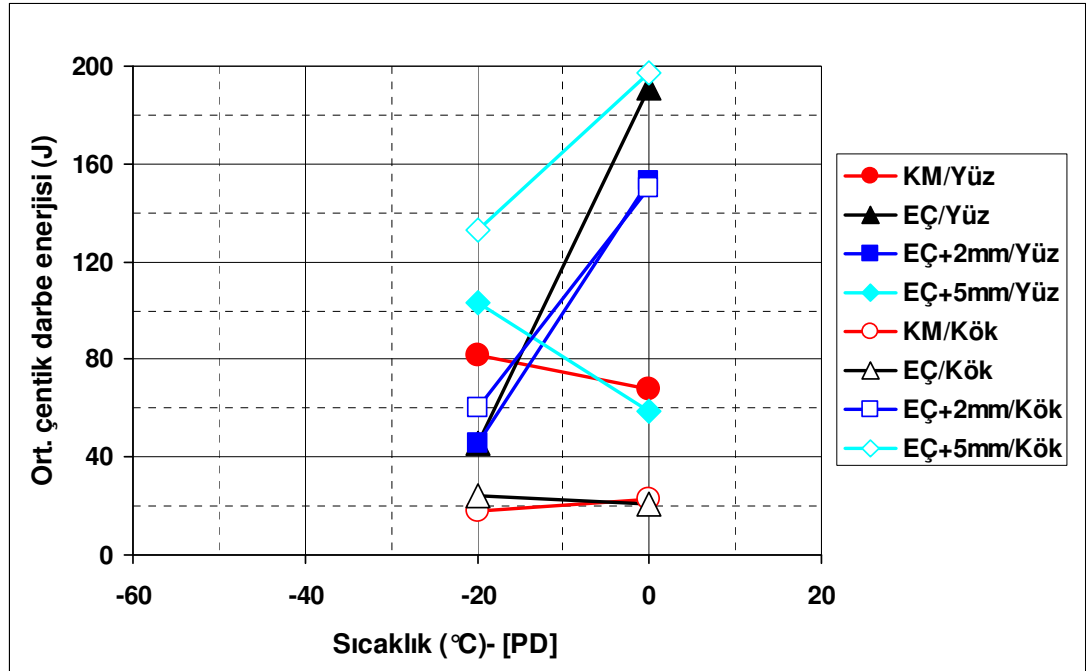


Şekil 6.35: P9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

30 mm kalınlığında dupleks ek metalle eş metal SAW kaynağı yapılan levhanın çentik darbe özellikleri aşağıdaki tablo ve şekilde gösterilmektedir.

Tablo 6.33: PD kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Kalınlık pozisyonu	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
SAW / ER2209	Levha PD/1	0	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	66 – 64 – 75 / 68 195 – 185 – 194 / 191 190 – 177 – 92 / 153 48 – 72 – 58 / 59
	Levha PD/2	0	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	24 – 26 – 20 / 23 15 – 16 – 32 / 21 154 – 87 – 209 / 150 112 – 250 – 229 / 197
	Levha PD/1	-20	Yüz	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	94 – 91 – 62 / 82 55 – 41 – 43 / 46 39 – 58 – 42 / 46 194 – 77 – 37 / 103
	Levha PD/2	-20	Kök	KM EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	19 – 18 – 16 / 18 23 – 21 – 27 / 24 38 – 83 – 58 / 60 151 – 152 – 97 / 133

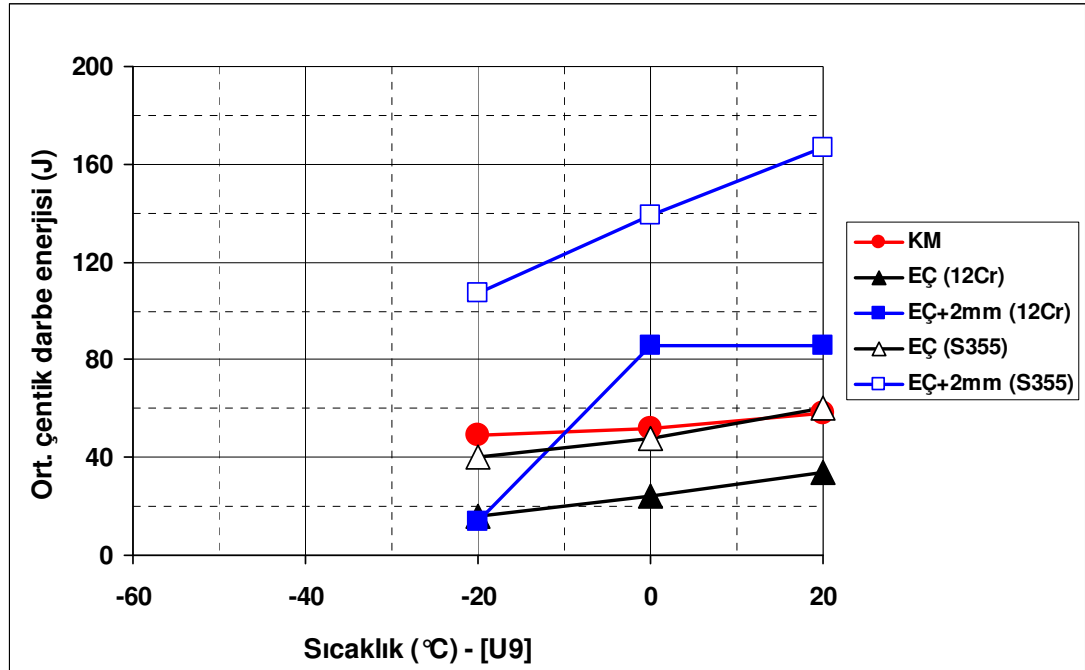


Şekil 6.36: PD kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

12 mm kalınlığında farklı metal kaynağı yapılan FCAW kaynaklı bağlantıların çentik darbe özellikleri aşağıda sunulmaktadır.

Tablo 6.34: U9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
FCAW / E309LT-1	Levha U9/2	+20	KM EÇ (12Cr) EÇ+2mm (12Cr) EÇ (S355) EÇ+2mm (S355)	58 – 59 – 57 / 58 52 – 31 – 20 / 34 82 – 31 – 144 / 86 66 – 52 – 61 / 60 176 – 160 – 164 / 167
	Levha U9/2	0	KM EÇ (12Cr) EÇ+2mm (12Cr) EÇ (S355) EÇ+2mm (S355)	51 – 53 – 51 / 52 41 – 18 – 14 / 24 45 – 152 – 61 / 86 57 – 35 – 52 / 48 158 – 150 – 110 / 139
	Levha U9/1	-20	KM EÇ (12Cr) EÇ+2mm (12Cr) EÇ (S355) EÇ+2mm (S355)	49 – 49 – 50 / 49 14 – 18 – 16 / 16 16 – 14 – 13 / 14 50 – 34 – 36 / 40 97 – 101 – 123 / 107

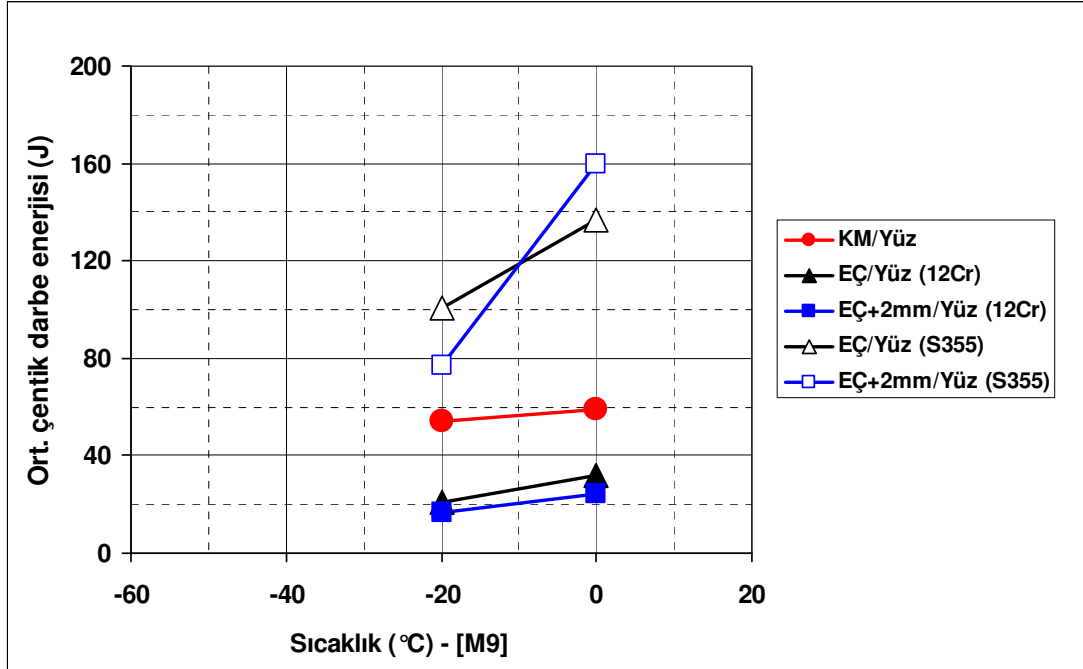


Şekil 6.37: U9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği.

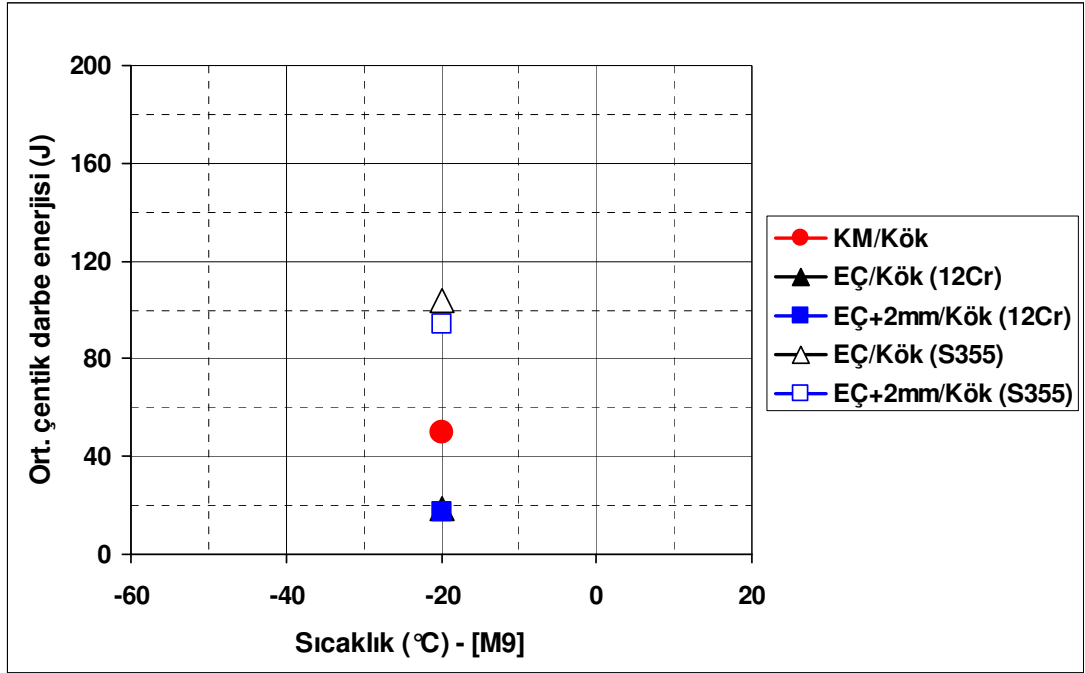
Aşağıdaki tablo ve şekiller, 20 mm kalınlığında farklı metal kullanılarak gerçekleştirilen SMAW kaynaklı bağlantıların çentik darbe özelliklerini göstermektedir.

Tablo 6.35: M9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Kalınlık pozisyonu	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
SMAW / E309L-16	Levha M9/2	0	Yüz	KM EÇ (12Cr) EÇ+2mm (12Cr) EÇ (S355) EÇ+2mm (S355)	60 – 61 – 57 / 59 22 – 28 – 45 / 32 17 – 43 – 12 / 24 129 – 139 – 144 / 137 162 – 159 – 159 / 160
	Levha M9/1	-20	Yüz	KM KM (12Cr) KM+2mm (12Cr) KM (S355) KM+2mm (S355)	59 – 51 – 53 / 54 21 – 18 – 25 / 21 26 – 11 – 14 / 17 76 – 111 – 116 / 101 89 – 75 – 66 / 77
	Levha M9/2	-20	Kök	KM KM (12Cr) KM+2mm (12Cr) KM (S355) KM+2mm (S355)	51 – 52 – 48 / 50 18 – 17 – 22 / 19 13 – 25 – 13 / 17 93 – 139 – 81 / 104 123 – 101 – 57 / 94



Şekil 6.38: M9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği (yüz).

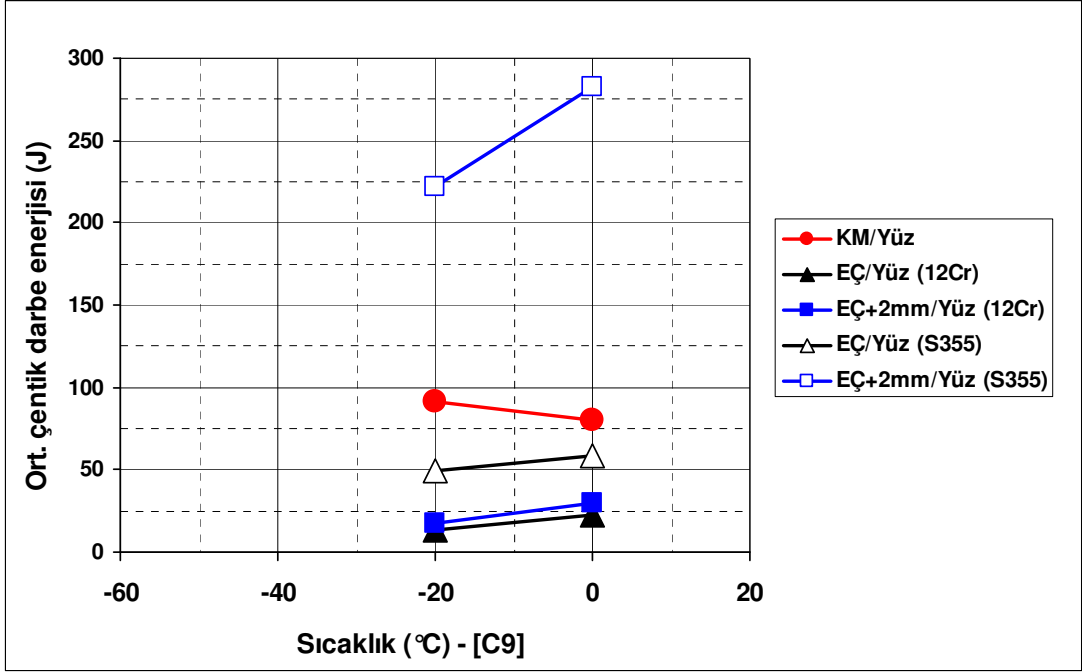


Şekil 6.39: M9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği (kök).

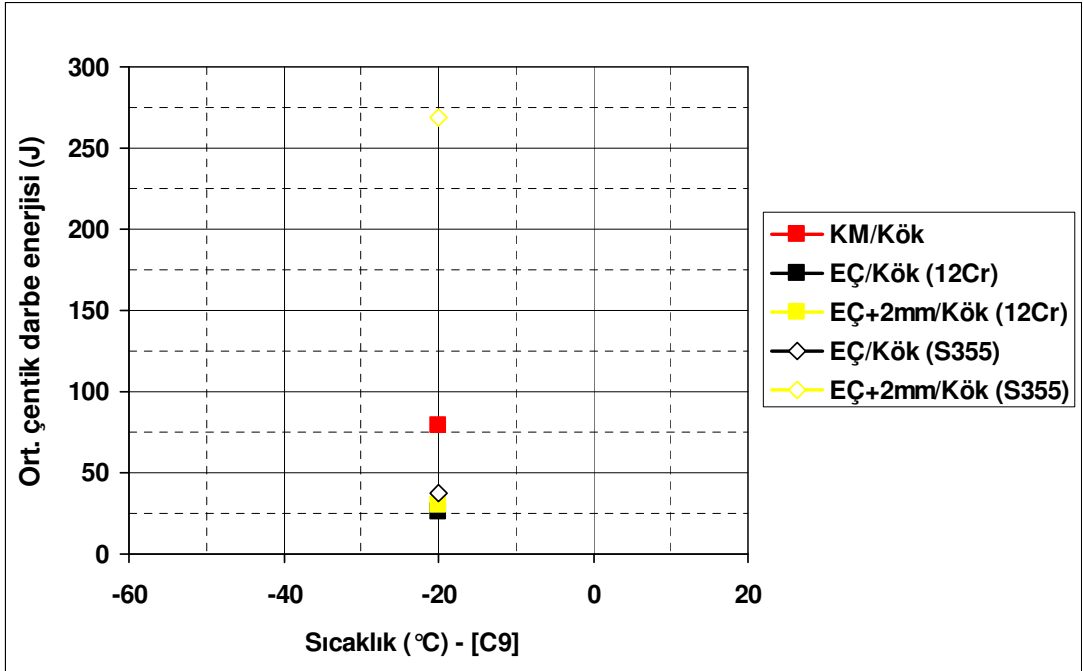
C9 kodlu farklı metallere oluşturulan SAW kaynaklı 20 mm kalınlığındaki bağlantının çentik darbe özellikleri aşağıda verilmektedir.

Tablo 6.36: C9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe özellikleri.

Kullanılan yöntem / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Deney sıcaklığı (°C)	Kalınlık pozisyonu	Çentik pozisyonu	Darbe tokluğu (J)
SAW / ER309L	Levha C9/2	0	Yüz	KM EÇ (12Cr) EÇ+2mm (12Cr) EÇ (S355) EÇ+2mm (S355)	77 – 83 – 80 / 80 17 – 30 – 23 / 23 29 – 27 – 35 / 30 44 – 74 – 59 / 59 294 – 260 – 294 / 283
	Levha C9/1	-20	Yüz	KM KM (12Cr) KM+2mm (12Cr) KM (S355) KM+2mm (S355)	93 – 93 – 88 / 91 15 – 11 – 13 / 13 16 - 17 – 18 / 17 61 – 40 – 47 / 49 153 – 232 – 282 / 222
	Levha C9/2	-20	Kök	KM KM (12Cr) KM+2mm (12Cr) KM (S355) KM+2mm (S355)	87 – 74 – 76 / 79 42 – 21 – 15 / 26 65 – 6 – 18 / 30 39 – 26 – 45 / 37 267 – 276 – 265 / 269



Şekil 6.40: C9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği (yüz).



Şekil 6.41: C9 kodlu kaynaklı bağlantının çentik darbe grafiği (kök).

6.6. CTOD Kırılma Tokluğu Deneyi Sonuçları

CTOD deney sonuçları aşağıdaki tablolarda verilmektedir.

Kırılma yüzeylerine ait makrofotoğraflar da ilgili şekillerle gösterilmektedir. Gerekli görülen bazı kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDX analizleri de sunulmaktadır.

20 mm ve 30 mm kalınlıklardaki eş ve farklı metal kaynaklı bağlantıların CTOD deneylerinde numuneler kaynak metali (KM), ergime çizgisi (EÇ)'nce işaretlenmiş ve çentikler bu doğrultuda açılmıştır. Tokluk değeri, ilgili pozisyonlar için genellikle 3 tekrardan sonra elde edilmiştir.

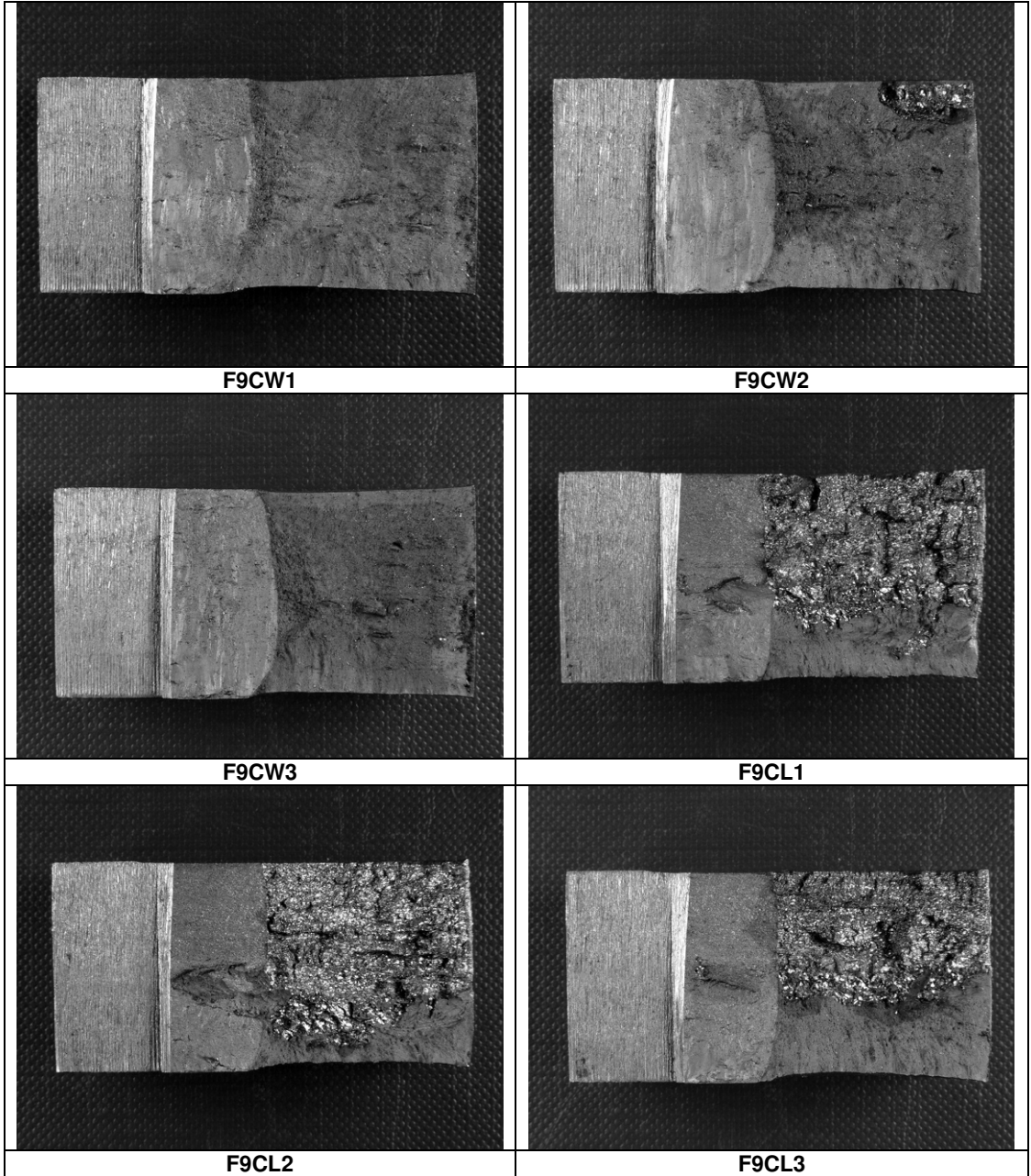
Aşağıdaki tabloda 20 mm kalınlığındaki eş metal FCAW kaynaklı levhalardan ilgili standartlara uygun olarak çıkarılan CTOD numunelerinin deney sonuçları verilmektedir. CTOD değerleri mm olarak ifade edilmektedir ve kırılma modları da Hal 1, Hal 2 ve Hal 3 olarak belirtilmiştir.

309 tür ek kaynak metali kullanılarak 20 mm kalınlığındaki FCAW kaynaklı levhalardan çıkarılan CTOD numunelerinin CTOD deneyi sonrası elde edilen kırılma yüzey makrofotoğrafları Şekil 6.42'de verilmektedir.

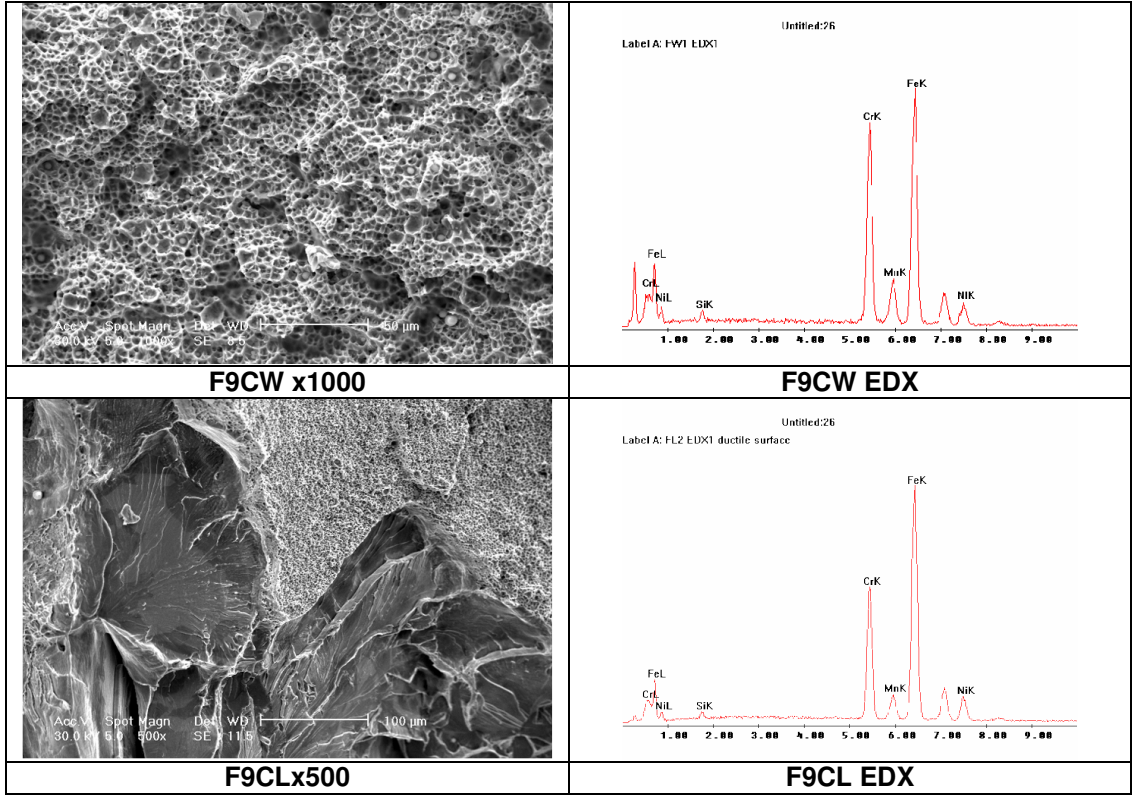
F9 kodlu bağlantının CTOD deneyi sonrası elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri ve EDX analizi de Şekil 6.43'de sunulmaktadır.

Tablo 6.37: F9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.

Kullanılan kaynak yöntemi / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Çentik pozisyonu	CTOD (mm)	Kırılma türü
FCAW / E309LT0-4	Levha F9	KM	0,230 0,191 0,196	Max. kuvvet (Hal 1) Max. kuvvet (Hal 1) Max. kuvvet (Hal 1)
		EÇ	0,033 0,125 0,104	Pop-in (Hal 2) Kırılma (Hal 3) Kırılma (Hal 3)



Şekil 6.42: 20 mm kalınlığında FCAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografaları (F9).

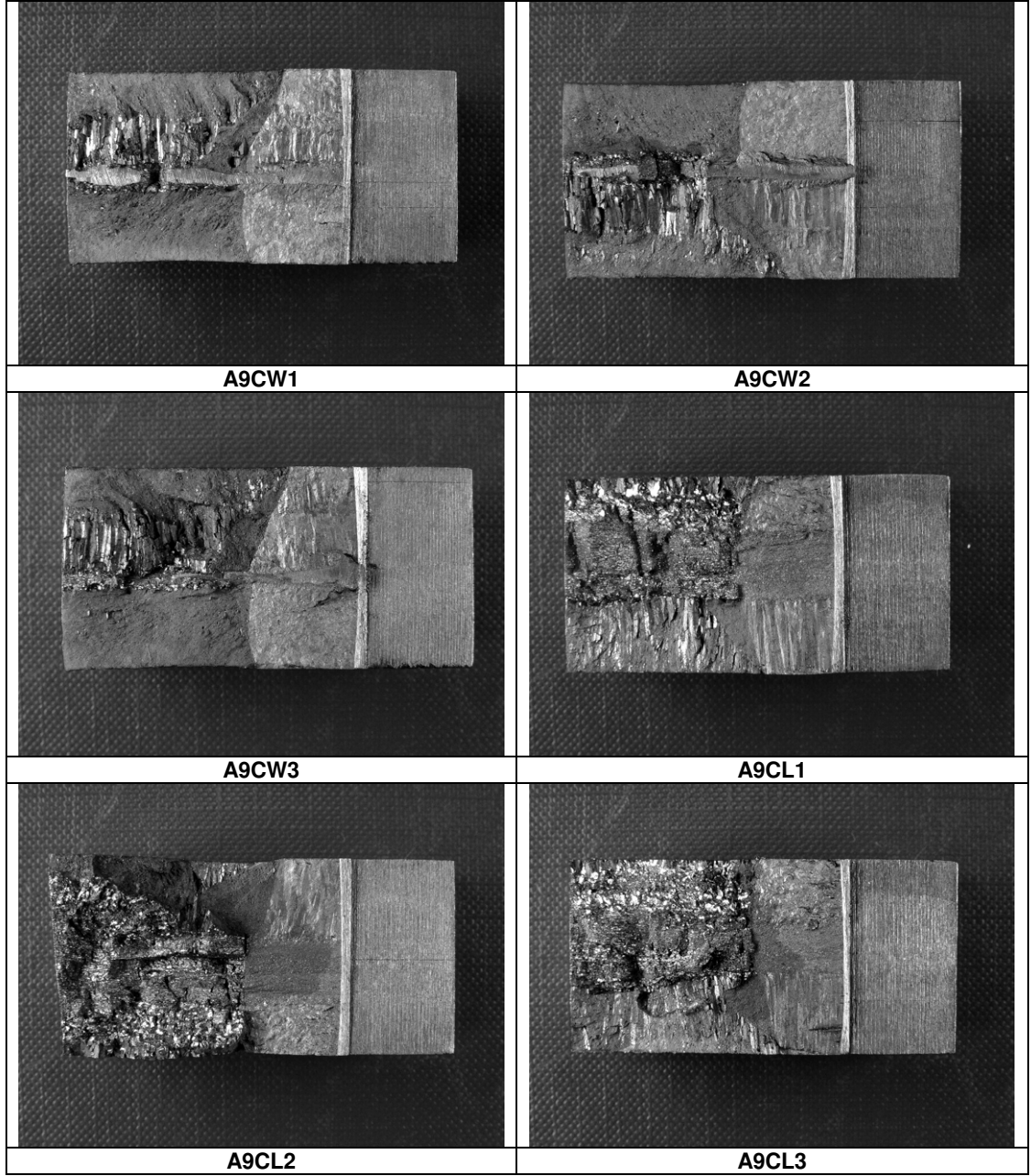


Şekil 6.43: F9 kodlu kaynaklı bağlantı fraktografalarının SEM ve EDX analizleri.

20 mm kalınlığında modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği kullanılarak oluşturulan eş metal SAW kaynaklı levhanın CTOD değerleri Tablo 6.44'de, kırılma yüzeyi makro görüntüleri Şekil 6.44'de verilmektedir.

Tablo 6.38: A9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.

Kullanılan kaynak yöntemi / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Çentik pozisyonu	CTOD (mm)	Kırılma türü
SAW / ER309L	Levha A9/1	KM	0,217 0,210 0,177	Max. kuvvet (Hal 1) Max. kuvvet (Hal 1) Max. kuvvet (Hal 1)
	Levha A9/2	EÇ	0,064 0,103 0,081	Pop-in (Hal 2) Pop-in (Hal 2) Pop-in (Hal 2)

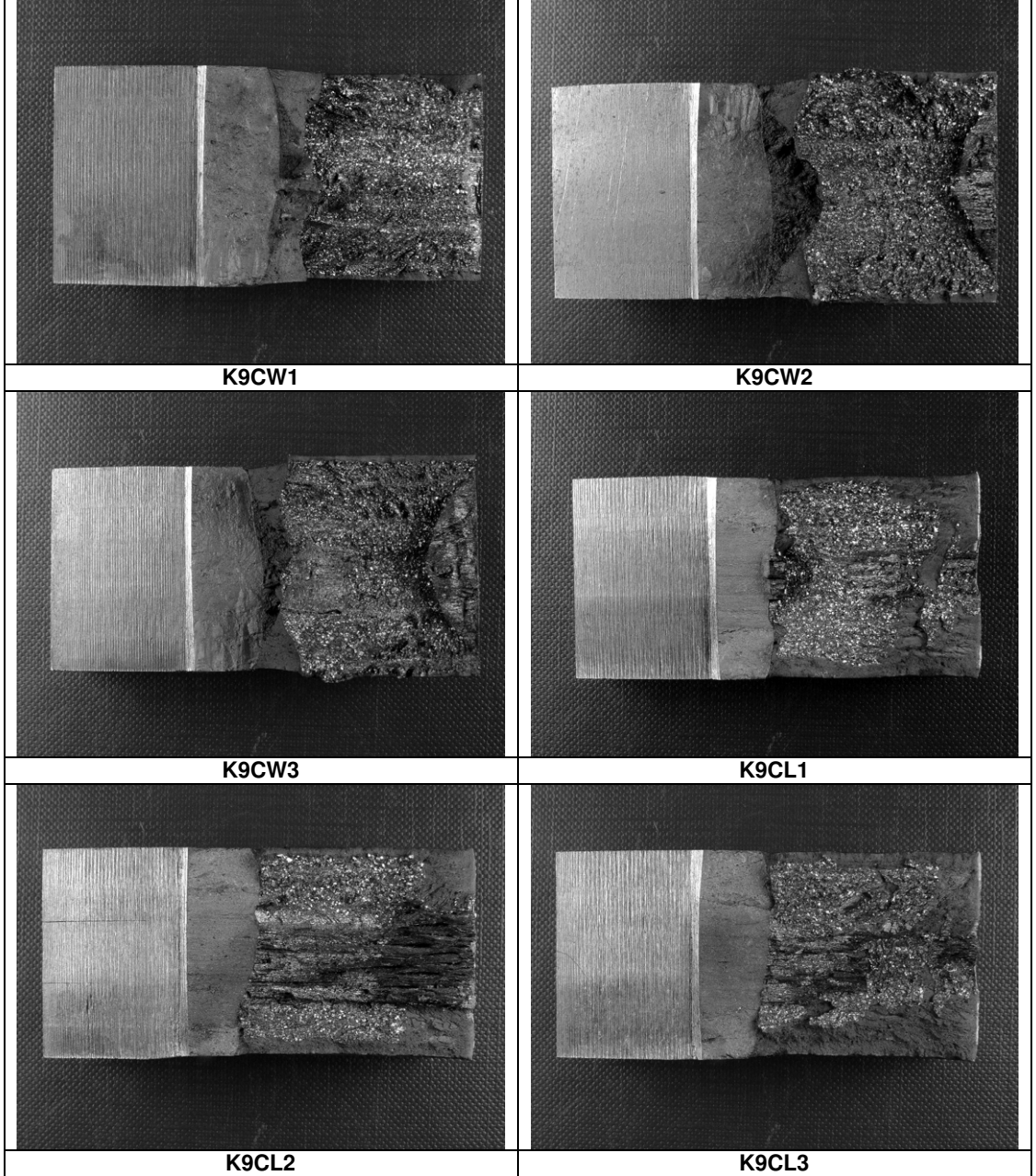


Şekil 6.44: 20 mm kalınlığında SAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografileri (A9).

Tablo 6.39: K9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.

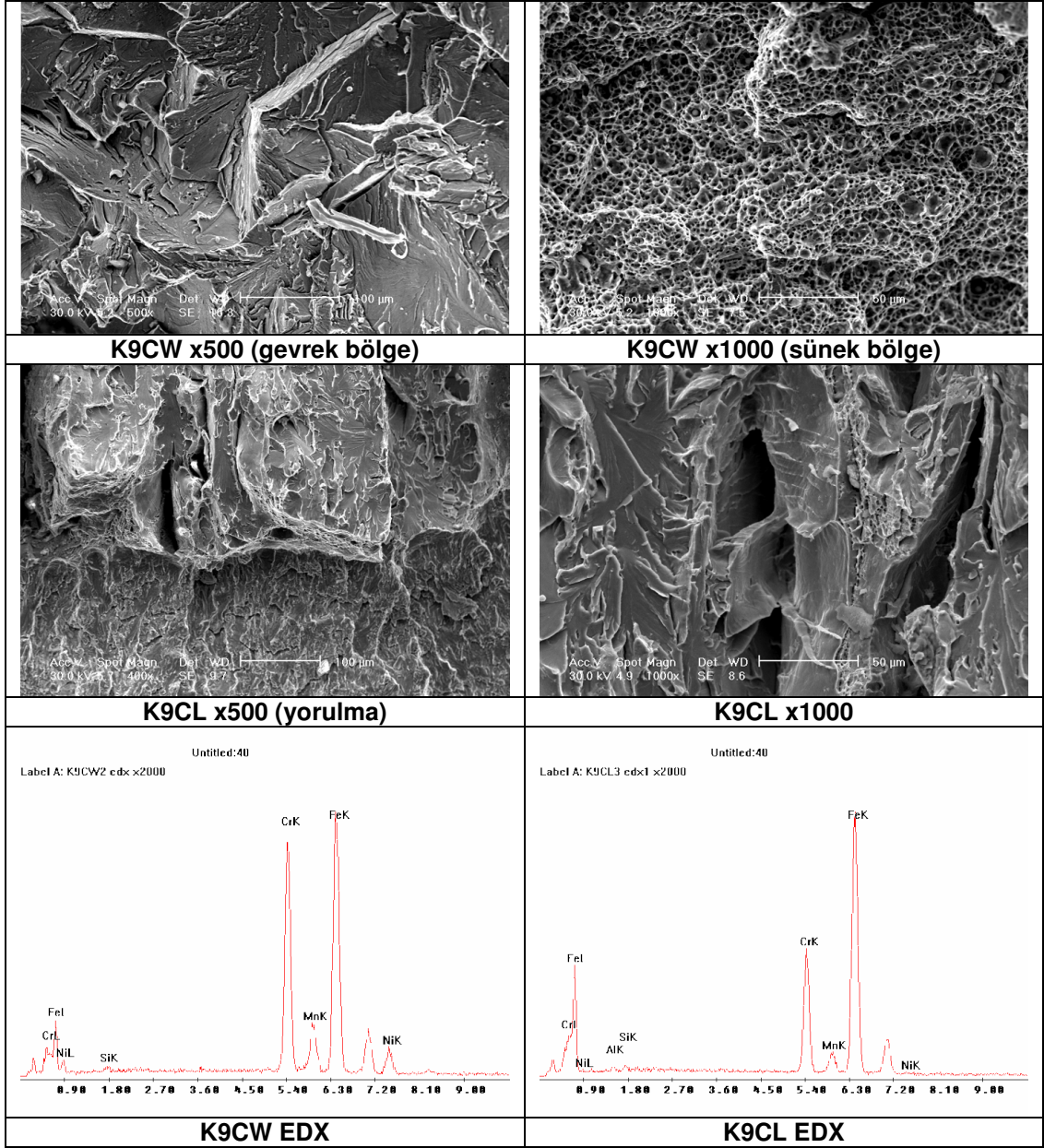
Kullanılan kaynak yöntemi / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Çentik pozisyonu	CTOD (mm)	Kırılma türü
FCAW / E309LT-1	Levha K9/1	KM	0,283 0,210 0,202	Max. kuvvet (Hal 1) Max. kuvvet (Hal 1) Max. kuvvet (Hal 1)
	Levha K9/2	EÇ	0,118 0,100 0,090	Kırılma (Hal 3) Kırılma (Hal 3) Kırılma (Hal 3)

30 mm kalınlığında eş metal SAW kaynaklı bağlantıların CTOD deney sonuçları Tablo 6.45'te, fraktografları Şekil 6.45'de sunulmaktadır.



Şekil 6.45: 30 mm kalınlığında FCAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografleri (K9).

K9 kodlu kaynaklı levhanın ilgili numunelerinin SEM görüntüleri ve EDX analizleri Şekil 6.46'da sunulmaktadır.

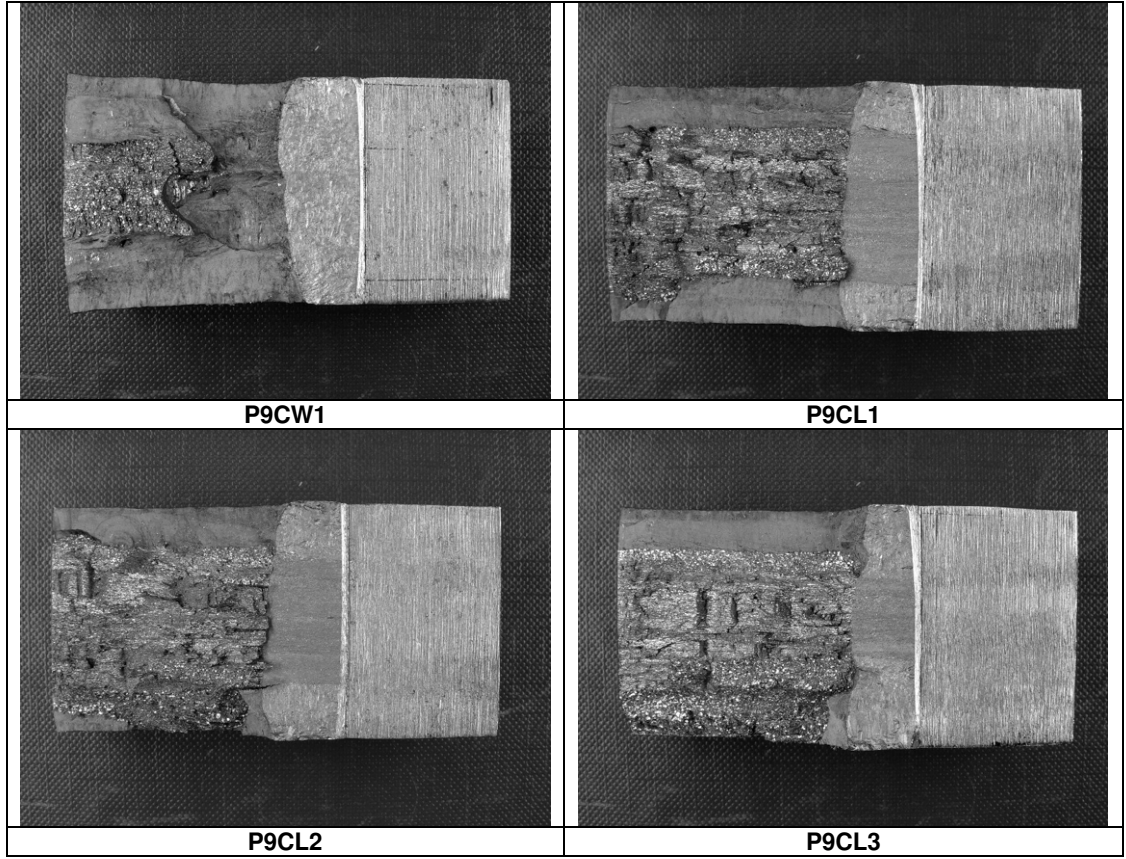


Şekil 6.46: K9 kodlu kaynaklı bağlantının CTOD fraktografalarının SEM görüntüleri.

30 mm kalınlığında SAW kaynaklı bağlantının CTOD değerleri aşağıdaki tabloda, fraktografaları da Şekil 6.47’de sunulmaktadır.

Tablo 6.40: P9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.

Kullanılan kaynak yöntemi / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Çentik pozisyonu	CTOD (mm)	Kırılma türü
SAW / ER309L	Levha P9/1	KM	0,579	Max. kuvvet (Hal 1)
	Levha P9/2	EÇ	0,121	Pop-in (Hal 2)
			0,067	Pop-in (Hal 2)
			0,067	Pop-in (Hal 2)



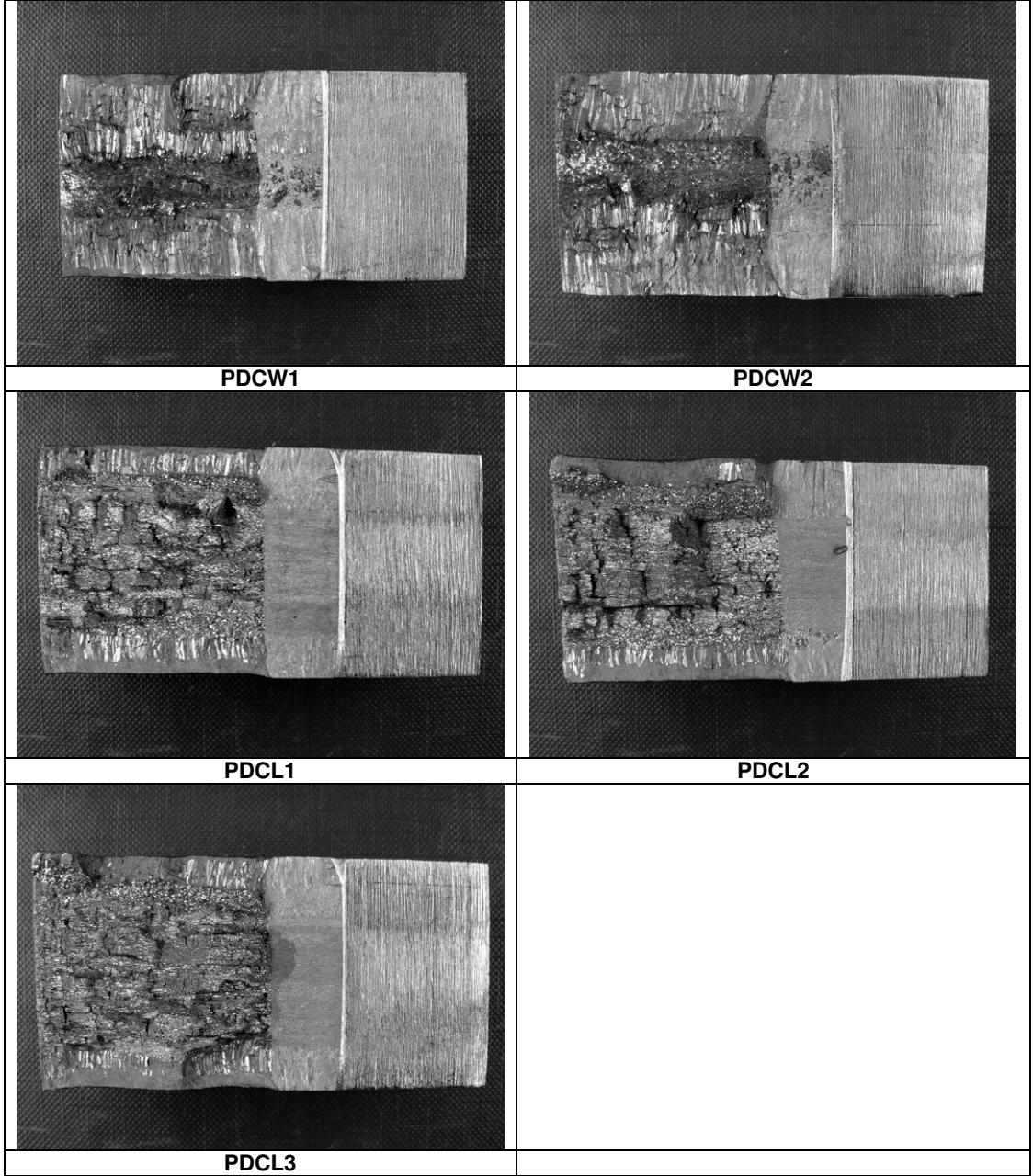
Şekil 6.47: 30 mm kalınlığında SAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografileri (P9).

Duplex ek kaynak metal kullanılarak SAW kaynağı yapılan 30 mm kalınlığındaki bağlantıların CTOD deney sonuçları Tablo 6.47'de verilmektedir.

Tablo 6.41: PD kodlu eş metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.

Kullanılan kaynak yöntemi / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Çentik pozisyonu	CTOD (mm)	Kırılma türü
SAW / ER2209	Levha PD/1	KM	0,263	Max. kuvvet (Hal 1)
			0,304	Max. kuvvet (Hal 1)
SAW / ER2209	Levha PD/2	EÇ	0,059	Pop-in (Hal 2)
			0,112	Pop-in (Hal 2)
			0,045	Pop-in (Hal 2)

PD kodlu bağlantının CTOD fraktografları aşağıdaki şekilde gösterilmektedir.

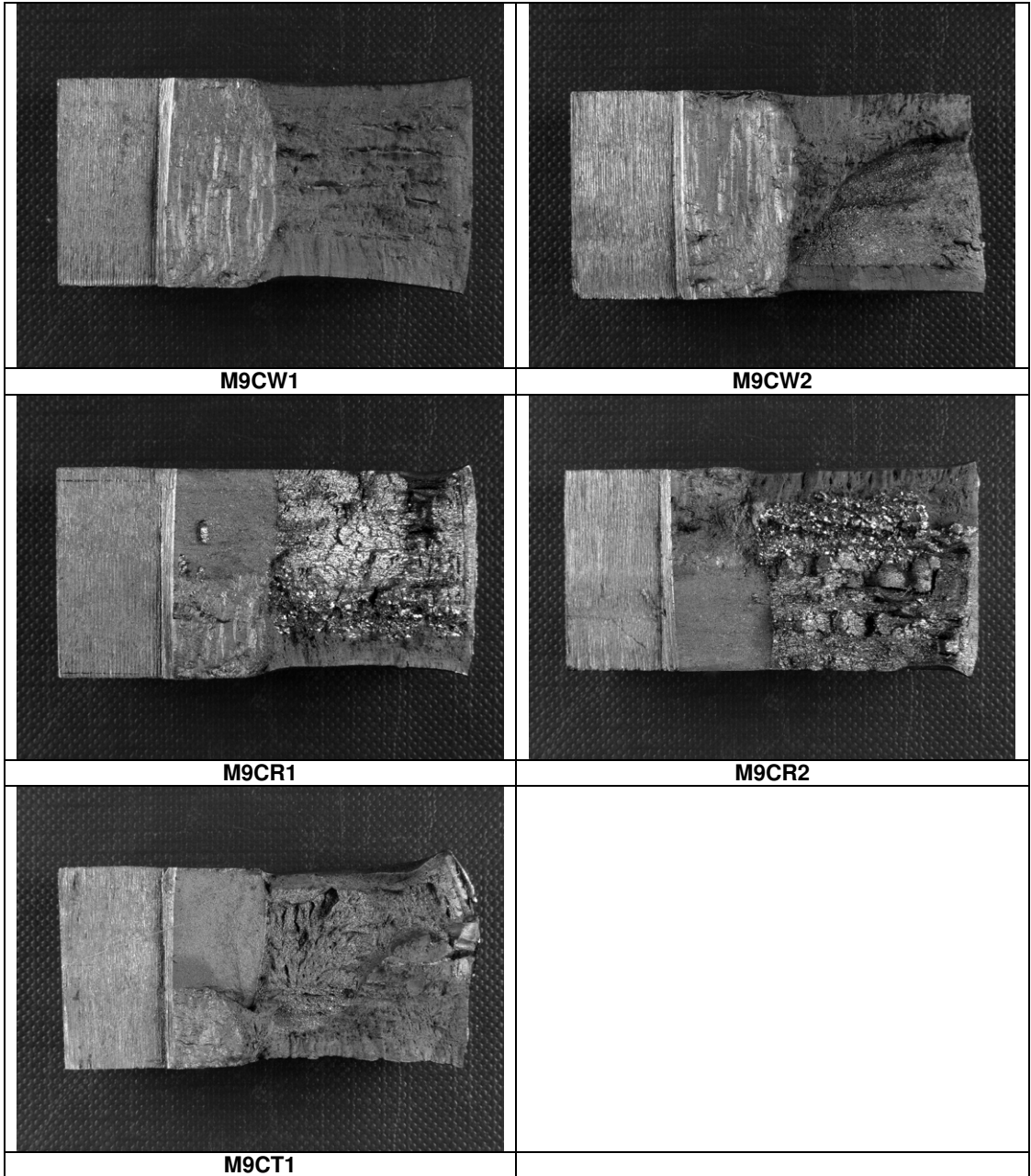


Şekil 6.48: Duplex ek metalle oluşturulan 30 mm kalınlığında SAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografları (PD).

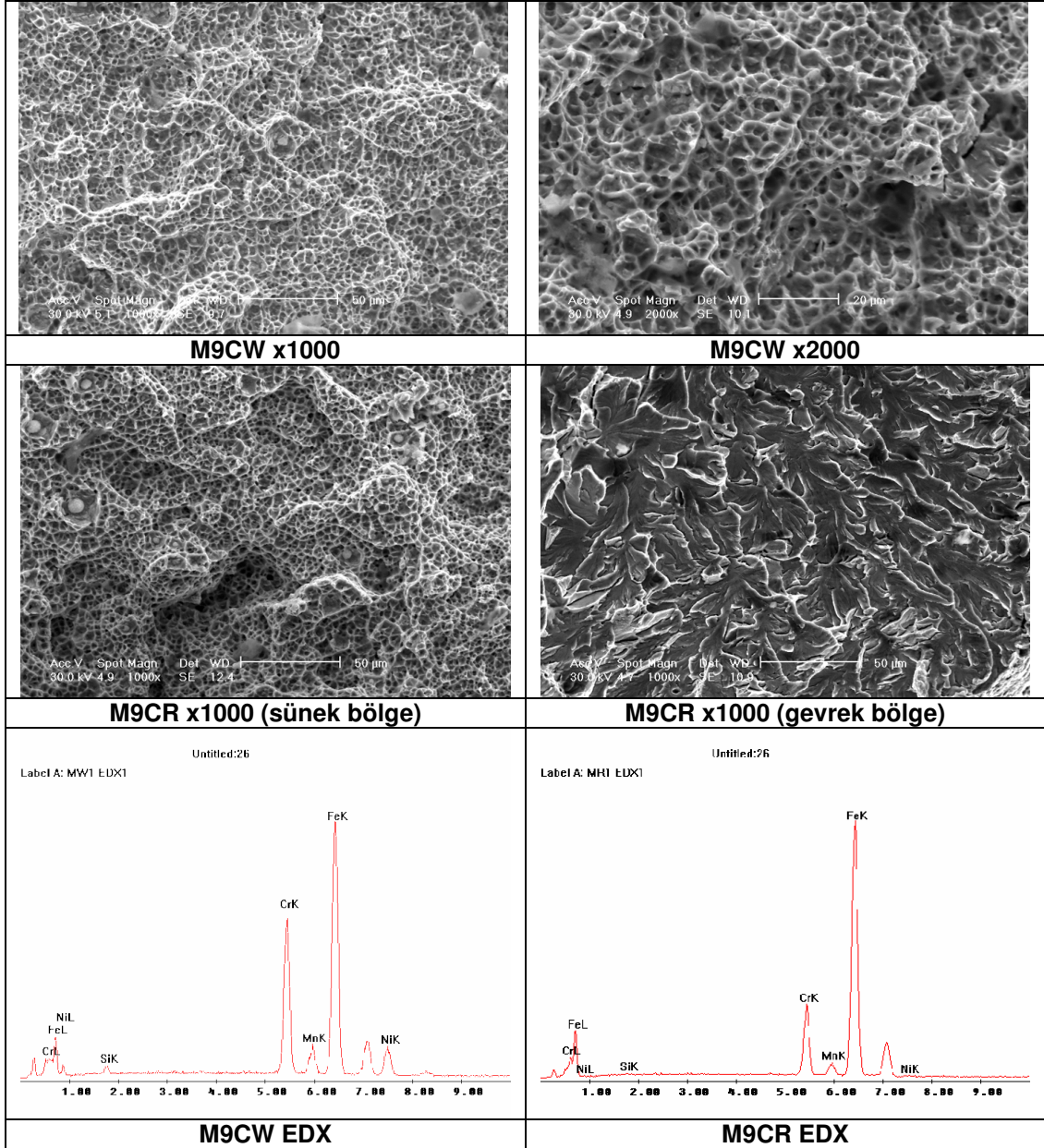
Modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve S355 çeliği kullanılarak oluşturulan SMAW kaynaklı bağlantının CTOD değerleri Tablo 6.48'de, fraktografları Şekil 6.49'da, SEM ve EDX analizleri Şekil 6.50'de verilmektedir.

Tablo 6.42: M9 kodlu farklı metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.

Kullanılan kaynak yöntemi / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Çentik pozisyonu	CTOD (mm)	Kırılma türü
SMAW / E309L-16	Levha M9/2	KM	0,274 0,274	Max. kuvvet (Hal 1) Max. kuvvet (Hal 1)
		EÇ (12 Cr)	0,101 0,076	Kırılma (Hal 3) Kırılma (Hal 3)
		EÇ (S355)	0,756	Max. kuvvet (Hal 1)



Şekil 6.49: Farklı metal SMAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografileri (M9).

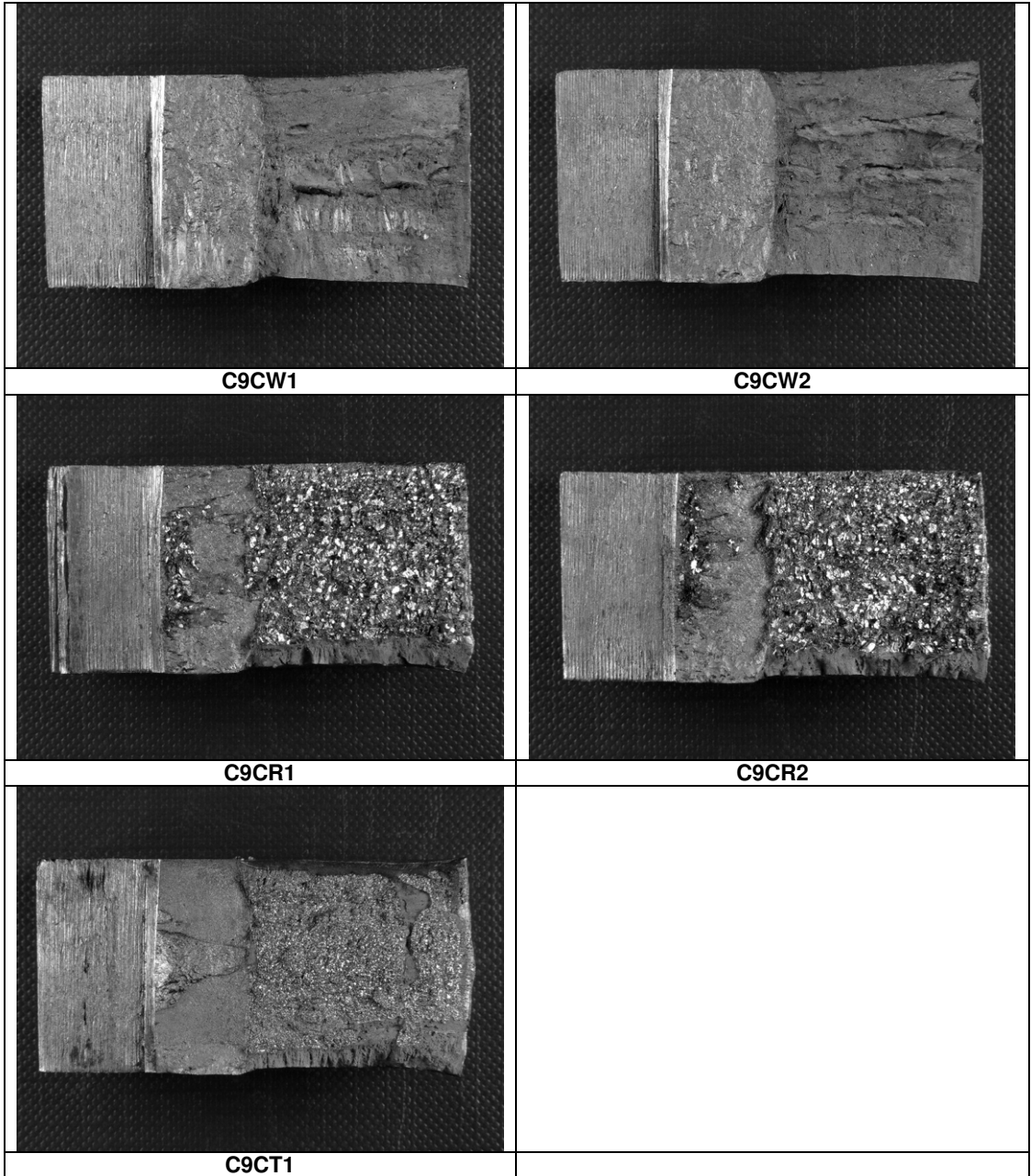


Şekil 6.50: M9 kodlu kaynaklı bağlantının CTOD SEM ve EDX analizleri (M9).

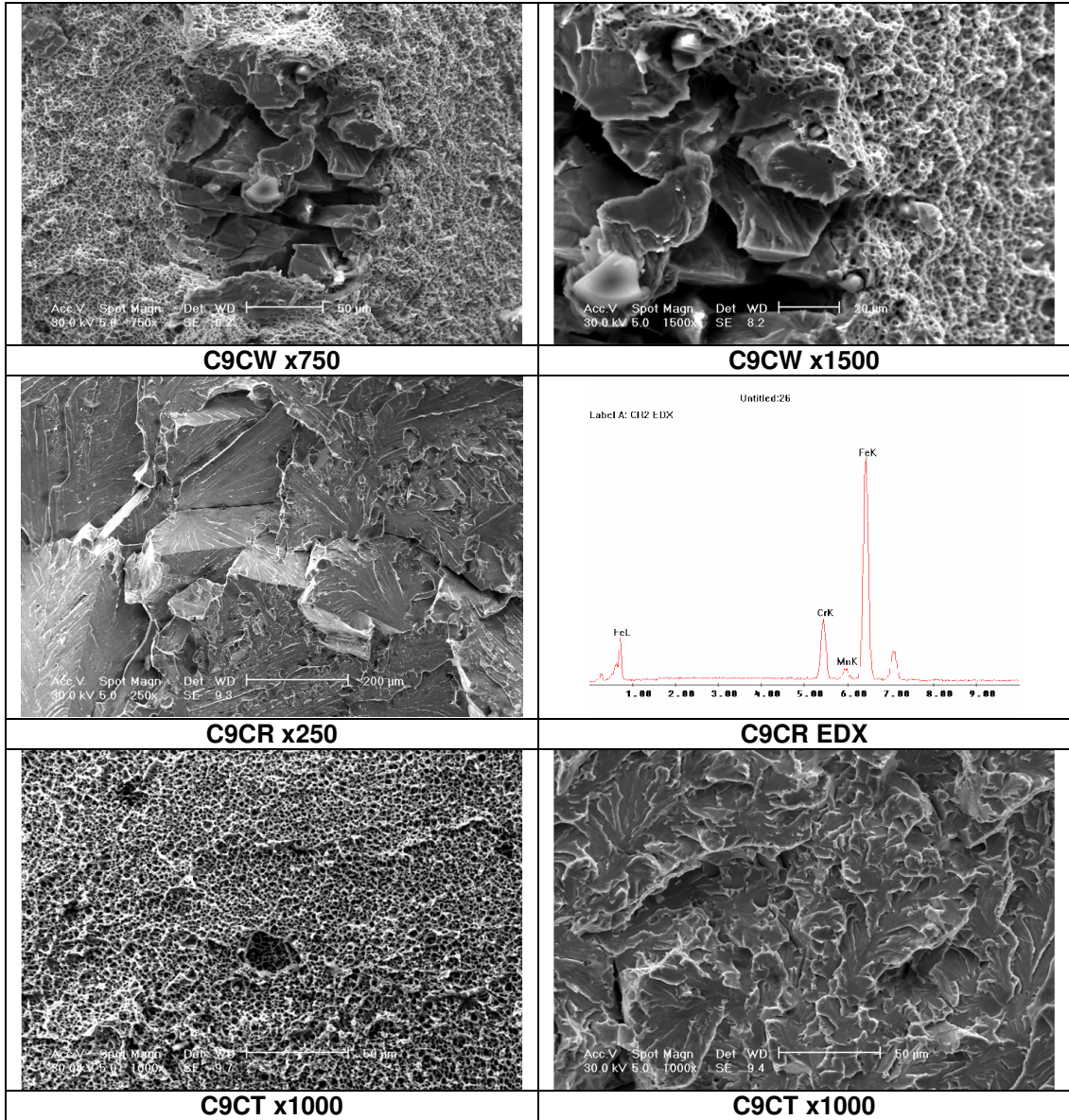
C9 kodlu 20 mm kalınlığında farklı metal kaynağı yapılan SAW kaynaklı bağlantının CTOD değerleri aşağıdaki tabloda, fraktografaları da ve SEM ve EDX analizleri sırasıyla Şekil 6.51 ve 6.52'de verilmiştir.

Tablo 6.43: C9 kodlu farklı metal kaynaklı bağlantının CTOD değerleri.

Kullanılan kaynak yöntemi / elektrod / tel	Numunelerin çıkarıldığı kaynaklı levha	Çentik pozisyonu	CTOD (mm)	Kırılma türü
SAW / ER309L	Levha C9/2	KM	0,626 0,599	Max. kuvvet (Hal 1) Max. kuvvet (Hal 1)
		EÇ (12 Cr)	0,047 0,023	Kırılma (Hal 3) Pop-in (Hal 2)
		EÇ (S355)	0,312	Kırılma (Hal 3)



Şekil 6.51: Farklı metal SAW kaynaklı bağlantının CTOD fraktografileri (C9).



Şekil 6.52: C9 kodlu kaynaklı bağlantının CTOD SEM ve EDX analizleri (M9).

6.7. Yorulma Deney Sonuçları

309 tür ek kaynak metali ile oluşturulan SMAW, GMAW, SAW kaynaklı bağlantıların ve ek kaynak metali kullanılmadan oluşturulan LAZER kaynaklı bağlantıların yorulma deney sonuçları aşağıdaki tablolarda detaylarıyla verilmekte ve yorulma dayanımları da grafik halinde ilgili şekillerde gösterilmektedir. Ayrıca fraktograflar da yine grafikleri takiben sunulmaktadır.

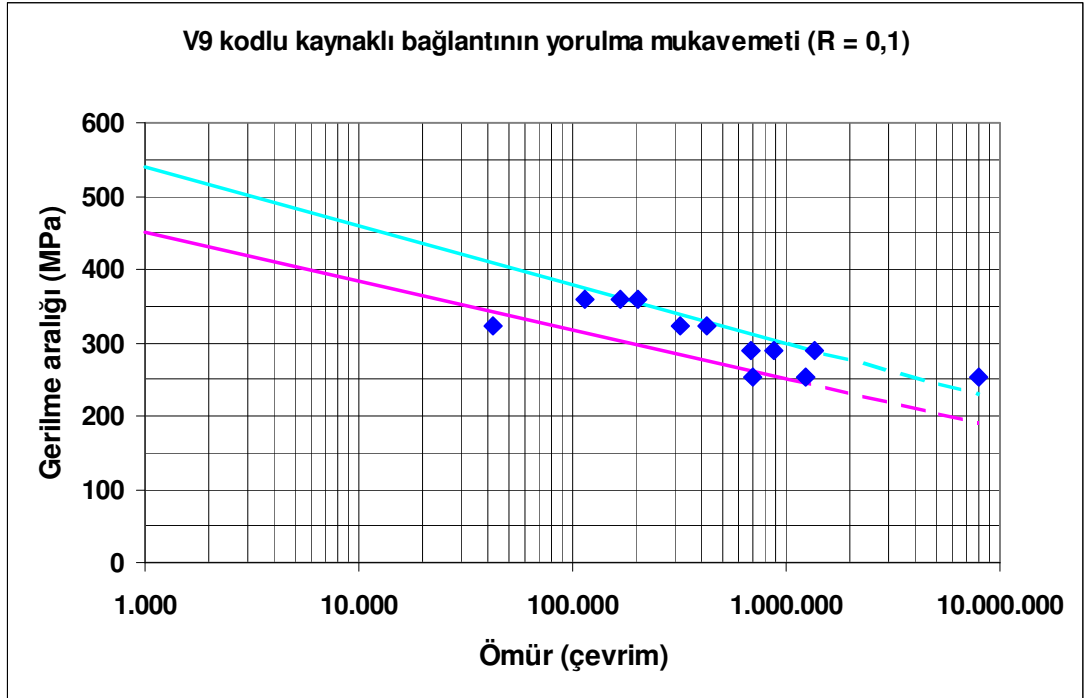
Şekillerde belirtilen düz çizgiler malzeme çekme dayanımına dayanarak beklenen yorulma dayanımını göstermektedir. Çekme dayanımının %90'ı ile %50 gerilme aralığında 1.000 (1.10^3) ve 1.000.000 (1.10^6) çevrim yorulma dayanımı göstereceği beklenmektedir (Bannantine ve diğ. 1990).

Yorulma deneyi nominal numune genişliği 20 mm olan numuneler kullanılarak 0,1 yorulma oranında gerçekleştirilmiştir.

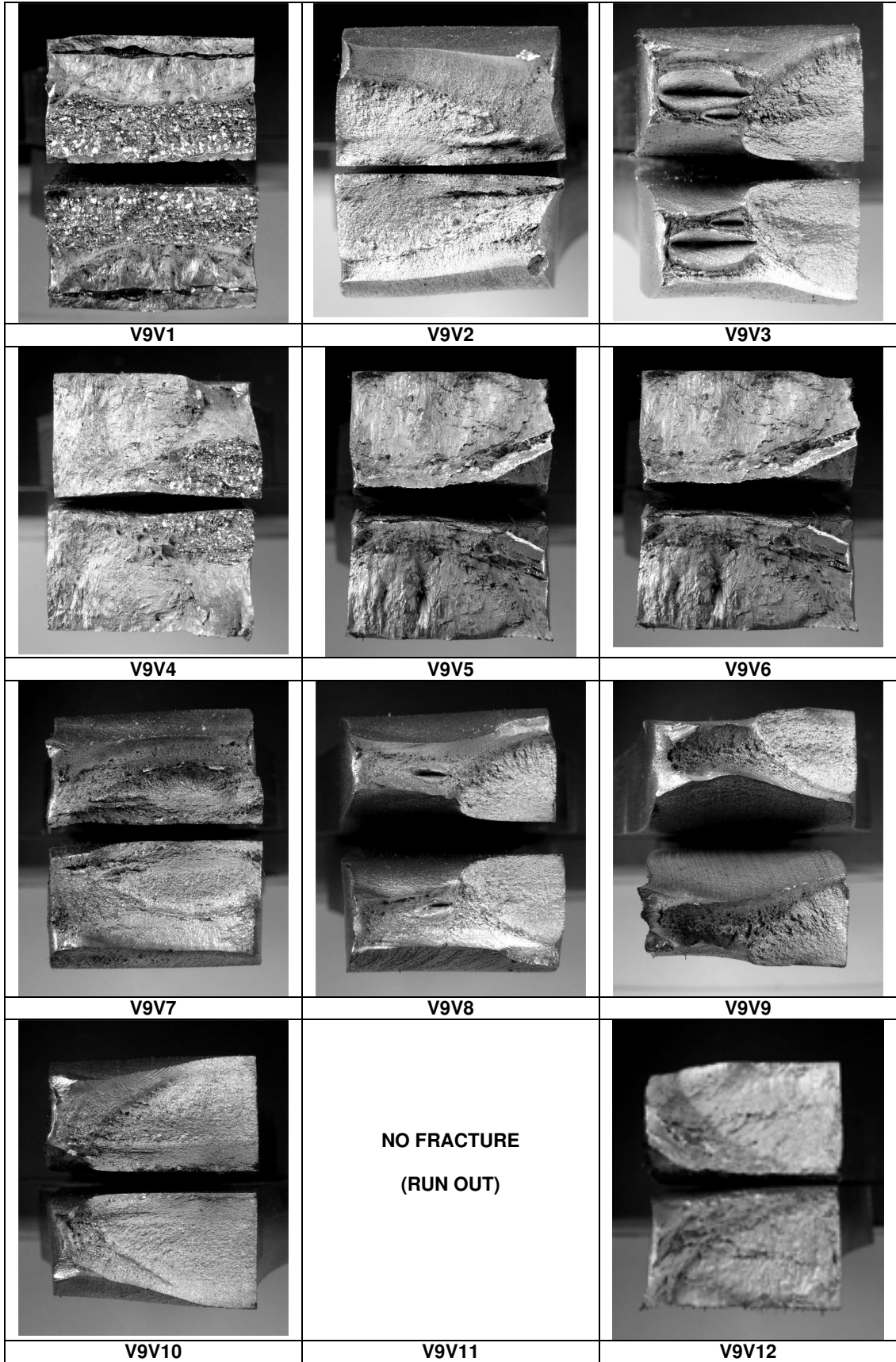
SMAW kaynaklı bağlantıların yorulma dayanımı ile ilgili veriler, grafikler ve fraktograflar Tablo 6.51 ile Şekil 6.53 ve 6.54'de, GMAW kaynaklı bağlantıların yorulma sonuçları Tablo 6.52 ile Şekil 6.55 ve 6.56'da, SAW kaynaklı bağlantıların Tablo 6.53 ile Şekil 6.57 ve 6.58'de, son olarak LAZER kaynaklı bağlantıların yorulma verileri de Tablo 6.54 ile Şekil 6.59 ve 6.60'da sunulmaktadır.

Tablo 6.44: V9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri.

Numune kodu	Numunenin çıkarıldığı levha	Yorulma deney cihazı (kapasitesi)	Gerilme aralığı (MPa)	Ömür (çevrim sayısı)	Kırılmanın tanımlanması
V9V1	V9/1	A (150 kN)	324	42.500	KM'den başlamış, iri taneli EÇ/IEB'e doğru ilerlemiştir.
V9V2	V9/1	A (150 kN)	324	321.580	EÇ'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
V9V3	V9/1	A (150 kN)	324	426.220	Tamamen EM'de yer almıştır.
V9V4	V9/1	A (150 kN)	288	1.363.450	KM'den başlamış, iri taneli EÇ/IEB'e doğru ilerlemiştir.
V9V5	V9/2	A (150 kN)	288	879.930	KM'den başlamış, EÇ ve EM'e doğru ilerlemiştir.
V9V6	V9/2	A (150 kN)	288	680.370	KM'den başlamış, EÇ ve EM'e doğru ilerlemiştir.
V9V7	V9/2	A (150 kN)	360	114.740	EÇ/IEB'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
V9V8	V9/2	A (150 kN)	360	203.170	Tamamen EM'de yer almıştır.
V9V9	V9/2	A (150 kN)	360	168.720	Tamamen EM'de yer almıştır.
V9V10	V9/2	A (150 kN)	252	1.239.490	EÇ'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
V9V11	V9/2	A (150 kN)	252	8.000.000	Kırılma olmamıştır.
V9V12	V9/2	A (150 kN)	252	696.290	Tamamen KM'de yer almıştır.



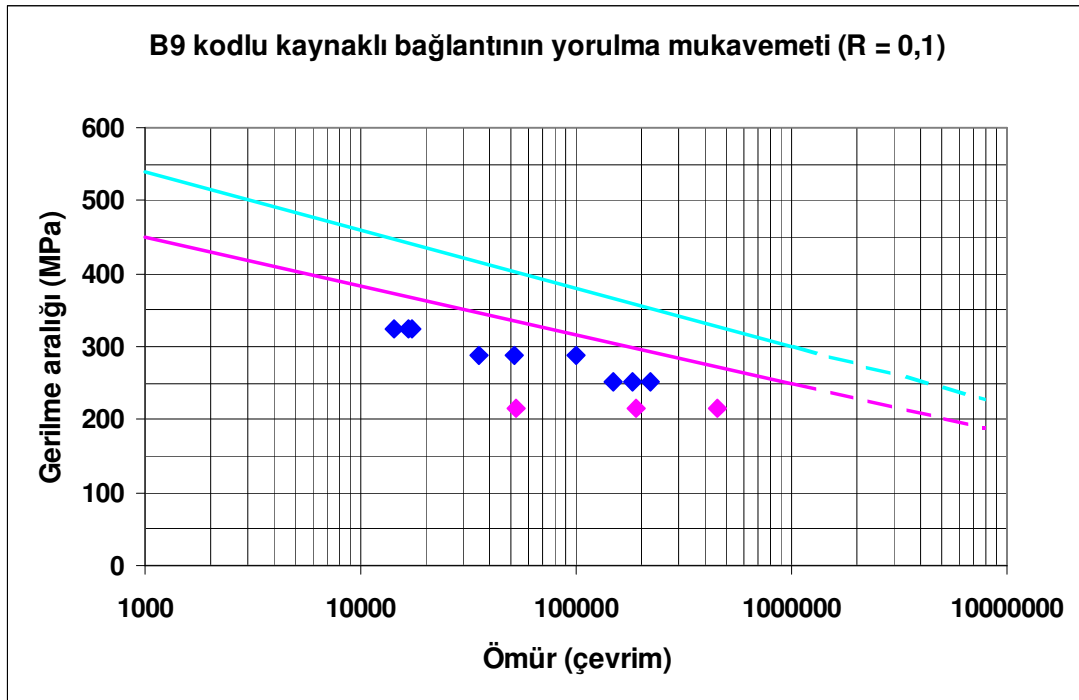
Şekil 6.53: V9 kodlu kaynaklı bağlantının yorulma mukavemeti.



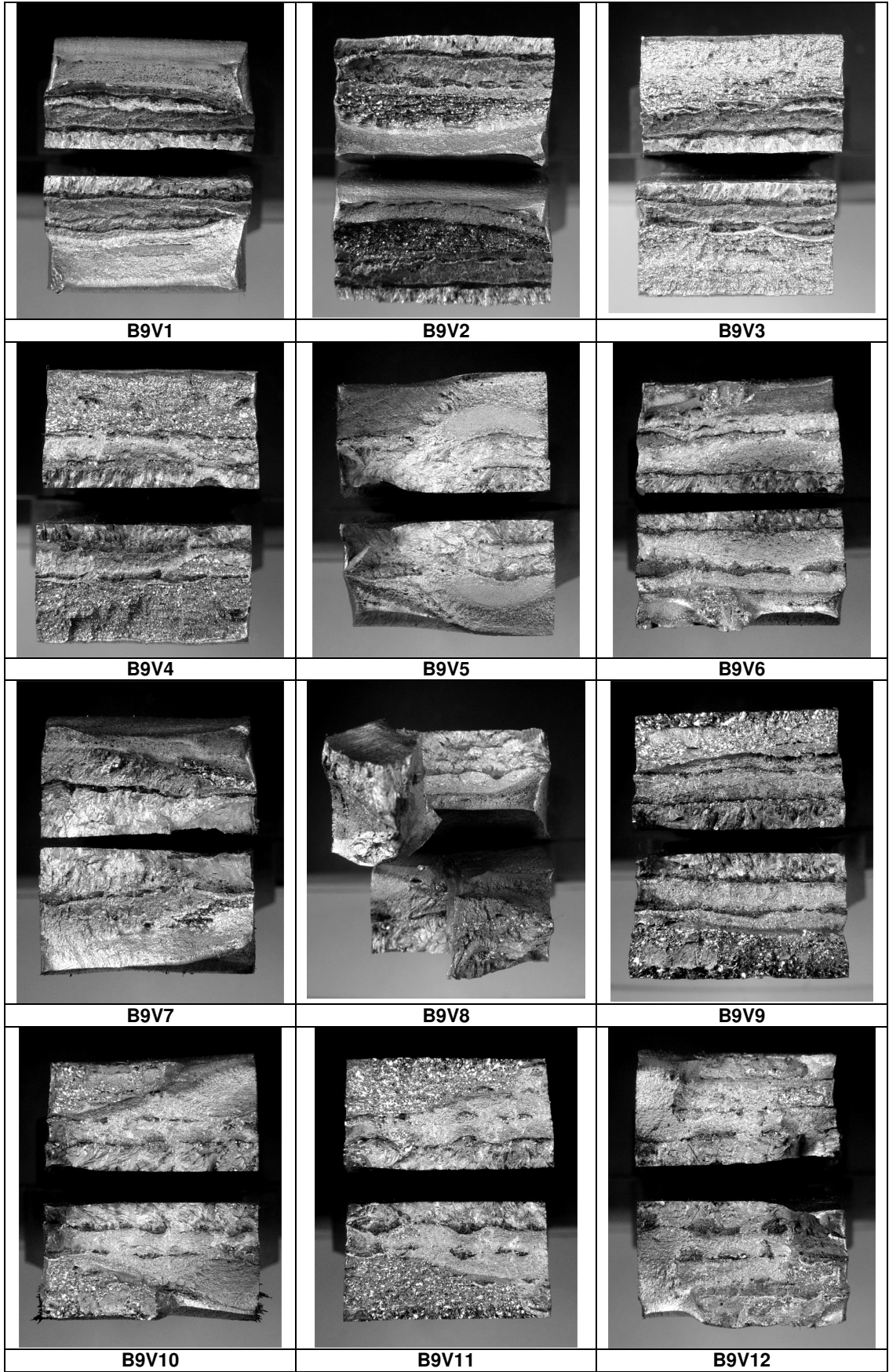
Şekil 6.54: SMAW kaynaklı bağlantının fraktografaları (V9).

Tablo 6.45: B9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri.

Numune kodu	Numunenin çıkarıldığı levha	Yorulma deney cihazı (kapasitesi)	Gerilme aralığı (MPa)	Ömür (çevrim sayısı)	Kırılmanın tanımlanması (EE=eksik ergime)
B9V1	B9/1	A (150 kN)	324	17.160	EÇ'de EE'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
B9V2	B9/1	A (150 kN)	324	16.650	EÇ'de EE'den başlamış, IEB'ye doğru ilerlemiştir.
B9V3	B9/1	A (150 kN)	324	14.190	EÇ'de EE'den başlamış, IEB'ye doğru ilerlemiştir.
B9V4	B9/1	B (100 kN)	216	52.940	EÇ'de EE'den başlamış, IEB'ye doğru ilerlemiştir.
B9V5	B9/2	B (100 kN)	216	448.910	EÇ'de EE'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
B9V6	B9/2	B (100 kN)	216	188.520	EÇ'de EE'den başlamış, IEB'ye doğru ilerlemiştir.
B9V7	B9/2	A (150 kN)	288	51.470	EÇ'de EE'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
B9V8	B9/2	A (150 kN)	288	99.720	EÇ'de EE'den başlamış, diğer EÇ'ne doğru ilerlemiştir.
B9V9	B9/2	A (150 kN)	288	35.130	EÇ'de EE'den başlamış, kök KM'ne doğru ilerlemiştir.
B9V10	B9/2	A (150 kN)	252	183.750	EÇ'de EE'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
B9V11	B9/2	A (150 kN)	252	149.130	EÇ'de EE'den başlamış, EÇ/IEB'ye doğru ilerlemiştir.
B9V12	B9/2	A (150 kN)	252	218.870	EÇ'de EE'den başlamış, KM ve EM'e doğru ilerlemiştir.



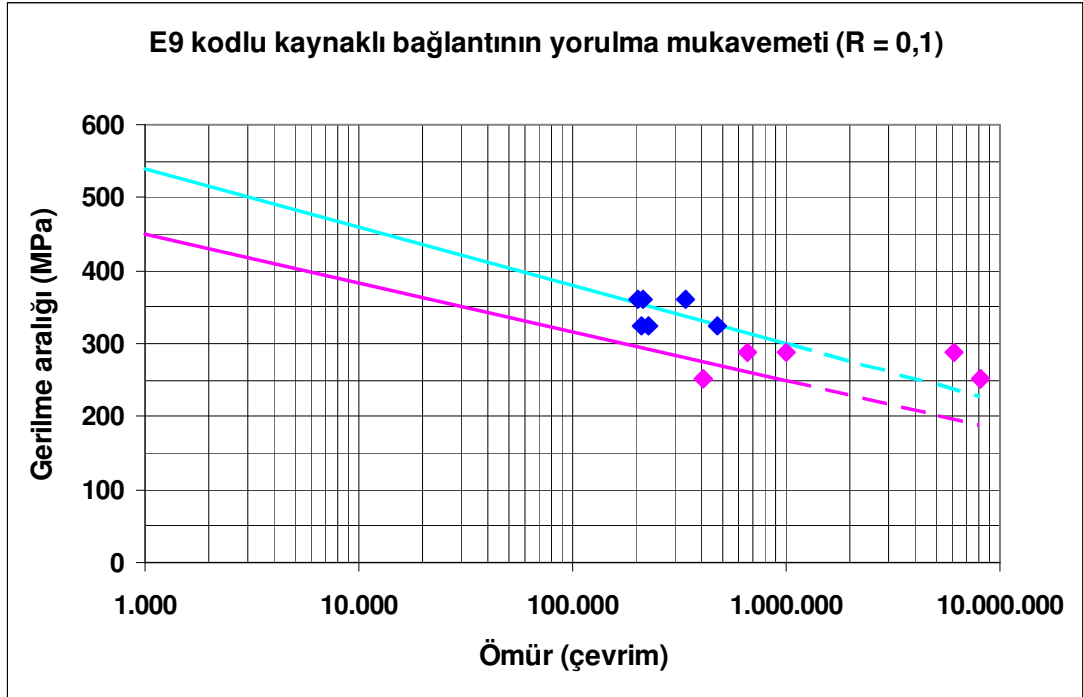
Şekil 6.55: B9 kodlu kaynaklı bağlantının yorulma mukavemeti.



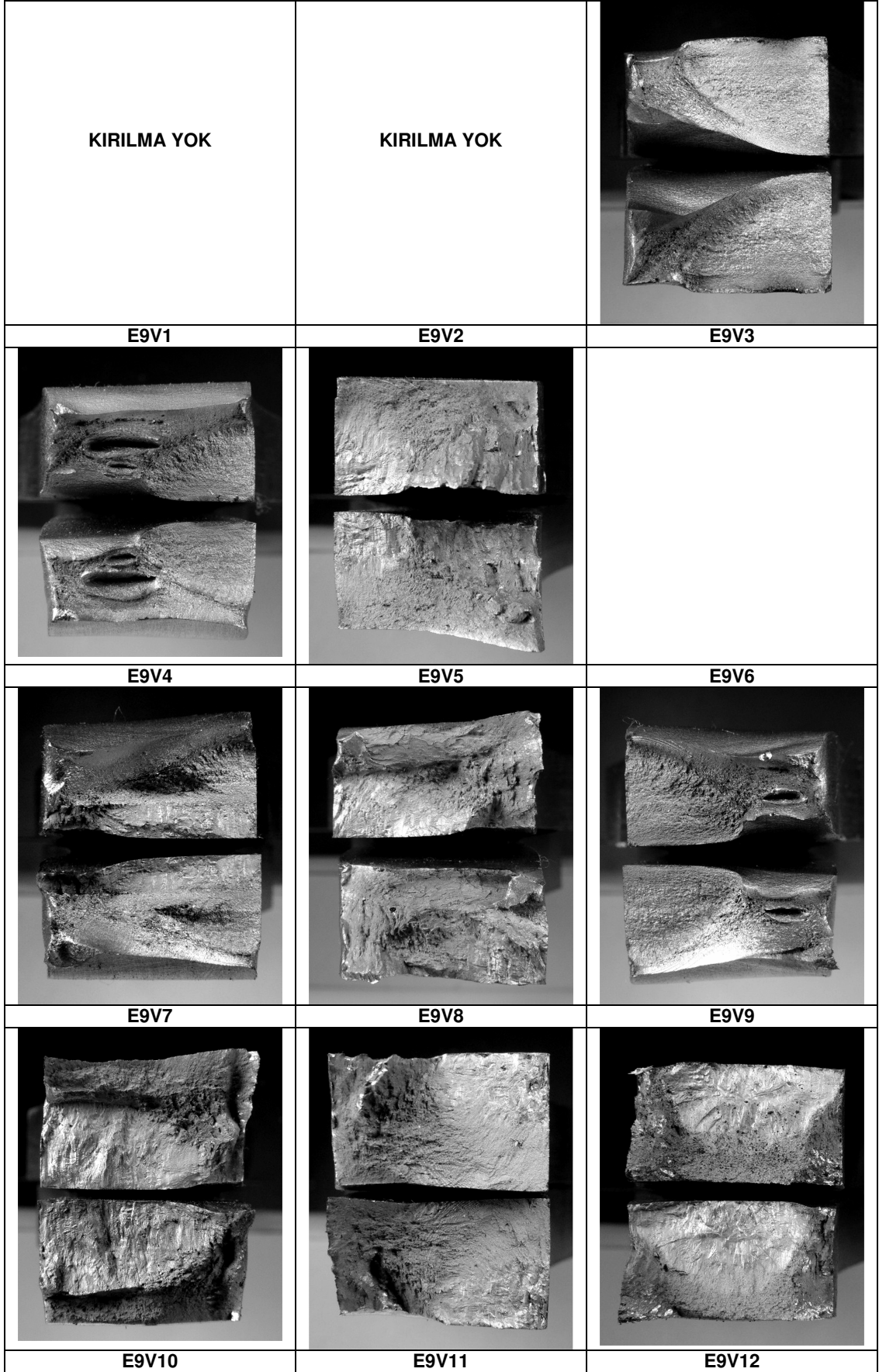
Şekil 6.56: GMAW kaynaklı bağlantının fraktografaları (B9).

Tablo 6.46: E9 kodlu eş metal kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri

Numune kodu	Numunenin çıkarıldığı levha	Yorulma deney cihazı (kapasitesi)	Gerilme aralığı (MPa)	Ömür (çevrim sayısı)	Kırılmanın tanımlanması (EE=eksik ergime)
E9V1	E9	B (100 kN)	252	8.175.910	Kırılma olmamıştır.
E9V2	E9	B (100 kN)	252	8.113.740	Kırılma olmamıştır.
E9V3	E9	B (100 kN)	252	408.280	EÇ'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
E9V4	E9	A (150 kN)	360	202.270	EÇ'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
E9V5	E9	A (150 kN)	360	214.730	Tamamen KM'de yer almıştır.
E9V6	E9	A (150 kN)	360	339.140	KM'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
E9V7	E9	A (150 kN)	324	475.140	KM'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
E9V8	E9	A (150 kN)	324	226.540	Tamamen KM'de yer almıştır.
E9V9	E9	A (150 kN)	324	208.310	EÇ'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
E9V10	E9	B (100 kN)	288	1.008.470	Tamamen KM'de yer almıştır.
E9V11	E9	B (100 kN)	288	660.110	Tamamen KM'de yer almıştır.
E9V12	E9	B (100 kN)	288	6.139.560	Tamamen KM'de yer almıştır.



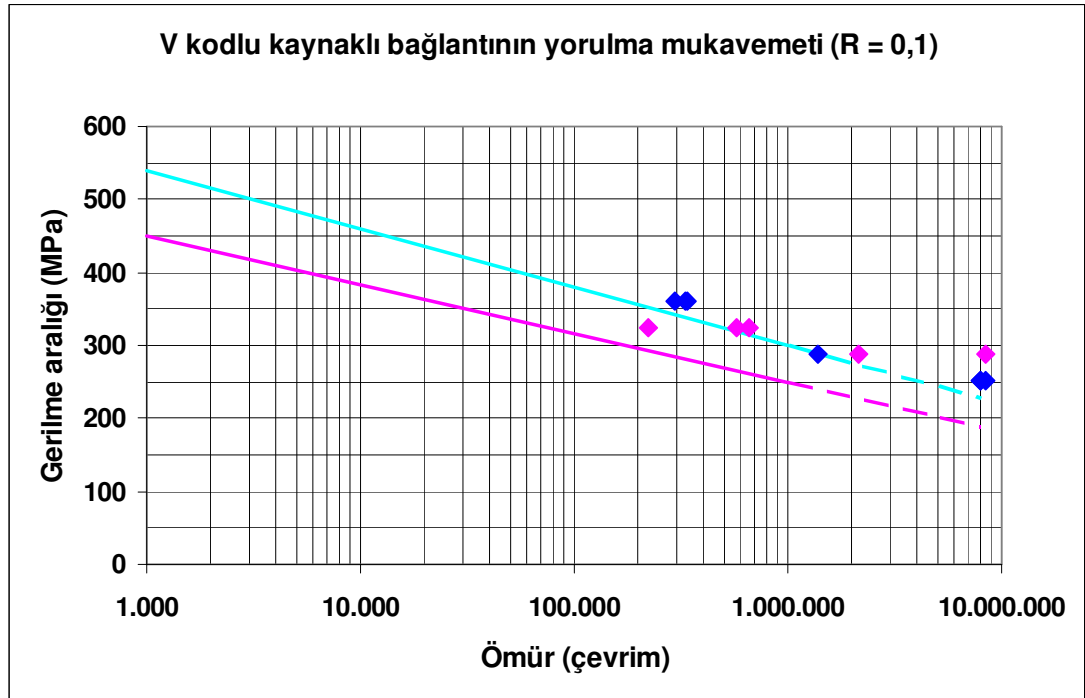
Şekil 6.57: E9 kodlu kaynaklı bağlantının yorulma mukavemeti.



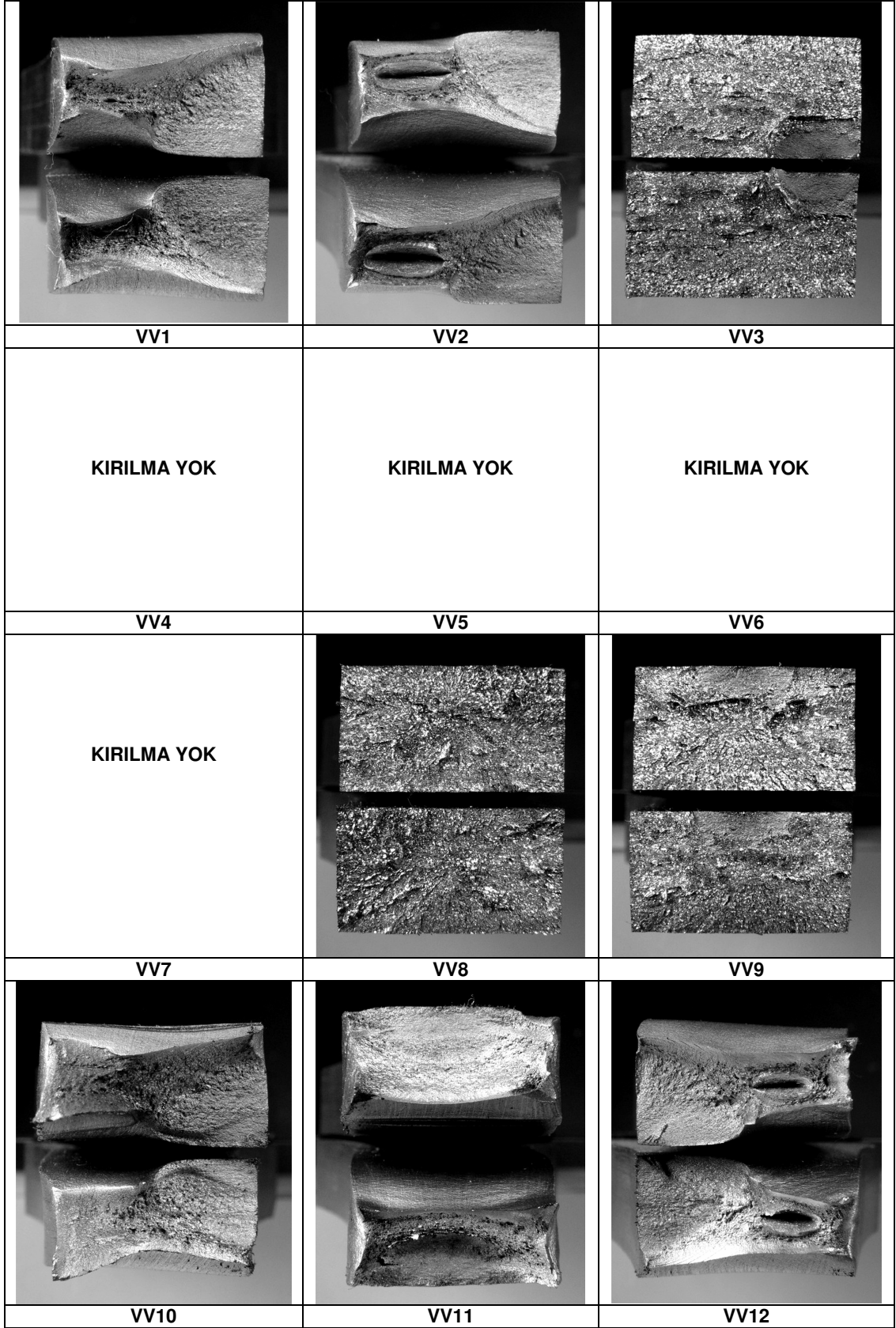
Şekil 6.58: SAW kaynaklı bağlantının fraktografaları (E9).

Tablo 6.47: V kodlu eş metal kaynaklı bağlantının yorulma özellikleri.

Numune kodu	Numunenin çıkarıldığı levha	Yorulma deney cihazı (kapasitesi)	Gerilme aralığı (MPa)	Ömür (çevrim sayısı)	Kırılmanın tanımlanması (EE=eksik ergime)
VV1	V/1	B (100 kN)	324	221.200	Tamamen EM'de yer almıştır.
VV2	V/1	B (100 kN)	324	660.100	Tamamen EM'de yer almıştır.
VV3	V/1	B (100 kN)	324	573.350	Tamamen KM'de yer almıştır.
VV4	V/1	A (150 kN)	252	8.000.000	Kırılma olmamıştır.
VV5	V/2	A (150 kN)	252	8.022.040	Kırılma olmamıştır.
VV6	V/2	A (150 kN)	252	8.369.700	Kırılma olmamıştır.
VV7	V/2	B (100 kN)	288	8.409.450	Kırılma olmamıştır.
VV8	V/2	A (150 kN)	288	1.385.840	Tamamen KM'de yer almıştır.
VV9	V/2	B (100 kN)	288	2.160.090	Tamamen KM'de yer almıştır.
VV10	V/2	A (150 kN)	360	330.750	EÇ'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
VV11	V/2	A (150 kN)	360	339.500	EÇ'den başlamış, EM'e doğru ilerlemiştir.
VV12	V/2	A (150 kN)	360	298.600	Tamamen EM'de yer almıştır.



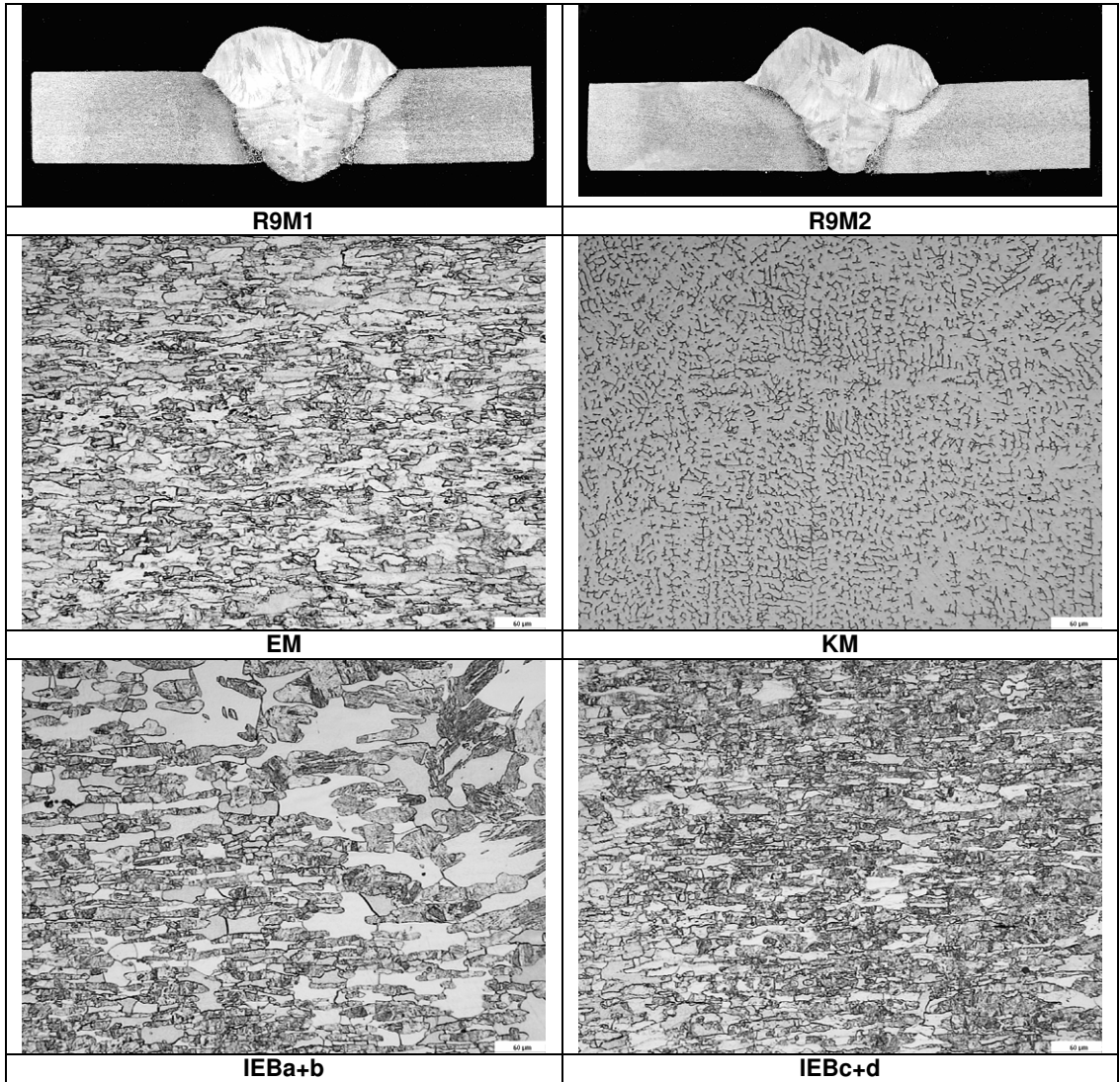
Şekil 6.59: V kodlu kaynaklı bağlantının yorulma mukavemeti.



Şekil 6.60: LAZER kaynaklı bağlantının fraktografaları (V).

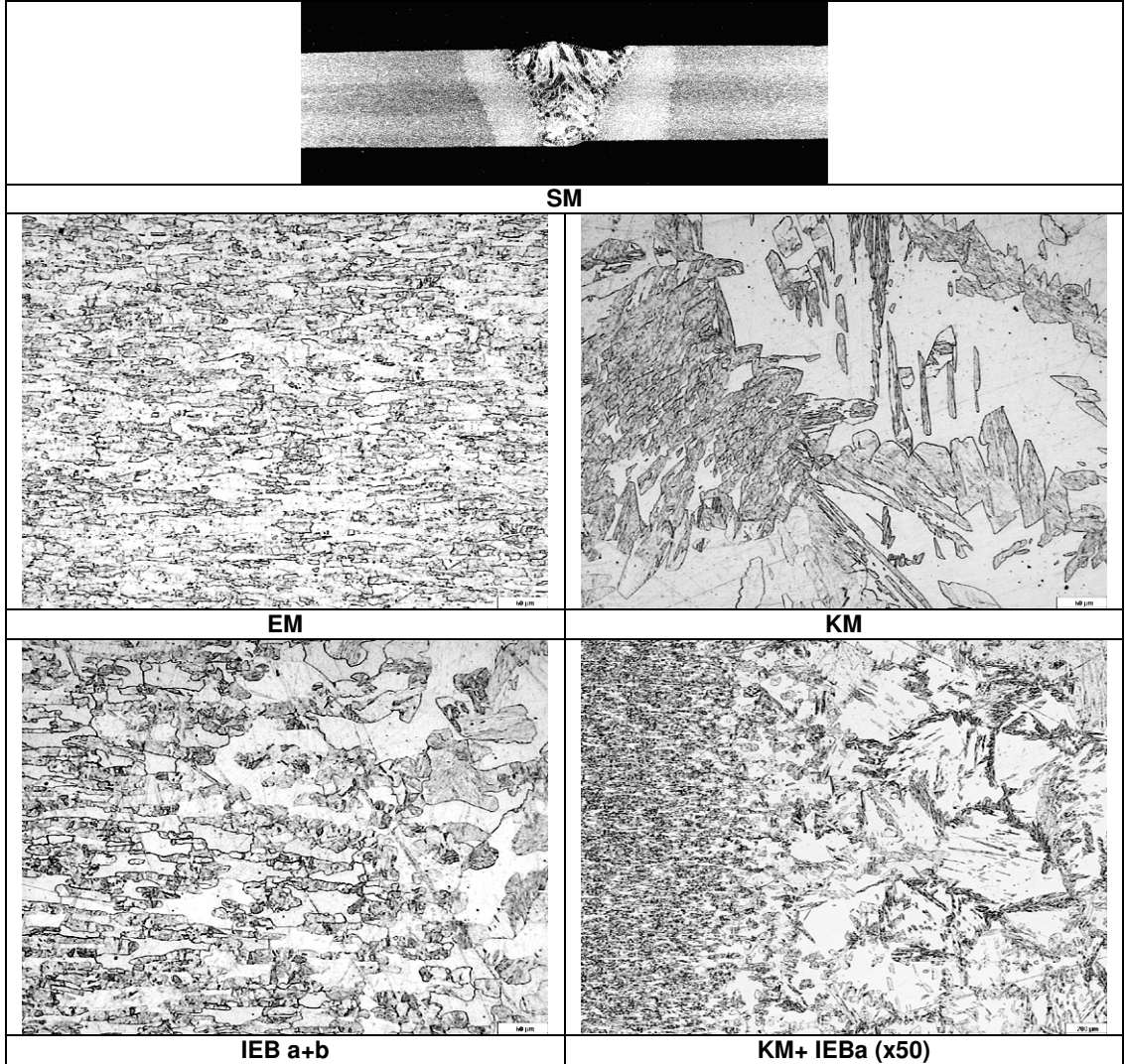
6.8. Mikroyapı Analizi

6 mm kalınlığında GMAW kaynaklı levhalardan alınan makro kesitlerin makroyapı ve esas metal (EM), ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) ve kaynak metali (KM) mikroyapıları aşağıdaki şekilde gösterilmektedir.



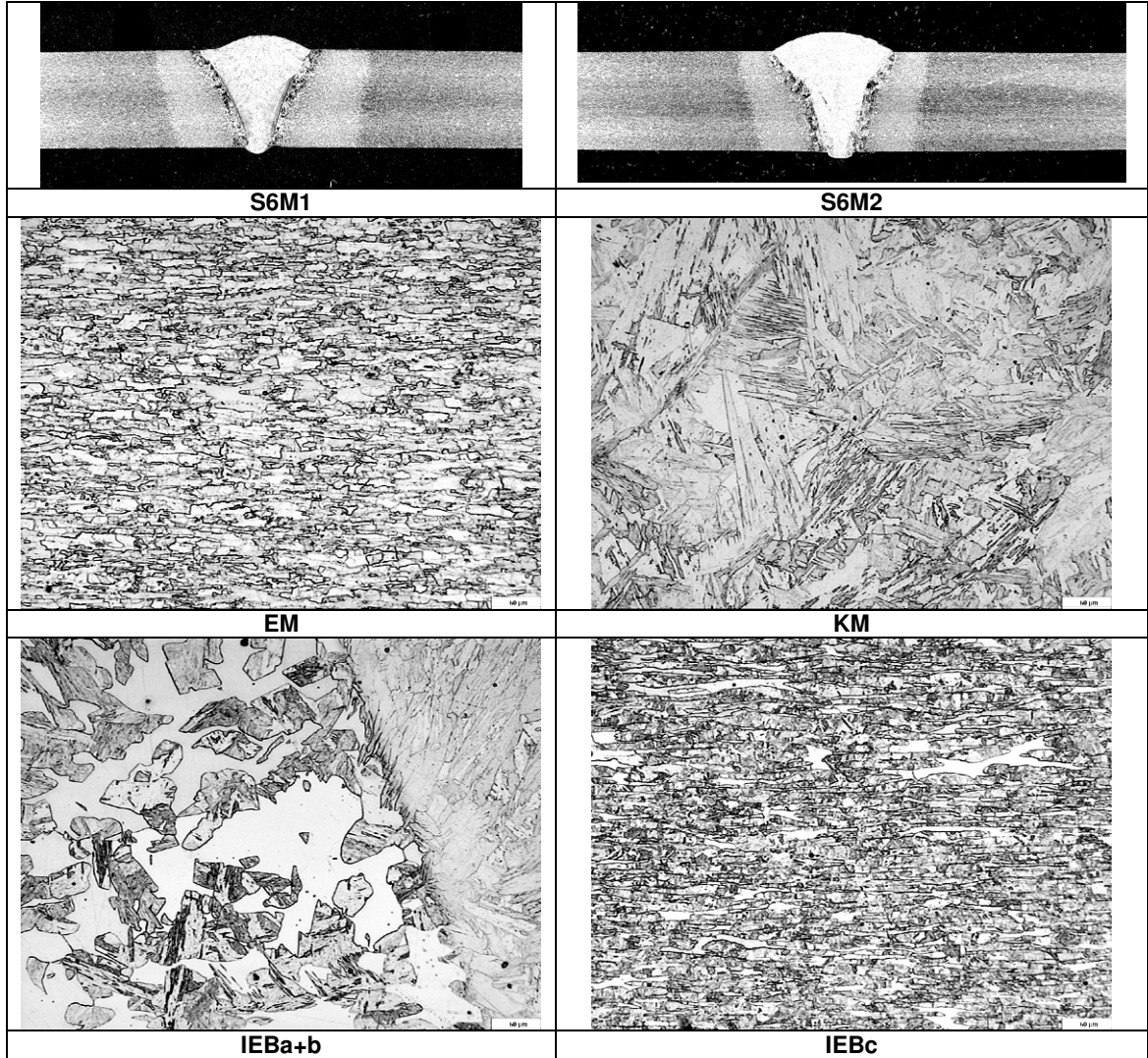
Şekil 6.61: 6 mm kalınlığında GMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (R9).

Şekil 6.62, ek metal kullanılmadan oluşturulan plazma kaynaklı 6 mm kalınlığında modifiye edilmiş 12%Cr'lu paslanmaz çelik bağlantının makro ve mikroyapılarını göstermektedir.



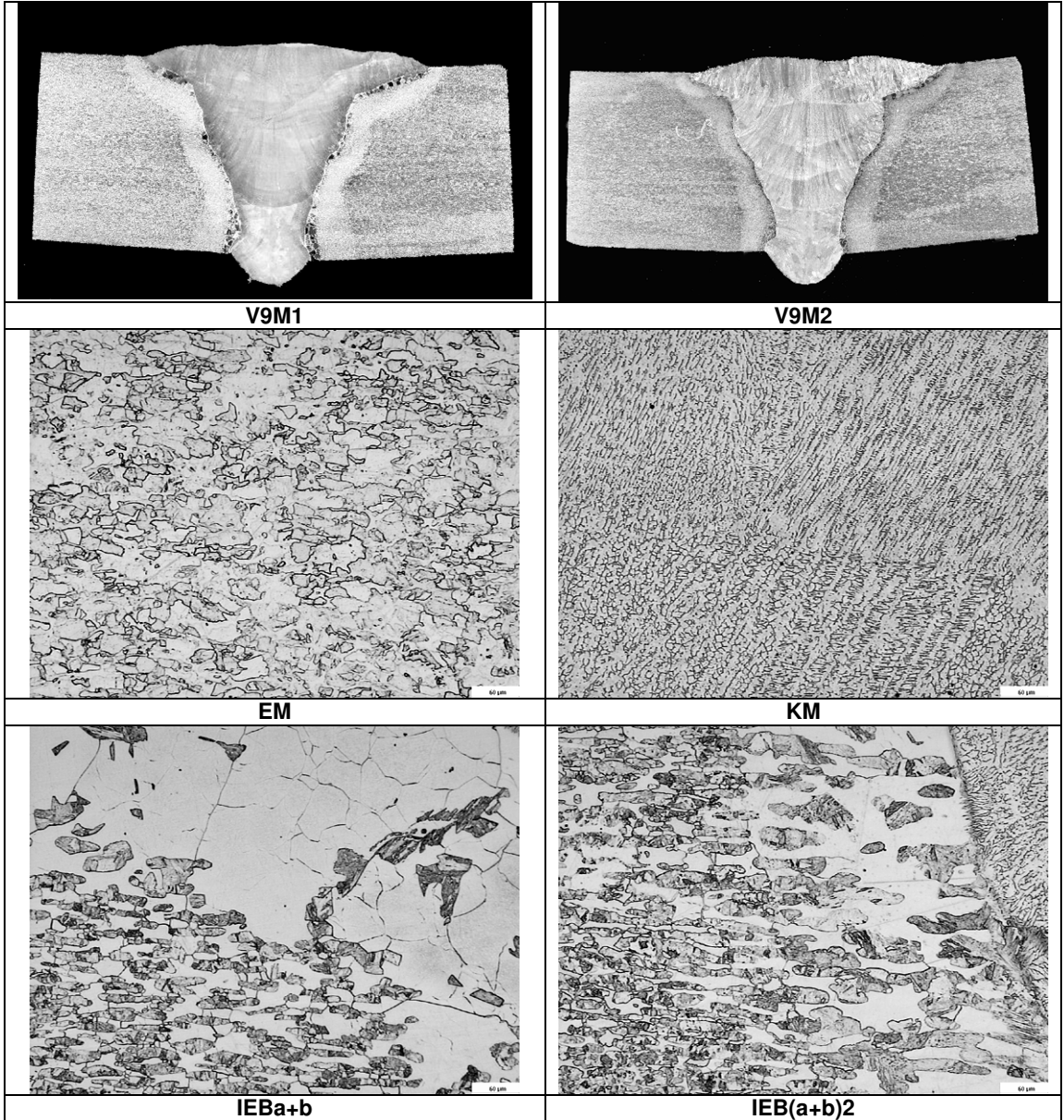
Şekil 6.62: 6 mm kalınlığında ek metal kullanılmadan oluşturulan plazma kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (S).

316L ek kaynak metali kullanılarak plazma kaynağı yapılan 6 mm kalınlığındaki bağlantının makro ve mikroyapı görüntüleri aşağıda verilmektedir.



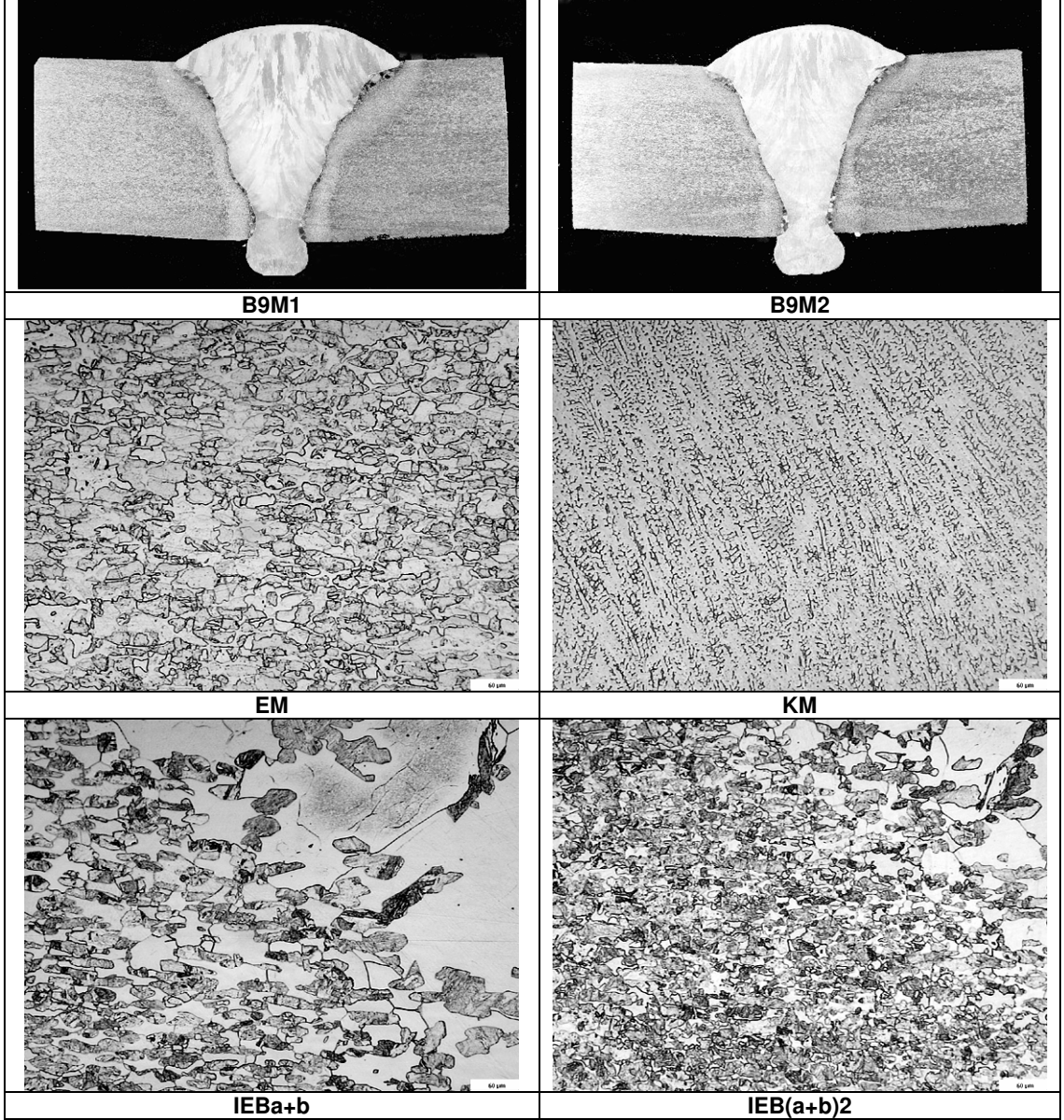
Şekil 6.63: 6 mm kalınlığında 316L ile plazma kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (S6).

12 mm kalınlığında SMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları aşağıdaki gibidir.



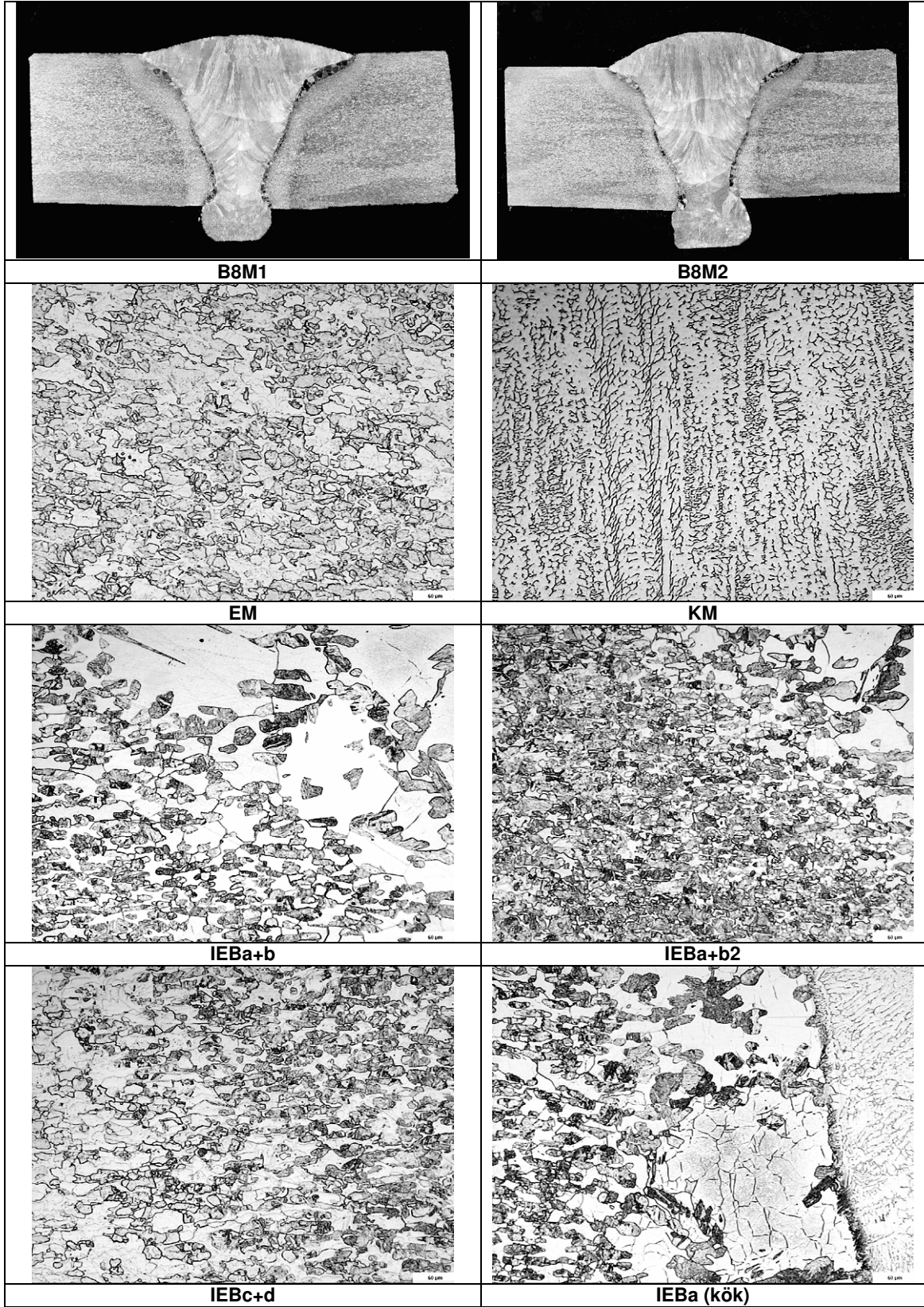
Şekil 6.64: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SMAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (V9).

12 mm kalınlığındaki 309 tür ek metal ile oluşturulan eş metal GMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları aşağıdaki şekilde gösterilmektedir.



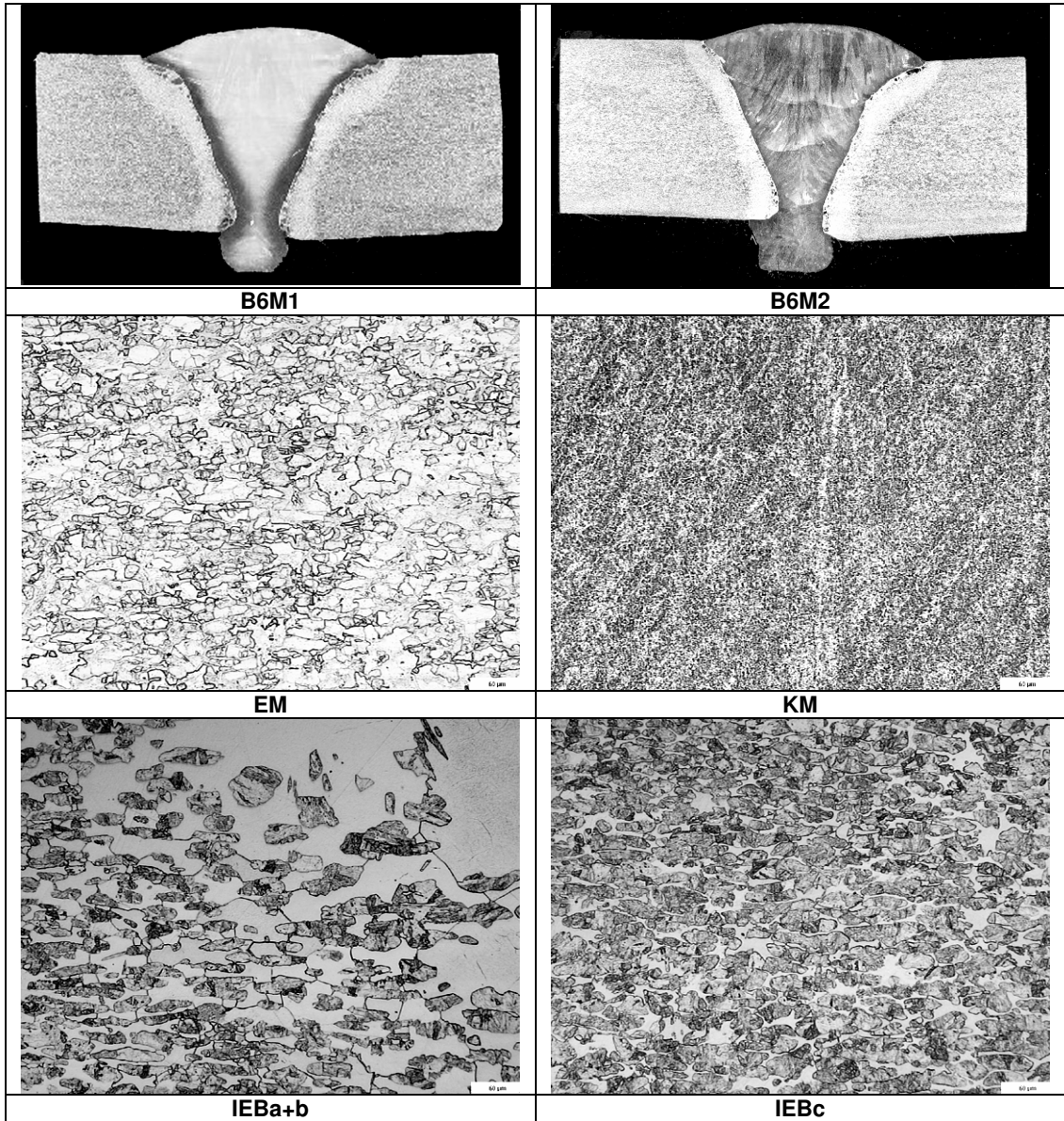
Şekil 6.65: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile GMAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (B9).

308 tür ek metal ve 12 mm kalınlığında modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği kullanılarak oluşturulan GMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları Şekil 6.66'da gösterilmektedir.



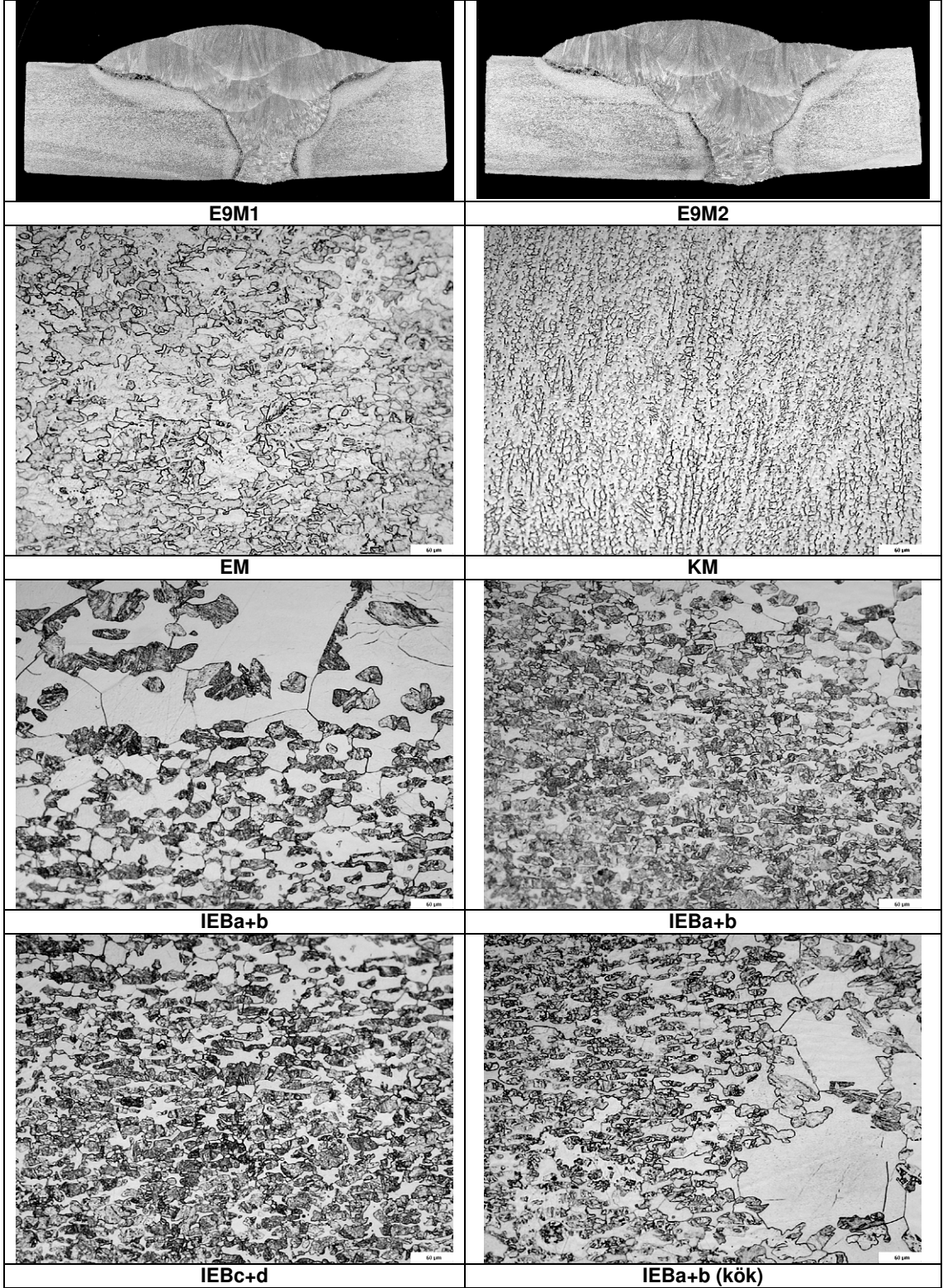
Şekil 6.66: 12 mm kalınlığında 308 tür ek metal ile GMAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (B8).

12 mm kalınlığında eş metal GMAW kaynaklı 308 tőr ek metalin kullanıldığı bağlantının makro ve mikroyapıları aşağıdaki gibidir.



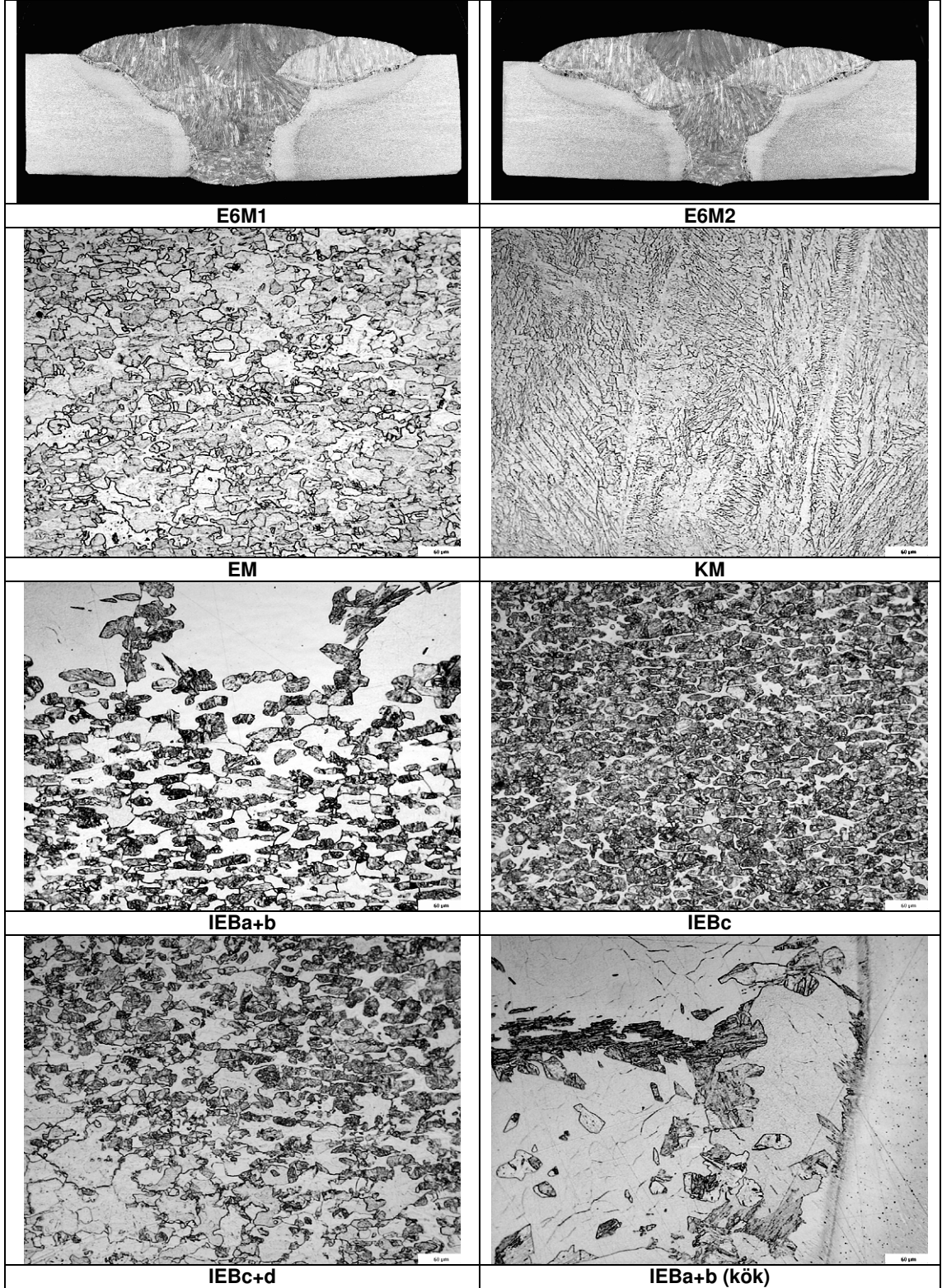
şekil 6.67: 12 mm kalınlığında 316 tőr ek metal ile GMAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (B6).

12 mm kalınlığında 309 tür ek metalle oluşturulan eş metal SAW kaynaklı bağlantının görüntüleri aşağıdadır.



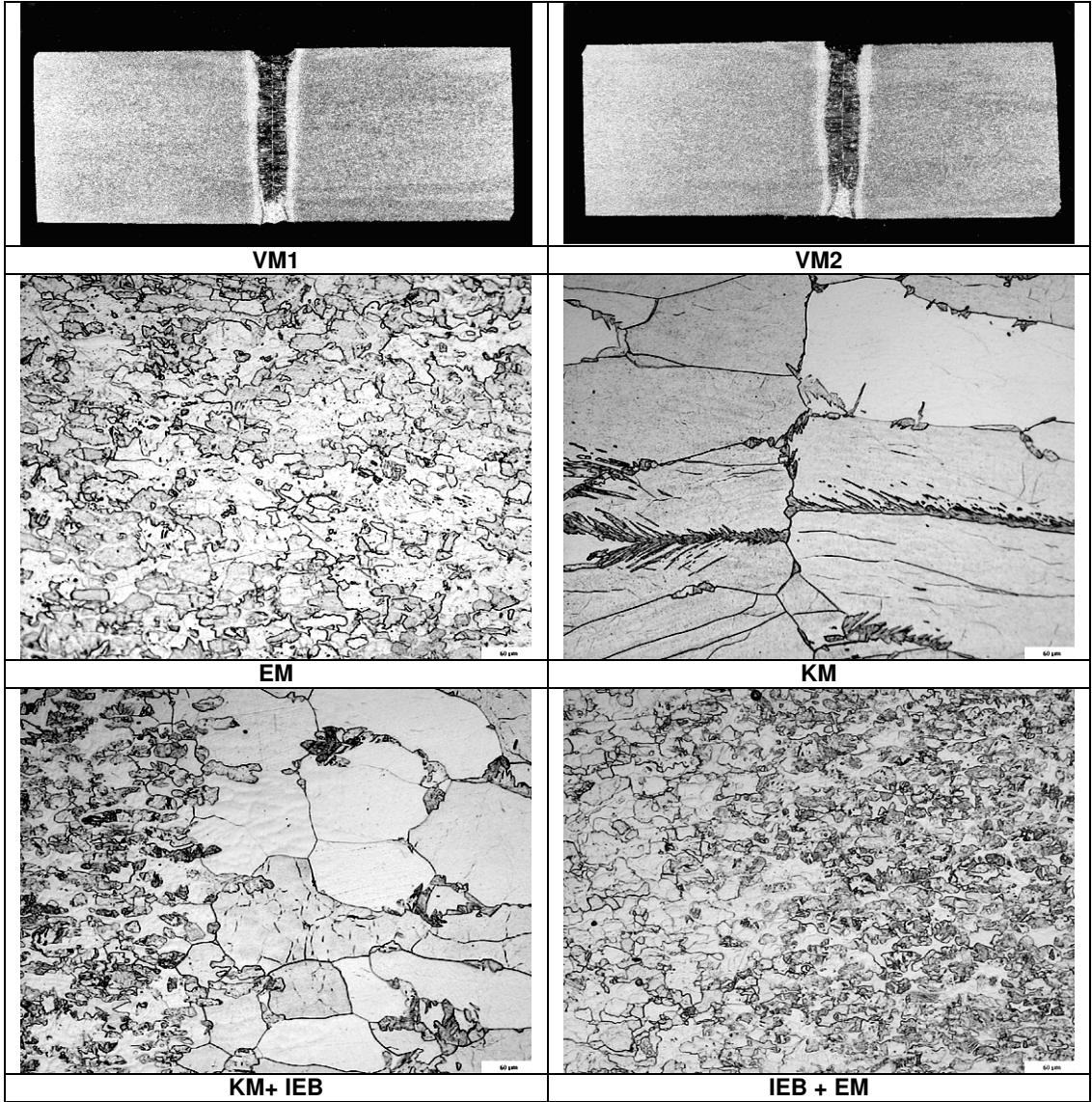
Şekil 6.68: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (E9).

316 tür ek metalle SAW kaynağı yapılan 12 mm kalınlığındaki bağlantının makro ve mikroyapıları aşağıda görülmektedir.



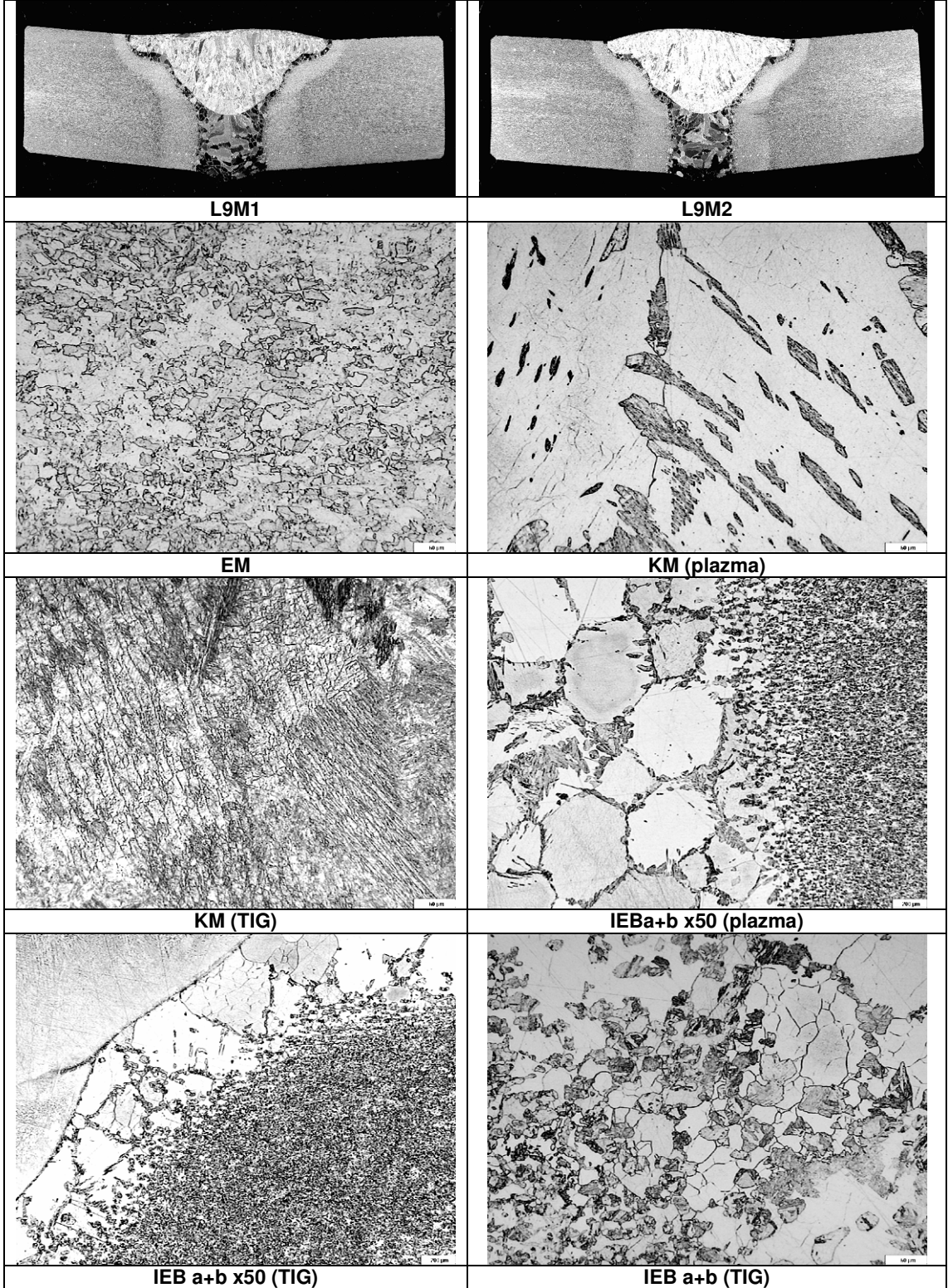
Şekil 6.69: 12 mm kalınlığında 316 tür ek metal ile SAW kaynağı yapılan bağlantının makro ve mikroyapıları (E6).

Ek kaynak metali kullanılmadan 12 mm modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin lazer kaynaklı bağlantılarının makro ve mikroyapıları Şekil 6.70'de verilmektedir.



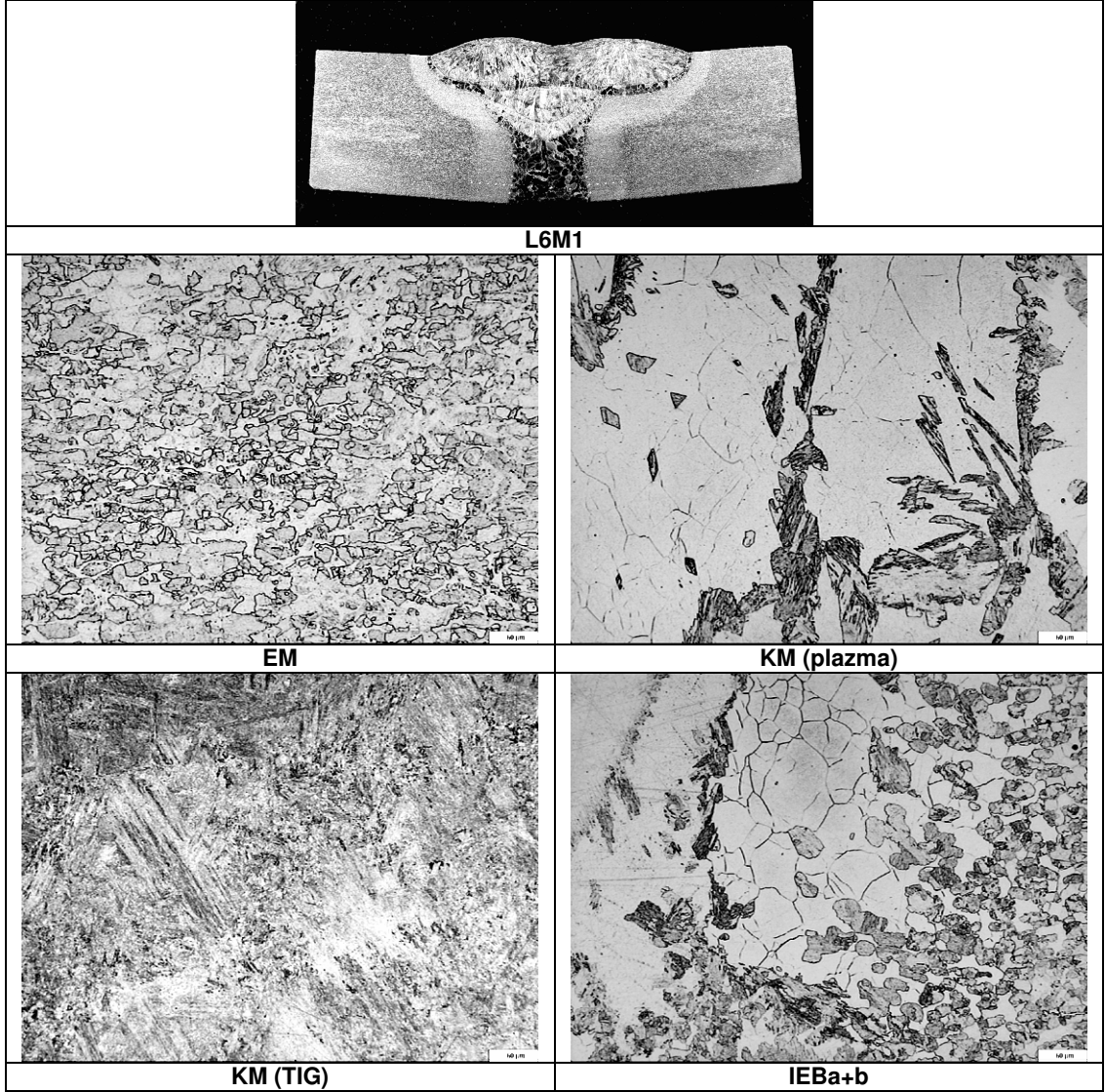
Şekil 6.70: 12 mm kalınlığında modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin ek metal kullanılmadan lazer kaynağı yapılan bağlantılarının makro ve mikroyapıları (V).

309 tür ek metalle hibrid (Plazma+TIG) kaynağı yapılmış olan 12 mm kalınlığındaki modifiye 12%Cr çeliğinin makro ve mikroyapıları aşağıda verilmektedir.



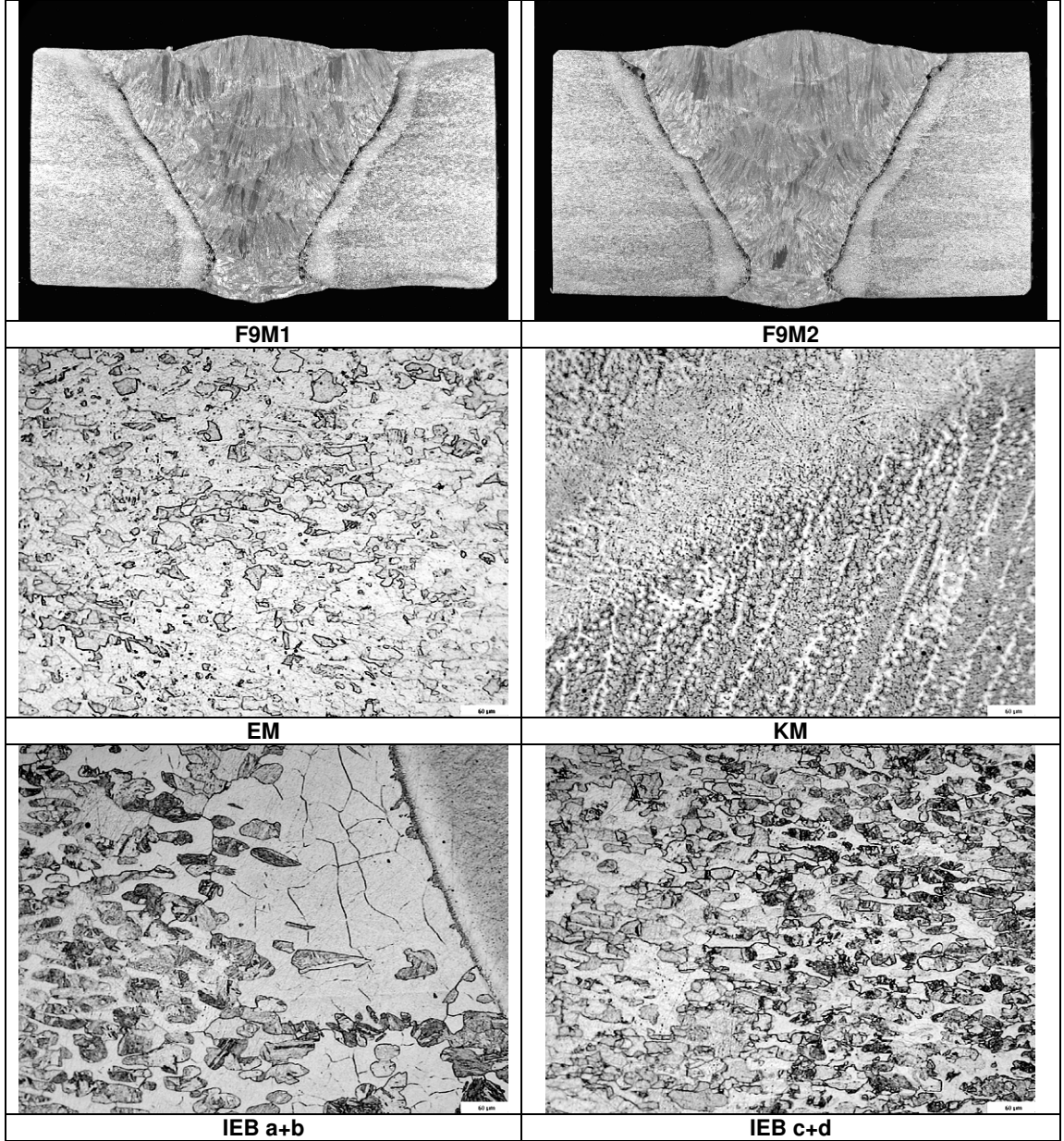
Şekil 6.71: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile hibrid kaynağı yapılan bağlantıların makro ve mikroyapıları (L9).

316 tür ek metalle hibrid kaynağı yapılan modifiye X2CrNi12 paslanmaz çelik bağlantısının makro ve mikroyapıları aşağıdaki şekilde sunulmaktadır.



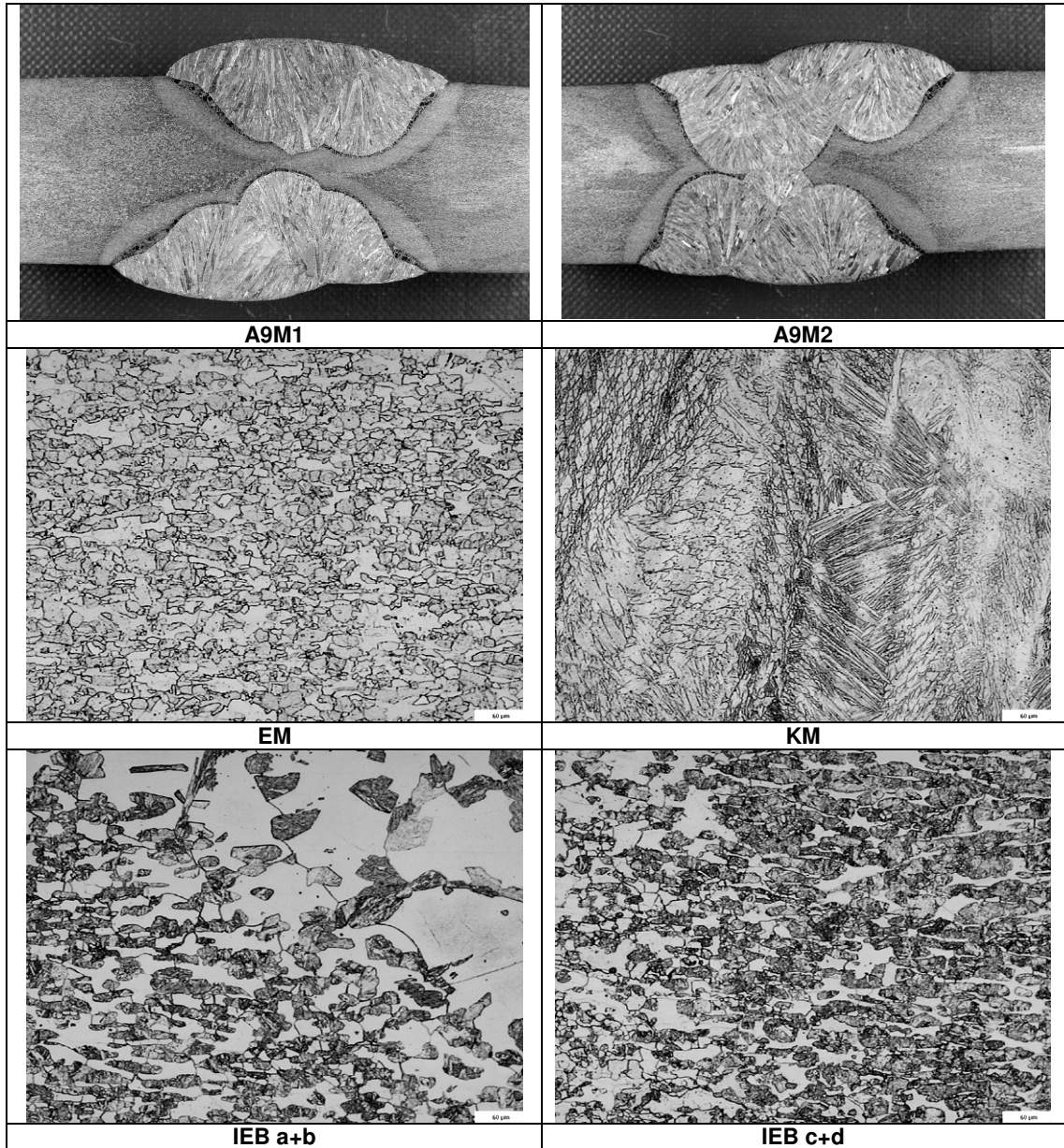
Şekil 6.72: 12 mm kalınlığında 316 tür ek metal ile hibrid kaynağı yapılan bağlantıların makro ve mikroyapıları (L6).

309 tür elektrodlarla FCAW kaynağı yapılan 20 mm kalınlığındaki bağlantının makro ve mikroyapı görüntüleri Şekil 6.73'de verilmektedir.



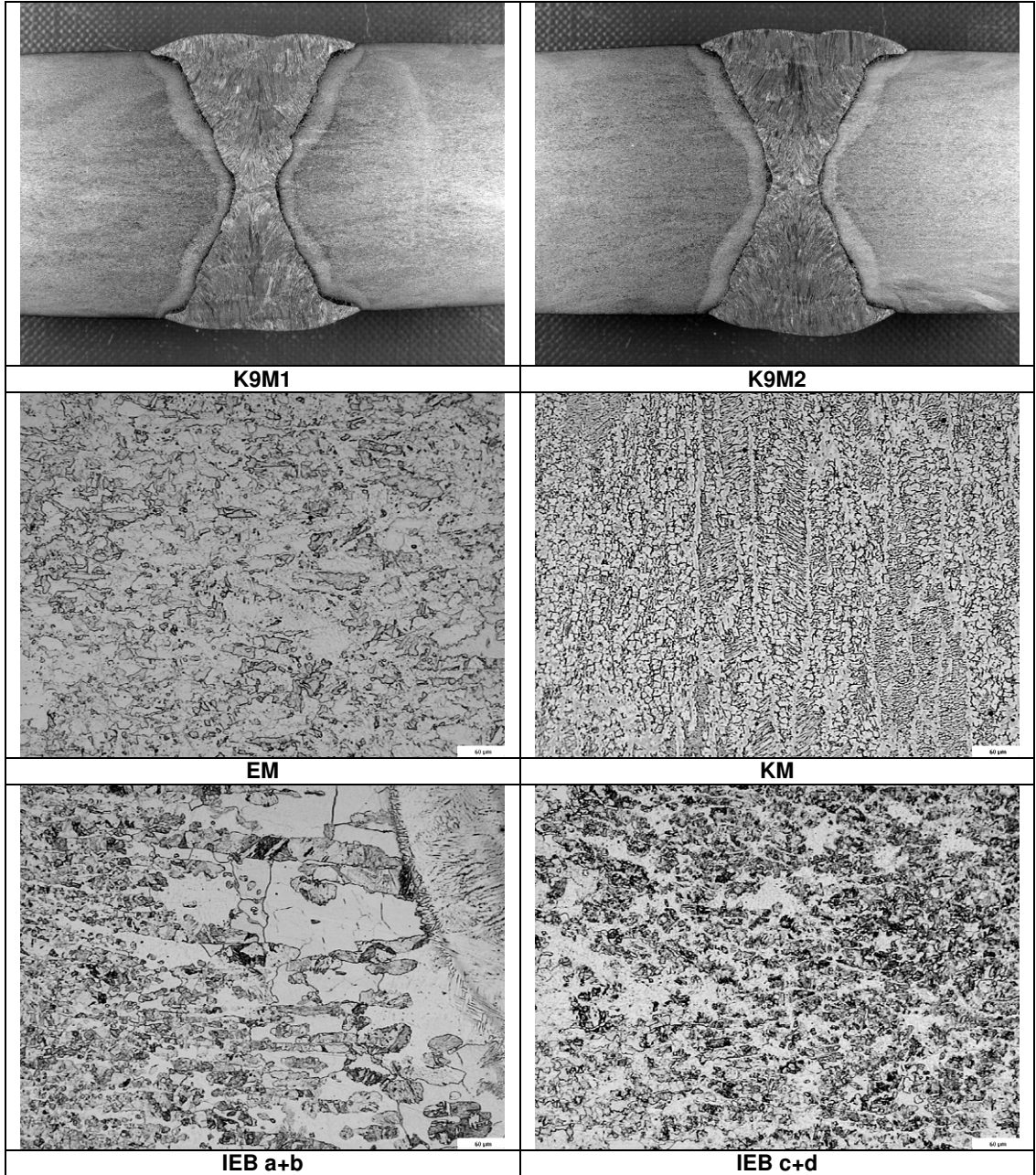
Şekil 6.73: 20 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile FCAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (F9).

Aşağıdaki şekil, 309 tür ek metal ile SAW kaynaklı 20 mm kalınlığındaki bağlantıdan alınan numunelerin makro ve mikroyapılarını göstermektedir.



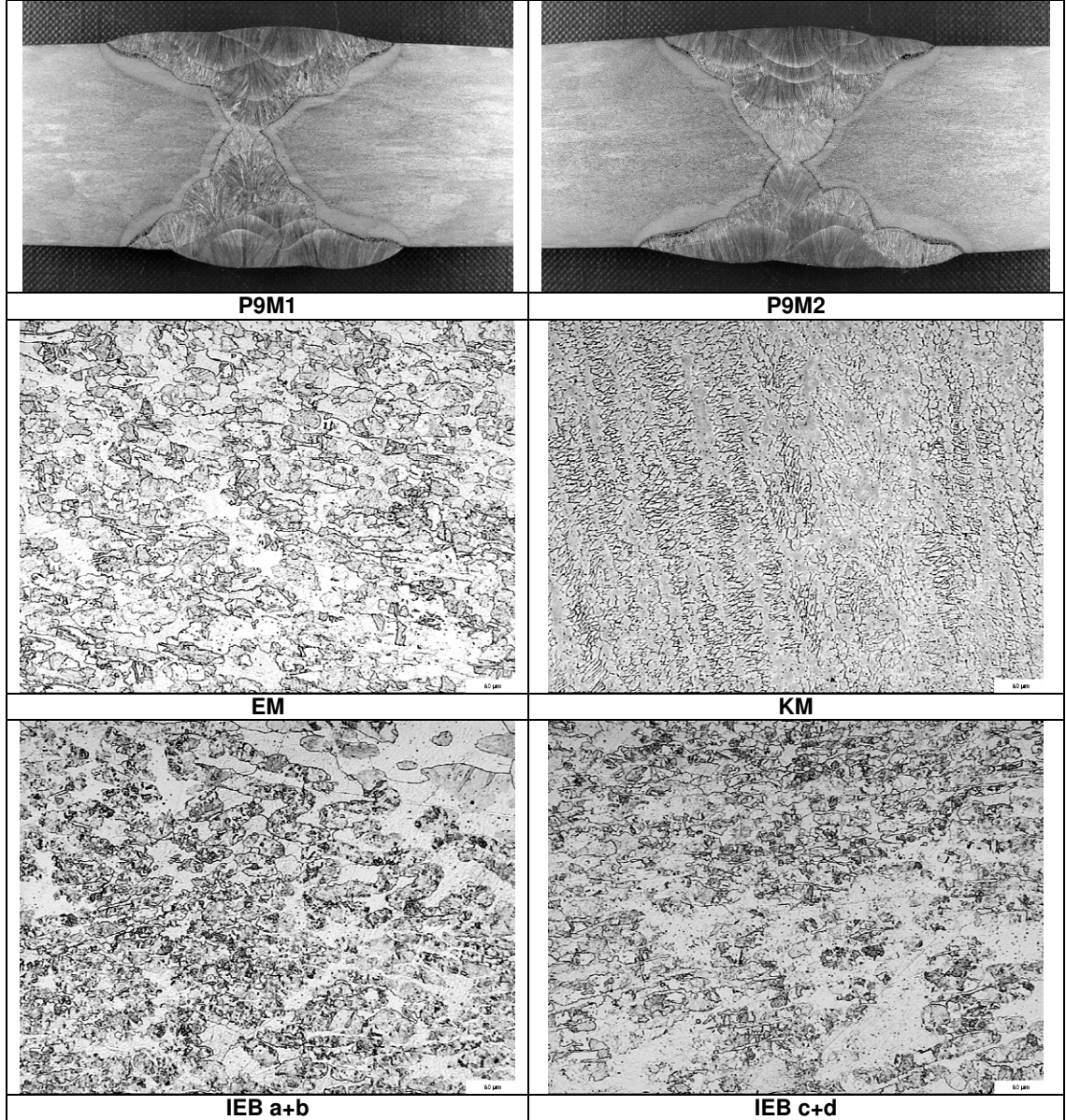
Şekil 6.74: 20 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (A9).

30 mm kalınlığında SMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları aşağıda sunulmaktadır.



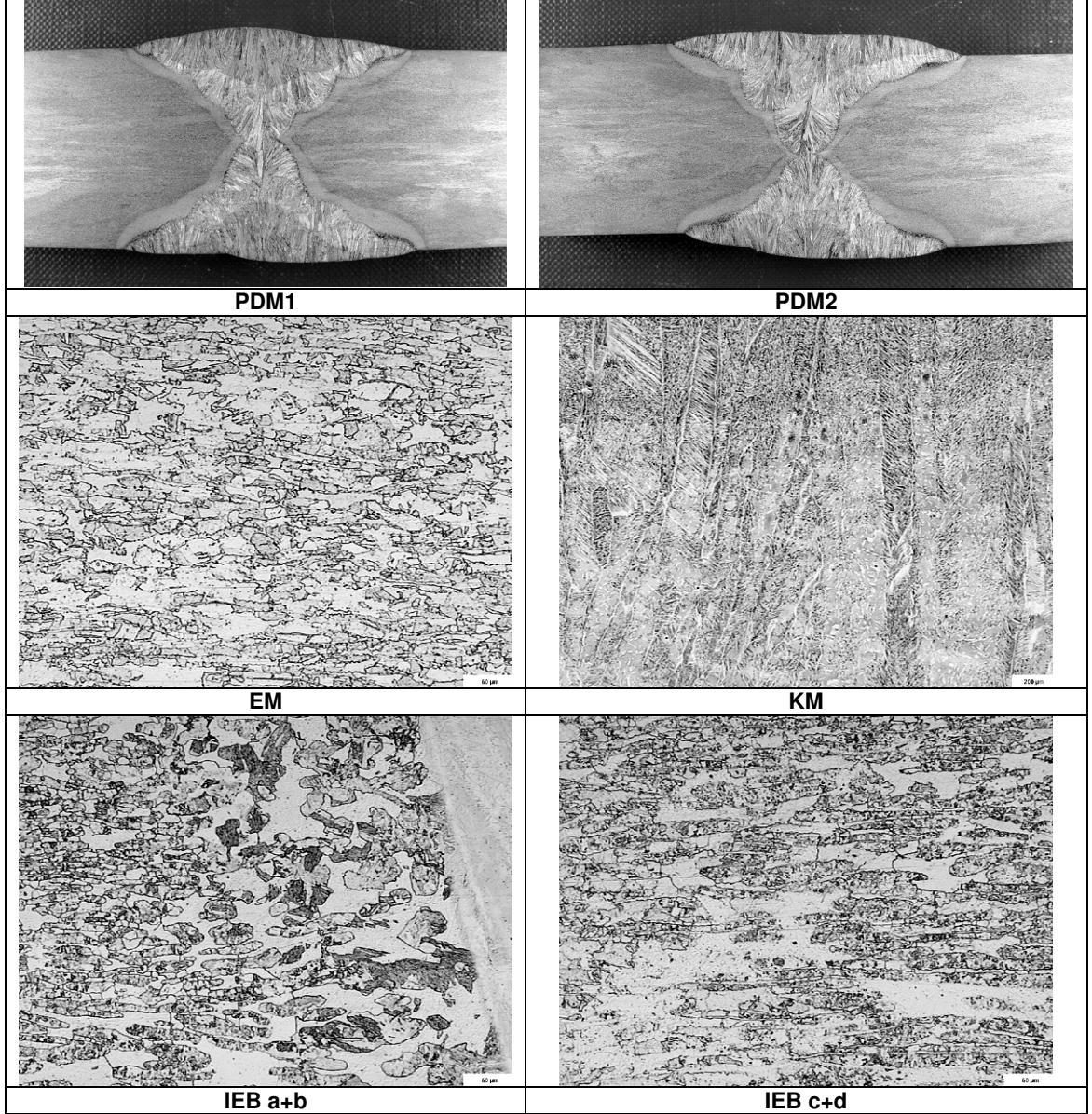
Şekil 6.75: 30 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (K9).

309 tür ek metal kullanılarak SAW kaynağı yapılan 30 mm kalınlığındaki modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin makro ve mikroyapı görüntüleri aşağıdaki şekilde sunulmaktadır.



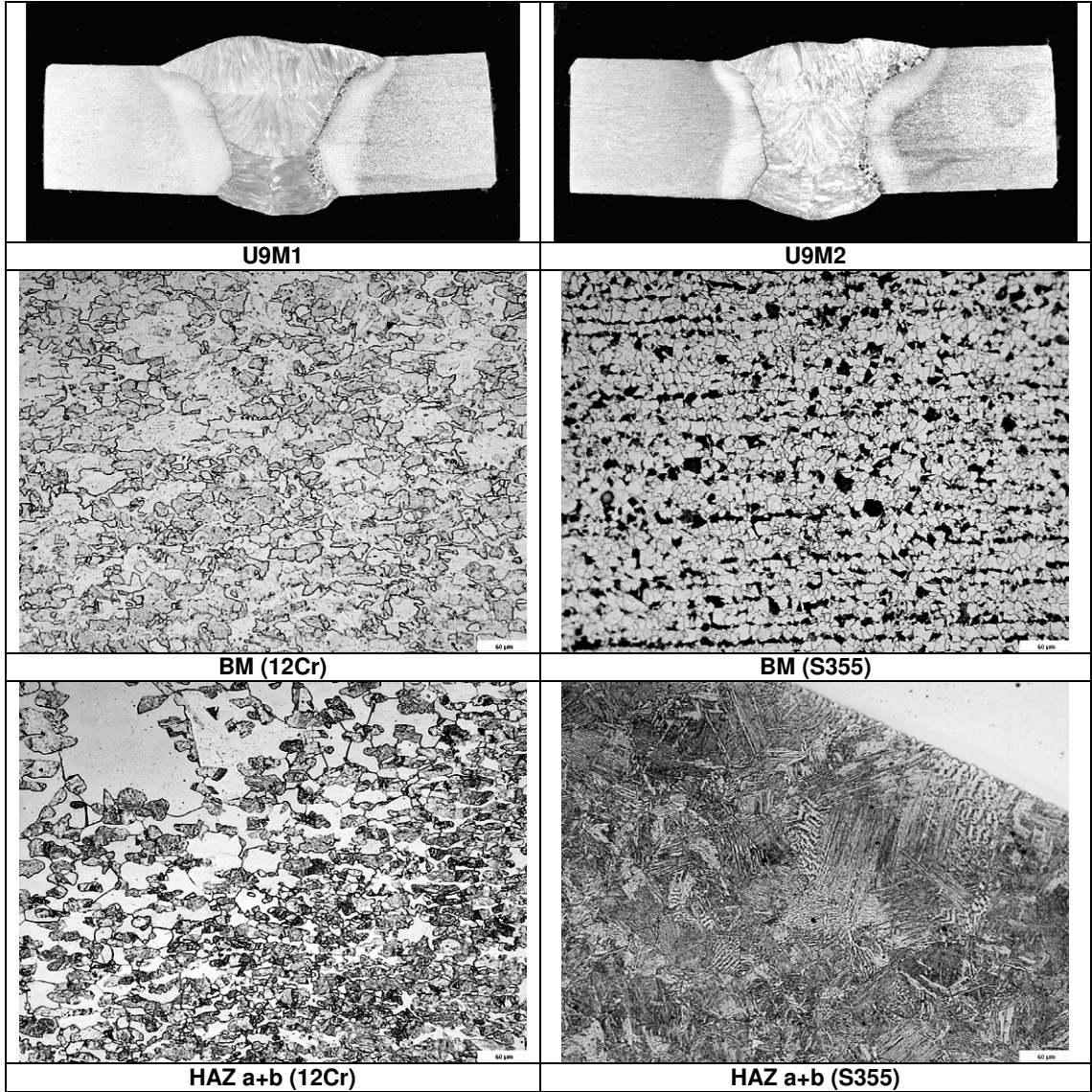
Şekil 6.76: 30 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (P9).

Eş metal SAW kaynaklı 30 mm kalınlığındaki modifiye 12 Cr çeliğinin makro ve mikroyapıları aşağıda verilmektedir.



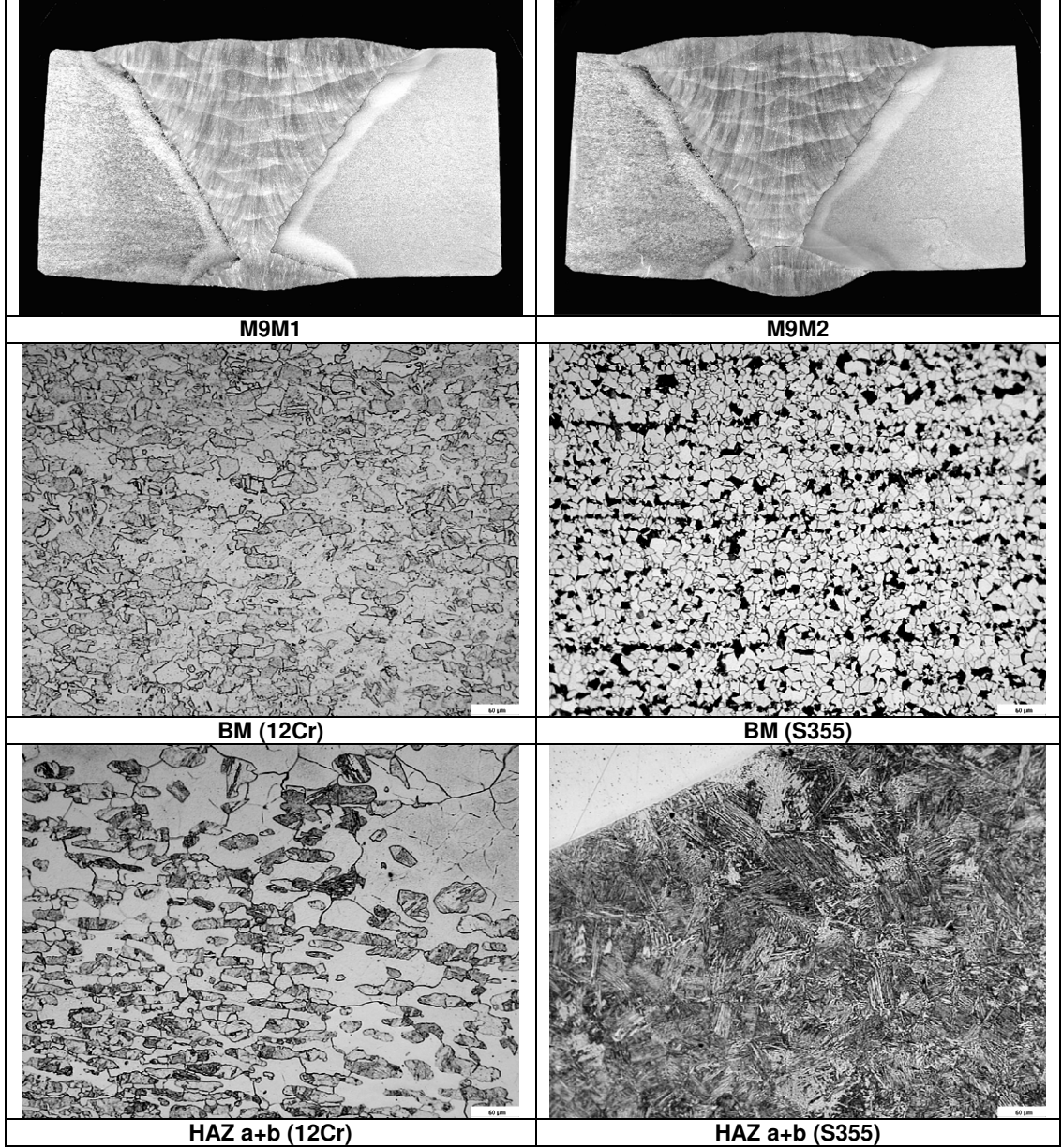
Şekil 6.77: 30 mm kalınlığında duplex tür ek metal ile SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (PD).

12 mm modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve S355 çeliği kullanılarak oluşturulan FCAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları aşağıdaki şekilde gösterilmektedir.



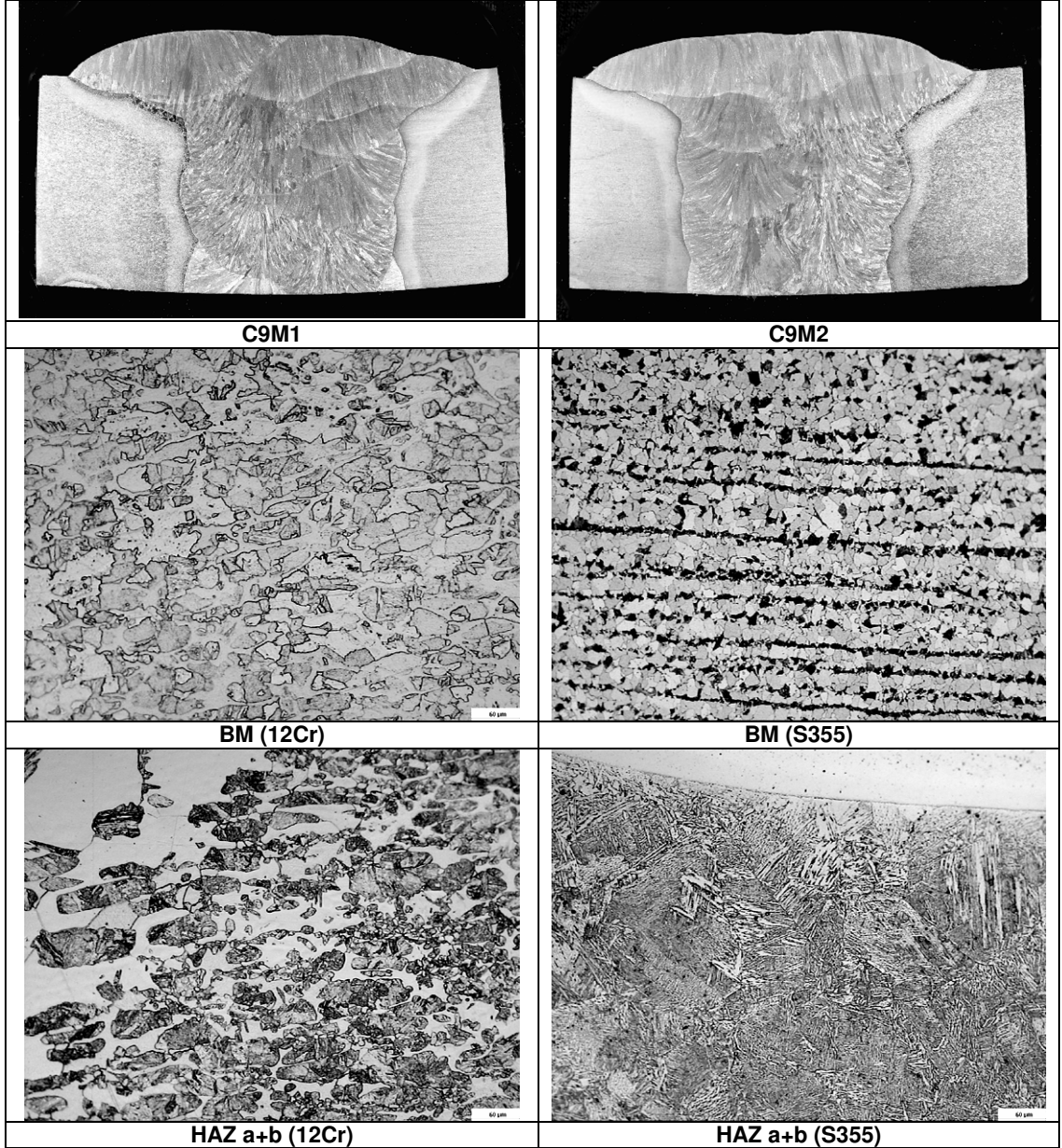
Şekil 6.78: 12 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile farklı metal FCAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (U9).

20 mm kalınlığındaki farklı metal SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları aşağıdaki şekilde sunulmaktadır.



Şekil 6.79: 20 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile farklı metal SMAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (M9).

12 mm kalınlığındaki modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği ve S355 çeliği kullanılarak oluşturulan farklı metal SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları aşağıda verilmektedir.



Şekil 6.80: 20 mm kalınlığında 309 tür ek metal ile farklı metal SAW kaynaklı bağlantının makro ve mikroyapıları (C9).

6.9. Sertlik Deneyi Sonuçları

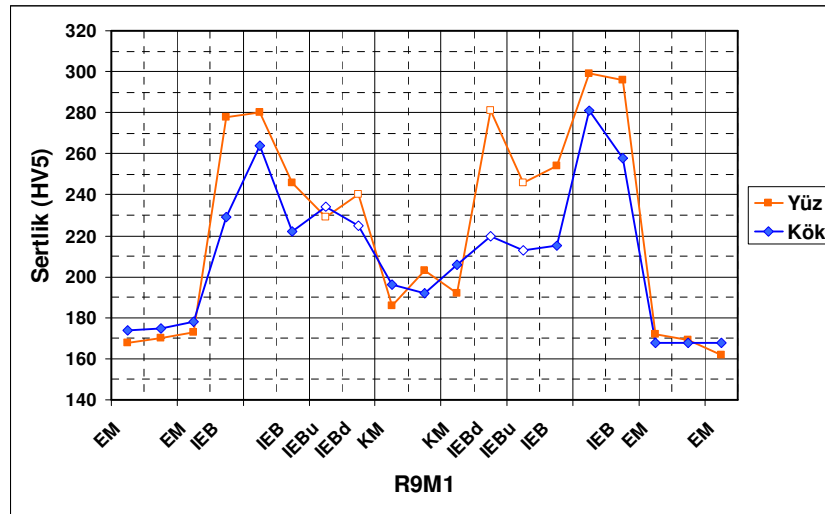
Tüm kaynaklı bağlantılardan alınan makro kesitler üzerinde gerçekleştirilen Vickers sertlik deney sonuçları (HV5) aşağıdaki tablolar ve grafiklerle verilmektedir.

HV5 sonuçlarını gösteren tablolarda KM ve IEB'de ölçülen maksimum değerler koyu renkte gösterilmiştir. Parantez içindeki değerler IEB sağ ve sol taraflarında 0,7 mm aşağıda ve yukarıda ölçülen değerleri göstermektedir. İlgili grafiklerdeki açık sembollerle gösterilen ifadeler de bu değerleri vermektedir.

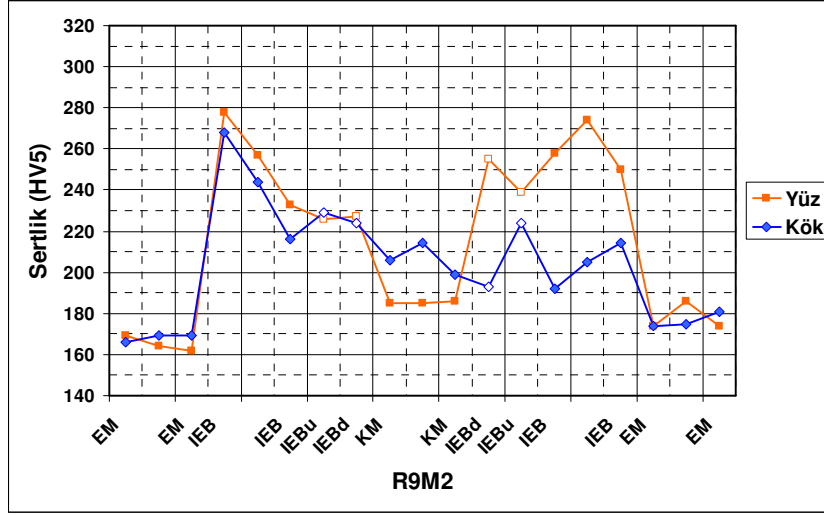
Aşağıda, 6 mm kalınlığında GMAW kaynaklı bağlantılardan alınan makro kesitler üzerindeki HV5 taraması sonucu elde edilen değerler, tablo ve grafik halinde sunulmaktadır.

Tablo 6.48: R9M1 ve R9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
R9M1	Yüz	168-170-173	278-280-246(-229-240)	186-203-192	(281-246)-254-299-296	172-169-162
	Kök	174-175-178	229-264-222(-234-225)	196-192-206	(220-213)-215-281-258	168-168-168
R9M2	Yüz	169-164-162	278-257-233(-226-227)	185-185-186	(255-239)-258-274-250	174-186-174
	Kök	166-169-169	268-244-216(-229-224)	206-214-199	(193-224)-192-205-214	174-175-181



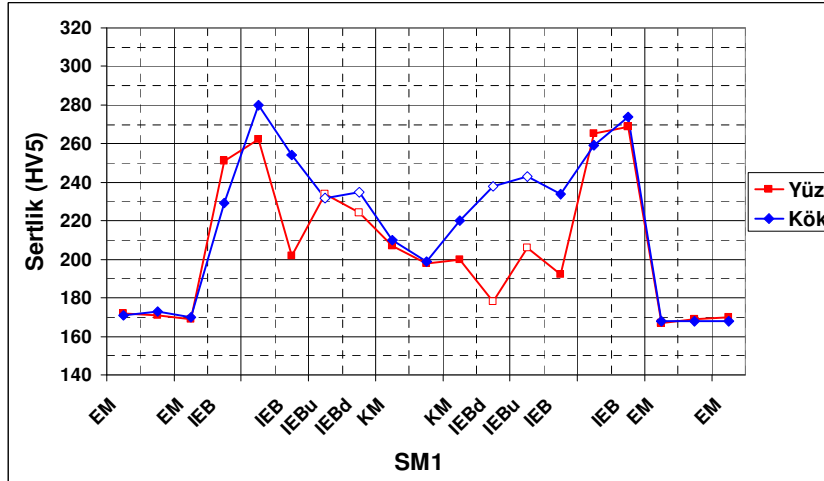
Şekil 6.81: R9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



Şekil 6.82: R9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.49: SM1 kodlu numunenin HV5 değerleri.

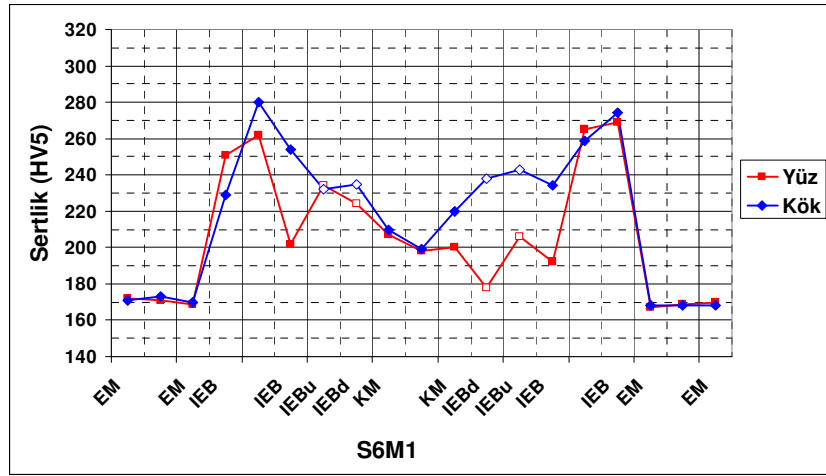
Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
SM1	Yüz	172-171-169	251-262-202(-234-224)	207-198-200	(178-206)-192-265-269	167-169-170
	Kök	171-173-170	229-280-254(-232-235)	210-199-220	(238-243)-235-259-274	168-168-168



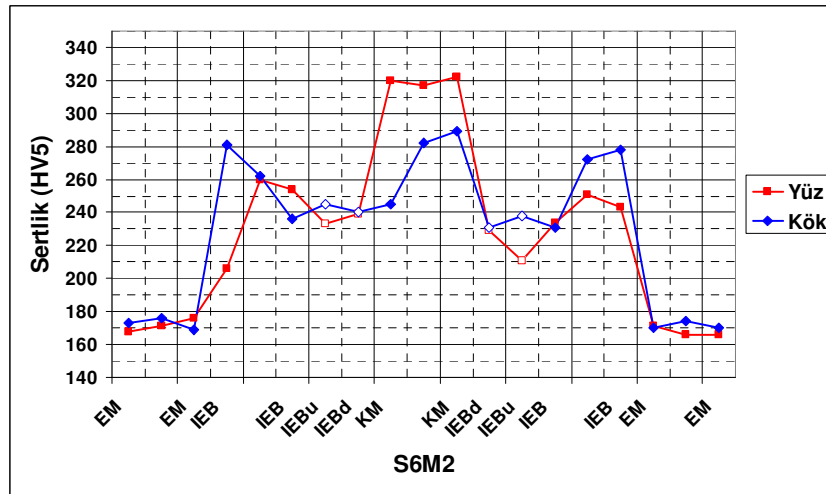
Şekil 6.83: SM1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.50: S6M1 ve S6M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
S6M1	Yüz	171-168-162	278-283-244(-216-246)	332-328-315	(214-204)-227-249-258	167-169-170
	Kök	172-166-166	277-281-200(-208-229)	345-319-334	(229-212)-229-265-268	169-171-169
S6M2	Yüz	168-171-176	206-260-254(-233-239)	320-317-322	(229-211)-234-251-243	171-166-166
	Kök	173-176-169	281-262-236(-245-240)	245-282-289	(231-238)-231-272-278	170-174-170



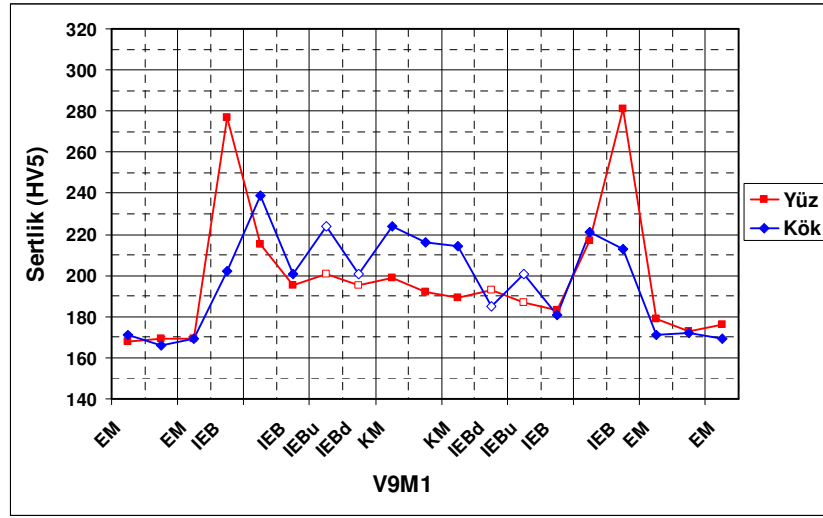
Şekil 6.84: S6M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



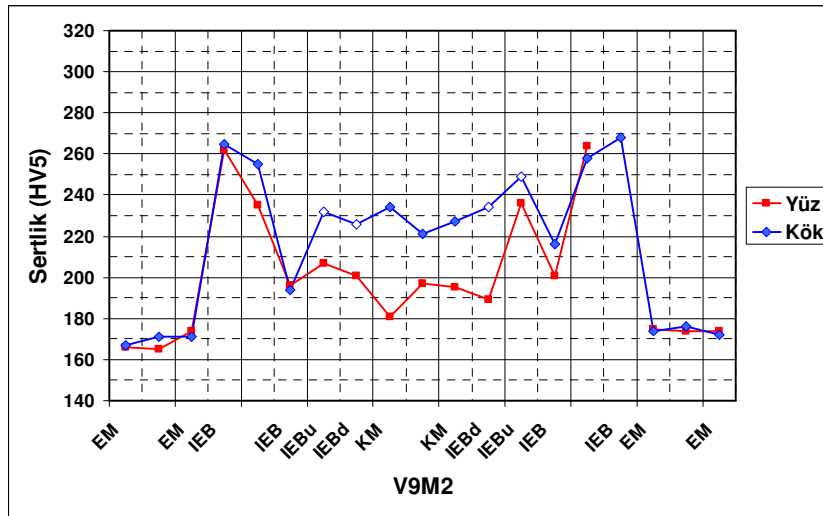
Şekil 6.85: S6M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.51: V9M1 ve V9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
V9M1	Yüz	168-169-169	277-215-195(-201-195)	199-192-189	(193-187-)183-217-281	179-173-176
	Kök	171-166-169	202-239-201(-224-201)	224-216-214	(185-201-)181-221-213	171-172-169
V9M2	Yüz	166-165-174	262-235-196(-207-201)	181-197-195	(189-236-)201-264	175-175-174
	Kök	167-171-171	265-255-194(-232-226)	234-221-227	(234-249-)216-258-268	174-176-172



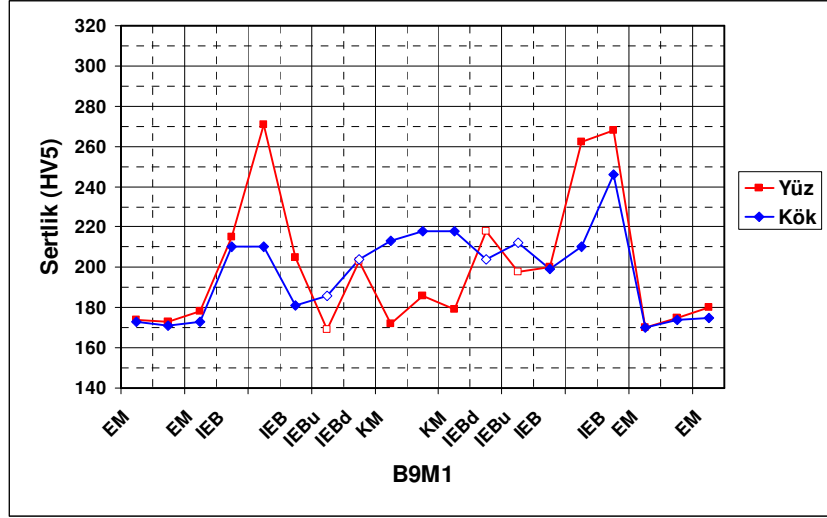
Şekil 6.86: V9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



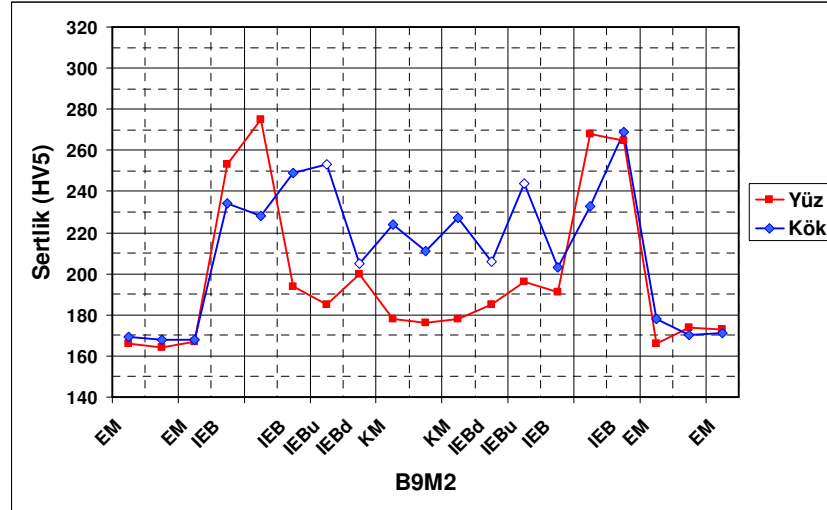
Şekil 6.87: V9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.52: B9M1 ve B9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
B9M1	Yüz	174-173-178	215-271-205(-169-203)	172-186-179	(218-198)-200-262-268	170-175-180
	Kök	173-171-173	210-181(-186-204)	213-218-218	(204-212)-199-210	170-174-175
B9M2	Yüz	166-164-167	253-275-194(-185-200)	178-176-178	(185-196-)191-268-265	166-174-173
	Kök	169-168-168	234-228-249(-253-205)	224-211-227	(206-244-)203-233-269	178-170-171



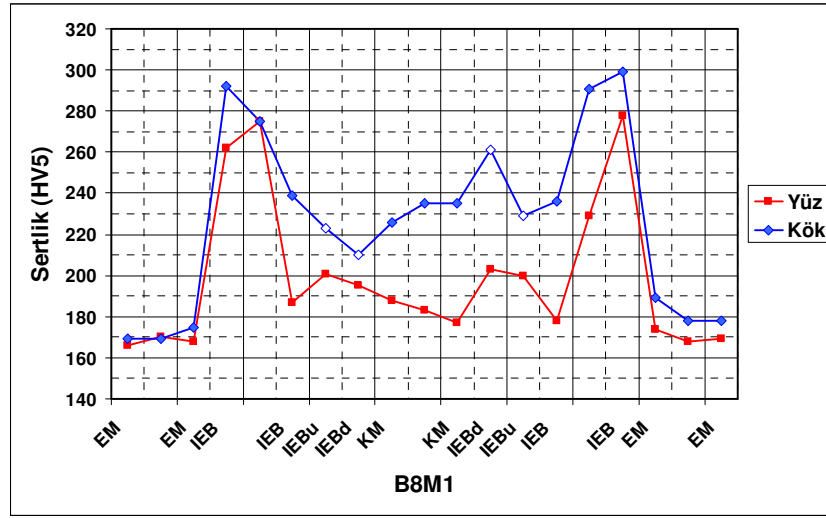
Şekil 6.88: B9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



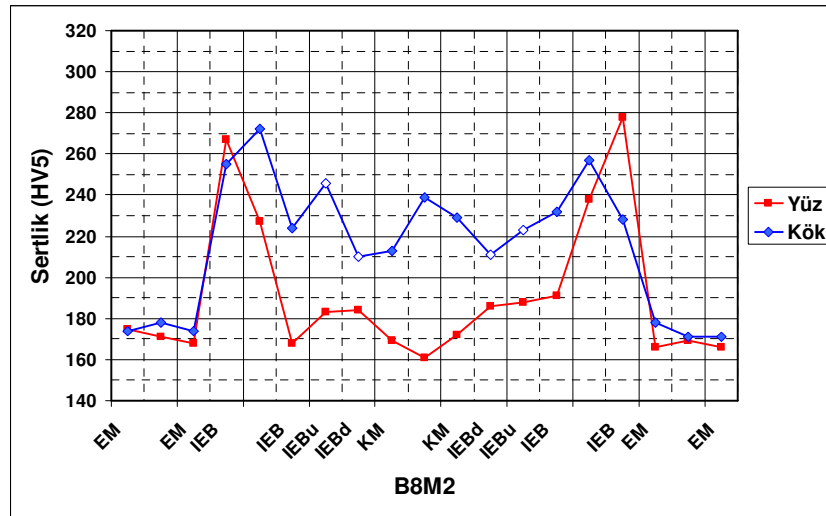
Şekil 6.89: B9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.53: B8M1 ve B8M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
B8M1	Yüz	166-170-168	262-275-187(-201-195)	188-183-177	(203-200)-178-229-278	174-168-169
	Kök	169-169-175	292-275-239(-223-210)	226-235-235	(261-229)-236-291-299	189-178-178
B8M2	Yüz	175-171-168	267-227-168(-183-184)	169-161-172	(186-188)-191-238-278	166-169-166
	Kök	174-178-175	255-272-224(-246-210)	213-239-229	(211-223)-232-257-228	178-171-171



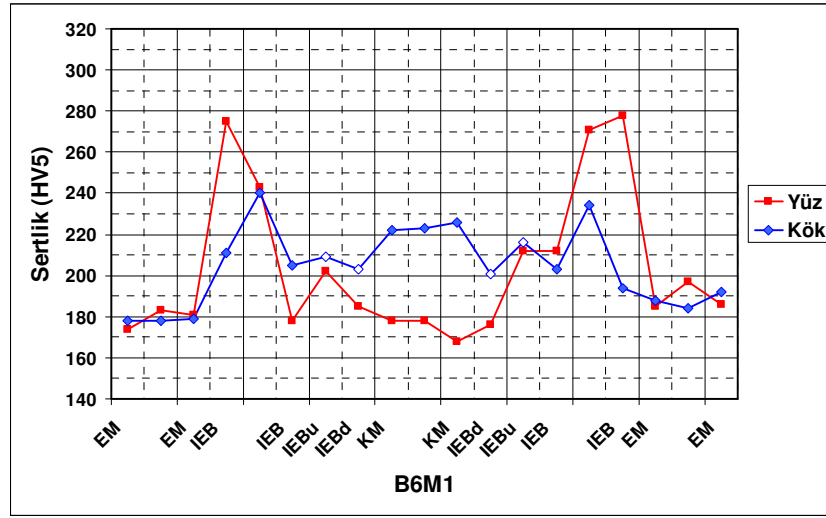
Şekil 6.90: B8M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



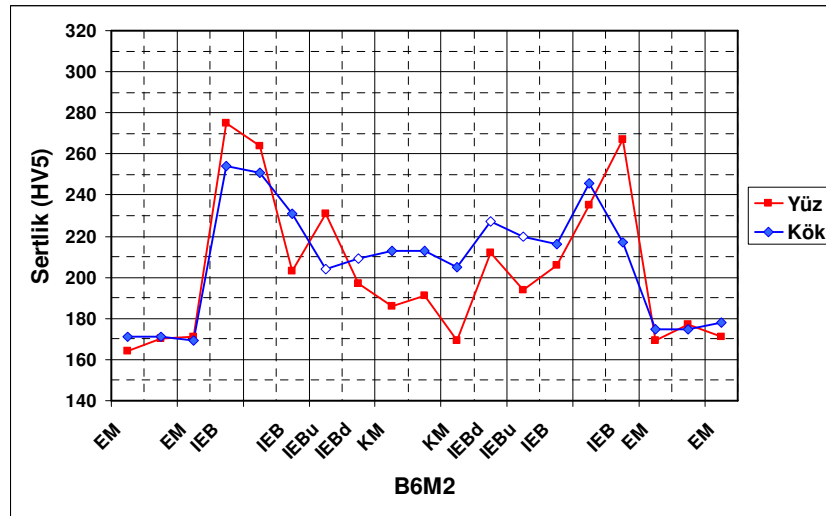
Şekil 6.91: B8M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.54: B6M1 ve B6M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
B6M1	Yüz	174-183-181	275-243-178(-202-185)	178-178-168	(176-212)-212-271-278	185-197-186
	Kök	178-178-179	211-240-205(-209-203)	222-223-226	(201-216)-203-234-194	188-184-192
B6M2	Yüz	164-170-171	275-264-203(-231-197)	186-191-169	(212-194-)206-235-267	169-177-171
	Kök	171-171-169	254-251-231(-204-209)	213-213-205	(227-220-)216-246-217	175-175-178



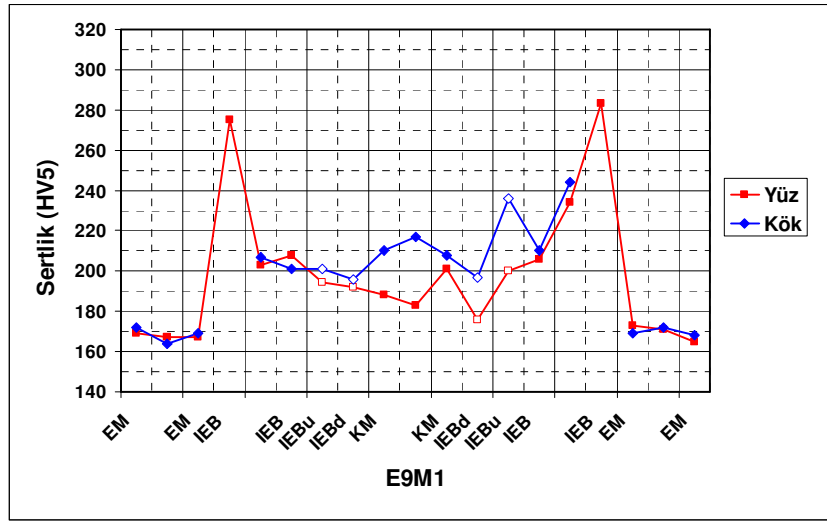
Şekil 6.92: B6M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



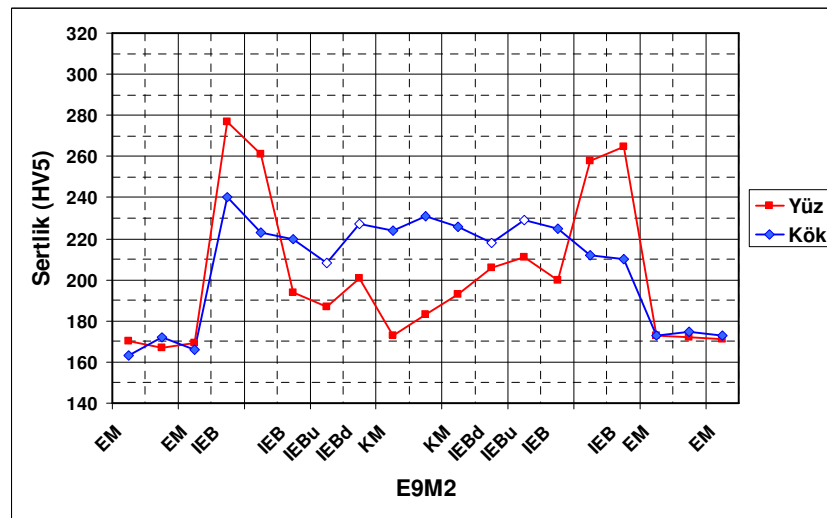
Şekil 6.93: B6M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.55: E9M1 ve E9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
E9M1	Yüz	169-167-167	275-203-208(-195-192)	188-183-201	(176-200-)206-234-283	173-171-165
	Kök	172-164-169	207-201(-201-196)	210-217-208	(197-236-)210-244	169-172-168
E9M2	Yüz	170-167-169	277-261-194(-187-201)	173-183-193	(206-211)-200-258-265	173-172-171
	Kök	163-172-166	240-223-220(-208-227)	224-231-226	(218-229)-225-212-210	173-175-173



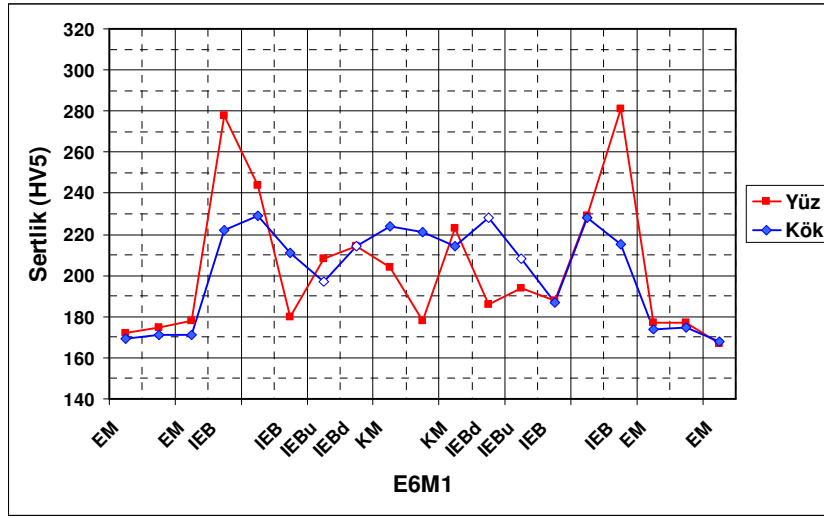
Şekil 6.94: E9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



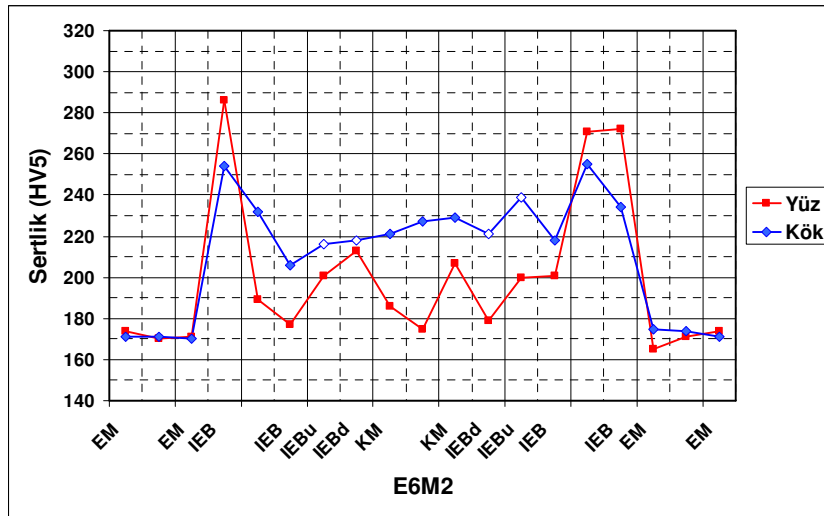
Şekil 6.95: E9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.56: E6M1 ve E6M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
E6M1	Yüz	172-175-178	278-244-180(-208-214)	204-178-223	(186-194-)188-229-281	177-177-167
	Kök	169-171-171	222-229-211(-197-214)	224-221-214	(228-208-)187-228-215	174-175-168
E6M2	Yüz	174-170-171	286-189-177(-201-213)	186-175-207	(179-200)-201-271-272	165-171-174
	Kök	171-171-170	254-232-206(-216-218)	221-227-229	(221-239)-218-255-234	175-174-171



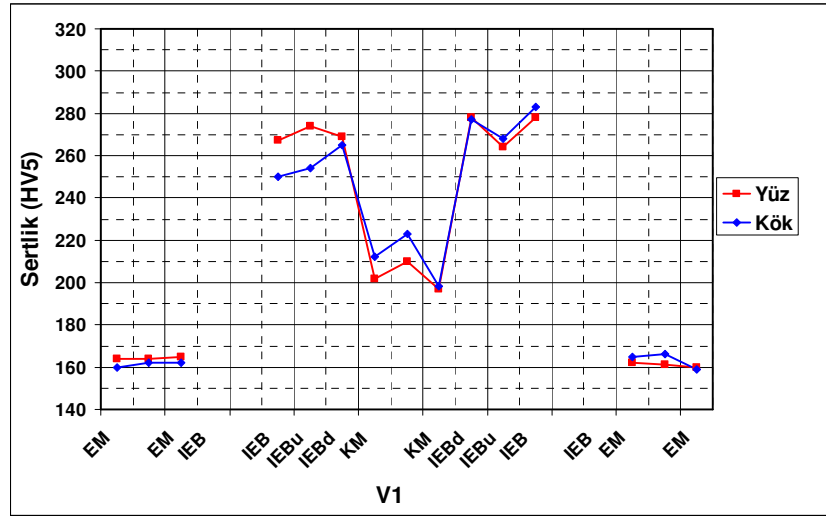
Şekil 6.96: E6M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



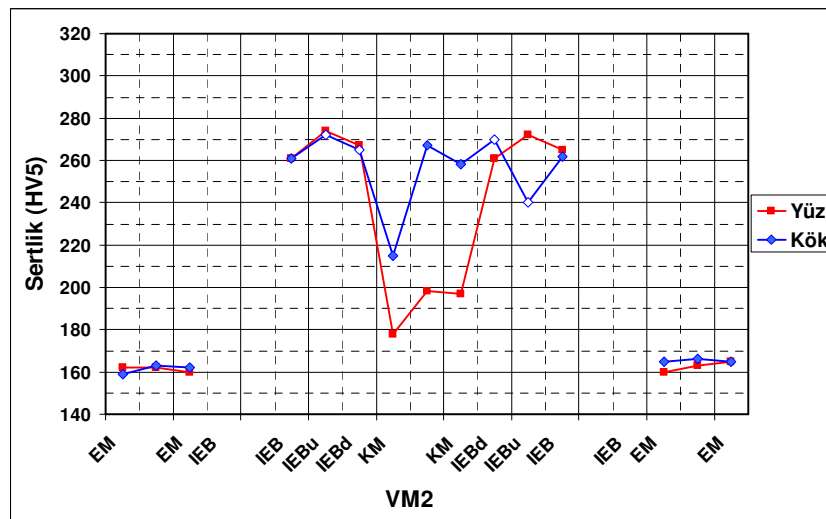
Şekil 6.97: E6M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.57: VM1 ve VM2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
VM1	Yüz	164-164-165	267(-274-269)	202-210-197	(278-264)-278	162-161-160
	Kök	160-162-162	250(-254-265)	212-223-198	(277-268)-283	165-166-159
VM2	Yüz	162-162-160	261(-274-267)	178-198-197	(261-272)-265	160-163-165
	Kök	159-163-162	261(-272-265)	215-267-258	(270-240)-262	165-166-165



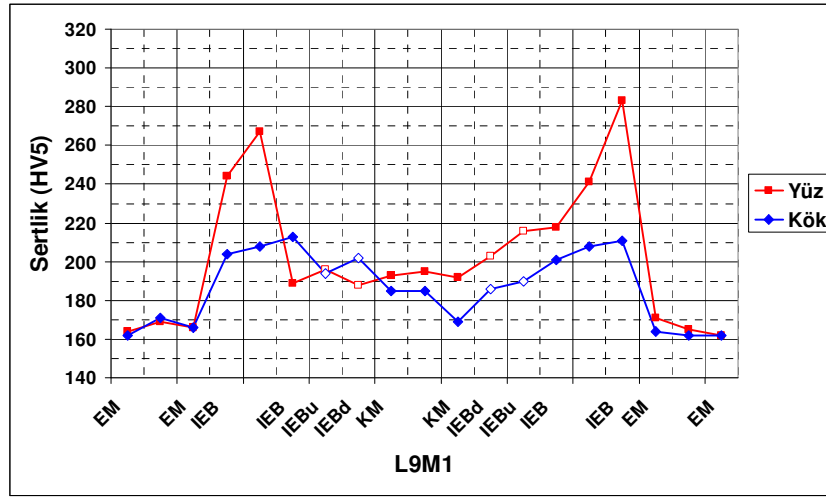
Şekil 6.98: VM1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



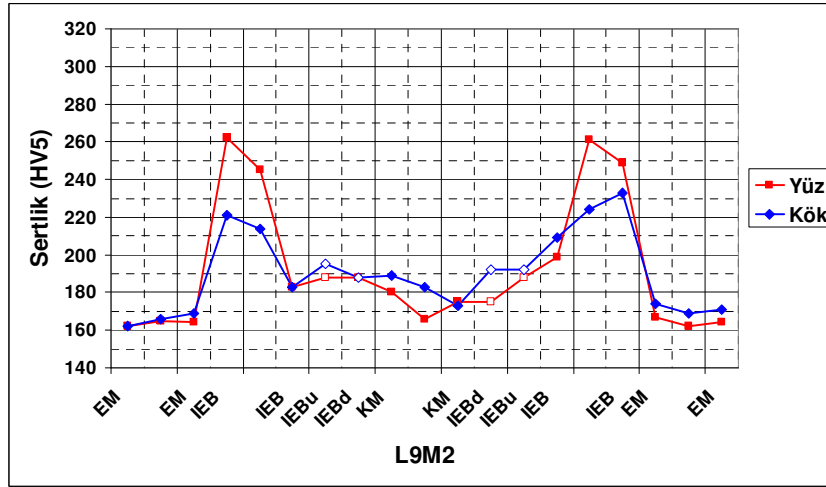
Şekil 6.99: VM2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.58: L9M1 ve L9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
L9M1	Yüz	164-169-166	244-267-189-(196-188)	193-195-192	(203-216)-218-241-283	171-165-162
	Kök	162-171-166	204-208-213-(194-202)	185-185-169	(186-190)-201-208-211	164-162-162
L9M2	Yüz	162-165-164	262-245-183-(188-188)	180-166-175	(175-188)-199-261-249	167-162-164
	Kök	162-166-169	221-214-183-(195-188)	189-183-173	(192-192)-209-224-233	174-169-171



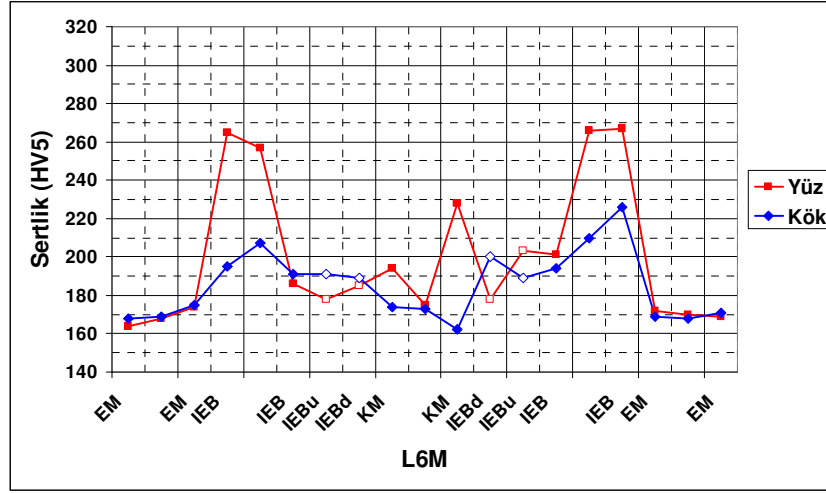
Şekil 6.100: L9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



Şekil 6.101: L9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.59: L6M kodlu numunenin HV5 değerleri.

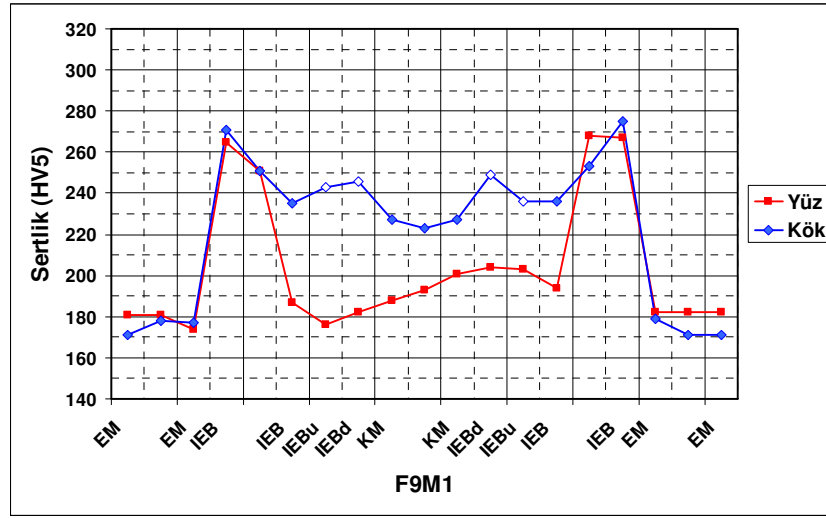
Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
L6M	Yüz	164-168-174	265-257-186-(178-185)	194-175-228	(178-203)-201-266-267	172-170-169
	Kök	168-169-175	195-207-191-(191-189)	174-173-162	(200-189)-194-210-226	169-168-171



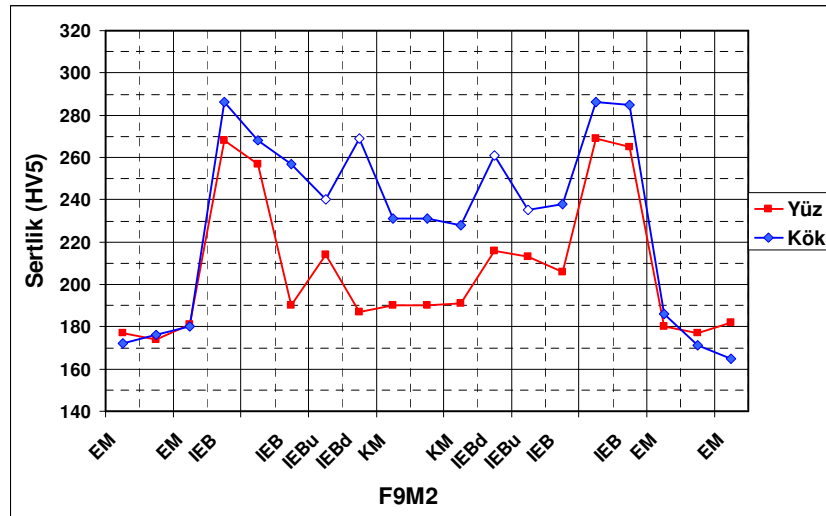
Şekil 6.102: L6M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.60: F9M1 ve F9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
F9M1	Yüz	181-181-174	265-251-187(-176-182)	188-193-201	(204-203)-194-268-267	182-182-182
	Kök	171-178-177	271-251-235(-243-246)	227-223-227	(249-236)-236-253-275	179-171-171
F9M2	Yüz	177-174-181	268-257-190(-214-187)	190-190-191	(216-213)-206-269-265	180-177-182
	Kök	172-176-180	286-268-257(-240-269)	231-231-228	(261-235)-238-286-285	186-171-165



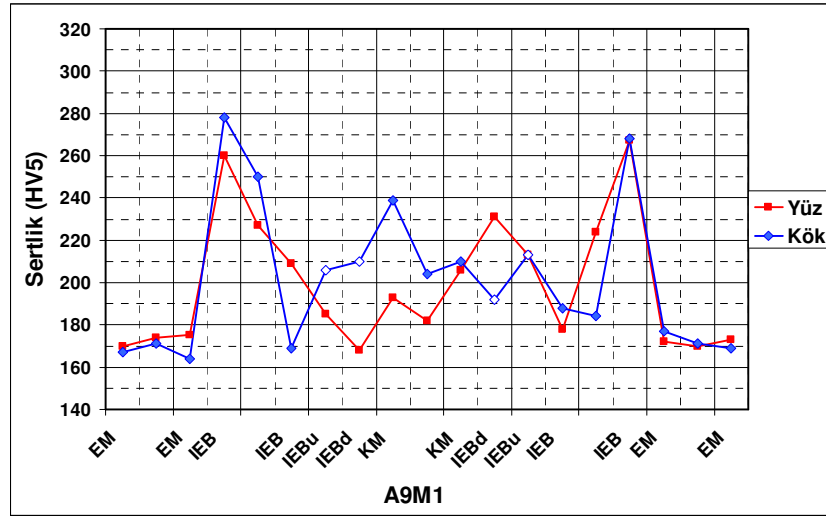
Şekil 6.103: F9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



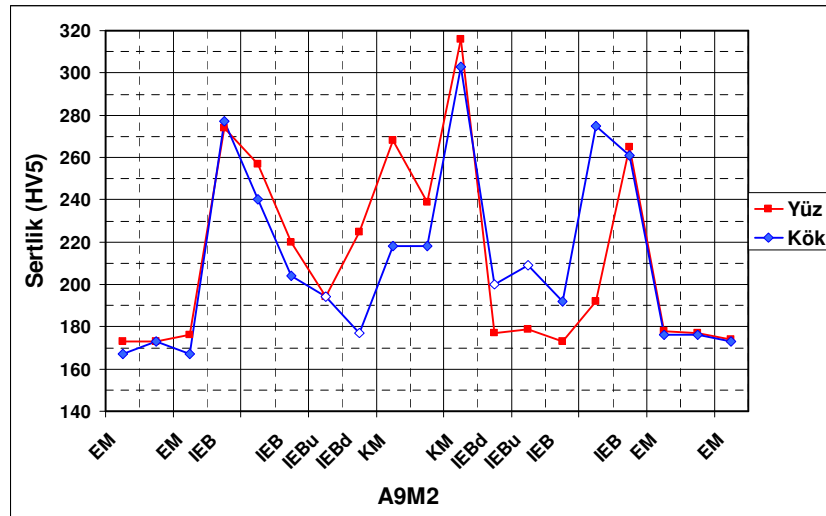
Şekil 6.104: F9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.61: A9M1 ve A9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
A9M1	Yüz 1	170-174-175	260-227-209(-184-168)	193-182-206	(231-213-)178-224-267	172-170-173
	Yüz 2	167-171-164	278-250-169(-206-210)	239-204-210	(192-213-)188-184-268	177-171-169
A9M2	Yüz 1	173-173-176	274-257-220(-194-225)	268-239-320	(177-179-)173-192-265	178-177-174
	Yüz 2	167-173-167	277-240-204(-194-177)	218-218-303	(200-209-)192-275-261	176-176-173



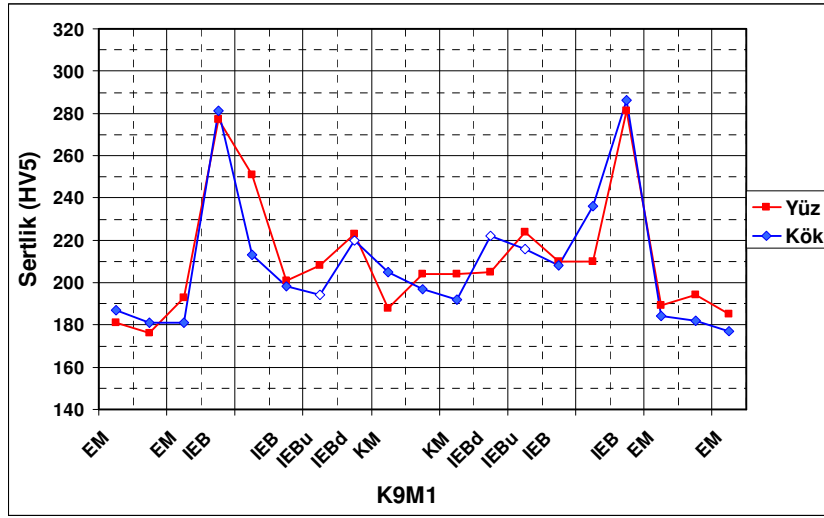
Şekil 6.105: A9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



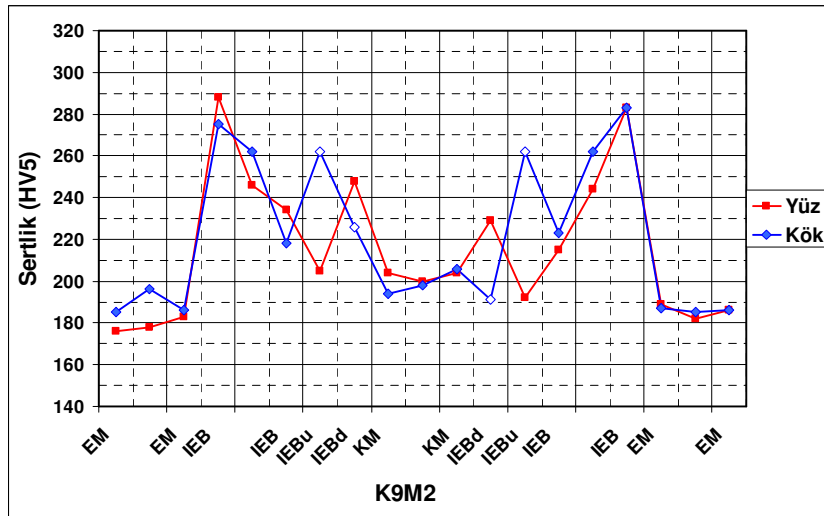
Şekil 6.106: A9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.62: K9M1 ve K9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
K9M1	Yüz 1	181-176-193	277-251-201(-208-223)	188-204-204	(205-224-)210-210-281	189-194-185
	Yüz 2	187-181-181	281-213-198(-194-220)	205-197-192	(222-216-)208-236-286	184-182-177
K9M2	Yüz 1	176-178-183	288-246-234(-205-248)	204-200-204	(229-192-)215-244-283	189-182-186
	Yüz 2	185-196-186	275-262-218(-262-226)	194-198-206	(191-262-)223-262-283	187-185-186



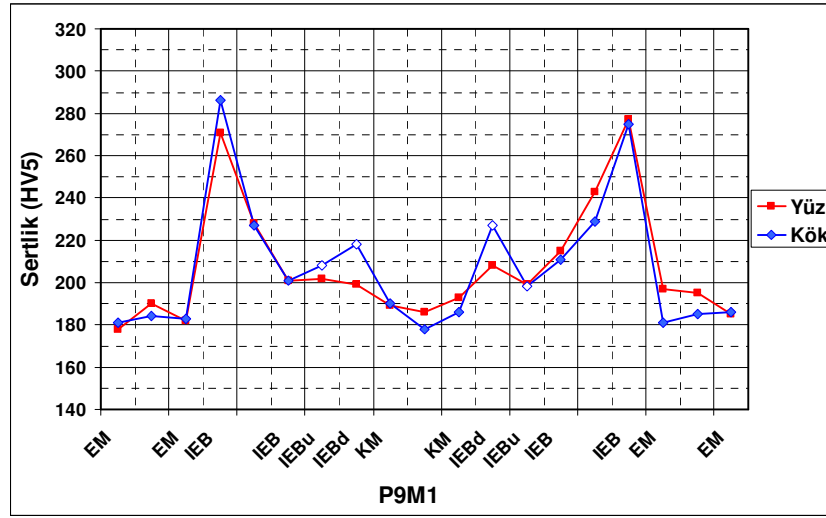
Şekil 6.107: K9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



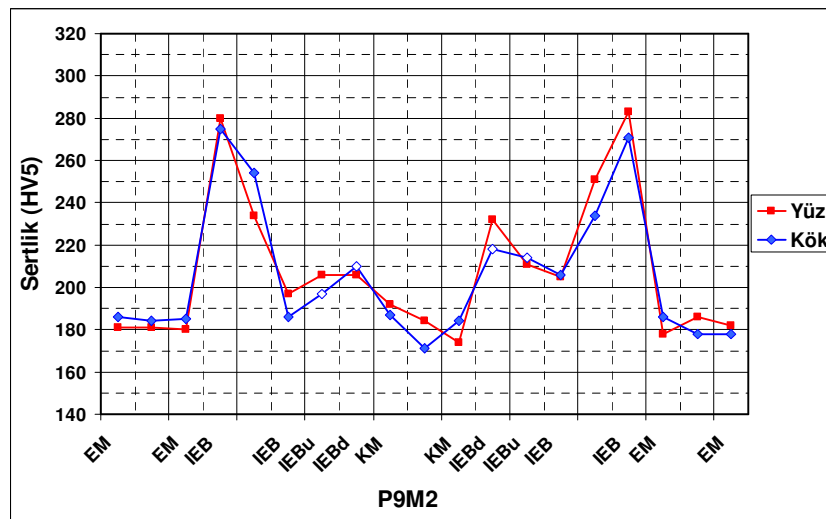
Şekil 6.108: K9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.63: P9M1 ve P9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
P9M1	Yüz 1	178-190-182	271-228-201(-202-199)	189-186-193	(208-199-)215-242-277	197-195-185
	Yüz 2	181-184-183	286-227-201(-208-218)	190-178-186	(227-198-)211-229-275	181-184-186
P9M2	Yüz 1	181-181-180	280-234-197(-206-206)	192-184-174	(232-211-)205-251-283	178-186-182
	Yüz 2	186-184-184	275-254-186(-200-210)	187-171-184	(218-214-)206-234-271	186-178-178



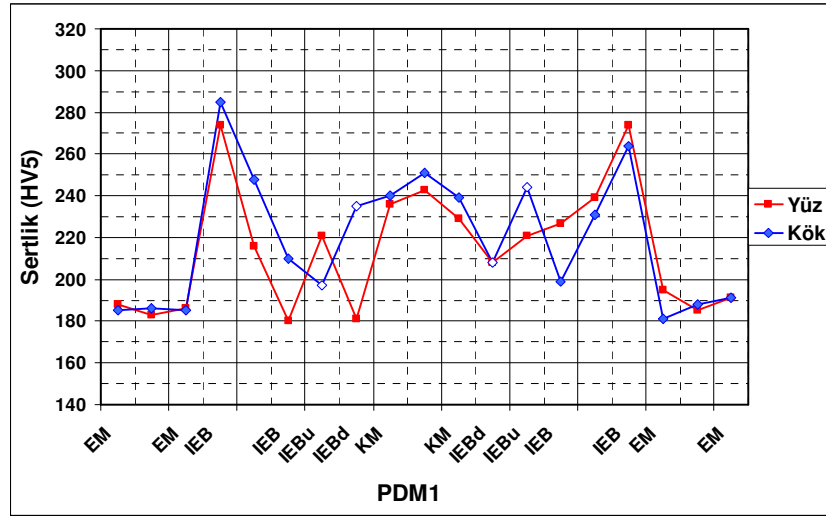
Şekil 6.109: P9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



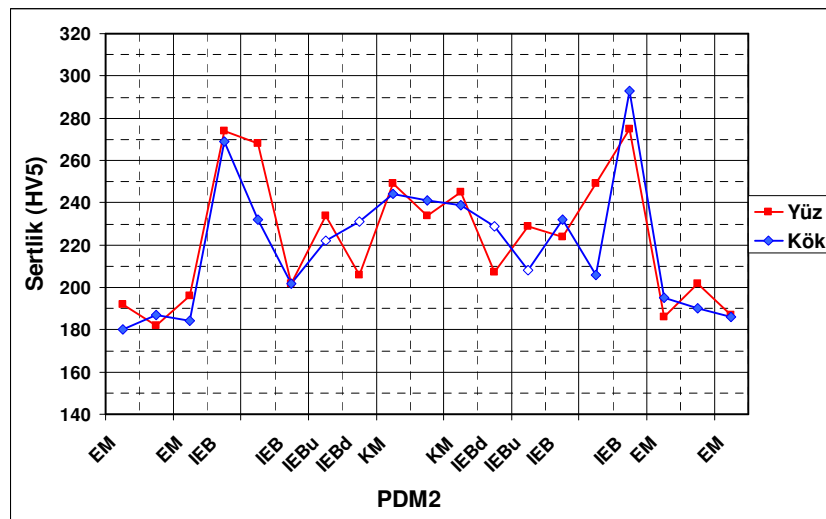
Şekil 6.110: P9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.64: PDM1 ve PDM2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM	IEB	KM	IEB	EM
PDM1	Yüz 1	188-183-186	274-216-180(-221-181)	236-243-229	(208-221-)227-239-274	195-185-191
	Yüz 2	185-186-185	285-248-210(-197-235)	240-251-239	(208-244-)199-231-264	181-188-191
PDM2	Yüz 1	192-182-196	274-268-202(-234-206)	249-234-245	(207-229-)224-249-275	186-202-187
	Yüz 2	180-187-184	269-232-202(-222-231)	244-241-239	(229-208-)232-206-293	195-190-186



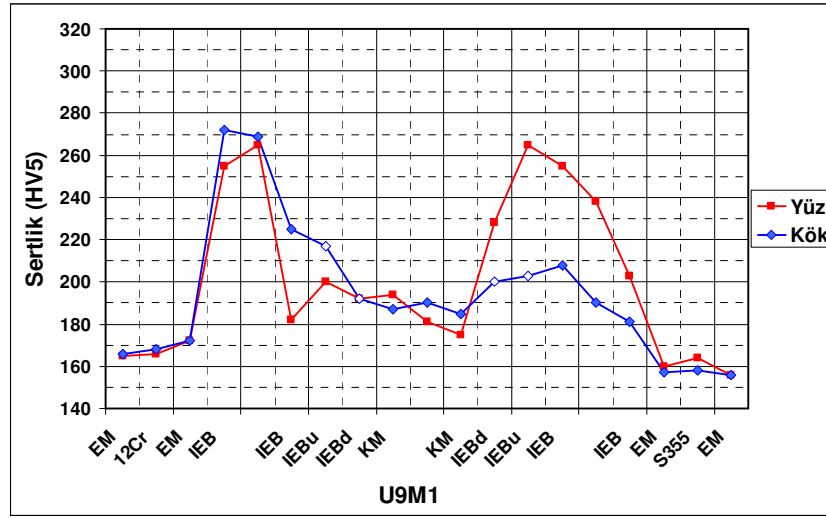
Şekil 6.111: PDM1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



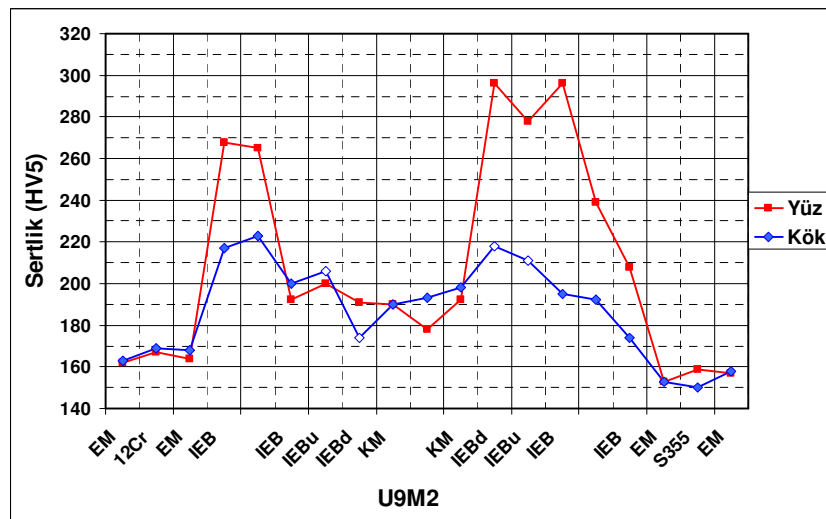
Şekil 6.112: PDM2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.65: U9M1 ve U9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM (12Cr)	IEB	KM	IEB (S355)	EM (S355)
U9M1	Yüz	165-166-172	255-265-182(-200-192)	194-181-175	(228-265)-255-238-203	160-164-156
	Kök	166-168-172	272-269-225(-217-192)	187-190-185	(200-203)-208-190-181	157-158-156
U9M2	Yüz	162-167-164	268-265-192(-200-191)	190-178-192	(296-278)-296-239-208	153-159-157
	Kök	163-169-168	217-223-200(-206-174)	190-193-198	(218-211)-195-192-174	153-150-158



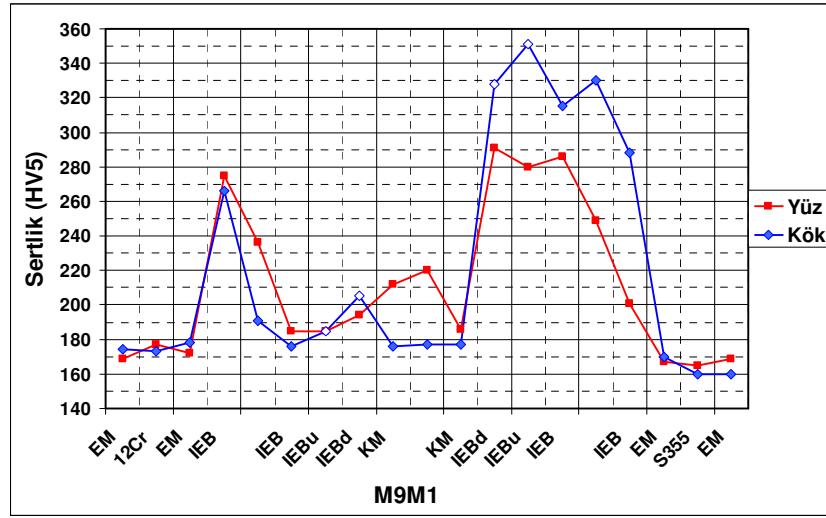
Şekil 6.113: U9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



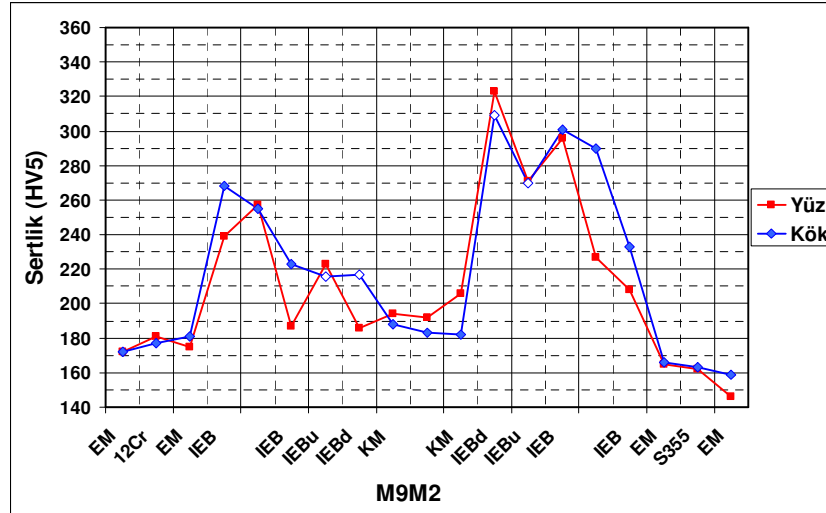
Şekil 6.114: U9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.66: M9M1 ve M9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM (12Cr)	IEB	KM	IEB (S355)	EM (S355)
M9M1	Yüz	169-177-172	275-236-185(-185-194)	212-220-186	(291-280)-286-249-201	167-165-169
	Kök	174-173-178	266-191-176(-185-205)	176-177-177	(328-351)-315-330-288	170-160-160
M9M2	Yüz	172-181-175	239-257-187(-223-186)	194-192-206	(323-271)-296-227-208	165-162-146
	Kök	172-177-181	268-255-223(-216-217)	188-183-182	(309-270)-301-290-233	166-163-159



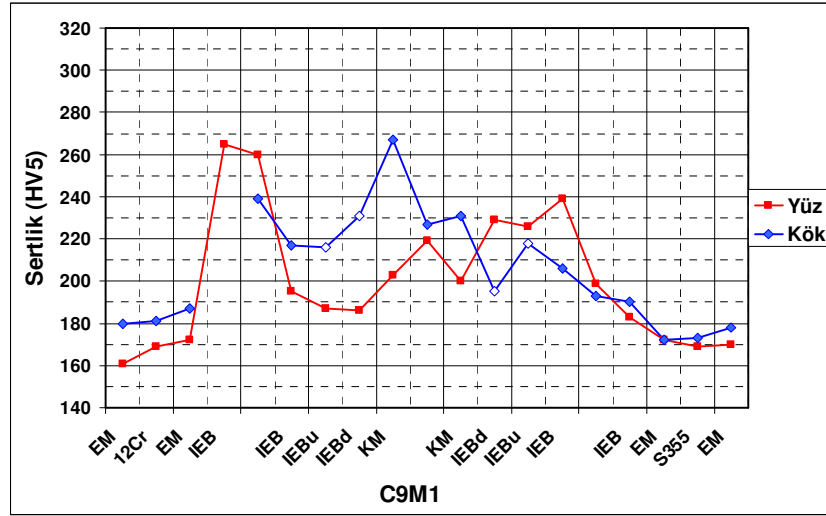
Şekil 6.115: M9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



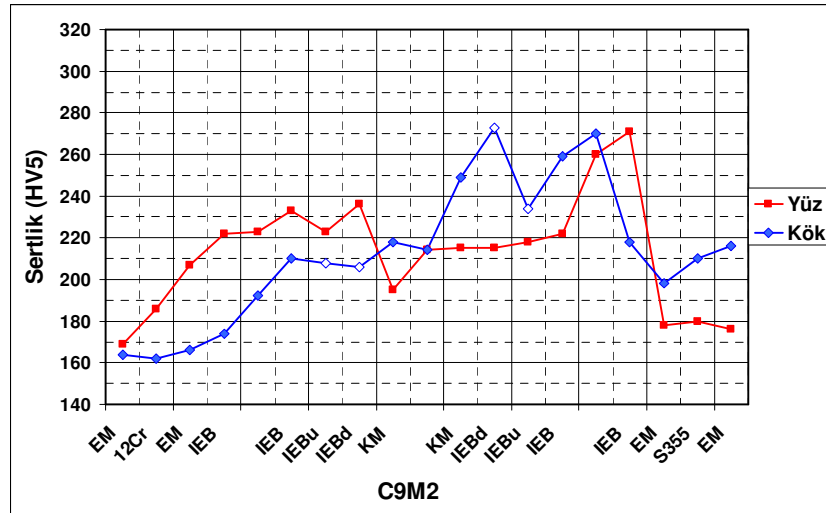
Şekil 6.116: M9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

Tablo 6.67: C9M1 ve C9M2 kodlu numunelerin HV5 değerleri.

Numune kodu	Konum	EM (12Cr)	IEB	KM	IEB (S355)	EM (S355)
C9M1	Yüz	161-169-172	265-260-195(-187-186)	203-219-200	(229-226)-239-199-183	172-169-170
	Kök	180-181-187	239-217(-216-231)	267-227-231	(195-218)-206-193-190	172-173-178
C9M2	Yüz	176-180-178	271-260-222(-218-215)	215-214-195	(236-223)-233-223-222	207-186-169
	Kök	216-210-198	218-270-259(-234-273)	249-214-218	(206-208)-210-192-174	166-162-164



Şekil 6.117: C9M1 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.



Şekil 6.118: C9M2 kodlu numunenin HV5 sertlik dağılım grafiği.

6.10. Tane Boyutu ve Darbe Tokluğu İlişkisi

EÇ, IEB ve EM'ye bağlı olarak tane boyutu analizi ve darbe tokluk deney sonuçları arasındaki ilişki aşağıdaki tabloda verilmektedir.

Tablo 6.68: Tüm kaynaklı bağlantıların darbe tokluğu ve tane boyutu arasındaki ilişki.

Kaynaklı levha kodu	Çentik pozisyonu	Darbe enerjisi (J)	Maks. Tane boyut no.su	
			IEB (Sol)	IEB (Sağ)
V9	EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	19 – 20 – 19 / 19 12 – 165 – 51 / 76 229 – 255 – 233 / 239	2 veya 5 4 9	3 8 9
B8	EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	18 – 17 – 77 / 37 5 – 178 – 13 / 65 23 -9 – 87 / 40	3 1 - 2 8 - 9	M10 2 veya M10 8 - 10
E9	EÇ EÇ+2mm	47 – 41 – 40 / 43 58 – 28 – 30 / 39	6 veya 7 3 - 5	5 2 - 4
E6	EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	56 – 69 – 35 / 53 47 – 49 – 33 / 43 19 – 23 – 21 / 21	7 2 - 4 9	7 2 9
V	EÇ EÇ+2mm EÇ+5mm	13 – 4 – 4 / 7 36 – 212 – 15 / 88 8 – 188 – 193 / 130	(düz hat) 4 9	(düz hat) 4 9
U9	EÇ EÇ+2mm	14 – 18 – 16 / 16 16 – 14 – 13 / 14	2 M10	
A9	EÇ (Yüz) EÇ+2mm (Yüz) EÇ+5mm (Yüz)	17 – 48 – 12 / 26 17 – 17 – 9 / 14 99 – 98 – 102 / 100	5 2 9	4 veya 5 2 veya 3 9
P9	EÇ (Yüz) EÇ+2mm (Yüz) EÇ+5mm (Yüz)	42 – 49 – 45 / 45 79 – 101 – 81 / 87 91 – 89 – 91 / 90	5 7 8	5 8 9

7.11. Ferrit Miktarı Ölçüm Sonuçları

Tüm kaynaklı levhaların kaynak bölgelerinin makro kesitlerinde yapılan ferrit yüzde analiz sonuçları aşağıdaki tabloda verilmektedir. Kaynak bölgesi biçimine bağlı olarak ölçümler KM sol taraftan başlamış sağ ve alt taraflara doğru ilerlemiştir.

Tablo 6.69: Kaynaklı bağlantıların KM ferrit yüzde analizleri-1.kısım.

Eş metal kaynaklı bağlantılar					
Kaynaklı levha kodu	KM sol	KM orta	KM sağ	KM alt orta	KM alt orta2
R9M1	8,60	10,76	10,42		
R9M2	10,21	11,66	12,56		
SM1	92,52	92,67	82,60		
S6M1	73,04	75,69	69,89		
S6M2	75,06	78,98	74,02		
L9M1	15,32	14,27	18,48	69,02	88,97
L9M2	15,48	13,79	16,29	49,67	89,57
L6M1	17,63	25,97	19,96	36,83	89,33
V9M1	15,21	15,45	15,85	18,98	14,59
V9M2	18,49	15,85	16,00	15,03	16,36
B9M1	12,52	11,78	15,72		
B9M2	10,77	11,01	11,42	9,54	12,69
B8M1	11,75	8,38	10,15		
B8M2	8,59	8,82	9,35	8,22	9,89
B6M1	11,77	9,01	10,43		
B6M2	8,49	10,56	11,01	7,91	9,62
E9M1	11,19	11,85	12,72	12,19	17,08
E9M2	13,08	12,59	11,67	15,56	16,48
E6M1	7,78	7,37	8,39	10,82	10,60
E6M2	8,80	6,65	9,68	7,58	10,54
V1M	99,3	97,60	98,1		
V2M	95,33	99,7	97,34		
F9M1	20,28	23,28	22,72	21,42	20,66
F9M2	17,60	22,46	23,12	22,78	15,24
A9M1- 1. paso	26,04	16,58	18,93	18,21	
A9M1- 2. paso	18,46	16,30	18,73	16,29	
A9M2- 1. paso	20,88	20,32	28,61	34,79	
A9M2- 2. paso	20,93	21,66	40,44	22,76	

Tablo 6.70: Kaynaklı bağlantıların KM ferrit yüzde analizleri-2.kısım.

Eş metal kaynaklı bağlantılar					
Kaynaklı levha kodu	KM sol	KM orta	KM sağ	KM alt orta	KM alt orta2
K9M1- 1. paso	22,54	23,49	19,82	22,98	
K9M1- 2. paso	21,20	22,45	19,70	20,93	
K9M2- 1. paso	22,22	22,88	19,51	21,76	
K9M2- 2. paso	23,33	23,46	22,12	21,09	
P9M1- 1. paso	9,63	8,77	8,82	10,63	9,87
P9M1- 2. paso	9,77	7,92	10,66	10,33	8,69
P9M2- 1. paso	8,26	10,02	9,24	9,00	7,45
P9M1- 2. paso	11,51	7,27	9,17	11,48	11,95
PDM1- 1. paso	39,23	38,99	40,91	43,43	58,39
PDM1- 2. paso	44,30	40,78	42,09	43,34	62,02
PDM2- 1. paso	44,85	39,34	40,26	42,28	63,98
PDM2- 2. paso	41,10	44,01	41,33	42,38	49,24
Farklı metal kaynaklı bağlantılar					
U9M1	20,74	20,78	10,56		
U9M2	18,51	16,48	11,01		
M9M1	13,87	13,21	10,52	15,31	13,75
M9M2	10,42	10,51	7,81	12,24	12,00
C9M1	17,87	19,62	19,45	19,69	14,58
C9M2	17,83	15,69	18,57	17,07	14,25

7.12. Korozyon Deney Sonuçları

Tüm kaynaklı levhaların atmosferik korozyona karşı direncini belirlemek amacıyla tuz püskürtme ve blister korozyon deneyleri yapılmıştır.

7.12.1. Tuz püskürtme deney sonuçları

Kaplanmamış ve kaplanmış koşulda hazırlanan numuneler kullanılarak gerçekleştirilen deneylerin sonuçları aşağıdaki tablolarda ve ilgili grafiklerde verilmektedir. Benzer biçimde numunelerin 24 saat, 350 saat ve 1000 saat sonundaki deney sonuçlarını içeren fotoğraflar da ilerleyen sayfalarda verilmektedir.

7.12.1.1. Kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme deney sonuçları

24, 24, 48, 71, 167, 237 ve 350 saatlik deney süreleri sonunda kaplanmamış numuneler üzerinde yapılan gözlem sonuçları aşağıdaki tablolarda verilmektedir.

Aşağıdaki paragraflarda belirtilen gözlemler kişisel yargılara dayanmakla birlikte, buradaki amaç kötü veya iyi kombinasyonlar arasında ayırım yapmaktan ziyade daha çok veya daha az dirençli numunelerin belirlenmesidir.

Her bir tablo, bir önceki duruma göre herhangi bir kötüleşme veya yeni gözlem olup olmadığını göstermektedir.

Genel bir kural olarak, 1000 saatlik tuz püskürtme deneyi sonucu gözlenen hasarlar yaklaşık olarak 5 yıllık atmosferik etkiye ekstrapole edilebilir.

24 ve 48 saat süre sonunda kaplanmamış numuneler üzerinde yapılan tuz püskürtme deneyinin gözlem sonuçları aşağıda verilmektedir.

Tablo 6.71: 24 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	KD üzerinde ve aşağısında Kkh ve Kkh _ç
SMAW / 309L / V9	KD üzerinde ve aşağısında Kkh _ç
GMAW / 309LSi / B9	KD üzerinde ve aşağısında geniş Kkh
GMAW / 308LSi / B8	KD üzerinde ve aşağısında geniş Kkh
GMAW / 316LSi / B6	KD üzerinde ve aşağısında geniş Kkh
SAW / 309L / E9	KD üzerinde ve aşağısında geniş Kkh
SAW / 316L / E6	KD üzerinde ve aşağısında geniş Kkh
Lazer / V	KD üzerinde ve aşağısında Kkh
FCAW / 309L / F9	KD üzerinde ve aşağısında geniş Kkh
SAW / 309L / A9	KD üzerinde ve aşağısında Kkh _ç
FCAW / 309L / K9	KD üzerinde ve aşağısında Kkh _ç
SAW / 309L / P9	KD'de Kkh ve KD aşağısında geniş Kkh
SAW / duplex / PD	KD üzerinde ve aşağısında Kkh ve damlalar
Heter. FCAW / 309L / U9	KD üzerinde damlalarla birlikte Kkh
Heter. SMAW / 309L / M9	KD üzerinde Kkh
Heter. SAW / 309L / C9	KD üzerinde Kkh

* Kkh = Kırmızı-kahverengi hasar; KKh_ç = Çizgisel kırmızı kahverengi hasar; KD = kaynak dikişi

Tablo 6.72: 48 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	KD'de Kh ve KD üzerinde kahverengi damlalar
SMAW / 309L / V9	KD üzerinde kahverengi damlalar
GMAW / 309LSi / B9	KD'de Kh ve KD üzerinde kahverengi damlalarda artış
GMAW / 308LSi / B8	KD'de Kh ve KD üzerinde kahverengi damlalarda artış
GMAW / 316LSi / B6	KD'de Kh ve KD üzerinde kahverengi damlalarda artış
SAW / 309L / E9	KD'de Kh ve KD üzerinde kahverengi damlalarda artış
SAW / 316L / E6	KD'de Kh ve KD üzerinde kahverengi damlalarda artış
Lazer / V	KD'de damla artışı
FCAW / 309L / F9	KD üzerinde ve aşağısında kahverengi damlalarda artış
SAW / 309L / A9	KD'de Kh artışı
FCAW / 309L / K9	KD üzerinde ve aşağısında az miktarda kahverengi damlalarda artış
SAW / 309L / P9	KD üzerinde ve aşağısında Kh artışı
SAW / duplex / PD	KD üzerinde ve aşağısında az miktarda Kh artışı
Heter. FCAW / 309L / U9	Numune alt kısımlarında Kkh artışı ve KD üzerinde damlalarda artış
Heter. SMAW / 309L / M9	KD üzerinde ve aşağısında geniş kahverengi hasar damlalarda artış
Heter. SAW / 309L / C9	KD üzerinde ve aşağısında geniş kahverengi hasar damlalarda artış

* Kh = Kahverengi hasar ; Kkh = Kırmızı-kahverengi hasar; KD = kaynak dikişi

71 ve 167 saat süre sonunda numuneler üzerinde tuz püskürtme deney gözlem sonuçları aşağıda verilmektedir.

Tablo 6.73: 71 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler
Tümü	Değişiklik yok

Tablo 6.74: 167 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	KD'de Skh artışı
SMAW / 309L / V9	KD'de Skh ve damlalarda artış
GMAW / 309LSi / B9	KD üzerinde Sk damlalarda artış
GMAW / 308LSi / B8	KD üzerinde Sk damlalarda artış
GMAW / 316LSi / B6	KD aşağısında Sk damlalarda artış
SAW / 309L / E9	KD üzerinde ve aşağısında Sk damlalarda artış
SAW / 316L / E6	KD üzerinde ve aşağısında Sk damlalarda artış
Lazer / V	KD'de damlalarda artış
FCAW / 309L / F9	KD üzerinde ve aşağısında kahverengi damlalarda artış
SAW / 309L / A9	KD üzerinde Sk damlalarda artış
FCAW / 309L / K9	KD aşağısında Sk damlalarda artış
SAW / 309L / P9	KD üzerinde ve aşağısında Sk damlalarda artış
SAW / duplex / PD	KD üzerinde ve aşağısında Sk damlalarda artış
Heter. FCAW / 309L / U9	KD üzerinde kahverengi hasar artışı ve numune alt kısmında Skh artışı
Heter. SMAW / 309L / M9	KD üzerinde Skh artışı ve numune alt kısmında damlalarda artış
Heter. SAW / 309L / C9	KD üzerinde Skh artışı ve numune alt kısmında damlalarda artış

- Skh = siyah kahverengi hasar ; Sk = siyah kahverengi ; KD = kaynak dikişi

237 ve 350 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme deney gözlemleri.

Tablo 6.75: 237 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

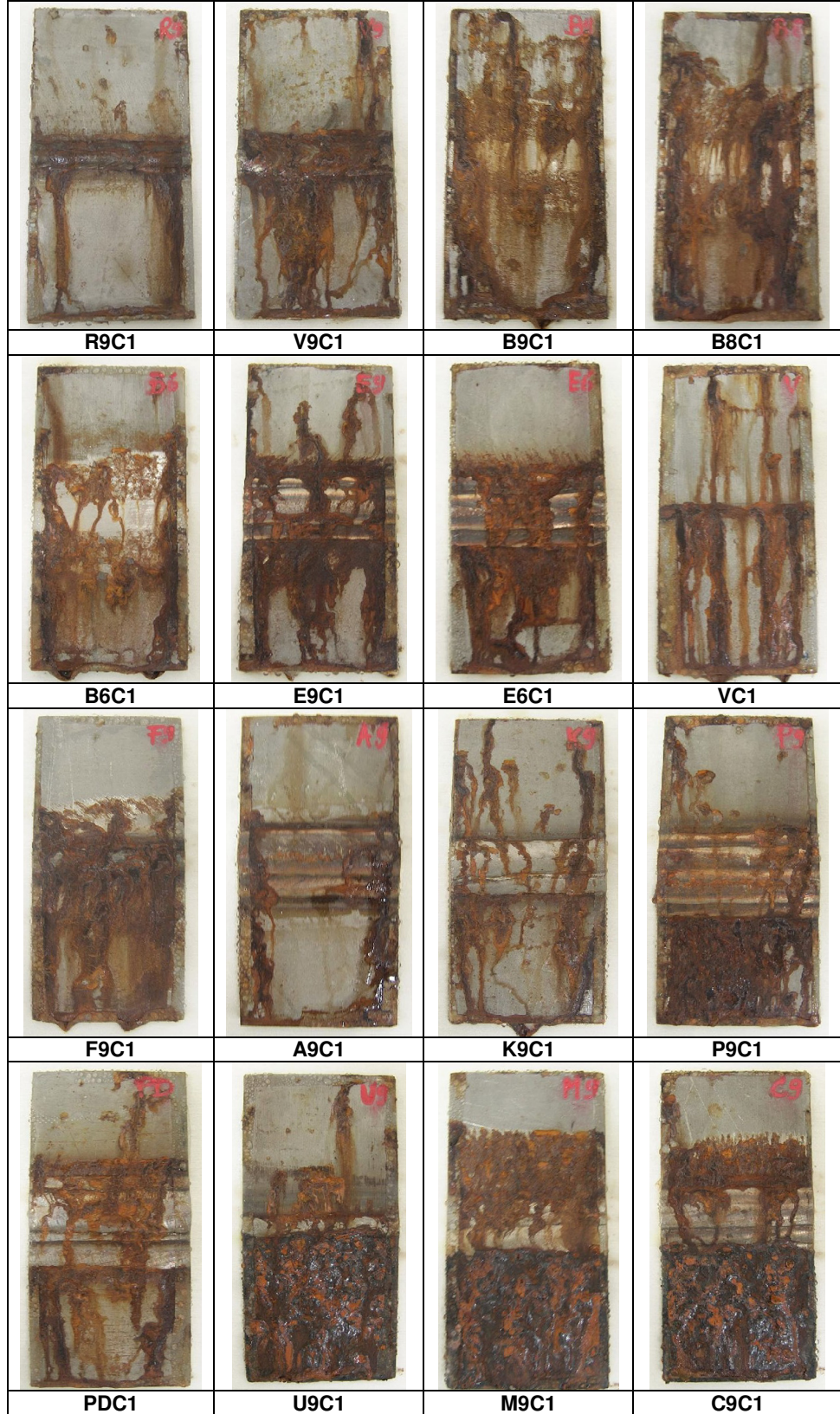
Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	-
SMAW / 309L / V9	KD üzerinde ve aşağısında çok az Kh artışı
GMAW / 309LSi / B9	Numune üst kısmında çok az Skh artışı
GMAW / 308LSi / B8	Numune üst kısmında çok az Skh artışı
GMAW / 316LSi / B6	Numune alt kısmında çok az Skh artışı
SAW / 309L / E9	KD üzerinde ve aşağısında çok az Skh artışı
SAW / 316L / E6	Numune alt kısmında Skh artışı ve KD aşağısında damlalarda artış
Lazer / V	KD üzerinde ve aşağısında Sk damlalarda artış
FCAW / 309L / F9	KD'de Kh ve damlalarda artış
SAW / 309L / A9	KD'de Kh'da ve damlalarda çok az artış
FCAW / 309L / K9	KD aşağısında ve numunenin üst kısmında damlalarda artış
SAW / 309L / P9	Numunenin alt kısmında Skh'da ciddi artış ve KD üzerinde damlalarda artış
SAW / duplex / PD	KD üzerinde ve aşağısında, üst köşede damlalarda artış
Heter. FCAW / 309L / U9	Üst kenarda bir miktar damla oluşumu ve KD üzerinde Kh artışı ve numune alt kısımlarında Skh artışı
Heter. SMAW / 309L / M9	Üst kenarda bir miktar damla oluşumu ve KD üzerinde Kh artışı
Heter. SAW / 309L / C9	Üst kenarda bir miktar damla oluşumu ve KD üzerinde Kh artışı

* Skh = siyahkahverengi hasar; Sk = siyah kahverengi ; Kh = kahverengi hasar ; KD = kaynak dikişi

Tablo 6.76: 350 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

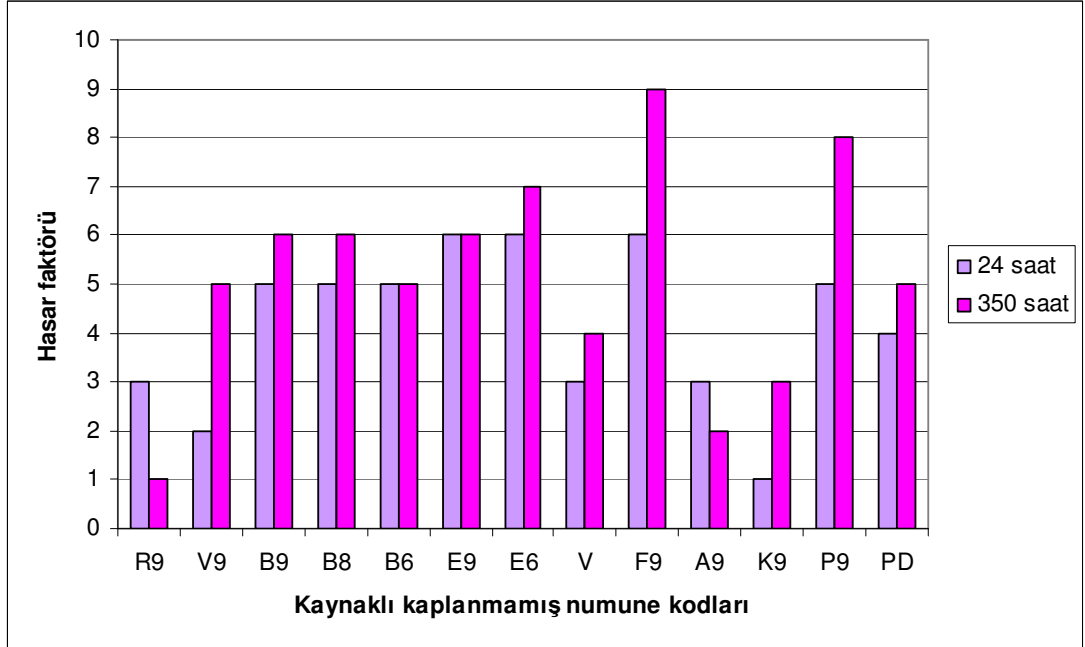
Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

350 saat tuz püskürtme deneyi sonrasında kaplanmamış numunelerin görünümü aşağıdaki şekilde verilmektedir.

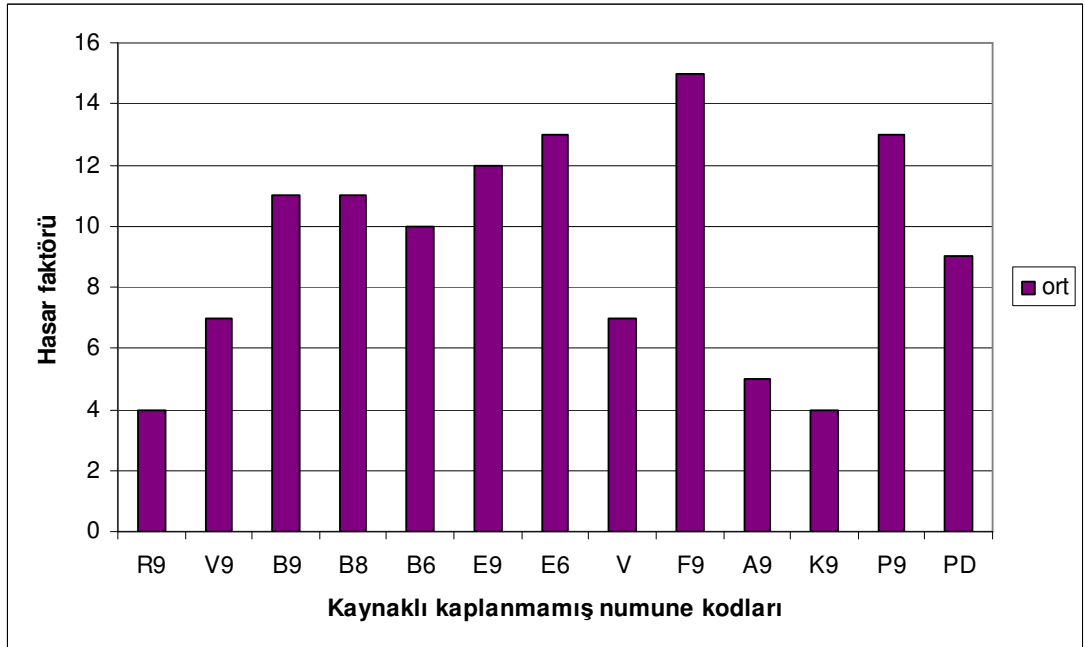


Şekil 6.119: 350 saat sonunda kaplanmamış numunelerin tuz püskürtme deneyi sonrası görünümü.

Şekil 6.120 ve 6.121, 24 saat ve 350 saat tuz püskürtme deneyi sonunda kaplanmamış numunelerin hasar faktörlerini ve ortalama hasar faktörlerini grafik halinde vermektedir.



Şekil 6.120: 24 saat ve 350 saat tuz püskürtme deneyi sonunda hasar faktörü.



Şekil 6.121: 24 saat ve 350 saat tuz püskürtme deneyi sonunda ort. hasar faktörü.

7.12.1.2. Kaplanmış numunelerin tuz püskürtme deney sonuçları

24, 49, 67, 141, 215, 309, 453, 500, 617, 779, 972 ve 1000 saatlik deney süreleri sonunda kaplanmış numuneler üzerinde yapılan gözlem sonuçları aşağıdaki tablolarda verilmektedir.

Tablo 6.77: 24 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	Çizgide Kh
SMAW / 309L / V9	Çizgide Kh
GMAW / 309LSi / B9	Çizgide Kh
GMAW / 308LSi / B8	Çizgide Kh
GMAW / 316LSi / B6	Çizgide Kh
SAW / 309L / E9	Çizgide Kh ve KD'de kahverengi noktalar
SAW / 316L / E6	Çizgide Kh
Lazer / V	Çizgide Kh
FCAW / 309L / F9	Çizgide Kh
SAW / 309L / A9	Çizgide Kh ve KD'de kahverengi noktalar
FCAW / 309L / K9	Çizgide Kh ve KD'de kahverengi noktalar
SAW / 309L / P9	Çizgide Kh
SAW / duplex / PD	Çizgide Kh
Heter. FCAW / 309L / U9	Çizgide Kkh ve KD'de kahverengi noktalar
Heter. SMAW / 309L / M9	Çizgide Kkh ve KD'de kahverengi noktalar
Heter. SAW / 309L / C9	Çizgide Kkh ve KD'de kahverengi noktalar

* Kh = Kahverengi hasar ; Kkh = Kırmızı-kahverengi hasar; KD = kaynak dikişi

Tablo 6.78: 49 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	Çizgide Kh artışı
SMAW / 309L / V9	Çizgide Kh artışı
GMAW / 309LSi / B9	Çizgide Kh artışı
GMAW / 308LSi / B8	Çizgide Kh artışı
GMAW / 316LSi / B6	Çizgide Kh artışı
SAW / 309L / E9	Çizgide Kh artışı ve KD'de kahverengi noktalar
SAW / 316L / E6	Çizgide Kh artışı
Lazer / V	Çizgide Kh artışı
FCAW / 309L / F9	Çizgide Kh artışı
SAW / 309L / A9	Çizgide Kh artışı ve KD'de kahverengi noktalar
FCAW / 309L / K9	Çizgide Kh artışı ve KD'de kahverengi noktalar
SAW / 309L / P9	Çizgide Kh artışı
SAW / duplex / PD	Çizgide Kh artışı
Heter. FCAW / 309L / U9	Çizgide Kh artışı ve KD'de kahverengi noktalar
Heter. SMAW / 309L / M9	Çizgide Kh artışı ve KD'de kahverengi noktalar
Heter. SAW / 309L / C9	Çizgide oldukça fazla Kh artışı

* Kh = Kahverengi hasar; KD = kaynak dikişi

Tablo 6.79: 67 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	Çizgilerde çok az Kh artışı ve çizgilerden damla başlangıcı

* Kh = Kahverengi hasar

Tablo 6.80: 141 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	-
SMAW / 309L / V9	KD'de küçük kahverengi noktalar
GMAW / 309LSi / B9	-
GMAW / 308LSi / B8	-
GMAW / 316LSi / B6	-
SAW / 309L / E9	KD'de küçük kahverengi noktalarda artış
SAW / 316L / E6	KD'de küçük kahverengi noktalar
Lazer / V	Çizgide blister oluşması
FCAW / 309L / F9	-
SAW / 309L / A9	KD'de küçük kahverengi noktalarda artış
FCAW / 309L / K9	KD'de küçük kahverengi noktalarda artış
SAW / 309L / P9	-
SAW / duplex / PD	-
Heter. FCAW / 309L / U9	KD'de küçük kahverengi noktalarda artış
Heter. SMAW / 309L / M9	KD'de küçük kahverengi noktalarda artış
Heter. SAW / 309L / C9	KD'de küçük kahverengi noktalarda artış

* KD = Kaynak dikişi

Tablo 6.81: 215 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	Çizgilerde Kh ve damla artışı

* Kh = Kahverengi hasar

Tablo 6.82: 309 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	Çizgilerde ve yakınlarında Kh ve damla artışı

* Kh = Kahverengi hasar

Tablo 6.83: 453 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.84: 500 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	- (lazer kaynaklı numune hariç- blisterde artış)

Tablo 6.85: 617 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-, (C9 kodlu bağlantı hariç- kaplamada küçük blisterler)

Tablo 6.86: 779 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-, (C9 kodlu bağlantı hariç- kaplamada blisterlerde artış)

Tablo 6.87: 972 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

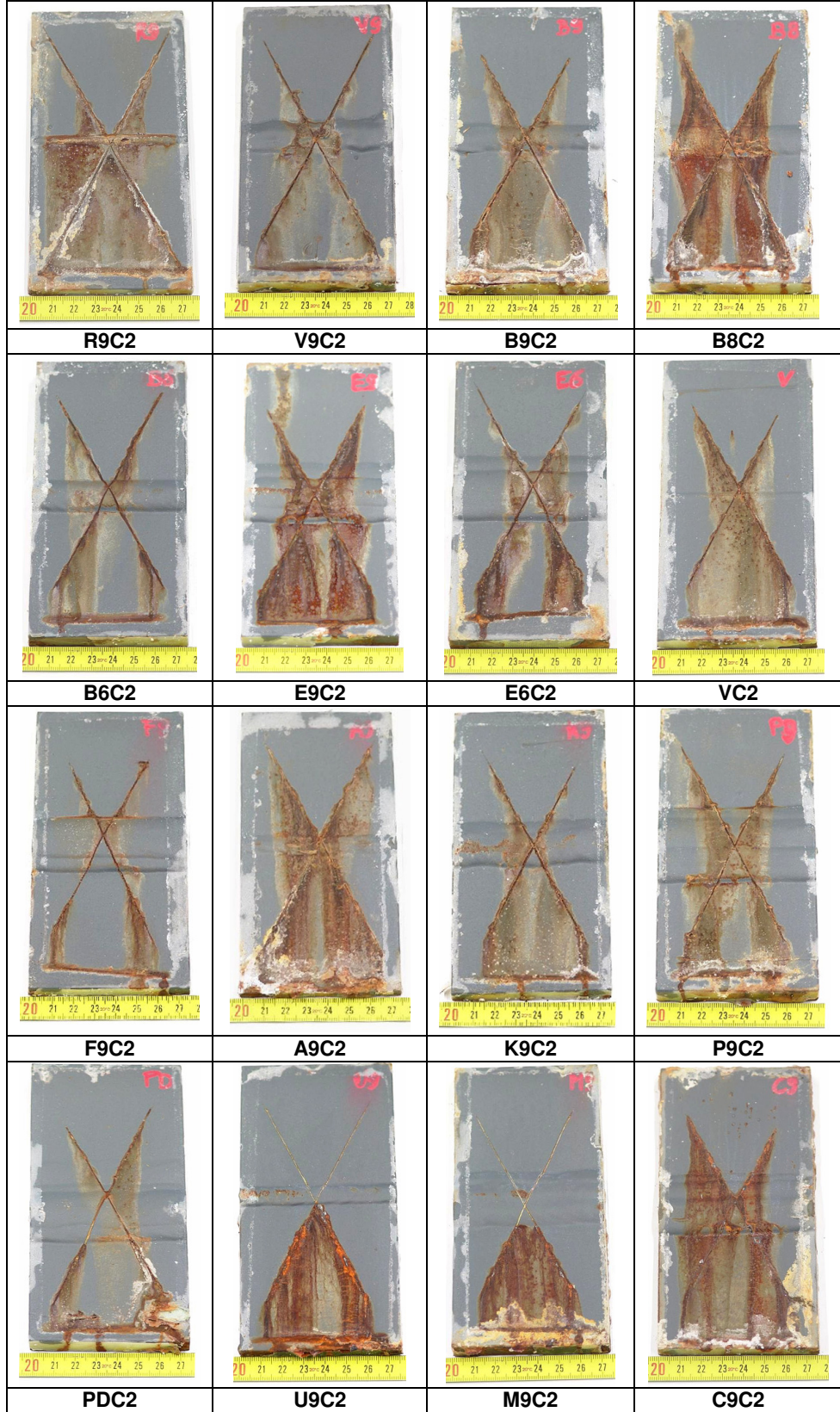
Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	Çizgilerde damla şeklinde Kh ve C9 kodlu bağlantıda blister boyutunda artış

- Kh = Kahverengi hasar

Tablo 6.88: 1000 saat sonunda kaplanmış numunelerin tuz püskürtme gözlemleri.

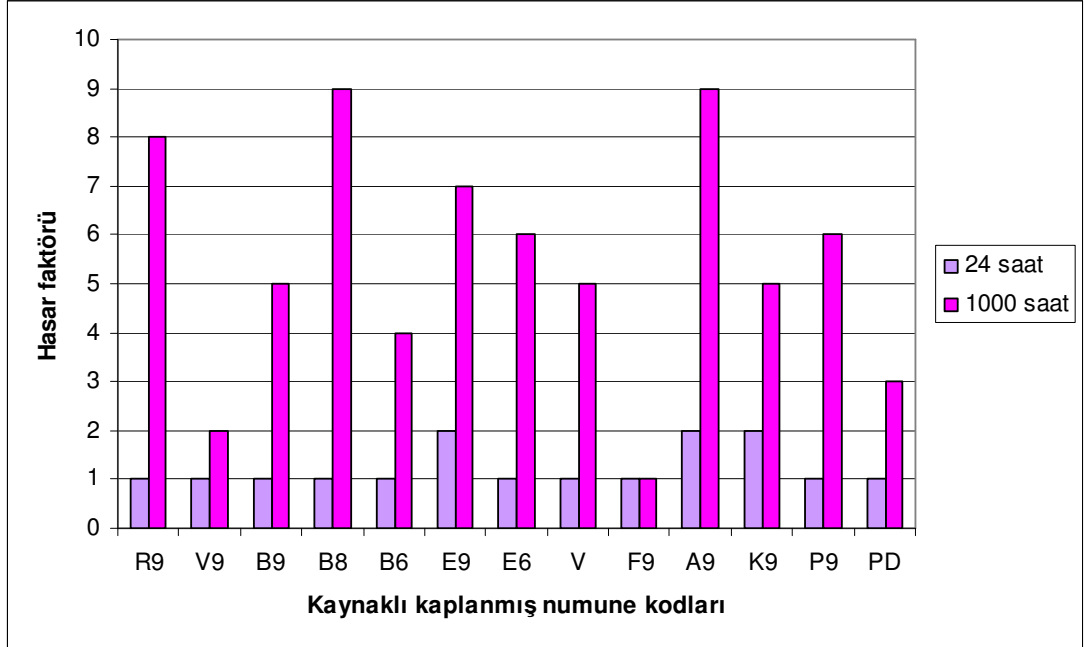
Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Kaplanmış numunelerin 1000 saat süreyle tuz püskürtme deneyi sonrası görüntüleri aşağıdaki şekil ile gösterilmektedir.

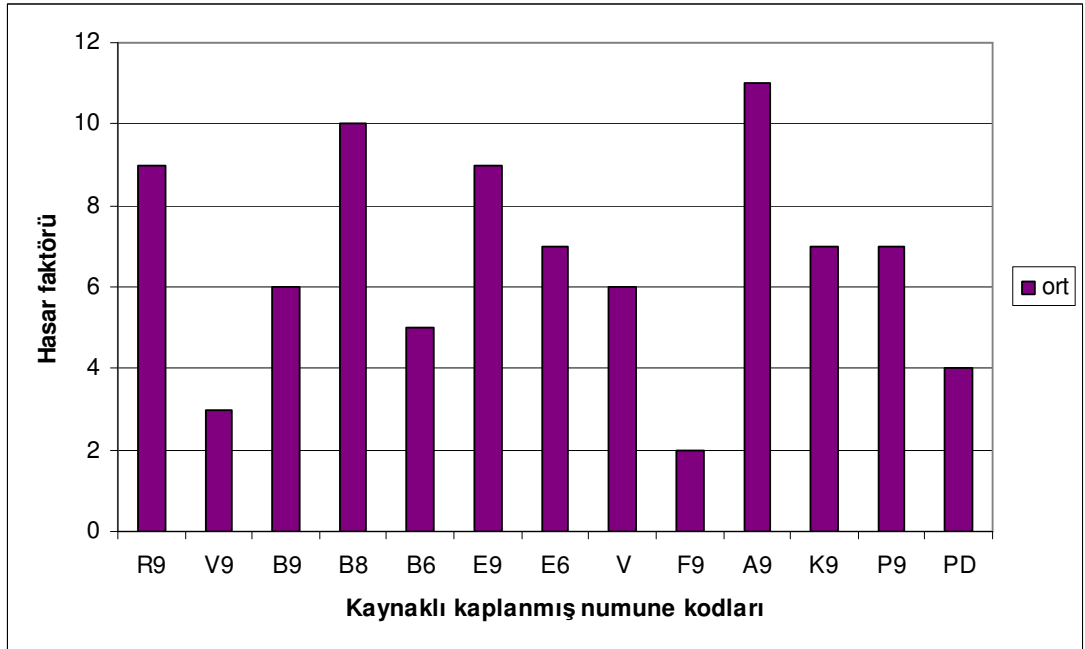


Şekil 6.122: 1000 saat sonunda kaplanmış numun. tuz püsk. deney sonrası görünümü.

Kaplanmış numunelerin kısa ve uzun dönem tuz püskürtme deneyi hasar faktörlerini gösteren şekiller aşağıda verilmektedir.



Şekil 6.123: 24 saat ve 1000 saat tuz püskürtme deneyi sonunda kaplanmış numunelerin hasar faktörü.



Şekil 6.124: 24 saat ve 1000 saat tuz püskürtme deneyi sonunda kaplanmış numunelerin ort. hasar faktörü.

7.12.2. Blister Deney Sonuçları

Kaplanmış numunelerin blister deney gözlemleri ilerleyen sayfalarda verilmektedir. Tablolar, sırasıyla 96, 192, 288, 360, 528, 648, 816, 1008, 1176, 1344, 1632, 1872, 2088, 2544 ve 3120 saat deney sürelerine göre düzenlenmiştir.

Tablo 6.89: 96 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 0,4 °C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.90: 192 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 2,5 °C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-, (U9 ve M9 kodlu bağlantılar hariç- çizginin altında Kh)

Tablo 6.91: 288 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 5,0 °C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.92: 360 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sic: 6,0 °C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	Çizgide üç küçük nokta
SMAW / 309L / V9	-
GMAW / 309LSi / B9	-
GMAW / 308LSi / B8	KD'de çizginin dışındaki kısımda çok küçük Kh
GMAW / 316LSi / B6	-
SAW / 309L / E9	-
SAW / 316L / E6	-
Lazer / V	Çizgide çok küçük noktalar
FCAW / 309L / F9	KD'de çizginin dışındaki kısımda çok küçük Kh
SAW / 309L / A9	-
FCAW / 309L / K9	Çizgide üç küçük nokta
SAW / 309L / P9	KD'de çizginin dışındaki kısımda çok küçük Kh
SAW / duplex / PD	-
Heter. FCAW / 309L / U9	Çizginin alt kısmında Kh'da artış
Heter. SMAW / 309L / M9	Çizginin alt kısmında Kh'da artış
Heter. SAW / 309L / C9	Çizginin üst kısmında Kh'da artış

* Kh = Kahverengi hasar ; KD= kaynak dikişi

Tablo 6.93: 528 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sic: 6,0 °C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.94: 648 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sic: 3,5 °C).

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	Çizgide Kh'da artış ve kaplamada iki küçük nokta
SMAW / 309L / V9	Çizgide Kh'da artış ve kaplamada iki küçük nokta
GMAW / 309LSi / B9	Çizgide Kh'da artış ve kaplamada iki küçük nokta
GMAW / 308LSi / B8	very small increase of bA at unscratched part of W
GMAW / 316LSi / B6	-
SAW / 309L / E9	small brown spots at coating (upper part)
SAW / 316L / E6	-
Laser / V	-
FCAW / 309L / F9	Çizgide çok küçük Kh
SAW / 309L / A9	-
FCAW / 309L / K9	Çizgide Kh'da artış
SAW / 309L / P9	-
SAW / duplex / PD	-
Heter. FCAW / 309L / U9	-
Heter. SMAW / 309L / M9	-
Heter. SAW / 309L / C9	KD'de çok küçük kahverengi noktalar

* Kh = Kahverengi hasar; KD = kaynak dikişi

Tablo 6.95: 816 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sic: 5,5 °C).

Kaynak yöntemi/ek metal/ levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.96: 1008 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 10°C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	Çizgide Kh'da çok az artış ve KD'de çok küçük koyu kahverengi noktalar
SMAW / 309L / V9	Çizgide Kh'da çok az artış
GMAW / 309LSi / B9	-
GMAW / 308LSi / B8	Çizgide Kh'da çok az artış
GMAW / 316LSi / B6	-
SAW / 309L / E9	Kaplamanın üst kısmında kahverengi noktalarda artış
SAW / 316L / E6	-
Laser / V	-
FCAW / 309L / F9	-
SAW / 309L / A9	-
FCAW / 309L / K9	-
SAW / 309L / P9	-
SAW / duplex / PD	-
Heter. FCAW / 309L / U9	-
Heter. SMAW / 309L / M9	-
Heter. SAW / 309L / C9	-

* Kh = Kahverengi hasar; KD = kaynak dikişi

Tablo 6.97: 1176 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 3°C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.98: 1344 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 15°C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.99: 1632 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 10°C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	Çizgide Kh'da çok az artış
SMAW / 309L / V9	Çizgide Kh'da çok az artış ve kaplamada küçük kahverengi noktalar
GMAW / 309LSi / B9	Çizgide Kh'da çok az artış
GMAW / 308LSi / B8	Çizgide Kh'da çok az artış
GMAW / 316LSi / B6	-
SAW / 309L / E9	-
SAW / 316L / E6	-
Lazer / V	-
FCAW / 309L / F9	Çizgide Kh'da çok az artış
SAW / 309L / A9	-
FCAW / 309L / K9	-
SAW / 309L / P9	-
SAW / duplex / PD	-
Heter. FCAW / 309L / U9	Çizgide Kh'da artış
Heter. SMAW / 309L / M9	-
Heter. SAW / 309L / C9	-

* Kh = kahverengi hasar

Tablo 6.100: 1872 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 10°C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.101: 2088 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 20°C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Tablo 6.102: 2544 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 24°C).

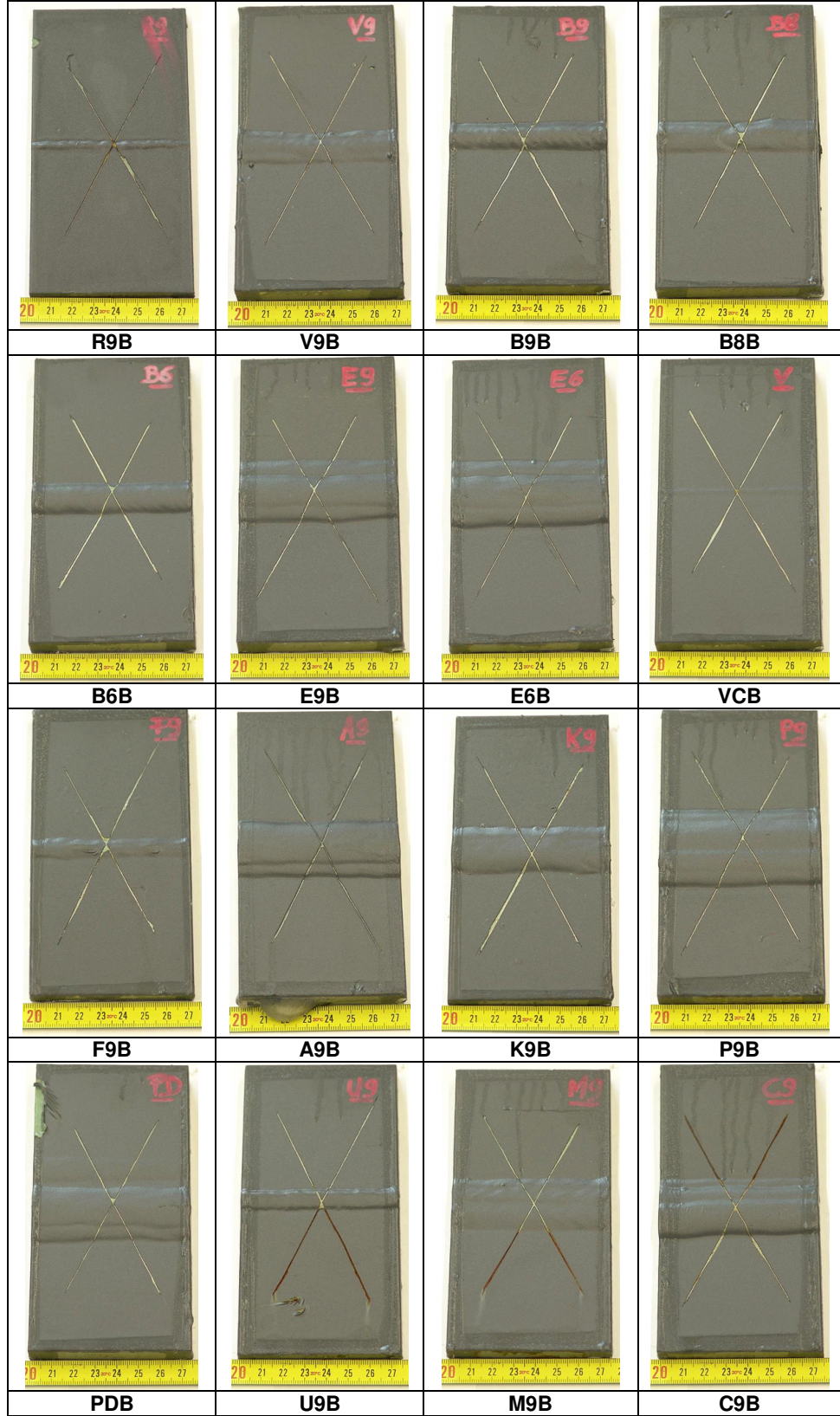
Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
GMAW / 309LSi / R9	Çizgide Kh'da çok az artış
SMAW / 309L / V9	-
GMAW / 309LSi / B9	-
GMAW / 308LSi / B8	-
GMAW / 316LSi / B6	-
SAW / 309L / E9	-
SAW / 316L / E6	-
Lazer / V	-
FCAW / 309L / F9	-
SAW / 309L / A9	-
FCAW / 309L / K9	-
SAW / 309L / P9	-
SAW / duplex / PD	-
Heter. FCAW / 309L / U9	Çizginin alt kısmında Kh'da artış
Heter. SMAW / 309L / M9	Çizginin alt kısmında Kh'da artış
Heter. SAW / 309L / C9	Çizginin üst kısmında Kh'da artış

* Kh = Kahverengi hasar

Tablo 6.103: 3120 saat sonunda numunelerin blister deney gözlemleri (hava sıcaklığı: 42°C).

Kaynak yöntemi/ek metal/levha kodu	Gözlemler *
Tümü	-

Kaplanmış numunelerin 3120 saat süreli blister deneyi sonucunda görünüşleri aşağıdaki şekilde verilmektedir.



Şekil 6.125: 3120 saat sonunda blister deney sonrası numunelerin görünümü.

7. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Bu bölümde, bu çalışmanın sonuçları değerlendirilecek ve tartışılacaktır. Bu çalışma, yapısal uygulamalarda artan oranlarda kullanılmak üzere geliştirilen modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynak kabiliyeti ve kaynaklı bağlantılarının özellikleri üzerine yapılmıştır.

6 mm, 12 mm, 20 mm ve 30 mm kalınlıklarında 12Cr'lu bu paslanmaz çelik ve S355 çeliği ve AISI 309L, AISI 309LSi, AISI 308LSi, AISI 316L, AISI 316LSi ve 2205 dupleks ek kaynak metalleri ile GMAW, PAW, SMAW, SAW, PAW+TIG, LAZER ve FCAW kaynak yöntemleri kullanılarak eş ve farklı metal kaynaklı bağlantılar oluşturulmuştur.

Kaynaklı bağlantıların özelliklerinin tüm açılardan incelenmesi amacıyla tüm kaynaklı levhalar uygun deneylerle incelenmiş, değerlendirilmiş ve karşılaştırılarak tartışılmıştır.

7.1. Kimyasal Analiz

E309L-16 tür elektrodlarla kaynak edilen farklı metal kaynaklı ve M9 kodlu bağlantıda en yüksek Si miktarı belirlenmesine karşın, diğer tüm bağlantıların kaynak metali kimyasal analizlerinde Si miktarı, LSi tür ek kaynak metalleri ile kaynak edilen bağlantılarda daha düşük değerlerde ölçülmüştür.

20 mm kalınlığında E309L tür elektrodlarla tozaltı kaynağı yapılan A9 kodlu kaynaklı bağlantının Cr ve Ni miktarı sırasıyla %18,8 ve %6,61 olarak ölçülmüştür. Ayrıca dupleks tür elektrodlarla tozaltı kaynaklı 30 mm kalınlığındaki PD kodlu bağlantının Ni miktarı da %8,93 olarak bulunmuştur ve bu değer diğer tüm bağlantılardan alınan değerlerden düşüktür. Bu değer kaynak dikişinin 9 mm dışındaki yüzeyde iki konumdan alınan ölçülerden elde edilmiştir.

Ayrıca, V ve N miktarları esas metale göre artarken Nb azalmıştır.

7.2. Çekme Dayanım Özellikleri

7.2.1. Enine çekme dayanım özellikleri

309, 308, 316 ve dupleks tür elektrodlarla oluşturulan tüm kaynaklı bağlantılardan çıkarılan enine çekme numunelerinin test edilmesi sonucunda, kaynak dikişinin dayanımı esas metale göre daha yüksek bulunmuştur.

Farklı metal kaynaklı bağlantılarda iki çeliğin dayanımları yakın değerlerde olduğu için kırılmalar, bazı numuneler için paslanmaz çelik tarafında bazıları içinse S355 tarafında gerçekleşmiştir.

Çekme deneyi sonucunda, tüm levha kalınlıkları için hadde yönüne dik doğrultuda esas metal ortalama dayanım değerleri aşağıda verilmektedir:

6 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantılar için 536MPa (535MPa ve 536MPa arasında değişen değerler),

12 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantılar için 489MPa (471MPa ve 504MPa arasında değişen değerler),

20 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantılar için 506MPa (503MPa ve 509MPa arasında değişen değerler),

30 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantılar için 579MPa (567MPa ve 587MPa arasında değişen değerler),

Paslanmaz çelik esas metalin 10 mm uzunluğunda yarılarak kopması, literatürle de daha önce doğrulandığı belirtildiği üzere, genellikle kırılma yüzeylerine yakın ve kalınlıktan bağımsız olarak tüm numunelerin levha yüzeyine paralel biçimde gerçekleşmiştir.

7.2.3. Silindirik numunelerin kaynak metali çekme özellikleri

Tamamen kaynak metalinden çıkarılan silindirik numunelerin çekme dayanımı değerleri de yine enine çekme numunelerine benzer biçimde esas metal değerlerinden yüksek olarak ölçülmüştür.

30 mm kalınlığındaki kaynaklı levhadan çıkarılan numunelerin test edilmesi sonucu 562 MPa-569 MPa arasındaki değerler, 567 MPa-587 MPa arasındaki esas metal değerlerinden daha düşük çıkmıştır.

Esas metalde çekme deneyi sırasında görülen kırılma, yön, numune şekli ve boyut farklılıklarına dayanarak açıklanabilir.

Dupleks paslanmaz çelik ek kaynak metalleri ile oluşturulan 30 mm kalınlığındaki kaynak metali akma dayanım değerleri, öngörüldüğü biçimde, esas metalin garanti edilen dayanım özelliklerinden çok daha yüksek olarak 570 MPa çekme dayanımı değeri göstermiştir.

Yine dupleks tür elektrodlarla kaynak edilen bağlantı hariç, özellikle artan miktarlarda Si içeren elektrodlarla üretilen bağlantılarda, kaynak metali akma dayanımı esas metal değerlerinin üzerine çıkamamıştır. SMAW kaynaklı bağlantı üstün akma dayanım özellikleri göstermiştir.

12 mm kalınlığında 316 tür elektrodlarla oluşturulan ve B6 kodlu kaynaklı bağlantıda akma dayanım değerlerinde sapma görülmüştür (483 MPa ve 337 MPa). Ayrıca, 20 mm kalınlığında tozaltı kaynaklı ve A9 kodlu bağlantıda düşük akma dayanım değerleri (337 MPa ve 330 MPa) ölçülürken, özellikle A9/2 kodlu bağlantıda (663 MPa ve 789 MPa) arasında daha yüksek çekme dayanım değerleri bulunmuştur.

308 veya 316 tür ek kaynak metalleri ile oluşturulan kaynak metalleri, 309 tür ile oluşturulularına göre biraz daha yüksek akma mukavemet değerleri göstermiştir.

7.3. Eğme Özellikleri

Eğme deneyi sonuçlarında ifade edilen yanma olukları oldukça yüzeysel olmakla birlikte normal koşullarda çıplak gözle ayırdedilebilecek durumdadır. Bu gözlemlerin toplamı, ilgili kaynak dikişleri hakkında abartılı derecede olumsuz bir etki verebilir, ancak bu durum gözönüne alınarak eklenmesi gereken konu, bir numune haricinde, eğme deneyi sonucunda dış fiberlerde 3 mm'den fazla hasar veya kırılma ile karşılaşmamıştır. Bu da, kaynak dikişinin olabildiğince orjinal koşullarda kalmasını

sağlamak için talaşlı işleme ile giderilmeyen mevcut yanma oluklarına karşın yeterli oda sıcaklığı sünekliği olduğunu göstermektedir.

Ergime çizgisinde kenar çatlakları görülen 12 mm kalınlığında B9, B8 ve B6 kodlu GMAW kaynaklı numuneler hariç, tüm kaynaklı bağlantılar emniyetli ve sağlam bulunmuştur.

Hasara uğrayan eğme numunesi, dupleks ek metalle tozaltı kaynağı yapılan 30 mm kalınlığındaki bağlantıdan çıkarılmıştır. 45° eğme açısında gevrek kırılma gözlenen numunede kırılma ergime çizgisini izlemekte ve dış fiberlerde kaynak metali ile keşismektedir. Bu kısımlardaki kırılma yüzeyinde özellikle basma tarafında ve çekme tarafında tane büyümesi gözlenmiştir. SEM incelemesi de 2 mm derinliğinde ve 3 mm uzunluğunda ve katılma çatlaklarına benzer görüntüde bir kenar çatlak olduğunu göstermiştir. Bu durumda bu kısımlarda iri taneli kaynak metalinde bu boyutlarda yer alan herhangi bir çatlak, kırılma başlangıcını tehlikesini güçlendirmekte olduğu aşikardır. Ayrıca, levha yüzeyine dik yönlendirilmiş uzun eşeksenli tanelerin üst pasoların konumunu da hasarın oluşması yönünde uyardığından pratikte dikkat edilmelidir.

7.4. Charpy Darbe Tokluk Özellikleri

Charpy darbe deneyinden elde edilen tüm değerler, 6. bölümde verilmiştir. 6 mm kalınlığındaki GMAW ve plazma kaynaklı bağlantılardan çıkarılan ve alt boyutlarda hazırlanan numuneler kullanılarak tokluk deneyleri yapılmıştır. Deneyden elde edilen sonuçlar, iki ile çarpıldığında standard 10 mm kalınlığındaki çentik darbe deney numuneleri kullanılması durumunda olası eşdeğer sonuçları öngörmede yardımcı olmaktadır.

Bu çalışmadan elde edilen tüm darbe tokluk deney sonuçları dikkate alındığında, referans test sıcaklığı olan -20°C'de yapılan deneylerde bazı kaynaklı bağlantılar yetersiz tokluk değerleri vermiştir. Eğer 27J ve 20J sırasıyla ortalama ve tekil değerler olarak kabul edildiğinde, bazı bölgeler için yetersiz ortalama değerler vermesi nedeniyle bazı kaynaklı bağlantıların tokluk değerlerinin zayıf olabileceği söylenebilir. Bunlar;

R9 (6 mm, ER309LSi elektrodla oluşturulan GMAW kaynaklı bağlantı), EÇ bölgesinde,

V (12 mm, ek metalsiz LAZER kaynaklı bağlantı), KM ve EÇ bölgesinde,

F9 (20 mm, E309LT0-4 özlü tellerle oluşturulan FCAW kaynaklı bağlantı), EÇ ve IEB'de,

A9 (20 mm, ER309L tellerle oluşturulan SAW kaynaklı bağlantı), EÇ ve IEB'de,

K9 (30 mm, E309LT-1 özlü tellerle oluşturulan FCAW kaynaklı bağlantı), EÇ'de,

PD (30 mm, dupleks tellerle oluşturulan SAW kaynaklı bağlantı), KM ve EÇ'de,

U9 (12 mm, E309LT-1 özlü tellerle oluşturulan FCAW kaynaklı bağlantı),

M9 (20 mm, E309L-16 elektrodla oluşturulan SMAW kaynaklı bağlantı), 12 Cr tarafında EÇ ve EÇ+2mm'de,

C9 (20 mm, ER309L tellerle oluşturulan SAW kaynaklı bağlantı), 12 Cr tarafında EÇ ve EÇ+2mm'de,

nispeten düşük tokluk değerleri elde edilmiştir. Bu bilgiler dikkate alındığında, elde edilen ortalama tokluk değerlerine göre, çentik darbe geçiş sıcaklıkları;

V kodlu bağlantı için oda sıcaklığının üzerinde,

B8, F9, A9, K9, PD, U9, M9 ve C9 kodlu bağlantılar için 0°C ve +10°C arasında,

R9 ve V9 kodlu bağlantılar için -10°C,

E6 kodlu bağlantı için -15°

B9 ve B6 kodlu bağlantılar için -20°C,

P9 kodlu bağlantı için -40°C'nin biraz daha altında,

(E9kodlu bağlantı için -50°C,

olarak EÇ veya IEB tokluk değerlerine bağlı olarak belirlenmiştir.

Dupleks elektrodla oluşturulan bağlantı için de KM tokluk değerleri de dikkate alınarak geçiş sıcaklık değerleri belirlenmiştir.

Lazer kaynaklı bağlantı için 30 dakikalık 690 C ve 750°C sıcaklıklarda iri taneli ergimiş kaynak metalindeki martenziti temperlemek amacıyla yapılan kaynak sonrası ısıl işlem sonucu da tokluk değerlerinde iyileşme görülmemiştir.

Moore 1997 tarafından yayımlanan çalışmada, yüksek ısı girdisi ve düşük soğuma hızları nedeniyle düşük tokluk değerleriyle karşılaşılabileceğinden tozaltı kaynağı bu tür çelikler için uygun görülmemektedir. Ancak yukarıdaki sonuçlardan da görüleceği

üzere tokluk değerleri dikkate alındığında 12 mm kalınlığında tozaltı kaynaklı bağlantıların -50°C'nin altındaki işletme sıcaklıklarında da kullanılabilir biçimde iyi tokluk özellikleri gösterdiği görülmektedir. Ayrıca elde edilen sonuçlar, 30 mm kalınlığındaki ER309L tellerle üretilen tozaltı kaynaklı bağlantı ve 12 mm kalınlığındaki ER309LSi veya ER316LSi ile üretilen gazaltı kaynaklı bağlantı da -20°C ile -40°C arasındaki çalışma sıcaklıklarında kullanılabilirliğini göstermiştir.

Çeşitli kombinasyonlarda genellikle EÇ+2 mm veya EÇ+5 mm'lik pozisyonlarda bir miktar sapma gözlenmiştir.

İlgili çentiklerin bazı durumlarda, kaynak metali, ergime çizgisi ve IEB mikroyapılarını örnekleyebileceği de vurgulanmalıdır.

Literatürde de doğrulanmakla birlikte, levha yüzeyine dik düz bir ergime çizgisi içeren lazer kaynaklı bağlantıyı içeren gözlemler de dahil, sapmalar genellikle ostenitik kaynak metali ve ferritik martenzitik esas metal arasındaki değişime bağlanmaktadır (Gooch ve Ginn 1988).

720°C ve 750°C'de 30 dakika süreyle yapılan kaynak sonrası ısıl işlem çentik darbe tokluğundaki sapmaları oldukça azaltmıştır. 12 mm kalınlığındaki kaynaklı levhalardan iki farklı pozisyonda çıkarılan numunelerde, sapmalar azalırken özellikle EÇ+5 mm pozisyonunda lazer kaynaklı levhalardan çıkarılan numunelerde aynı ısıl işlem uygulandıktan sonra bile deney sonuçlarında yine sapmalar görülmüştür.

Bir diğer ilginç sonuç ta R9, E9, E6, B9, U9 ve M9 gibi daha tok olan kaynaklı bağlantılardaki darbe tokluk değerlerinde sapma görülmemektedir.

Bunların yanısıra tokluk değerleri oldukça düşük olan lazer kaynaklı bağlantıların oda sıcaklığında eğme özellikleri oldukça iyi bulunmuştur. 180° eğme yapıldıktan sonra da çatlama görülmemiştir. Ayrıca talaşlı işlemeden sonra da ergimiş metaldeki eksiklik de çatlak genişlemesine neden olmamıştır. Bir kaynaklı bağlantının süneklik veya şekillendirilebilirliğinin değerlendirildiği ve deneylerden elde edilen sonuçlar her zaman darbe tokluk deneylerine ekstrapole edilemez.

7.5. CTOD Kırılma Tokluk Özellikleri

En az 20 mm kalınlığındaki kaynaklı levhalardan çıkarılan numuneler, KM ve EÇ'den çentik açılarak hazırlanmış ve -20°C'de CTOD kırılma tokluğu deneyine tabi tutulmuşlardır. Malzemenin CTOD tokluğu da deneysel olarak belirlenen üç değerden en düşük değer ile belirlenmektedir.

CTOD verileri ilgili tablolarda önceki bölümde verilmişti. Ayrıca bu tabloların başlıkları, daha önce darbe tokluk deneyi ile belirlenen sünek gevrek geçiş sıcaklık bilgilerini de kapsamaktadır. Bu çalışma için referans CTOD kırılma tokluk değeri olarak 0,10 mm alınmıştır.

CTOD sonuçları, yukarıda bahsedilen referans değerle kıyaslandığında daha az yeterli görünmektedir. Genellikle, kaynak metali tokluk değerleri iyi ile mükemmel arası bulunurken, P9 kodlu -40°C'nin altında geçiş sıcaklığı gösteren kaynaklı bağlantı bile 0,100 mm'nin üzerinde ergime çizgisi CTOD kırılma tokluğu değeri gösterememiştir. Dupleks paslanmaz çelik elektrodlarla yapılan benzer kaynaklı bağlantı ise kaynak metali için yüksek geçiş sıcaklığı göstermiş ve iyi kaynak metali değerleri vermiştir. Genel olarak kaynak metali kırılma tokluğu da ostenitik veya dupleks tür elektrodların kullanımına bağlı olarak oldukça iyi değerlerdedir.

Bu tür çelikte çentik darbe tokluğu ve kırılma tokluğu arasında belirgin bir korelasyon bulunmamaktadır.

7.6. Yorulma Dayanım Özellikleri

İlgili tablolarda ve şekillerde, önceki bölümde yorulma sonuçları verilmişti. Dört farklı gerilme aralığı üç tekrar deney yapılarak deneylerde kullanılmıştır. Numuneler 8.000.000 ($8 \cdot 10^6$) çevrime veya kırılma görülünceye kadar yorulma deneyine tabi tutulmuştur

Şekillerde gösterilen düz çizgiler malzemenin çekme dayanım değerlerine, örn. Alt çizgi 500 MPa, ve üst çizgi 600 MPa'a dayanmaktadır. Çekme dayanımının %90 ve %50 arasındaki gerilme değerlerinin yaklaşık $1.000 (1 \cdot 10^3)$ ve $1.000.000 (1 \cdot 10^6)$ çevrim ömür göstereceği kabul edilmektedir (Bannantine ve diğ. 1990).

Tozaltı ve lazer kaynaklı bağlantılar, 600 MPa çekme dayanımına dayanarak öngörülen yorulma direncine göre en yüksek yorulma dayanım değerleri göstermiştir. 28 MPa ve 280 MPa arasında yani 252 MPa gerilme aralığı mükemmel yorulma dayanımına karşılık gelen uzun veya en az 8.10^6 çevrim için uygulanabilir.

E9V3 kodlu numunenin daha kısa olan ömür süresi, talaşlı şekil vermeden sonra açıkça görülen ergime çizgisindeki hataya bağlıdır. Bu durumda, hatasız bir kaynak dikişinin de sonsuz ömre sahip olacağına inanılmaktadır.

SMAW kaynaklı bağlantı, 500 MPa ve 600 MPa arasındaki çekme dayanımı ile karşılaştırıldığında biraz daha düşük yorulma dayanımı göstermiştir. Bu durumda, istisnai olarak farklı yük kapasitelerine sahip olan test cihazları arasındaki olası sapmaları önlemek için tüm yorulma deneyleri, aynı test cihazında yapılmıştır.

B9 kodlu GMAW kaynaklı bağlantı ise, kaynak metalinin yüzeye yakın kısmında ergime çizgisinde bulunan uzamış hataların bulunmasına bağlı olarak 500 MPa çekme dayanımı ile kıyaslandığında daha düşük yorulma dayanımı göstermiştir. Bu durumda yorulma dayanımındaki bu azalma daha zayıf yorulma direnci olmasına bağlanmamalı, bunun yerine numunede bulunan herhangi bir hatanın ömür üzerindeki belirgin etkisine bağlanmalıdır.

Bu nedenle, numunelerin hazırlanması aşamasında, geometrik geçişteki herhangi bir hataların azaltılması için yorulmaya maruz kalan tasarımlar için keskin geçişlerin önlenmesi önerilmektedir.

Tüm yorulma numunelerinde kaynak metali taşkınlığı esas metale kadar giderildiği için, kaynak metali kalınlığında yerel bir azalma olmasına karşın, yorulma dayanımları ilgili kaynak dikişleri için olabilen en yüksek değerlerdir.

Yorulma numunelerinin bu şekilde işlenmesinin bir diğer nedeni de, aksi durumda yorulma dayanımının geometrik geçişlere bağlı olacağı ve bu nedenle de sonuçlarda ilave sapmalar görülebileceğidir. Buna ilaveten, birçok durumda bunun neden olduğu etkiyi sayısal bir faktör olarak temsil etmek için dönüştürme yapmanın oldukça güç olmasıdır.

Modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin yorulma davranışının sonucu olarak, kaynak hatalarının giderilmesi durumunda, mükemmel olduğu söylenebilir. Bu koşullar altında, yorulma dayanımı esas metal kadar yüksektir.

7.7. Mikroyapısal Özellikler

İlgili fotoğraflar tezin önceki bölümünde verilmişti. Makroyapı görüntüleri sertlik izleri giderildikten sonra çekilmiştir.

6 mm kalınlığındaki GMAW kaynaklı bağlantıdan çıkarılarak hazırlanan makro kesitinde yüz tarafında kaynak dikiş taşkınlığı düzgündür.

12 mm kalınlığındaki kaynaklı bağlantıların makro kesitleri düzenli kaynak dikiş profili göstermekle birlikte, kök kısmında alışılmamış kaynak metali taşkınlığı görülmektedir. Bu durum B9, B8 ve B6 kodlu GMAW kaynaklı numuneler için de geçerlidir.

E9 ve E6 tozaltı kaynaklı makrokesitlerde yüz kısmındaki dikiş görünümü oldukça geniş olmakla birlikte özellikle ER309L tür elektrodla yapılan bağlantının kaynak dikişi, 60° olarak V ağızı hazırlanan levha gözönüne alındığında asimetriktir.

Beklendiği üzere, lazer kaynaklı dikiş oldukça dar olmakla birlikte dikişteki içbükeylik, ek kaynak metali kullanılmamasına bağlıdır. Ergimiş metalde tane irileşmesi de açıkça görülmektedir. İki GMAW kaynaklı bağlantı ve bir tozaltı kaynaklı bağlantı da bir miktar açısız çarpılma göstermiştir.

20 mm kalınlığındaki FCAW kaynaklı dikiş te her iki yüzeyde de düzenli bir dikiş profili göstermektedir. A9 kodlu bağlantıdan çıkarılan makrokesitte görüldüğü üzere, dış yüzeylerde üst pasoların pozisyonundan ve nüfuziyet eksikliğinden dolayı dikiş profili oldukça geniştir.

K9 kodlu FCAW kaynaklı makrokesit de iki yüzeyde de normal bir dikiş taşkınlığı ve düzenli kaynak dikiş profili vermektedir. ER309L ek metallerle yapılan tozaltı kaynaklı bağlantılar da 90° açıyla ağız hazırlanmasından dolayı geniş dikiş profili

göstermektedir. Aynı durum 30 mm kalınlığındaki PD kodlu bağlantı için de geçerlidir.

12 mm kalınlığındaki farklı metal kaynaklı ve U9 kodlu bağlantının makrokesiti de birmiktar açısız çarpılmayla birlikte normal bir dikiş profili göstermektedir. Benzer durum M9 kodlu levha için de geçerlidir. Farklı metal kaynaklı C9 kodlu bağlantı ise levha yüzeyine dik ve düz ergime çizgisi özeliği göstermektedir. Kaynak dikişinin geniş olması da geniş kök aralığı uygulanmasına bağlıdır. İki dikiş te, çekme numune deneylerinin hazırlanmasında zorluk oluşturan açısız çarpılma göstermiştir.

Tüm makro ve mikroyapı görüntüleri, 12Cr tarafında ısıdan etkilenmiş bölgelerde bir miktar tane irileşmesi göstermektedir.

Tüm kaynak dikiş kesiti boyunca ölçülen sertlik sonuçları tablo ve şekillerle önceki bölümlerde verilmişti. Tablolarda, kaynak metali ve ısıdan etkilenmiş bölgelerde ölçülen maksimum değerler koyu renkle gösterilmiştir. Parantez içindeki değerler ise sol IEB ve sağ IEB'lerde 0,7 mm alt ve üstte ölçülen değerleri göstermektedir. İlgili şekillerdeki açık semboller de bu ölçümleri göstermektedir.

Tablo ve şekillerde farklı metal kaynaklı bağlantılar için verilen sertlik verileri de 12 Cr tarafından S355 tarafına doğru soldan sağa gelecek biçimde düzenlenmiştir. Bu da paslanmaz çeliklerin makroyapılarda sol tarafta gösterilme durumu ile uyumludur.

Maksimum IEB sertliğinin ergime çizgisinden uzak olması genel olarak doğrulanmış ve 270HV5 ile 300HV5 arasında ölçülmüştür. Kaynak metali sertlik değerleri ise 200HV5 ve 240HV5 arasında değişmektedir. İstisna olarak, A9 kodlu bağlantı makro kesitinden alınan sertlik ölçümlerinde yüz bölgesinde 320HV5, kök bölgesinde ise 303HV5 maksimum değerleri ölçülmüştür. Ve 316 tür elektrodlarla plazma kaynaklı 6 mm kalınlığındaki bağlantının kesitinde kaynak metalinde de 335 HV5 değeri ölçülmüştür. 316 tür ek metallerle hibrid kaynağı yapılan numunelerde ise sertlik verilerinde fazla bir artış görülmemiştir. Maksimum değer, 267HV5 olarak ölçülmüştür. Beklenildiği üzere, dupleks ek metalli bağlantıda (PD) kaynak metali ostenit tür ek metalli bağlantılara göre daha sert olmakla birlikte, değerler 230HV5 ile 250HV5 arasında değişmektedir.

Farklı metal kaynaklı bağlantılarda, yapı çeliği tarafındaki maksimum sertlik yaklaşık 350HV5 olmakla birlikte yalnızca M9 kodlu bağlantının makro kesitinde IEB kök kısmında ölçülmüştür.

7.8. Tane boyutu analizi

Darbe tokluğu ve mikroyapı arasındaki korelasyonu içeren araştırma sonuçları ilgili tabloda sunulmuştur. Tüm kaynaklı bağlantıların makro kesitleri, EÇ'ne komşu ve uzaktaki IEB bölgeleri mikroyapıları çeşitli pozisyonlarda taranarak araştırılmıştır. Yüzeyden orta kalınlığa kadar çeşitli kalınlık pozisyonlarında ASTM tane boyutları ölçülmüştür. İyi taneli bölgeler yüksek ASTM no.ları ile, iri taneli bölgeler düşük ASTM no.ları ile ifade edilmiştir.

Yöntemin uygulanmasından en doğru sonuçların alındığından emin olunması için de hem sağ hem de sol taraftaki ısıdan etkilenmiş bölgeler incelenmiş, böylece çentik açılan taraflardaki sonuç karışıklığının da önlenmesi amaçlanmıştır. Genel olarak, düşük ergime çizgisi darbe dayanım değerleri mikroyapı ile ilişkilidir.

30 mm kalınlığında tozaltı kaynaklı P9 kodlu bağlantı mikroyapısında ısıdan etkilenmiş bölgede tane irileşmesi gözlenmemiştir ve bu bağlantı düşük geçiş sıcaklığı ve yüksek tokluk özellikleri göstermektedir. Benzer biçimde yine tozaltı kaynaklı E9 kodlu bağlantı da en iyi darbe davranışı ve benzer ısıdan etkilenmiş bölge mikroyapısı göstermiştir.

Pagani ve Robinson tarafından elde edilen verilere de bağlı olarak, benzer durumda daha düşük tokluk gözlenmiştir ve kırılma yüzeylerinin incelemesi de kırılmanın taneler dışı ve gevrek kırılma özellikleri göstermiştir. IEB'de gevreklik ve zayıf tokluk özellikleri de tane büyümesi ile ilişkilendirilmiştir. Benzer durum Grobler tarafından yürütülen doktora tez çalışmasında da ve Meyer ve du Toit'nın ortak çalışmalarında ve Gooch ve Ginn tarafından da doğrulanmıştır (Meyer and du Toit 2001, Pagani and Robinson 1988, Gooch and Ginn 1988, Grobler 1987).

7.9. Ferrit Miktarı Analizi

Tüm kaynaklı bağlantıların kaynak bölgeleri ferrit yüzde analizine tabi tutulmuştur. Bu analizle elde edilen veriler, ferritik ve martenzitik yapıların ferromanyetik faz miktarlarının belirlenmesini sağlamaktadır.

Ölçülen minimum değer olan % 6,65, 316 tür elektrodlarla tozaltı kaynağı yapılan E6 kodlu 12 mm kalınlığındaki bağlantının kaynak bölgesinden elde edilirken maksimum değer ise ek kaynak metali kullanılmadan plazma kaynağı yapılan S kodlu bağlantıdan çıkarılan numuneler üzerinde, öngörüldüğü üzere, %92,67 olarak ölçülmüştür.

7.10. Korozyon Deneyleri

Atmosferik korozyona karşı direnci ölçmek amacıyla, kaynaklı bağlantılar tuz püskürtme ve blister deneylerine tabi tutulmuştur. Çoğu kaynaklı levhadan çıkarılan numuneler kaynak metali dikiş taşkınlığı giderilmeden ve yüz tarafından test edilmiştir. R9, F9 ve U9 kodlu bağlantılardan çıkarılan numuneler de kök tarafından test edilmiştir.

7.10.1. Tuz püskürtme korozyon özellikleri

Kaplanmış ve kaplanmamış koşuldaki numunelerin test edilerek çeşitli periyodlarla yapılan gözlemlerinden elde edilen sonuçlar daha önceki bölümde verilmişti. Her bir tablo, önceki periyoda göre herhangi bir kötüleşme veya yeni gözlemler olup olmadığını ve gözlemlerdeki değişiklikleri tanımlamaktadır. Kural olarak, tuz püskürtme deneyinde 1000 saat sonunda oluşan hasar 5 yıllık atmosferik korozyon sonucu oluşan hasara eşdeğer olacak biçimde ekstrapole edilebilir.

24, 350 ve 1000 saatlik test sürelerinden sonra, kaynak dikişlerindeki bazı değişiklikler ve sıralamanın, kişisel gözlemlere dayanarak oluşturulduğu dikkate alınmalıdır. Ayrıca buradaki amaç iyi veya kötü kombinasyonlar arasındaki ayırimdan ziyade dirençli ve daha az dirençli dikişler arasında ayırım yapılmasıdır.

Kaplanmamış koşuldaki numunelerin 24 saatlik test sonrasında, F9 kodlu bağlantıdan çıkarılan numune en dirençli, daha sonra V9, A9, R9, V ve PD kodlu

numuneler sıralanabilir. En az kısa dönem dirençli kombinasyonlar olarak B9, B8, B6, P9 ve E9 ve E6 kodlu numuneler sıralanabilir.

Uzun süreli korozyon deneyi sonrasında R9 kodlu numune en az hasarı göstermiştir, daha sonra A9, F9, ve V kodlu numuneler KM'de en fazla hasarı göstermiştir. Daha fazla korozyon hasarı V9, B6 ve PD kodlu bağlantılardan çıkarılan numunelerde görülmüştür. B9 ve B8'in daha çok korozyona uğradığı ve en az uzun dönem direncine sahip numunelerin E6, P9 ve E9 kodlu bağlantılardan çıkarılan numuneler olduğu saptanmıştır.

Bu durumda, kaplanmamış numunelerin kısa ve uzun dönem korozyon davranışları birleştirildiğinde, korozyon direncinin dikişler arasında farklılık ile birlikte, kullanılan ek metalin korozyon direnci üzerinde az miktarda etkisi olduğu gözlenmiştir. Burada istisna olarak 309 tür elektrodlarla oluşturulan kaynak dikişlerine göre dupleks ek metalle oluşturulan bağlantının kaplanmamış durumdaki korozyon direnci oldukça iyidir. Bu da korozyonun genellikle kaynak metalinden ziyade ısıdan etkilenmiş bölgede başlamasına bağlanabilir. Burada da yine lazer kaynaklı dikişin kaynak metalinden korozyona uğraması durumu istisnadır. Ve kaynak parametreleri ile koruma türü, atmosferik korozyon üzerinde ek kaynak metalinden daha etkili olmuştur. Burada lazer kaynaklı numunenin kaynak dikiş boyutunun sınırlı olmasından dolayı, diğer geniş boyutlu dikişlere göre daha iyi korozyon direnci gösterdiği söylenebilir.

Kaplanmış numunelerin kısa dönem korozyon davranışı incelendiğinde, E9, A9 ve F9 kodlu bağlantılardan çıkarılan numunelerin, çizik üzerinde kaynak dikişinin kaplanmamış kısımlarında küçük noktalar biçiminde korozyona uğradığı görülmüştür. 140 saat sonunda oluşan hasar artmıştır. 49 saat ve 141 saat arasındaki sürelerde de kaynak dikişlerinin kaplanmış kısımlarında da V9, E9 ve E6'da görüldüğü gibi bazı renklenmiş noktalar belirlenmiştir. V kodlu lazer kaynaklı bağlantıdan çıkarılan numune için ise çizgide oluşan blister boyut olarak daha sonra artmıştır.

1000 saatlik uzun dönem korozyon davranışında ise, F9'un oldukça dirençli, daha sonra da V9, PD, B6, B9, V ve F9 olarak belirlenirken E9 ve R9 kodlu bağlantılardan çıkarılan numuneler daha az dirençli bulunmuştur. En az korozyon dirençli numuneler ise B8 ve A9 kodlu bağlantılardan çıkarılmıştır.

Kaplanmış koşulda, kaynak dikişleri arasındaki ayırım yalnızca uzun süreli test sonucunda yapılabilmektedir. Uygulanan kaplamanın tüm kombinasyonlar için iyi bir koruma sağladığı açıkça görülmektedir, zira yalnızca çizilen kısımlarda hasar belirlenmiştir.

Kaplanmış durumda, ek kaynak metalinin etkisi gözlenmektedir. Zira 308LSi tellerle yapılan gazaltı kaynaklı bağlantıların korozyon direnci 309LSi tellerle yapılan bağlantılardan daha düşüktür. Bu durum, ayrıca dupleks tellerle yapılan tozaltı kaynaklı bağlantının korozyon direncinin ostenitik teller kullanılarak yapılan bağlantılardan daha iyi olması ile doğrulanmaktadır. 309 ve 316 tür elektrodlarla yapılan kaynaklı bağlantılarda korozyon direnci bakımından belirgin fark görülmemektedir. En az ergimiş kaynak metali içeren lazer kaynaklı bağlantı ise yalnızca 141 saatlik test sonucunda blister oluşumu göstermiştir. kaplanmış koşulda, kaynak yöntemi ve diğer kaynak koşullarının korozyon davranışı üzerinde belirgin etkisi görülmemiştir.

7.10.2. Blister korozyon özellikleri

Daha önceden belirtildiği gibi ilgili tablolar, bir önceki periyotta gözlenen duruma göre yenilik veya değişiklik olup olmadığını belirtmektedir. Hava sıcaklıkları da 0 C ile 42 C arasında değişmekle birlikte her gözlemde not edilmiştir, zira bu parametrenin korozyon direnci üzerinde büyük etkisi olabilmektedir.

B6, E9, E6, A9 ve PD, tüm kaynaklı bağlantı boyunca çizilmesine rağmen 2500 saat sonunda tamamen atmosferik korozyona karşı direnç göstermişlerdir. V ve F9, 360 saat sonunda küçük noktalar biçiminde lekeler göstermişlerdir. Bu küçük noktalar, ilk 360 saat ve 648 saat arasında B9, V9 ve R9'da çizik üzerinde gözlenmiştir. B8, F9 ve P9 da 360 saat sonunda çizik kısımda korozyona uğramalarına karşın, daha sonra hasarda artış görülmemiştir.

Blister testleri sonucunda, özellikle 316 veya dupleks tür elektrodlarla kaynak edilen bağlantılardan çıkarılan numunelerin yaz ve kış mevsimlerini kapsayan periyodlar sonucunda atmosferik korozyona karşı oldukça dirençli oldukları sonucuna varılmıştır. Ayrıca, 309 ek metallerle oluşturulan tozaltı kaynaklı bazı bağlantılar da

benzer davranışı göstermiştir. Lazer kaynaklı ve 309 tür elektrodlarla yapılan özlü tel ile kaynaklı bağlantılar da diğer dirençli bağlantılardır. Ancak bunların dışında kalan bağlantılar, hasarın artışına daha kolay zemin hazırlamışlardır. Aynı firma tarafından yapılan kaynaklı bağlantılar için de fazla farklılık gözlenmemiştir.

7.11. Ek kaynak metali türünün etkisi

Bu araştırma çalışmasından elde edilen sonuçlar, referans elektrod 309 ve 308, 316 ve dupleks tür elektrodlar ile oluşturulan modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin eş ve farklı metal kaynaklı bağlantılarının mekanik ve korozyon özelliklerini karşılaştırma olanağı sağlamıştır.

308 tür elektrodlarla yapılan kaynaklı bağlantılarda sertlik, 309 veya 316 türle yapılan bağlantılara göre 10HV5 ile 20HV5 arasında değer farklılığı göstermiştir. 308 ve 316 tür elektrodlarla da referans elektroda göre daha yüksek kaynak metali çekme dayanımı elde edilebileceği doğrulanmıştır. Diğer taraftan, 308 ile elde edilen akma dayanım değerleri 309'dan daha düşük olarak elde edilmiştir. Ancak 308 ile elde edilen bağlantılarda süneklik belirlenmiştir. En yüksek akma dayanım değerleri, süneklikte bir miktar azalma gösterse de 316 tür elektrodlarla oluşturulan kaynaklı bağlantılarda elde edilmiştir.

-20°C'de kaynak metali tokluk özellikleri üç türdeki elektrodlar için çok benzer değerler gösterse de ergime çizgisi için tokluk değerleri referans elektrod için diğer elektrodlara göre daha düşüktür.

Korozyon davranışı, özellikle kaplanmış ve çizilmiş koşulda elektrod türünden etkilenmektedir. Bu durumlarda daha düşük alaşım elementi içermesinden dolayı 309 tür elektrodlara göre dupleks veya 316 tür elektrodlar daha iyi korozyon direnci sağlamıştır.

Bu nedenle, 308 tür gibi daha ekonomik elektrodlar kullanılması durumunda, daha yüksek alaşımli 309 tür elektrodlara göre daha düşük akma dayanım değerleri elde edilir. Bu bakımdan, daha düşük korozyon direncinin gerekli olduğu ortamlarda daha ekonomik tür elektrodların kullanımı da gözönüne alınabilir. En yüksek çekme dayanım özellikleri ve yerel korozyon direnci 316 tür elektrodlarla sağlanmaktadır.

8. GENEL SONUÇLAR

Çok büyük çoğunluğu Belçika Kaynak Teknolojisi Enstitüsü Araştırma Merkezinde ve bir kısmı da CTAS-Paris'teki Araştırma Merkezinde gerçekleştirilmiş olan ve özellikle IWT ve birçok endüstriyel kuruluş tarafından desteklenmiş olan, oldukça geniş kapsamlı bir araştırma çalışması olan bu çalışma sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda verilmektedir:

EN 10088'e karşılık gelen, oldukça düşük karbonlu ve arayer elementi ve katışkı içeren modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği kullanılarak eş ve farklı metal kaynaklı alışımlı ve yeni kaynak yöntemleri- SMAW, GMAW, SAW, FCAW, PAW, lazer, hibrid (PAW+TIG), kullanılarak emniyetli kaynaklı bağlantılar, AISI 309, 308, 316 ve dupleks tür elektrotlar kullanılarak oluşturulabilir.

Çeşitli kaynaklı levhalar -40°C'ye ve hatta daha düşük sıcaklıklara kadar ısıdan etkilenmiş bölge darbe özellikleri gösterdiğini kanıtlamıştır ki bu da oldukça cesaret verici bir sonuçtur. Her ne kadar mikroyapıların ergime çizgisi veya ısıdan etkilenmiş bölgedeki çentik yerlerine karşılık gelmesini karmaşık olmasından dolayı, yapılan mikroyapı ve tane boyutu analizleri bu üstün kaynaklı bağlantıların ASTM no.ları 5 veya daha büyük tane boyutu özellikleri göstererek tane büyümesinin sınırlandırılabilceği gösterilmiştir.

-20°C'de minimum 20 mm kalınlığındaki eş ve farklı metal kaynaklı bağlantıların CTOD kırılma tokluğu deneyleri ergime çizgisi pozisyonlarında bazı yetersiz sonuçlar vermiştir. Bunun ve çentik darbe deney numunelerinde görülen bazı sapmaların da olası nedeni, test edilen malzemenin kaynak metali, ısıdan etkilenmiş bölge ve esas metal bölgelerini içermesi, dolayısıyla çentiğin kaynak dikişi kalınlığının tümünü kapsayacak biçimde açılmasıdır.

Çekme testinde ise mevcut kaynak dikişlerinde kaynak metali değerleri esas metal değerlerini aşmıştır.

Modifiye X2CrNi12 ferritik paslanmaz çeliğinin kaynaklı bağlantılarında yorulma numuneleri hazırlanırken, kaynak metali taşkınlığı uygun biçimde temizlenirse ve kaynak metalinden esas metale geçiş oldukça dikkatli yapılabilirse ayrıca kaynak hataları gözardı edilirse kaynaklı bağlantılarının yorulma dayanımı mükemmel durumdadır.

Isıdan etkilenmiş bölgedeki sertlik değerleri ise 300HV5 ile sınırlanabilmektedir. 12 mm kalınlığındaki X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin ek kaynak metali kullanılmadan yapılan lazer kaynaklı bağlantıları hatasız olarak elde edilebilmekle birlikte, 300HV5'in altında ancak daha sert ergimiş kaynak metali sertlik değerleri elde edilebilmektedir.

Bu paslanmaz çelikte kontrol edilmesi gerekli en önemli konu, ergime çizgisine yakın ısıdan etkilenmiş bölgelerdeki ısı çevrimin 1200 °C 'nin üzerindeki sıcaklıklarda, ısı girdisinin kaynak sırasında iyi kontrol edilmediği durumlarda oluşan tane büyümesinin azaltılmasıdır.

Tane büyümesi, çekme veya eğme özellikleri üzerinde olumsuz bir etki oluşturmamasına karşın, özellikle sıfırlı sıcaklıklardaki darbe tokluk özelliklerini etkileyebilmektedir. Bu da iri taneli mikroyapıya ve çentik boyunca varolabilen martenzit miktarına bağlanmaktadır.

Kaplanmış koşulda kaynaklı bağlantılar, yapay olarak hasara uğratıldığı durumlarda oldukça zor koşullar altında bile oldukça iyi atmosferik korozyon direnci göstermişlerdir. Öngörüldüğü üzere, yüksek alaşımlı ek kaynak metalleri daha ekonomik ve az alaşımlı elektrodlarla oluşturulan kaynaklı bağlantılara göre daha düşük korozyon direnci göstermişlerdir. Saf atmosfer koşullarında, tüm kaynak dikişleri bir kere başladıktan sonra daha ileri korozyon oluşumunu önleyebilmişlerdir. Mekanik olarak aşırı iyi özellikler gösteren bazı kaynaklı bağlantılar diğerlerine göre daha az korozyon direnci göstermişlerdir.

8.1. Endüstri tarafından uygulanabilecek yeni uygulamalar için sonuçların yorumlanması

Bu modifiye paslanmaz çeliğin kaynak yöntemleri ile kaynağı, yapısal uygulamalarda iyi özellikler oluşturacak biçimde ekonomik koşullarda

yapılabilmektedir. Olası tane büyümesine bağlı olarak, ısıdan etkilenmiş bölge tokluk değerlerini düşürmemek için dikkat edilmelidir. Bunu gerçekleştirmek için bir yöntem levha hazırlığını alışılmamış dikiş geometrisi verecek biçimde hazırlamak olabilir. Bu durum kaynak dikiş genişliğini artırsa da kaplanmış numunelerin korozyon direncini kötü yönde etkilemektedir.

Bu nedenle, alışılmış kalitesine göre artırılmış mekanik özellikleri ve iyileştirilmiş kaynak kabiliyeti özellikleri ile modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği, atmosferik korozyona karşı korunarak onlarca yıl boyunca 350 MPa garanti edilmiş akma dayanım özellikleri ile alaşımsız yapı çelikleri yerine kullanılabilir.

Endüstri için yeni olan taraf ise, bu paslanmaz çeliğin az koroziv ortamlarda çalışan köprüler, boru hatları, kazanlar gibi birçok kaynaklı tasarımda, veya kısımlarında, kullanılabilir. Yabancı rakiplere göre daha ekonomik tasarım olanağı sağlayacak olan bu çelik sayesinde firmalar, daha ekonomik çözümleri bu çalışmada bulabilirler. Bu çalışmada katkısı bulunan endüstriyel kuruluşlar ve bu tezin bulgularından yararlanabilecek olan kuruluşlar, olanakları ölçüsünde bu yeni tür paslanmaz çeliği nasıl ve hangi tür ek kaynak metalleri ile kaynak edebileceklerini öğreneceklerdir.

Ferritik paslanmaz çelikler, doğası gereği, üretiminde kontrol gerektirmekte ve bu nedenle bu tür çeliklerin üretilmesinde deneyimli, sıkı kalite kuralları ile çalışan ve güvenilir firmalarla işbirliği yapılması gerekmektedir. Zira bu da üretim sırasındaki ısı işlemlerden doğabilecek mekanik özelliklerdeki sapmayı önlemek ve düşük seviyelerde katışkı ile çeliğin üretilmesini sağlamak açısından da önemlidir.

Bu modifiye çelik, alaşımsız yapı çelikleri, martenzitik de daha pahalı ostenitik ve dupleks paslanmaz çelikler arasındaki ilginç konumu sayesinde, verimlilik ile nispeten daha düşük yatırım ve bakım giderleri ile uzun dönemde cazip çözümler sunmaktadır.

Esas amaç, mevcut EN10088:X2CrNi12 paslanmaz çeliğini daha yüksek dayanım, uygun atmosferik korozyon direnci ve kaynak kabiliyeti özellikleri ile iyileştirmek ve bu çeliğin üretiminde ve kaynağında ticari olarak gerçeğe dönüştürüleebilecek koşullar sunmaktır.

KAYNAKLAR

Aghion, E., Ferreira, J., "The Effect of Oxidizing Environments on High Temperature Fatigue Failure of 3Cr12 Alloy", *Canadian Metallurgical Quarterly*, **32**, 4, 369-374, Oct. - Dec. (1993).

Akita, M., Nakajima, M., Tokaji, K., Shimizu, T., "Fatigue Crack Propagation of 444 Stainless Steel Welded Joints in Air and in 3%NaCl Aqueous Solution", *Materials and Design*, **27**, 92-99, (2006).

Allen, C., Ball, A., Protheroe, B.E., "The Abrasive-Corrosive Wear of Stainless Steels", *Wear*, **74**, 2, 287-305, (1981).

Allen, C., Li, C.X., Bell, T., Sun, Y., "The Effect of Fretting on the Fatigue Behaviour of Plasma Nitrided Stainless Steels", *Wear*, **254**, 1106- 1112, (2003).

Ball A, Chauhan Y, Schaffer G.B, "Microstructure, Phase Equilibria and Transformations in Corrosion Resistant Dual Phase Steel Designated 3Cr12", *Materials Science and Technology*, **3**, 189-196, March (1987).

Balmforth, M.C., Lippold, J.C., "A Preliminary Ferritic- martensitic Stainless Steel Constitution Diagram", *Welding Journal*, **77**, 1, 1s- 7s, (1998).

Balmforth, M.C., Lippold, J.C., "A New Ferritic- Martensitic Stainless Steel Constitution Diagram", *Welding Journal*, **79**, 339s- 345s, (2000).

Bannantine, J.A., Comer, J.J., Handrock, J.L., "Fundamentals of Metal Fatigue Analysis", 150 pages, *Prentice Hall*, (1990).

Bartsch, M., Hoffmann, R., "Nichtrostende Stähle in der Papier Industrie", 22 pages, www.butting.de, (2006).

Beckitt, C., "New Age Utility Stainless Steels", *Welding and Metal Fabrication (UK)*, Vol. Suppl. *Stainless Today*, **6**, March (1994).

Bennett, P., "The Weldability of 12% Chromium Ferritic Corrosion-Resisting Steels", *Materials Australasia, Australia*, **23**, 5, 15-16, June (1991).

Blum, F., Comins N.R., Welss, B.Z., "The Influence of Microstructural Parameters on the Yield Stress and Fracture Toughness of 3Cr12 Steel" *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, **92**, 7, 185-193, July (1992).

Bredenkamp, P.J., van den Berg, G.J., "The Strength of Stainless Steel Built-up I section Columns", *Journal of Constructional Steel Research*, **34**, 2-3, 131-144, (1995).

Callaghan, B.G., "The Use of 3Cr12 as Reinforcing in Concrete", **Construction and Building Materials**, **7**, 3, 131-136, September (1993a).

Callaghan, B. G., "The Performance of a 12% Chromium Steel in Concrete in Severe Marine Environments", **Corrosion Science**, **35**, 5-8, 1535-1541, (1993b).

Carrouge, D., "Transformations in Supermartensitic Stainless Steels", PhD thesis, **University of Cambridge**, 195 pages, (2002).

Cary, H., "Modern Welding Technology", **Prentice Hall Inc., New Jersey Columbus, USA**, 801 pages, (2002).

Cash, G.A., Hope, G.A., Schweinsberg, D.P., "Localised Corrosion of High Alloy steels in Cane Sugar Juice", **Corrosion Science**, **33**, 5, 751-764, May (1992).

Castner, H.R., "Cause and Prevention of 12% Chromium Steel Fillet Weld Cracks", **Welding Journal**, 193s- 199s, July (1977).

Cavazos, J.L., "Characterization of precipitates formed in a ferritic stainless steel stabilized with Zr and Ti additions", **Materials Characterization**, **56**, 96 - 101, (2006).

Che´hab, B., Bre´chet, Y., Glez, J. C., Jacques, P.J., Mithieux, J.-D., Ve´ron, M., Pardoen, T., "Characterization of the high temperature tearing resistance using the essential work of fracture - Application to dual phase ferritic stainless steels", **Scripta Materialia**, **55**, 999 – 1002, (2006).

Chong, P.H., Liu, Z., Skeldon, P., Crouse, P., "Characterisation and Corrosion Performance of Laser Melted 3Cr12 Steel", **Applied Surface Sciences**, **247**, 362-368, (2005).

Davis, J.R., Davis & Associates, editors, ASM Specialty handbook- Stainless Steels, **American Society for Metals Materials Park**, (1994).

de Cooman, B.C., Speer, J.G., Ypshinaga, N., Pychmintsev, I.Y., "Fundamentals of Steel Products Metallurgy", **Vakgroep Metallurgie en Materiaalkunde, Faculteit Toegepaste Wetenschappen, Universiteit Gent**, 419 pages, (2005).

de Santana, I.J., Paulo, B., Modenesi, P.J., "High Frequency Induction Welding Simulating on Ferritic Stainless Steels", **Journal of Materials Processing Technology**, **179**, 1-3, 225-230, (2006).

Deleu, E., Dhooge, A., Taban, E., Kaluc, E., "Weldable 12Cr Ferritic Stainless Steel With Expanded Application", **IIW document IX-H-646-07**, (2007).

Deleu, E., Dhooge, A., van Haver, W., Kaluc, E., "Stainless Steel Type X2CrNi12 for Structural Applications- Weldability, Welding Technology and Properties of Welded Joints", Progress Report No. 3, BWI Document No. EDM05187, 11 January, (2006).
Dhooge A., Deleu, E., "12% Cr Roestvast Staal voor Primaire Constructies", **BIL/NIL Lassyposium, Het Pand, Ghent, Belgium, Session 7**, 25-30 November, (2005).

Dhooge A., Deleu, E., "Ferritic Stainless Steel X2CrNi12 with Improved Weldability for Structural Applications", ***Stainless Steel World 2005 Conference&Expo, Maastricht, Netherlands***, 160, 8-10 November, (2005).

du Toit M., Van Rooyen G.T., Smith D., "An Overview of the HAZ Sensitization and SCC Behaviour 12% Chromium Type 1.4003 Ferritic Stainless Steel", ***IIW Doc IX-2213-06, IIW Doc IX-H-640-06***, (2006).

Eckenrod, J.J., Kovach, C.W., "Development of a low-chromium stainless steel for structural application" in Lula R A (ed): Toughness of Ferritic Stainless Steels, ***ASTM STP 706***, 273 – 290, (1980).

Eriksson, J.I., Johansson, L., "Welding Procedures and Toughness of Weldments in Dual Phase 12% Cr Steel", JOM-8, ***The Int. Conference on the Joining of Materials***, 325- 334, Helsing, 12-14 May (1997).

Folkhard, E., "Welding Metallurgy of Stainless Steels", ***Wien- New York: Springer-Verlag***, (1984).

Gooch, T.G., Ginn, B.J., "Heat Affected Zone Toughness of MMA Welded 12%Cr Martensitic-Ferritic Steels", ***TWI Welding Institute Members Report 373/1988***, 32 pages, July (1988).

Gordon, W., Van Bennekom, A., "Review of Stabilisation of Ferritic Stainless Steels", ***Materials Science and Technology***, **12**, 126-131, February (1996).

Greef, M.L., du Toit, M., "Looking at the Sensitization of 11–12% Chromium EN 1.4003 Stainless Steels during Welding", ***Welding Journal***, **85**, 11, 243s- 251s, (2006).

Grobler, C., "Weldability studies on 12% and 14% chromium steels", ***PhD thesis, Univ. of Pretoria, South Africa***, (1987).

HICKS, P.D., Robinson, F.P.A., "The Aqueous Corrosion Behaviour of an Ion Implanted 12 % Chromium Steel", ***Corrosion Science***, **24**, 10, 885- 900, (1984).

Hoffman, J.P., "The Welding Metallurgy of a Titanium Stabilized 12 Percent Chromium Ferritic- Martensitic Steel", ***8410-014***, 305 - 318.

IAF- Editor, "Aerospace Engineering - Keeping the Planes Fly High", ***Welding and Metal Fabrication***, 18 – 22, July/ August, (2000).

Irvine, K.J., Crowe, D.J., Cantab, M.A., A.I.M., Pickering, F.B., "The Physical Metallurgy of 12% Chromium Steels", ***Journal of the Iron and Steel Institute***, 386-405, August, (1960).

Johansson, L., Eriksson, J., Hannerz, N.E., "Fracture Behaviour of Weldments in Low Carbon 12% Chromium Steels in Vehicle Applications", ***Supermartensitic Stainless Steels 99 Conference, 88- 100, Brussels***, (1999).

Kaltenhauser, R.H., "Improving the Engineering Properties of Ferritic Stainless Steels", ***Met. Eng. Quarterly***, **11**, 2, 41-47, May, (1971).

Kaluç, E., Taban, E., "Krom-Nikelli Paslanmaz Çelikler ve Modifiye Edilmiş Türleri" ***Metal Dünyası***, **163**, 124-133, Aralık (2006).

Kaluç, E., Taban, E., "Paslanmaz Çelikler, Geliştirilen Yeni Türleri ve Kaynak Edilebilirliği", Seminer Notları, ***TMMOB Makina Mühendisleri Odası Ankara Şubesi, Ankara***, 56 sayfa, 16 Mart (2007).

Kaluç, E., Tülbentçi, K., "Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği", Seminer Notları, ***KOU KATAEM***, 240 sayfa, Kocaeli, Mart (1998).

Karjalainen, P., Kyröläinen, A., Kauppi, T., Orava, U., "Mechanical Properties and Weldability of New 12Cr Type Stainless Steel Sheets", ***in Applications of Stainless Steels***, 225-234, Stockholm, (1992).

Karlsson, L., "Stainless Steels- Past, Present and Future", ***Svetsaren***, **1**, 47- 52, 2004.

Knutsen, R.D., "Influence of Compositional Banding on Grain Anisotropy in 3Cr12 Steel", ***Materials Science and Technology***, **8**, 621- 627, July (1992).

Knutsen, R.D., Ball, A., "The Influence of Inclusions on the Corrosion Behaviour of a 12 wt Percent Chromium Steel", ***Corrosion***, **47**, 5, 359-368, May (1991).

Korvink, S.A., van den Berg, G.J., van der Merwe, P., "Web-crippling of stainless steel cold formed beams", ***Journal of Constructional Steel Research***, **34**, 2-3, 225-248, (1995).

Kotecki, D.J., "Q and A", ***Welding Journal***, **84**, 9, 14, (2005).

Krauss, G., "Steels: Heat Treatment and Processing Principles", ***OH: American Society for Metals International Materials Park***, (1989).

Ladanova, E., "Microstructural Transformations and Carbide Precipitation in the HAZ of Supermartensitic Stainless Steels", PhD thesis, ***Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Trondheim***, (2003).

Lahti, K.E., Hanninen, H., Niemi, E., "Nominal Stress Range Fatigue of Stainless Steel Fillet Welds - the Effect of Weld Size", ***Journal of Constructional Steel Research***, **54**, 161–172, (2000).

Lippold, J.C., Kotecki, D.J., "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", ***John Wiley&Sons, Amerika***, 87, (2005).

Liu, Z., Chong, P.H., Skeldon, P., Hilton, P.A., Spencer, J.T., Quayle, B., "Fundamental Understanding of the Corrosion Performance of Laser Melted Metallic Alloys", ***Surface and Coatings Technology***, **200**, 5514- 5525, (2006).

Magnabosco, I., Ferro, P., Bonollo, F., Arnberg, L., "An investigation of Fusion Zone Microstructures in Electron Beam Welding of Copper – Stainless Steel", ***Materials Science and Engineering A***, **424**, 163- 173, (2006).

Man SIm, G., Ahn, J.C., Hong, S.C., Lee, K.J., Lee, K.S., "Effect of Nb Precipitate Coarsening on the High Temperature Strength in Nb Containing Ferritic Stainless Steels", ***Materials Science and Engineering A***, **396**, 159-165, (2005).

Marini, A., Knight, D.S., "The Use of 3Cr12 for Corrosion-Abrasion Applications in the Mining Industry", **Corrosion and Coatings SA**, 4-11, March (1995).

Marshall, A.W., Farrar, J.C.M., "**IIW Doc: IX-1975-00, IXH-494-2000**".

Maxwell, D.K., "Review of the Use of 3Cr12 Stainless Steel for Coal Wagon Bodies", **Materials Australia (Australia)**, 20–22, November- December, (1997).

Mc Ewan, J.J., Kincer, M.U., Scheers, P.V.T., White, R.T., "Intuition, case work and testing: A holistic approach to the corrosion of a 12% chromium steel in aqueous environments", **Corrosion Science**, 35, 1-4, 303-315, (1993).

McGannon, H.E., "The Making, Shaping and Treating of Steel", **Herbick&Held, United States Steel Corporation**, (1971).

Meadows, C., Fritz, J.D., "Understanding Stainless Steel Heat Affected Zones", **Welding Journal**, 84, 25-30, (2005).

Meyer, A. M., du Toit, M., "Interstitial Diffusion of Carbon and Nitrogen into Heat-Affected Zones of 11–12% Chromium Steel Welds", **Welding Journal**, 80, 275s-280s, December, (2001).

Moore, P., "3CR12-Welding the 12% Chromium utility stainless steel" Australasian **Welding Journal (Australia)**, Third Quarter, 42, 22-23, (1997).

Mursalo, N., Tullmin, M., Robinson, F.P.A., "The Corrosion Behaviour of Mild Steel, 3Cr12 and AISI Type 316L in Synthetic Minewaters", **Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy**, 88, 8, 249-256, August (1988).

NN, "3Cr12 in Action", **www.fortis-steel.ru**, April (2007).

NN, "3Cr12 Technical Data", **www.askzn.co.za**, 7, July (2006a).

NN, "American Utility Metals- Coal Extraction, Preparation, Handling", **www.3cr12.com**, July (2006b).

NN, "Stainless Steel- Grade 3Cr12", **www.azom.com**, July (2006c).

NN, "CLC 4003", **Arcelor Group, France, Product Catalogue**, (2004a).

NN, "Nirosta 4003", **Tyssen Krupp Nirosta, Germany**, October (2004b).

NN, "3Cr12 Technical Data", **Columbus Stainless, Technical data catalogue**, (2004c).

NN, "Wagons Roll", **Welding and Metal Fabrication**, 5, June (2001).

Oates, W.R., Saltta, A.M., - Editors, "Welding Handbook Vol. 4- Materials and Applications Part 2", **AWS, Ohio, Amerika**, 621 pages, (1998).

Orava, U.H., Karjalainen, L.P., Kyröläinen, A.J., "Impact toughness of heat affected zone in non-stabilised 12%Cr ferritic stainless steel welds", **1st European Stainless Steel Conference, Florence**, 2, 149-154, (1993).

Pagani, S.M., Robinson, F.P.A., "Microstructure and Mechanical and Electrochemical Properties of Martensitic Weld Deposits Developed for Welding of a 12% Chromium Duplex Stainless Steel" *Mater. Sci. Technol.*, **4**, 6, 554-559, June (1988).

Satyanarayana, V.V., Reddyb, G. M., Mohandas, T., "Dissimilar metal friction welding of austenitic-ferritic stainless steels", *Journal of Materials Processing Technology*, **160**, 128–137, (2005).

Sourmall, T., Bhadeshia, H.K.D.H., "Stainless Steels", Lecture Notes, University of Cambridge, 2002, www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002, February (2007).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., " Gas Metal Arc Welding of Modified X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel", *Kovove Materialy-Metallic Materials*, **45**, 2, 67-73, (2007a).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Microstructural Analysis and Structure-Property Relationship of SMAW Welded 12Cr Stainless Steel", *Metal Dünyası*, **166**, 68- 72 , Mart 2007b).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Microstructural Analysis and Structure-Property Relationship of SMAW Welded 12Cr Stainless Steel", *Deformasyon Sac İşleme (International Forming and Sheet Metal Technologies)*, **4**, 60- 64, Mart-Nisan 2007c.

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Fatigue Properties of SMAW, GMAW, SAW and LASER Welded X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel" *DVS GST 2006, Schweissen und Schneiden*, 74- 79, Germany, September (2006a).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Toughness Properties of Welded X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel" 11th. International Denizli Materials Symposium 2006, *Pamukkale University Engineering Faculty, Denizli. Proceeding Book*, 917- 921, Denizli, 19-21 April (2006b).

Taban, E., Deleu, E., Kaluc, E., Dhooge, A., "Submerged Arc Welding of Thick Ferritic Martensitic Stainless Steel with a Variety of Consumables", *Science and Technology of Welding and Joining*, (2007d). (in press).

Taban, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Kromlu Paslanmaz Çelikler ve Modifiye Edilmiş Türleri", *Metal Dünyası*, **160**, 116- 123, Eylül (2006c).

Thomas, C.R., "Structure and properties of a duplex ferritic- martensitic stainless steel"-Lula R A (Ed) *Duplex Stainless Steels, Conference Proceedings, ASM*, 649-664, (1983).

Thomas, C.R., "SX 3Cr12 - A Material for Abrasion-Corrosion Control", *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, **81**, 10, 298-302, (1981).

Thomas, C.R., Hoffmann, J.P., "Metallurgy of a 12 % Chromium Steel", in: Comins, N R and Clark J B (eds): *"Speciality Steels and Hard Materials" Conference*, 299-306, Pretoria, (1982).

Thomas, W.M., Threadgill, P.L., Nicholas, E.D., "The Feasibility of Friction Welding Steel", ***Science and Techn. of Welding and Joining***, **4**, 6, 365-372, (1999).

Topić, M., Allen C., Tait, R., "The effect of cold work and heat treatment on the fatigue behaviour of 3Cr12 corrosion resistant steel wire", ***International Journal of Fatigue***, **29**, 1, 49-56, January (2007).

Totemeier, T.C., Simpson, J.A., Tian, H., "Effect of weld intercooling temperature on the structure and impact strength of ferritic–martensitic steels", ***Materials Science and Engineering A***, **426**, 323 – 33, (2006).

Tullmin, M.A.A., Robinson, F.P.A., "Effect of Molybdenum Additions on the Corrosion Resistance of a 12% Chromium Steel", ***Corrosion Engineering***, **44**, 9, 664-670, September (1988).

van Bennekom, A., Potgieter, J.H., "An Examination of the Cause of Extensive Corrosion of the Shell of a 3Cr12 Conditioning Tower in a Cement Plant", ***Anti-Corrosion Methods & Materials***, **47**, 3, 152-155, (2000).

van Bennekom, A., Robinson, F.P.A., "Development of an Effective Color Etching Technique for Modified 3Cr12 Type Alloys", ***South African Journal of Science***, **88**, 4, 230-233, April (1992).

van Lelyveld, C., van Bennekom, A., "Autogeneously Welded 3Cr12 Tubing For Use in the Sugar Industry", ***Stainless Steel***, **16-17**, **September/October** (1995).

Veldsman, W.M., "Fracture Behaviour of 3Cr12", ***Stainless Steel***, **12-13**, **September / October** (1990).

Weiss, B.Z., Blum, F., Comins, N.R., "The Effect of Strain Rate and Temperature on the Yielding and Impact Behaviour of Dual Phase Chromium Containing 3Cr12 Steel", ***Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy***, **90**, 4, 85- 89, April (1990).

Wilke, F., "Hauptanwendungsgebiete von rostfreien Langprodukten", ***Edelstahlhandelsvereinigung Rostfrei Seminar, Krupp Edelstahlprofile***, **18 March** (2004).

Woollin, P., "Developments in Fusion Welding of Stainless Steels", ***Welding and Metal Fabrication***, **62**, 18- 26, (1994).

KİŞİSEL YAYINLAR

Taban, E., Kaluc, E., "Microstructural and Mechanical Properties of Double-sided MIG, TIG and Friction Stir Welded 5083- H321 Aluminium Alloy", **Kovove Materialy-Metallic Materials, Vol. 44**, Issue 1, 25-34, (2006)

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., " Gas Metal Arc Welding of Modified X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel", **Kovove Materialy-Metallic Materials, Vol. 45**, Issue 2,. 67-73, (2007).

Taban, E., Deleu, E., Kaluc, E., Dhooge, A., "Submerged Arc Welding of Thick Ferritic Martensitic Stainless Steel with a Variety of Consumables" **Science and Technology of Welding and Joining**, (accepted).

Taban, E., Kaluc, E., "Comparison Between Microstructure Characteristics and Joint Performance of Al 5086-H32 Alloy Welded by MIG, TIG and Friction Stir Welding Processes", **Kovove Materialy-Metallic Materials**, (accepted).

Kaluc, E., Taban, E., "Investigation on Mechanical and Microstructural Properties of TIG, MIG and Friction Stir Welded 5083-5086 Aluminium Alloys", **DVS GST 2005, Schweissen und Schneiden, September 2005, Essen, Germany**, 489-495, (2005).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Fatigue Properties of SMAW, GMAW, SAW and LASER Welded X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel", **DVS GST 2006, Schweissen und Schneiden, September 2006, Aachen, Germany**, 74- 79, (2006).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Toughness Properties of Welded X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel" **11th. International Denizli Materials Symposium 2006, Pamukkale University Engineering Faculty, Denizli. Proceeding Book, 19-21 April 2006, Denizli, Turkiye**, 917- 921, (2006).

Taban, E., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Fracture Properties of MIG, TIG and Friction Stir Welded 5086 Aluminium Alloy", **11th. International Denizli Materials Symposium 2006, Pamukkale University Engineering Faculty, Denizli. Proceeding Book, 19-21 April 2006, Denizli, Turkiye**, 922- 927, (2006).

Çelik, A., Alsaran, A., Karakan, M., Taban, E., "İyon Nitrürleme Sonrası Isıl İşlemin Yapısal ve Mekanik Özelliklere Etkisi", **9. Denizli Malzeme Sempozyumu 8-9-10 Mayıs 2002 Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Denizli, Bildiriler Kitabı**, 254-258, (2002).

Taban, E., Kaluc, E., "Çinko Kaplı Çeliklerin Kaynağında Ortaya Çıkan Problemler ve Giderilmesi", **Malzeme Bilimi ve Üretim Yöntemleri Sempozyumu (MBÜY 2003), Bildiriler Kitabı,. Ege Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, 15- 17 Ekim 2003, Atatürk Kültür Merkezi, İzmir**, 322- 331, (2003).

Taban, E., Kaluc, E., "Petrol ve Doğalgaz Boru Hatlarının Yapımında Kullanılan Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynak Edilebilirliği", Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi, Bildiriler Kitabı, **TMMOB Makina Mühendisleri Odası İzmit Şubesi, 24- 25 Ekim 2003, KOÜ Derbent Uygulama Oteli, Kocaeli**, 257- 267, (2003).

Taban, E., Kaluc, E., "Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler, Kaynak Kabiliyetleri ve Korozyon Davranışları", **10. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 14-15- 16 Nisan 2004 Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Denizli**, 989-1000, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Petrol ve Doğalgaz Boru Hatlarının Yapımında Kullanılan Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynak Edilebilirliği", **Metal Dünyası, Mayıs 2004, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, Sayı: 132, s. 77- 83, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Elektron Işın Kaynağındaki Gelişmeler", **MakinaTek, Haziran 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 102- 110, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler, Kaynak Kabiliyetleri ve Korozyon Davranışları", **Metal Dünyası, Haziran 2004, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, Sayı: 133, 117- 125, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynağı ve Endüstriyel Uygulamaları", **Metal Dünyası, Ağustos 2004, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, Sayı 135, 79- 84, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Laser Işını ile Kaynak Yöntemi", **MakinaTek, Ağustos 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 76- 85, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Sürtünen Eleman ile Birleştirme Kaynağında (FSW) Kaynak Bölgesinin Mikroyapısal Özellikleri", **Metal Dünyası, Eylül 2004, Sayı 136, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 131- 140, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Petrol ve Doğalgaz Boru Hatlarının Yapımında Kullanılan Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynak Edilebilirliği", Mühendis ve Makina, Eylül 2004, Cilt 45, Sayı 536, **TMMOB Makina Mühendisleri Odası Yayını, Ankara**, s. 26- 37 (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Plazma Arkı ile Kaynak ve Endüstriyel Uygulamaları" Bölüm I, **MakinaTek, Ekim 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 116- 123, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Plazma Arkı ile Kaynak ve Endüstriyel Uygulamaları" Bölüm II, **MakinaTek, Kasım 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 97- 101, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynaklı EN AW-5083 Alüminyum Alaşımı Bağlantılarının Mekanik ve Mikroyapısal Özellikleri", **Metal Dünyası, Ekim 2004, Sayı 137, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 125- 130, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynaklı EN AW-5086 Alüminyum Alaşımı Bağlantıların Mekanik ve Mikroyapısal Özellikleri", **Metal Dünyası, Kasım 2004, Sayı 138, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 63- 68, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Katı Oksit Yakıt Pillerindeki Gelişmeler", **Metal Dünyası, Aralık 2004, Sayı 139, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 95- 101, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Yakıt Pilleri ve Endüstriyel Uygulamaları", **MakinaTek, Aralık 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 120- 127, (2006).

Taban, E., Kaluc, E., "Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynaklı EN AW-5083- EN AW-5086 Alüminyum Alaşımı Bağlantıların Mekanik ve Mikroyapısal Özellikleri", **Metal Dünyası, Ocak 2005, Sayı 140, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 84- 90, (2005).

Taban, E., Kaluc, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları- Endüstriyel Uygulama Alanları", **Metal Dünyası, Şubat 2005, Sayı 141, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 107- 114, (2005).

Taban, E., Kaluc, E., "EN AW-5083-H321 Alüminyum Alaşımının MIG, TIG ve Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynaklı Bağlantılarının Mekanik ve Mikroyapısal Özellikleri", **Mühendis ve Makina, Şubat 2005, Cilt 46, Sayı 541, TMMOB Makina Mühendisleri Odası Yayını, Ankara**, 40- 51, (2005).

Taban, E., Kaluc, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımların Standard Gösterimleri", **MakinaTek, Mart 2005, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 178- 185, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., "Doğalgaz Boru Hatlarında Kullanılan Polietilen Boruların Kaynağı- Bölüm 1: Elektro ergitme Kaynağı", **MakinaTek, Nisan 2005, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, s. 118- 125.

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynak Kabiliyeti", **Metal Dünyası, Nisan 2005, Sayı 143, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 154- 162, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., "Doğalgaz Boru Hatlarında Kullanılan Polietilen Boruların Kaynağı- Bölüm 2: Alın ergitme ve ekstrüzyon Kaynağı" **MakinaTek, Mayıs 2005, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 118- 124, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının MIG Kaynağı", **Metal Dünyası, Mayıs 2005, Sayı 144, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 130- 141, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., "Termit Kaynağı ve Uygulama Alanları", **MakinaTek, Kasım 2005, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 116-121, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., Dhooge, A., "Elektrocuruf Kaynağı ve Endüstriyel Uygulamaları", **Metal Dünyası, Ocak 2006, Sayı 156, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 100-106 (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının TIG Kaynağı- Bölüm 1", **MakinaTek, Mayıs 2006,. Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 118- 124, (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının TIG Kaynağı- Bölüm 2", **MakinaTek, Haziran 2006,. Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 122- 126, (2006).

Taban, E., Kaluc, E., "Paslanmaz Çeliklerin Laser Kaynağı", **Metal Dünyası, Haziran 2006, Sayı 157, , Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 96- 103, (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı İçin Kaynak Ağızlarının Hazırlanması- Bölüm 1", **MakinaTek, Temmuz 2006, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 106- 110, (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı İçin Kaynak Ağızlarının Hazırlanması- Bölüm 2", **MakinaTek, Ağustos 2006, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 116- 121, (2006).

Taban, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Kromlu Paslanmaz Çelikler ve Modifiye Edilmiş Türleri", **Metal Dünyası, Eylül 2006, Sayı 160, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 116-123, (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Krom-Nikelli Paslanmaz Çelikler ve Modifiye Edilmiş Türleri" **Metal Dünyası, Aralık 2006, Sayı 163, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 124-133, (2006).

Taban, E., Kaluc, E., "Havacılık, Uzay, Taşıt ve Gemi Yapım Endüstrilerinde Kullanılan Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynak Yönteminin Esasları", **MakinaTek, Aralık 2006, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 52- 57, (2007).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alaşımlarının Plazma Ark Kaynağındaki Gelişmeler" **Metal Dünyası, Ocak 2007, Sayı 164, Prestij Yayıncılık, İstanbul**. s. 104-112, (2007).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Microstructural Analysis and Structure-Property Relationship of SMAW Welded 12 Cr Stainless Steel", **Metal Dünyası, Mart 2007, Sayı 166, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 68- 72, (2007).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Microstructural Analysis and Structure-Property Relationship of SMAW Welded 12 Cr Stainless Steel", **Deformasyon Sac İşleme (International Forming and Sheet Metal Technologies) Mart-Nisan 2007, Sayı 4, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 60- 64, (2007).

Kaluc, E., Taban, E., "Sürtünen Eleman ile Kaynak (FSW) Yöntemi Makinaları- Bölüm I: Alışılmış FSW Makinaları", **MakinaTek, Mart 2007, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 100- 105, (2007).

Kaluc, E., Taban, E., "Sürtünen Eleman ile Kaynak (FSW) Yöntemi Makinaları Bölüm 2.- Özel Geliştirilmiş FSW Makinaları", **MakinaTek, Nisan 2007, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, (2007).

Kaluc, E., Taban, E., "İleri Kaynak Teknolojisi Ders Notları", **Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Yayın No: 138, 189 sayfa, Nisan 2004, Kocaeli**, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Elektrik Direnç Kaynak Yöntemleri", **Assan Hyundai Fabrikası, Kocaeli**, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Doğalgaz Boru Hatlarında Kullanılan Polietilen Boruların Kaynağı" Polietilen Doğalgaz Boru Kaynakçısı Eğitim ve Uygulama (Sertifikasyon)

Programı Kursu Notları, **KOÜ KATAEM- TMMOB Seminer Salonu, 18 Haziran 2004, Kocaeli**, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Paslanmaz Çeliklerin Örtülü Elektrod İle Ark Kaynağı Seminer Notları", **İstanbul Döküm San. Ve Tic. Ltd. Şti. Eğitim Salonu, Gebze/ Kocaeli (2004)**.

Kaluc, E., Taban, E., "Örtülü Elektrod İle Ark Kaynağı ve MIG/MAG Gazaltı Kaynağı Seminer Notları", **Polteknik Endüstri Ürünleri İnşaat Tic. A.Ş. Eğitim Salonu, Körfez/Kocaeli**, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Paslanmaz Çelikler, Yeni Geliştirilen Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri", Söyleşi Notları, **MMO Ankara Şubesi Seminer Salonu, 16 Mart 2007, Ankara**, (2007).

ÖZGEÇMİŞ

1980 yılında Erzurum'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini takiben 1998 yılında girdiği Atatürk Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü'nden 2002 yılında Makina Mühendisi olarak mezun oldu. 2002- 2004 yılları arasında, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makina Mühendisliği Anabilim Dalında Prof. Dr. Erdinç KALUÇ danışmanlığında yüksek lisans öğrenimini tamamladı ve aynı yıl aynı bölümün doktora programına Prof. Dr. Erdinç KALUÇ danışmanlığında başladı. Ağustos 2005 ve Ekim 2006 arasında Belçika Kaynak Teknolojisi Enstitüsü Araştırma Merkezi'nde misafir araştırmacı ve Gent Üniversitesi'nde Prof. Ir. Alfred DHOOGHE danışmanlığında değişim öğrencisi olarak bulundu. 2002 yılından beri, Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makina Mühendisliği Bölümü, Makina Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Anabilim Dalında araştırma görevlisi olarak çalışmaktadır. Kaynak teknolojisi, kaynak kabiliyeti, kaynak metalurjisi ve malzeme bilimi konularında yaklaşık 50 adet uluslararası ve ulusal makale, bildiri, seminer ve ders notları bulunmaktadır.

KOCAELI UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCE

**WELDABILITY AND PROPERTIES OF MODIFIED 12 CR
FERRITIC STAINLESS STEEL FOR STRUCTURAL
APPLICATIONS**

PHD DISSERTATION

Mech. Eng. Emel TABAN (MSc)

Department: Mechanical Engineering
Supervisor: Prof. Dr. Erdinç KALUÇ
Co-Supervisor: Prof. Ir. Alfred DHOOGHE

KOCAELI, 2007

**KOCAELI UNIVERSITY GRADUATE SCHOOL OF NATURAL
AND APPLIED SCIENCE**

**WELDABILITY AND PROPERTIES OF MODIFIED 12 CR
FERRITIC STAINLESS STEEL FOR STRUCTURAL
APPLICATIONS**

PHD DISSERTATION
Emel TABAN (ME MSc)

Submission date to the Institute: 21 May 2007

Defence exam date: 13 July 2007

Supervisor

Prof.Dr.Erdinç KALUC

(.....)

Co-supervisor

Prof.Ir. Alfred DHOOGHE

(.....)

Member

Prof.İbrahim UZMAN

(.....)

Member

Prof.Dr.Şadi KARAGÖZ

(.....)

Member

Prof.Dr.Gürel ÇAM

(.....)

KOCAELI, 2007

PREFACE and ACKNOWLEDGEMENTS

This work, concerning the weldability, welding and properties of the several welded joints of modified X2CrNi12 stainless steel, has been accomplished mainly at the Research Center of the Belgian Welding Institute, University of Ghent, CTAS- Paris and Kocaeli University between 2004 and 2007. This work has mainly supported by the collective research project at the Research Center of Belgian Welding Institute. In addition to this project, another study programme was carried out and supported by CTAS- Paris and SE-Industries. So the thesis includes all results of both comprehensive studies.

This thesis has been written in two languages: English and Turkish, upon the Senate Resolution No. 2007/4 of Kocaeli University dated 22.03.2007.

Prof. Dr. Erdinç KALUÇ, who has been the supervisor during the whole period of my study, has indeed lighted the way and future of my all career since I started as his assistant. His encouragement and support have been invaluable. I would like to acknowledge Prof. Dr. Alfred DHOOGHE- Director of the Belgian Welding Institute and Professor of the Mechanical Eng. Dept. of University of Ghent, who has been co-supervisor of the thesis, has given a big effort and support for this work. I would like to say how grateful I am to my both supervisors, for sharing their deep knowledge with me and valuable advice, for their inspiration, guidance and encouragement.

I would like to thank to my project leader Ir. Eddy Deleu without whom this work never could be completed so succesfully. Very much thanks for his help, support, valuable criticism and interesting discussions. I am deeply thankful to both Prof. Dhooge and Ir. Eddy Deleu for including me into a very interesting project and refreshing ideas. Very much acknowledgements to all colleagues and friends at the Research Center of the Belgian Welding Institute and University of Ghent for their support and help, for the experiments and their valuable friendships.

I would like to acknowledge to all companies and partners: Industeel, Aelterman, Bombardier Eurorail, Buyk Steel Constructions, COEK Engineering, CMI Energy Services, CTAS- Paris, ESAB, Infrabel, Lincoln Smitweld, Ministerie van de Vlaamse Gemeenschap, OCAS, Remytole, SE Industries, TUC-Rail, University of Gent, VCLS/CPS, VITO, Vyncke and WTCM.

My sincere gratitude to Ir. E. Sterkx for his kind help and support during my additional study in CTAS in Paris and thanks to him for providing the possibility of hybrid welding of the material used in the present study. Very much thanks to A. Taghon for his support about the plasma welding for the additional study.

And finally, I am deeply grateful to my family for their sincere support through all these years.

I wish the results of my thesis to be useful for all science world and for industry.

CONTENTS

PREFACE and ACKNOWLEDGEMENTS	i
CONTENTS.....	ii
FIGURE CONTENTS	iv
TABLE CONTENTS	viii
ÖZET.....	xii
ABSTRACT	xiii
1. INTRODUCTION.....	1
2. STAINLESS STEELS	8
2.1. Introduction.....	8
2.2. Physical and Mechanical Properties of Stainless Steels	11
2.3. History of Stainless Steels	12
2.4. Production of Stainless Steels	15
2.5. Types of Stainless Steel and Their Application	16
2.6. Ferritic Stainless Steels	19
2.6.1. Standard Alloys and Consumables	20
2.7. Constitution diagrams	22
2.7.1. Fe-Cr system.....	22
2.7.2. Fe-Cr-C system.....	24
3. LITERATURE ON 12% CR STEELS AND EXPERIMENTAL STUDIES	26
3.1. Lean Alloyed Stainless Steels.....	26
3.1.1. Introduction to 3Cr12 stainless steel	28
3.1.2. Microstructure and phase balance	32
3.1.3. Mechanical properties.....	40
3.1.4. Corrosion resistance.....	41
3.1.5. Physical properties	42
3.1.6. Welding properties.....	42
3.1.7. Industrial applications for 3Cr12.....	45
3.1.8. Experimental studies about 3Cr12	57
3.2. EN 1.4003 Stainless Steel	64
3.2.1. Experimental Studies about 1.4003 Steel	70
4. AIM AND PLAN OF THE STUDY	74
5. EXPERIMENTAL STUDIES.....	78
5.1. Material.....	79
5.2. Welding procedures of the modified X2CrNi12 stainless steel	80
5.2.1. Welding of 6 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates.....	80
5.2.2. Welding of 12 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates.....	81
5.2.3. Welding of 20 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates.....	84
5.2.4. Welding of 30 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates.....	85
5.2.5. Welding of 12 mm thick 12 Cr to S355 steel	85
5.2.6. Welding of 20 mm thick 12 Cr to S355 steel	86
5.2.7. Selection of consumables for the base metals	86
5.3. Chemical Analysis	88
5.4. Tensile Testing	89
5.4.1. Transverse tensile testing of flat test samples.....	89
5.4.2. All weld metal tensile properties of cylindrical test samples	89

5.5. Bend Testing	89
5.6. Charpy Impact Toughness Testing	89
5.7. CTOD Fracture Toughness Testing	90
5.8. Fatigue Testing.....	91
5.9. Microstructural Analysis	93
5.10. Grain Size Analysis.....	93
5.11. Ferrite Content Analysis.....	93
5.12. Corrosion Testing	94
5.12.1. Salt spray corrosion testing.....	94
5.12.2. . Blister corrosion testing.....	94
6. EXPERIMENTAL RESULTS.....	95
6.1. Chemical Analysis	95
6.2. Transverse Tensile Test Results.....	96
6.3. All Weld Metal Tensile Test Results of Cylindrical Test Samples	105
6.4. Bend Test Results of the Similar and Dissimilar Welds.....	107
6.5. Charpy Notch Impact Toughness Test Results	112
6.6. CTOD Fracture Toughness Test Results	133
6.7. Fatigue Test Results	145
6.8. Microstructural Analysis	154
6.9. Hardness Measurement Results.....	174
6.10. Correlation Between Grain Size and Impact Toughness.....	194
6.11. Ferrite Percentage Measurements.....	195
6.12. Corrosion Test Results	196
6.12.1. Salt Spray Test Results	196
6.12.1.1. Salt Spray Test Results of Uncoated Samples.....	196
6.12.1.2. Salt Spray Test Results of Coated Samples	202
6.12.2. Blister Test Results.....	208
7. DISCUSSION	215
7.1. Chemical Analysis	215
7.2. Tensile Properties.....	216
7.2.1. Transverse tensile properties.....	216
7.2.2. All weld metal tensile properties of cylindrical test samples	216
7.3. Bend Properties.....	217
7.4. Charpy Impact Toughness Properties.....	218
7.5. CTOD Fracture Toughness Properties.....	221
7.6. Fatigue Properties	222
7.7. Microstructural Properties	223
7.8. Grain Size Analysis.....	225
7.9. Ferrite Content Analysis	226
7.10. Corrosion Testing	226
7.10.1. Salt spray corrosion properties	227
7.10.2. Blister corrosion properties	229
7.11. Effect of filler metal type.....	229
8. CONCLUSIONS	231
8.1. Implementation of results for innovative applications by industry	233
REFERENCES	235
PERSONAL PAPERS	242
CURRICULUM VITAE	247

FIGURE CONTENTS

Figure 2.1: World production of stainless steel	9
Figure 2.2: Stainless steel family of alloys	17
Figure 2.3: Fe- Cr binary equilibrium phase diagram	23
Figure 2.4: Gamma loops formed in various binary systems of iron	24
Figure 2.5: Effect of carbon on the expansion of γ loop	25
Figure 3.1: a) The HAZ of a 12%Cr low carbon ferritic/martensitic steel, b) The effect of martensite content on HAZ impact toughness.....	34
Figure 3.2: 3Cr12 as received and etched with 10% oxalic acid.....	35
Figure 3.3: a) Structure of 3Cr12 in the hot rolled condition showing banded ferrite and martensite morphology, b) annealed 3Cr12 with equiaxed grains of ferrite and small cuboid precipitates of titanium carbonitride.....	35
Figure 3.4: Balmforth constitution diagram with a rectangle of 3Cr12 compositions of varying Ti and Ni.....	37
Figure 3.5: Effect of FF on volume fraction of martensite in steels quenched from 1000 °C.....	38
Figure 3.6: Effect of Ni on 12% Cr steel. Results from eight melts designated A-I are shown.....	39
Figure 3.7: DBTT of 3Cr12 tested after welding.....	43
Figure 3.8: Tonne Coal Wagon as used on the line between Duvha Open Cast Mine and Middleburg Mine Services.....	48
Figure 3.9: Interior of an 82 Tonne CCL Jumbo Wagon.....	48
Figure 3.10: Coal wagons for Q-rail, Queensland rail company, the subject of a A\$40M order for stainless steel plate and coil and welding wire	49
Figure 3.11: A coal wagon produced from 3Cr12 steel used in Australia	49
Figure 3.12: DAF Thickener built in 1989 for the Middelburg Municipality.....	50
Figure 3.13: a) TFM Bus in 2004, b) View of 3Cr12 framework underneath bus. approximately 10 years old.....	51
Figure 3.14: A bus with the use of 12% Cr stainless steel.....	51
Figure 3.15: The Dodgem car arena.....	52
Figure 3.16: 6 x 1000 x 200mm 3Cr12 plates bolted to the dodgem car floor	52
Figure 3.17: View of the X-Grid layers inside the cooling tower after 20 years service. Diameter is approximately 52 meters	53
Figure 3.18: Welded areas with no significant corrosion	54
Figure 3.19: Trams built with 3Cr12 frame and bodywork	54
Figure 3.20: Scalding juice heater cover. Note the condition of the carbon steel vs 3Cr12.....	55
Figure 3.21: Optical micrograph of the 3Cr12 heat treated at 850 °C for 2hrs and followed by oil quenching.....	62
Figure 3.22: Vertical section of the ternary Fe-Cr-C phase diagram for 1.4003 steel.....	68
Figure 3.23: The HAZ microstructure of 1.4003 steel after welding.....	69
Figure 3.24: Macrosections of double sided FS welded a) 12%Cr steel, b) low C steel, c) dissimilar 12% Cr and low C steel weld.....	70

Figure 3.25: Fatigue strength in bending of 1.4003, MAG welded.....	71
Figure 3.26: Microstructure of the as-received EN1.4003 grade	72
Figure 3.27: Schematics of the heat treatments and resulting microstructures: (a) HT1 and (b) HT2	72
Figure 6.1: Fractographs of R9TT1 and R9TT2 specimens	96
Figure 6.2: Fractographs of STT1, S6TT1 and S6TT2 specimens	96
Figure 6.3: Fractographs of V9TT1 and V9TT2 specimens.....	98
Figure 6.4: Fractographs of B9TT1 and B9TT2 specimens.....	98
Figure 6.5: Fractographs of B8TT1 and B8TT2 specimens.....	98
Figure 6.6: Fractographs of B6TT1 and B6TT2 specimens.....	99
Figure 6.7: Fractographs of E9TT1 and E9TT2 specimens.....	99
Figure 6.8: Fractographs of E6TT1 and E6TT2 specimens.....	99
Figure 6.9: Fractographs VTT1 and VTT2 specimens	100
Figure 6.10: Fractographs of L9TT1 and L9TT1b specimens.....	100
Figure 6.11: Fractographs of F9TT1 and F9TT2 specimens	101
Figure 6.12: Fractographs of A9TT1 and A9TT2 specimens.....	101
Figure 6.13: Fractographs of K9TT1 and K9TT2 specimens.....	102
Figure 6.14: Fractographs of P9TT1 and P9TT2 specimens.....	102
Figure 6.15: Fractographs of PDDT1 and PDDT2 specimens.....	102
Figure 6.16: Fractographs of U9TT1 and U9TT2 specimens	103
Figure 6.17: Fractographs of M9TT1 and M9TT2 specimens.....	104
Figure 6.18: Fractographs of C9TT1 and C9TT2 specimens	104
Figure 6.19: SEM images and EDX analysis of PDR1 bend test sample	110
Figure 6.20: Notch impact toughness of the R9 welded joint	112
Figure 6.21: Notch impact toughness of the PAW joint without filler metal.....	113
Figure 6.22: Notch impact toughness graph of the S6 welded joint.....	114
Figure 6.23: Notch impact toughness graph of the V9 welded joint.....	115
Figure 6.24: Notch impact toughness graph of the B9 welded joint.....	116
Figure 6.25: Notch impact toughness graph of the B8 welded joint.....	117
Figure 6.26: Notch impact toughness graph of the B6 welded joint.....	118
Figure 6.27: Notch impact toughness graph of the E9 welded joint.....	119
Figure 6.28: Notch impact toughness graph of the E6 welded joint.....	120
Figure 6.29: Notch impact toughness graph of the V welded joint.....	121
Figure 6.30: Notch impact toughness graph of the L9 welded joint	122
Figure 6.31: Notch impact toughness graph of the L6 welded joint	123
Figure 6.32: Notch impact toughness graph of the F9 welded joint.....	124
Figure 6.33: Notch impact toughness graph of the A9 welded joint.....	125
Figure 6.34: Notch impact toughness graph of the K9 welded joint.....	126
Figure 6.35: Notch impact toughness graph of the P9 welded joint.....	127
Figure 6.36: Notch impact toughness graph of the PD welded joint	128
Figure 6.37: Notch impact toughness graph of the U9 welded joint	129
Figure 6.38: Notch impact toughness graph of the M9 welded joint (Face part) ...	130
Figure 6.39: Notch impact toughness graph of the M9 welded joint (Root part) ...	131
Figure 6.40: Notch impact toughness graph of the C9 welded joint (Face part) ...	132
Figure 6.41: Notch impact toughness graph of the C9 welded joint (Root part)....	132
Figure 6.42: Fractographs of CTOD samples from 20 mm thick FCAW weld (F9) 134	
Figure 6.43: SEM and EDX analysis of the CTOD fractographs from F9 joint.....	135
Figure 6.44: Fractographs of CTOD samples from 20 mm thick SAW weld (A9)...	136
Figure 6.45: Fractographs of CTOD samples from 30 mm thick FCAW weld (K9) 137	
Figure 6.46: SEM images and EDX of the CTOD fracture surfaces from K9 joint .	138
Figure 6.47: Fractographs of CTOD samples from 30 mm thick SAW weld (P9)...	139
Figure 6.48: Fractographs of CTOD samples from SAW weld with duplex filler ...	140
Figure 6.49: Fractographs of CTOD samples from 20 mm thick SMAW weld (M9)141	
Figure 6.50: SEM and EDX analysis of the CTOD fractographs from M9 weld	142

Figure 6.51: Fractographs of CTOD samples from 20 mm thick SAW weld (C9) ..	143
Figure 6.52: SEM and EDX of the CTOD fracture surfaces from C9 welded joint .	144
Figure 6.53: Fatigue strength of 12 mm thick SMAW welded joint (V9).....	146
Figure 6.54: Fatigue fractographs of samples from 12 mm thick SMAW weld (V9)	147
Figure 6.55: Fatigue strength of 12 mm thick GMAW welded joint (B9)	148
Figure 6.56: Fatigue fractographs of samples from 12 mm thick GMAW weld (B9)	149
Figure 6.57: Fatigue strength of 12 mm thick SAW welded joint (E9).....	150
Figure 6.58: Fatigue fractographs of samples from 12 mm thick SAW weld (E9) ..	151
Figure 6.59: Fatigue strength of 12 mm thick LASER welded joint (V)	152
Figure 6.60: Fatigue fractographs of samples from 12 mm thick LASER weld (V)	153
Figure 6.61: Macro and microphotographs of 6 mm thick GMAW weld (R9)	154
Figure 6.62: Macro and microphotographs of 6 mm PAW weld without filler (S) ...	155
Figure 6.63: Macro and micrographs of 6 mm thick PAW weld with 316L filler(S6)	156
Figure 6.64: Macro and micrographs of 12 mm thick SMAW weld with 309 filler (V9).....	157
Figure 6.65: Macro and micrographs of 12 mm thick GMAW weld with 309 filler (B9).....	158
Figure 6.66: Macro and micrographs of 12 mm thick GMAW weld with 308 filler (B8).....	159
Figure 6.67: Macro and microphotographs of 12 mm thick GMAW weld with 306 type of consumables (B6)	160
Figure 6.68: Macro and micrographs of 12 mm thick SAW weld with 309 filler(E9)	161
Figure 6.69: Macro and micrographs of 12 mm thick SAW weld with 316 filler(E6)	162
Figure 6.70: Macro and microphotographs of 12 mm thick LASER weld without filler metal (V)	163
Figure 6.71: Macro and micrographs of 12 mm thick PAW + TIG weld with 309 filler metal (L9)	164
Figure 6.72: Macro and microphotographs of 12 mm thick PLASMA + TIG weld with 316 filler metal (L6).....	165
Figure 6.73: Macro and microphotographs of 20 mm thick FCAW weld with 309 filler metal (F9)	166
Figure 6.74: Macro and microphotographs of 20 mm thick SAW weld with 309 filler metal (A9).....	167
Figure 6.75: Macro and microphotographs of 30 mm thick SMAW weld with 309 filler metal (K9)	168
Figure 6.76: Macro and microphotographs of 30 mm thick SAW weld with 309 filler metal (P9).....	169
Figure 6.77: Macro and microphotographs of 30 mm thick SAW weld with duplex filler metal (PD).....	170
Figure 6.78: Macro and microphotographs of 12 mm thick FCAW weld with 309 filler metal (U9)	171
Figure 6.79: Macro and microphotographs of 20 mm thick SMAW weld with 309 filler metal (M9).....	172
Figure 6.80: Macro and microphotographs of 20 mm thick SAW weld with 309 filler metal (C9).....	173
Figure 6.81: HV5 graph of R9M1	174
Figure 6.82: HV5 graph of R9M2	175
Figure 6.83: HV5 graph of SM1	175
Figure 6.84: HV5 graph of S6M1	176
Figure 6.85: HV5 graph of S6M2	176
Figure 6.86: HV5 graph of V9M1	177
Figure 6.87: HV5 graph of V9M2	177
Figure 6.88: HV5 graph of B9M1	178
Figure 6.89: HV5 graph of B9M2	178

Figure 6.90: HV5 graph of B8M1	179
Figure 6.91: HV5 graph of B8M2	179
Figure 6.92: HV5 graph of B6M1	180
Figure 6.93: HV5 graph of B6M2	180
Figure 6.94: HV5 graph of E9M1	181
Figure 6.95: HV5 graph of E9M2	181
Figure 6.96: HV5 graph of E6M1	182
Figure 6.97: HV5 graph of E6M2	182
Figure 6.98: HV5 graph of VM1	183
Figure 6.99: HV5 graph of VM2	184
Figure 6.100: HV5 graph of L9M1	184
Figure 6.101: HV5 graph of L9M2	185
Figure 6.102: HV5 graph of L6M	185
Figure 6.103: HV5 graph of F9M1	186
Figure 6.104: HV5 graph of F9M2	186
Figure 6.105: HV5 graph of A9M1	187
Figure 6.106: HV5 graph of A9M2	187
Figure 6.107: HV5 graph of K9M1	188
Figure 6.108: HV5 graph of K9M2	188
Figure 6.109: HV5 graph of P9M1	189
Figure 6.110: HV5 graph of P9M2	189
Figure 6.111: HV5 graph of PDM1	190
Figure 6.112: HV5 graph of PDM2	190
Figure 6.113: HV5 graph of U9M1	191
Figure 6.114: HV5 graph of U9M2	191
Figure 6.115: HV5 graph of M9M1	192
Figure 6.116: HV5 graph of M9M2	192
Figure 6.117: HV5 graph of C9M1	193
Figure 6.118: HV5 graph of C9M2	193
Figure 6.119: Photographs of uncoated salt spray test samples after 350 hrs	200
Figure 6.120: Damage factor during salt spray corrosion test after 24 hrs and 350 hrs for uncoated samples	201
Figure 6.121: Mean damage factor during salt spray test after 24 hrs and 350 hrs for uncoated samples	201
Figure 6.122: Photographs of coated salt spray corrosion test samples after 1000 hrs	206
Figure 6.123: Damage factor during SS test after 24 and 1000 hrs (coated samples)	207
Figure 6.124: Mean damage factor for SS test after 24 and 1000 hrs (coated samples)	207
Figure 6.125: Photographs of coated blister test samples after 3120 hrs	214

TABLE CONTENTS

Table 2.1. Major application areas for stainless steel products	18
Table 2.2. Ferritic stainless steels commonly used in the industry	21
Table 3.1. 3Cr12 compositions (wt %)	29
Table 3.2. 3Cr12 applications in South African Industry	57
Table 4.1. Proposed chemical composition (wt %) of the X2CrNi12 stainless steel	74
Table 5.1. Chemical composition of the base metals (data from the steel producer)	79
Table 5.2. Chemical composition of the base metals (data from chemical analysis)	79
Table 5.3. Mechanical properties of the base metals (data from steel producer) ...	80
Table 5.4. Welding programme applied to the base metals	81
Table 5.5. Welding details applied for joining the 6 mm and 12 mm thick base metals	82
Table 5.6. Similar and dissimilar welding details applied for joining the 20 mm, 30 mm thick (similar weld) and 12 mm and 20 mm thick (dissimilar weld) base metals	83
Table 5.7. Chemical composition of filler metals used for the welding of base metals	88
Table 6.1. Chemical composition of the weld deposits made for the different welds in X2CrNi12 ferritic stainless steel or between X2CrNi12 and S355 non- alloy steel	95
Table 6.2. Full-thickness transverse tensile properties of the 6 mm thick welds	96
Table 6.3. Full-thickness transverse tensile properties of the 12 mm thick welds	97
Table 6.4. Full-thickness transverse tensile properties of the 20 mm thick welds ..	100
Table 6.5. Full-thickness transverse tensile properties of the 30 mm thick welds ..	101
Table 6.6. Full-thickness transverse tensile properties of the 12 mm and 20 mm welds between X2CrNi12 stainless steel and S355 nonalloy steel	103
Table 6.7. Cylindrical all-weld metal tensile properties of the 12 mm thick welds ..	105
Table 6.8. Longitudinal all-weld metal tensile properties of the 20 mm thick welds	106
Table 6.9. Cylindrical all-weld metal tensile properties of the 30 mm thick welds ..	106
Table 6.10. Cylindrical all-weld metal tensile properties of the 12 and the 20 mm thick welds made in the X2CrNi12 stainless steel plate and S355 steel	106
Table 6.11. Full-thickness bend properties of the 6 mm thick welds	107
Table 6.12. Full-thickness bend properties of the 12 mm thick welds (1st part) ...	108
Table 6.13. Full-thickness bend properties of the 2nd part of the 12 mm welds ...	109
Table 6.14. Full-thickness bend properties of the 20 mm thick welds	109
Table 6.15. Bend properties of the 30 mm thick welds	110
Table 6.16. Full-thickness bend properties of the 12 mm thick dissimilar welds	111
Table 6.17. Full-thickness bend properties of the 20 mm thick dissimilar welds	111
Table 6.18. Notch impact toughness data of 6 mm thick GMAW weld	112
Table 6.19. Notch impact toughness of the PAW welded joint without filler (S)	113
Table 6.20. Notch impact toughness of the 6 mm thick PAW weld with 316L (S6)	114
Table 6.21. Notch impact toughness measured on test samples removed from the SMAW welded joint with 309 type of consumables (V9)	115
Table 6.22. Notch impact toughness of the samples removed from the B9 welded joint	116
Table 6.23. Notch impact toughness of the samples removed from the B8 welded joint	117

Table 6.24. Notch impact toughness of the test samples removed from B6.....	118
Table 6.25. Notch impact toughness measured on test samples removed from the E9 welded joint	119
Table 6.26. Notch impact toughness of the test samples from the E6 welded joint	120
Table 6.27. Notch impact test results of the LASER weld without filler metal (V) ..	121
Table 6.28. Notch impact toughness of the samples from PAW+TIG weld with 309 (L9).....	122
Table 6.29. Notch impact toughness measured on test samples removed from the L6 welded joint.....	123
Table 6.30. Notch impact toughness of the samples removed from the F9 welded joint.....	124
Table 6.31. Notch impact toughness of the 20 mm thick SAW weld with 309 (A9)	125
Table 6.32. Notch impact toughness measured on test samples from the K9 welded joint	126
Table 6.33. Notch impact toughness measured on test samples from the P9 joint	127
Table 6.34 . Notch impact toughness of 30 mm thick SAW weld with duplex filler (PD).....	128
Table 6.35. Notch impact toughness measured on test samples from the U9 joint	129
Table 6.36. Notch impact toughness of the samples from M9 welded joint	130
Table 6.37. Notch impact toughness measured on test samples from the C9 weld	131
Table 6.38. CTOD fracture toughness at -20 °C of the 20 mm thick F9 weld	133
Table 6.39. CTOD fracture toughness at -20 °C of the A9 (DBTT 0 °C at HAZ).....	135
Table 6.40. CTOD fracture toughness at -20 °C of the K9 weld (DBTT 0 °C at FL)	137
Table 6.41. CTOD fracture toughness at -20 °C of the P9 (DBTT below -40 °C)	139
Table 6.42. CTOD toughness at -20 °C of the PD weld (DBTT > 0 °C).....	140
Table 6.43. CTOD fracture toughness at -20 C of the M9 dissimilar weld	141
Table 6.44 . CTOD fracture toughness at -20 °C of the C9(DBTT above 0 °C a FL)	143
Table 6.45. Fatigue properties of the 12 mm thick SMAW weld (V9)	146
Table 6.46. Fatigue properties of the 12 mm thick GMAW weld (B9)	148
Table 6.47. Fatigue properties of the 12 mm thick SAW weld (E9)	150
Table 6.48. Fatigue properties of the 12 mm thick LASER weld (V).....	152
Table 6.49. HV5 hardness of the 6 mm thick GMAW weld with ER309LSi wires (R9)	174
Table 6.50. HV5 hardness of the 6 mm thick Plasma weld without filler metal (S)	175
Table 6.51. HV5 hardness of the 6 mm thick PAW weld with ER316L type of wires (S6)	176
Table 6.52. HV5 hardness of the 12 mm thick SMAW weld (V9).....	177
Table 6.53. HV5 hardness of the 12 mm thick GMAW weld (B9)	178
Table 6.54. HV5 hardness of the 12 mm thick GMAW weld (B8)	179
Table 6.55. HV5 hardness of the 12 mm thick GMAW weld (B6)	180
Table 6.56. HV5 hardness of the 12 mm thick SAW weld with ER309L wires(E9)	181
Table 6.57. HV5 hardness of the 12 mm thick SAW weld with ER316L wires(E6)	182
Table 6.58. HV5 hardness of the 12 mm thick LASER weld without filler (V)	183
Table 6.59. HV5 hardness of the 12 mm thick PAW+TIG weld with 309 (L9).....	184
Table 6.60. HV5 hardness of the 12 mm thick PAW+TIG weld with ER316L wires (L6).....	185
Table 6.61. HV5 hardness of the 20mm thick FCAW weld (F9)	186
Table 6.62. HV5 hardness of the 20 mm thick SAW weld with ER309L wires (A9)	187
Table 6.63. HV5 hardness of the 30 mm thick SMAW weld with E309LT (K9).....	188
Table 6.64. HV5 hardness of the 30 mm thick SAW weld with ER309L (P9)	189
Table 6.65. HV5 hardness of the 30 mm thick SAW weld with ER2209 (PD).....	190
Table 6.66. HV5 hardness of the 12 mm thick dissimilar FCAW weld (U9)	191
Table 6.67. HV5 hardness of the 20 mm thick dissimilar SMAW weld (M9)	192
Table 6.68. HV5 hardness of the 20 mm thick SAW weld (C9)	193

Table 6.69. Grain size and impact toughness relationship of all welds.....	194
Table 6.70. Ferrite percentage analysis of the welded joints.....	195
Table 6.71. Observations during salt spray test after 24 hrs for uncoated samples	197
Table 6.72. Observations during salt spray test after 48 hrs for uncoated samples	197
Table 6.73. Observations made during salt spray test after 71 hrs for uncoated samples.....	198
Table 6.74. Observations made during salt spray test after 167 hrs for uncoated samples.....	198
Table 6.75. Observations made during salt spray test after 237 hrs for uncoated samples.....	199
Table 6.76. Observations made during salt spray test after 350 hrs for uncoated samples.....	199
Table 6.77. Observations made during salt spray testing after 24 hrs for coated samples.....	202
Table 6.78. Observations made during salt spray test after 49 hrs for coated samples.....	203
Table 6.79. Observations made during salt spray test after 67 hrs for coated samples.....	203
Table 6.80. Observations made during salt spray test after 141 hrs for coated samples.....	204
Table 6.81. Observations made during salt spray test after 215 hrs for coated samples.....	204
Table 6.82. Observations made during salt spray test after 309 hrs for coated samples.....	204
Table 6.83. Observations made during salt spray test after 453 hrs for coated samples.....	205
Table 6.84. Observations made during salt spray test after 500 hrs for coated samples.....	205
Table 6.85. Observations made during salt spray test after 617 hrs for coated samples.....	205
Table 6.86. Observations made during salt spray test after 779 hrs for coated samples.....	205
Table 6.87. Observations made during salt spray test after 972 hrs for coated samples.....	205
Table 6.88. Observations made during salt spray test after 1000 hrs for coated samples.....	205
Table 6.89. Observations made during blister test after 96 hrs.....	208
Table 6.90. Observations made during blister test after 192 hrs.....	208
Table 6.91. Observations made during blister test after 288 hrs.....	208
Table 6.92. Observations made during blister test after 360 hrs.....	209
Table 6.93. Observations made during blister test after 528 hrs.....	209
Table 6.94. Observations made during blister test after 648 hrs.....	210
Table 6.95. Observations made during blister test after 816 hrs.....	210
Table 6.96. Observations during blister test after 1008 hrs.....	211
Table 6.97. Observations during blister test. after 1176 hrs.....	211
Table 6.98. Observations during blister test after 1344 hrs.....	211
Table 6.99. Observations during blister test after 1632 hrs.....	212
Table 6.100. Observations during blister test after 1872 hrs.....	212
Table 6.101. Observations during blister test after 2088 hrs.....	212
Table 6.102. Observations during blister test after 2544 hrs.....	213
Table 6.103. Observations during blister test after 3120 hrs.....	213

YAPISAL UYGULAMALAR İÇİN GELİŞTİRİLEN MODİFİYE 12 CR FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİĞİNİN ÖZELİKLERİ VE KAYNAK KABİLİYETİ

Emel TABAN

Anahtar Kelimeler: paslanmaz çelik, yapı çeliği, kaynak kabiliyeti, kaynak teknolojisi, plazma ark kaynağı, lazer kaynağı, hibrid kaynak, mekanik özellikler, darbe tokluğu, CTOD kırılma tokluğu, yorulma davranışı, korozyon.

Özet: Modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliği, yapı çeliklerine alternatif olarak yapısal uygulamalarda kullanılmak üzere ve kaynak kabiliyeti ve mekanik özelliklerini artırmak amacıyla düşük karbon (<0,015) ve arayer elementleri içerecek biçimde çelik üreticisi tarafından geliştirilmiş ve üretilmiştir. Bu çalışmada, modifiye edilmiş X2CrNi12 paslanmaz çeliğinin kaynak kabiliyeti, 6 mm, 12 mm, 20 mm ve 30 mm kalınlıklarında esas metal, çeşitli tür ek kaynak metalleri ve GMAW, PAW, SMAW, SAW, FCAW, Lazer ve Hibrid (PAW+TIG) gibi alışılmış ve yeni tür kaynak yöntemleri kullanılarak araştırılmıştır. Bu tür paslanmaz çeliğin yapısal uygulamalarda kullanımı düşüncesine bağlı olarak 12 mm ve 20 mm kalınlığındaki X2CrNi12 ve EN10025: S355 çeliği ile oluşturulan farklı metal kaynaklı bağlantıların da performans ve özelliklerinin değerlendirilmesi planlanmıştır. Tüm bağlantıların mekanik, darbe tokluğu, kırılma tokluğu, yorulma, mikroyapısal ve korozyon özellikleri göz önüne alınmıştır. Mekanik özellikler, enine ve boyuna çekme, eğme, Charpy çentik darbe, CTOD kırılma tokluğu ve yorulma deneyleri ile belirlenmiştir. Kırılma yüzeyleri makroskop, SEM ve EDX analizleri ile incelenmiştir. Mikroyapısal incelemeler, metalografik, sertlik, tane boyutu ve ferrit miktarı analizleri kapsamaktadır. Atmosferik korozyon direnci ise tuz püskürtme ve blister deneyleri ile belirlenmiştir. Elde edilen tüm sonuçlara göre, modifiye X2CrNi12 paslanmaz çeliği, yapısal uygulamalar için cazip özellikler sunacak biçimde ve ekonomik koşullar altında kaynak edilebilmiş ve birçok kaynaklı bağlantıda -40 °C ve hatta daha düşük sıcaklıklarda, yeterli IEB darbe tokluk değerlerinin elde edilebildiği başarılı sonuçlara ulaşılmıştır. Tokluk ve mikroyapı arasında da ilişki belirlenmiştir.

WELDABILITY AND PROPERTIES OF MODIFIED 12 CR FERRITIC STAINLESS STEEL FOR STRUCTURAL APPLICATIONS

Emel TABAN

Keywords: Stainless steels, structural steel, weldability, welding, plasma arc welding, laser welding, hybrid welding, mechanical properties, impact toughness, CTOD fracture toughness, fatigue behavior, corrosion.

Abstract: Modified X2CrNi12 stainless steel was developed and produced by the steel producer with low carbon content ($<0,015$) and interstitial levels to increase the weldability and mechanical properties and to widen the use of the steel for structural applications as an alternative to structural steels. In this study, modified X2CrNi12 stainless steel was used. The weldability of this stainless steel was investigated using conventional and innovative welding processes such as GMAW, PAW, SMAW, SAW, FCAW, Laser and Hybrid (PAW+TIG). This was done with various types of filler metals on various thicknesses such as 6 mm, 12 mm, 20 mm and 30 mm. Due to the idea of using this modified stainless steel for structural applications, it was planned to evaluate the performance and properties of dissimilar welded joints of X2CrNi12 and EN10025: S355 steel. Mechanical, impact toughness, fracture toughness, fatigue, microstructural and corrosion properties of the welded joints are considered. Mechanical testing of the similar and dissimilar joints of X2CrNi12 and S355 steels was done by means of transverse and longitudinal tensile, bend, Charpy impact toughness, CTOD fracture toughness and fatigue tests. Fractographs were examined with LOM, SEM and EDX analysis. Microstructural examination was carried out including metallography, hardness, grain size analysis and ferrite content analysis. Salt spray corrosion and blister tests were realized on the samples of welded plates. Joining of this modified stainless steel can be accomplished by welding under economical conditions producing weldments with attractive properties for use in structural applications. Successful results were obtained such as various welds though have proven that adequate heat affected zone impact properties are achievable down to -40°C or even lower. A correlation between toughness and microstructure was also determined.

1. INTRODUCTION

Iron is one of the most common and the most important metals in the earth's crust and it forms the basis of irons and steels which are the most widely used group of metallic materials. The success of these materials depends on the fact that they can be manufactured relatively cheaply in large volumes and provide an extensive range of mechanical properties. However, mild steels suffer from corrosion and require corrosion protection. In many situations, galvanic protection or painting of a steel surface is impractical. For long term service, corrosion protection requires maintenance with associated expenditure. Selecting a more corrosion resistant material at the design stage can provide economic advantage on a total life cycle cost basis (de Cooman et al 2005, Karlsson 2004, Gooch and Ginn 1988).

Taking into account the highly expensive measures to prevent or delay the onset of corrosion, life cycle costs and environmental compatibility for mild steels, stainless steels are in many cases the only viable option to replace carbon steels for numerous structural applications. "Stainless" is a term coined early in the development of the steels for cutlery products. It was adopted as a generic name and now covers a wide range of steel types and grades for corrosion resistant applications. The stainless character occurs when the concentration of chromium exceeds about a minimum of 10,5 wt % which allows to generate a thin, invisible, continuous and passive oxide film on the surface of the alloy that prevents oxidation and corrosion (Sourmail and Bhadeshia 2007, Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004, Marsall and Farrar 2000).

Stainless steels are an important and a large group of engineering materials which were developed primarily to withstand with corrosion and they constitute a group of high-alloy steels based on the Fe-Cr, Fe-Cr-C, and Fe-Cr-Ni systems. They have commonly been used in a variety of industries and environments such as chemical and power engineering, food and beverage industry, health applications, petroleum and petrochemical plants, textile plants, transportation, elevated or cryogenic temperature applications, architecture etc (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004, Marshall and Farrar 2000, Oates et al 1998, Davis and Assoc. 1994).

Besides plain carbon and C-Mn steels, stainless steels are the most widely used steels. Because so many varieties of stainless steel are available, a wide range of desirable properties is achievable and they can be used in many different applications (Lippold and Kotecki 2005).

Engineers and designers must be very aware of the service environments and impact of fabrication practice on metallurgical behavior when selecting stainless steels for use in corrosive conditions. The selection of stainless steels may be based on corrosion resistance, fabrication characteristics, availability, mechanical properties in specific temperature ranges, and product cost. However, corrosion resistance and mechanical properties are usually the most important factors in selecting a grade for a given application (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004, Davis and Assoc. 1994).

Stainless steels also have good resistance to oxidation, even at high temperatures, and they are often referred to as heat-resisting alloys. Resistance to elevated temperature oxidation is primarily a function of chromium content, and some high chromium alloys can be used at temperatures as high as 1000°C. The stainless steels have very wide compositional ranges with the other main alloying elements of importance being, dependent on the type of stainless steels under consideration (Lippold and Kotecki 2005, de Cooman et al 2005).

For other material systems, the classification is usually by composition while stainless steels are categorized based on the metallurgical phase(s) which is predominant. Stainless steels can be divided into five families. Four are based on the characteristic crystallographic structure of the alloys in the family. The three phases possible in stainless steels are martensite, ferrite and austenite. Duplex stainless steels contain approx. 50% austenite and 50% ferrite. Precipitation hardenable (PH) grades are termed such because they form strengthening precipitates and are hardenable by aging heat treatment. PH stainless steels are grouped by the phase such as martensitic, semi-austenitic or austenitic types in which the precipitates are formed. The American Iron and Steel Institute (AISI) uses a system with three numbers, sometimes followed by a letter to designate stainless steels, i.e. 304, 316L, 410 and 430 (Lippold and Kotecki 2005, Oates et al 1998, Davis and Assoc. 1994, Krauss 1989, Folkhard 1984, McGannon 1971).

Welding is an important fabrication technique for stainless steels, and numerous specifications, papers, handbooks and other guidelines have been published over the past 75 years that provide insight into the techniques and precautions needed to weld these materials successfully. In general, the stainless steels are considered weldable materials, but there are many rules that must be followed to ensure that they can readily be fabricated to be free of defects and will perform as expected in their intended service. Often, the problems are associated with improper control of the weld microstructure and associated properties, or the use of welding procedures that are inappropriate for the material and its microstructure (Kotecki 2005).

Most stainless steels are weldable, but many require special procedures. Effective and widespread application of any alloy is dependent upon good weldability and this factor alone has previously restricted the exploitation of ferritic and martensitic grades more than any other. For example, alloy 420, is one of the few stainless steels with virtually no practical arc welding history. Development of new steels inevitably brings new problems in manufacturing and joining. There is a continuous demand for increased productivity in welding, while maintaining the parent metal properties. In almost all cases, welding results in a significant alteration of the weld metal and heat affected zone (HAZ) microstructure relative to the base metal. This can constitute a change in the desired phase balance, formation of intermetallic constituents, grain growth, segregation of alloy and impurity elements, and other reactions. In general, these lead to some level of degradation in properties and performance and must be factored into the design and manufacture (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004, Marshall and Farrar 2000, Davis 1994, Gooch and Ginn 1988).

Although ferritic stainless steel family is the second most common used group of stainless steels, they had mostly been used for the applications that do not require welding. Because fully ferritic structure has poor low temperature toughness and poor high temperature strength with regard to austenite, so they were considered as low weldable steels. (Akita et al 2006, Lippold and Kotecki 2005, Meadows and Fritz 2005, Gordon and van Bennekom 1996, Woollin 1994, Davis 1994, Gooch and Ginn 1988, Folkhard 1984, Thomas 1983).

Conventional martensitic stainless steels have also dubious weldability due to their

relatively high carbon content. These grades require pre-heating and post weld heat treatment (PWHT) after welding (Lippold and Kotecki 2005, Meadows and Fritz 2005, Gordon and van Bennekom 1996, Davis 1994, Thomas 1983).

The life cycle costs analysis and improved steelmaking technologies provided lean alloyed chromium stainless steels a new status based on 10,5- 14% Cr system. The microstructure of these alloys, roughly described as 12% or 13% Cr, ranges from predominantly ferritic to fully martensitic, the former having good resistance to SCC whilst the latter have the highest strength. The reasons for the renewed interest in this group of materials are that these steels can provide good mechanical properties and useful corrosion resistance for many applications and at a relatively low cost (Marshall and Farrar 2000).

12 % Cr stainless steels are sufficiently corrosion resistant in atmospheric and non aggressive aqueous conditions in many applications and are widely used as low cost, utility stainless steels. In some predominantly ferritic steels, a small amount of austenite forms at high temperatures and may transform to martensite on cooling. This has been exploited to develop 12% Cr transformable stainless steels potentially with better weldability than either ferritic or martensitic steels with close control of the carbon content and martensite/ferrite balance to avoid the extremes of completely ferritic or martensitic structures which is also finding interesting applications as a high strength stainless structural steel (Greef and du Toit 2006, du Toit et al 2006, Woollin 1994, Karjalainen et al 1992, Gooch and Ginn 1988).

The first generation of 12 % Cr steels is known as 3Cr12 stainless steel. This low cost grade was developed and first produced in 1979 by the Middelburg Steel and Alloys Ltd with 0,03% C. 3Cr12 steel is used generally by several steel suppliers and is variously described as “ferritic” or “ferritic- martensitic” 12 % Cr stainless steel. The composition and annealing conditions are controlled to give a microstructure of about 10 % tempered martensite in a fine grained ferrite matrix at room temperature. This structure restricts the grain growth common in fully ferritic stainless steels. Thus a weldable, strong ferritic stainless steel is produced (Topic et al 2007, NN 2006a,b,c,d, NN 2004, Moore 1997, Maxwell 1997, Marini and Knight 1995, Bredenkamp and van den Berg 1995, McEwan et al 1993, Bennett 1991, Weiss et al 1990, Tullmin et al 1988, Callaghan 1993, Thomas 1983).

Originally 3Cr12 is a trademark and was not included in any international specifications. However a 12 % chromium steel developed from 3Cr12 has been designated DIN type 1.4003 and ASTM/ASME 41003. 3Cr12 now appears in ASTM A240 as UNS S41003 and in Europe as Material Number 1.4003. This lean alloy chromium stainless steel bridges the cost and performance gaps between carbon steels and high alloy stainless steel grades. It was not designed to replace stainless steels, but was designed to fill the gap between expensive stainless steels and the cheaper carbon steels as it provides designers both the advantages of stainless steels depending on the corrosion resistance and engineering properties of carbon steels due to the strength property similar to S355 (NN 2006a,b,c,d, Kotecki 2005, NN 2004a,b, NN 2001, Moore 1997, Maxwell 1997, Marini and Knight 1995, McEwan et al 1993, Bennett 1991, Weiss et al 1990).

Applications for 3Cr12 are generally in atmospheric and non-aggressive aqueous conditions those requiring good resistance to mild corrosion, often together with some degree of abrasion such as gold and coal wagons for transportation in mining and mineral industries, storage vessels, motor vehicles, freight containers, chutes for the conveyance of wet rock, pipes for the pumping of corrosive and abrasive slurries, transport of abrasive materials, conveyor steelwork, chutes, automotive emission systems, military and civil aircraft and airframe pieces, electrical transmission masts etc. Several major railroads worldwide, such as in South Africa, Australia, Belgium, UK and USA, have had more than 20 years experience with 3Cr12 coal and gold wagons (IAF-Editor 2000, Maxwell 1997, Moore 1997, Marini and Knight 1995, Karjalainen et al 1992, Ball et al 1987, Eckenrod and Kovach 1980).

It is clear that the 12% Cr type of steels had not achieved its full potential because the possible alloy combinations were not fully understood. EN 1.4003 steel is modified from conventional 12% Cr stainless steel by decreasing the C content to well below 0.03% to improve the weldability, which is regarded as the limit for low carbon steels since steel manufacturers can fabricate the EN 1.4003 steel conforming to grades 1.4003 in EN 10088-2 and EN 10028-7 and UNS S41003 in ASTM A240. Also, the amount of titanium is limited because of the tendency of titanium to form brittle carbide phases in the HAZ of a welded joint (du Toit et al 2006, Greef and du Toit 2006, Lahti 2000, Irvine 1960).

Initial application of 3Cr12 steels used to be materials handling equipment in corrosive/abrasive environments, but the cost effective and weldable 1.4003 steels are now used extensively in the coal mining industry, for cane and beet sugar processing equipment, and for bulk transport of coal and gold, road and rail transport, power generation, for petrochemical, paper industries, in structural applications and in aerospace engineering. The past few years have also seen a marked increase in the use of these steels in the transport, mining, and agricultural sectors, with successful application in passenger vehicles, freight and passenger wagons, and rail infrastructure, shipbuilding, tank with particular cost advantages (du Toit et al 2006, Greef and du Toit 2006, Dhooge and Deleu 2005a,b, NN 2004a,b,c, Meyer and du Toit 2001, Maxwell 1997, Marini and Knight 1995, Lelyveld and van Bennekom 1995, Woollin 1994).

As seen from the literature survey, to produce an effective and widespread use of a steel, good weldability is inevitable. In this study, modified X2CrNi12 stainless steel was developed and produced by the steel producer with less carbon content ($<0,015$) and interstitial levels to increase the weldability and mechanical properties to widen the use of the steel to structural applications as an alternative to structural steels. A comprehensive study of welding and weldability was required. The literature survey on 12%Cr steels showed that there has been limited weldability studies on these type of steels. It has been mentioned elsewhere that plasma welding of 1.4003 steel is possible however a paper revealing this has not been found elsewhere (Moore 1997).

In this study, modified X2CrNi12 stainless steel was used. The weldability of this recent steel was investigated using conventional and innovative welding processes such as GMAW, SMAW, SAW, FCAW, LASER and HYBRID (PAW+TIG). This was done with various types of filler metals (AISI 309, 309L, 308L, 316, 316L) on various thicknesses, i.e. 6 mm, 12 mm, 20 mm and 30 mm of this modified stainless steel. Due to the idea of using this modified stainless steel for structural applications, it was planned to evaluate the performance and properties of dissimilar welded joints of X2CrNi12 and EN10025: S355 steel. Mechanical, toughness, fatigue, microstructural and corrosion properties of the welded joints is considered. Chemical analysis of the weld metal deposits were done. Mechanical testing was carried on the several samples extracted from the similar and dissimilar welded panels of

X2CrNi12 and S355 steels by means of transverse and longitudinal tensile, bend, Charpy impact toughness, CTOD fracture toughness and fatigue tests. Fractographs were examined as macrographs and with SEM and EDX analysis. Microstructural examination was carried out with macrographs, micrographs, hardness measurements, grain size analysis and ferrite content analysis. A correlation between toughness and microstructure was found. Salt spray corrosion and blister tests were realized on the samples of welded plates.

The whole thesis is divided into seven chapters. Chapter 2 gives an overview of stainless steels in short. Chapter 3 combines the theoretical and development history background, the literature survey and experimental studies about 12% Cr stainless steels. In Chapter 4, aim and plan of the present study is explained. Chapter 5 reveals the experimental studies. In Chapter 6, experimental results are given in detail. Finally, discussion of the results with all the conclusions that have been drawn from the present work and the implementation of results for innovative applications for the industry is also presented in Chapter 7.

2. STAINLESS STEELS

2.1. Introduction

Iron is one of the most common and the most important metals in the earth's crust. It forms the basis of the most widely used group of metallic materials, irons and steels. The success of these metals depends to the fact that they provide an extensive range of mechanical properties and they can be manufactured relatively cheaply in large volumes (Karlsson 2004).

Mild steels suffer from corrosion and require corrosion protection such as protective coatings to reduce the rate of degradation. In many situations, galvanic protection or painting of a steel surface is impractical. For long term service, such corrosion protection requires maintenance with associated expenditure. So selecting a more corrosion resistant material at the design stage can provide an economic advantage on a total life cycle- cost basis (de Cooman et al 2005, Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004, Davis and Assoc. 1994, Gooch and Ginn 1988).

In U.S.A, in 2000, it was estimated that corrosion costs industry and government 276 billion\$/year. With factors such as the additional requirements and highly expensive measures to prevent or delay the onset of corrosion considering life cycle costs and environmental compatibility, stainless steels have increasingly been the only viable option against carbon steels which are used today for numerous structural applications (Karlsson 2004, Davis and Assoc. 1994).

The vast majority of the world's steel is carbon and alloy steel, with the more expensive stainless steels representing a small but important niche. Of all steel produced, approximately 2% by weight are stainless steels. However, there has been a steady annual growth of about 5- 8% for stainless steels, see Figure 2.1. Taking into account of the growing awareness of environmental issues, the need for easily recyclable materials and life cost considerations, continuing increase in the use of stainless steels can be expected (Karlsson 2004, Wilke 2004).

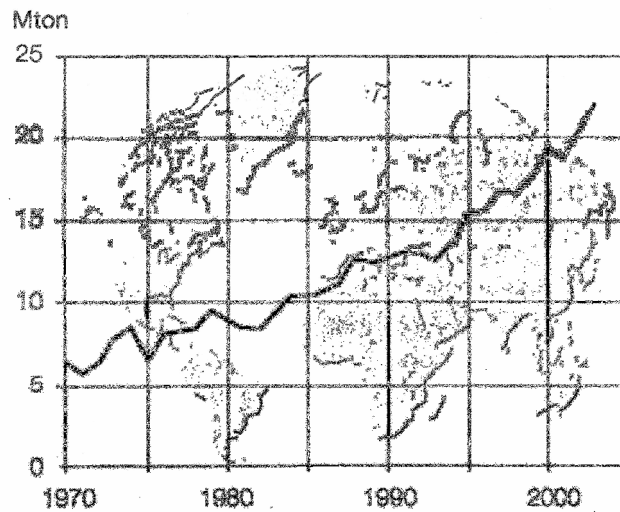


Figure 2.1: World production of stainless steel. (Karlsson 2004).

Stainless steels are an important and a large group of engineering materials that have widely been used in a variety of industries and environments. These alloys are developed primarily to withstand with corrosion and they constitute a group of high-alloy steels based on the Fe-Cr, Fe-Cr-C, and Fe-Cr-Ni systems. (Lippold and Kotecki 2005, de Cooman et al 2005, Oates et al 1998, Davis and Assoc. 1994, Krauss 1989).

“Stainless” is a term coined, early in the development of these steels, for cutlery products. It was adopted as a generic name and now covers a wide range of steel types and grades for corrosion or oxidation resistant applications (Karlsson 2004).

Chromium is a ferrite stabiliser which has the property of being able to protect itself with a passive oxide film and to contribute this property to other metals with which it is alloyed. Steels are said to be stainless when they resist corrosion; which is achieved by dissolving sufficient chromium in the iron to produce a coherent, adherent, insulating and regenerating chromium oxide protective film on the surface. The stainless character occurs when the concentration of chromium exceeds about a minimum of 10,5 wt % which allows to generate a thin, invisible, continuous and passive oxide film on the surface of the alloy that prevents oxidation and corrosion of the underlying metal under ambient, noncorrosive conditions. However, this

amount of chromium is not adequate to resist corrosion in acids such as HCl or H₂SO₄; higher chromium concentrations and the judicious use of other solutes such as molybdenum, nickel and nitrogen is then needed to ensure a robust material and to modify the structure, stabilize other phases and enhance properties such as formability, strength and cryogenic toughness (Sourmail and Bhadeshia 2007, Lippold and Kotecki 2005, Carrouge, 2002, Davis and Assoc. 1994, Krauss 1989).

Although extremely thin, 1-5 nanometres and invisible, this protective film adheres firmly and is chemically stable under conditions which provide sufficient oxygen to the surface. The oxide film itself is formed by rapid corrosion of the steel surface. However, once established, it dramatically stifles the rate of further oxidation by acting as an insulating barrier between the metal and the corrosive environment to further oxidation, rust and corrosion. The steel is thus said to be in a state of passivity. Furthermore, the protective oxide film is self-healing provided there is sufficient oxygen available. Therefore, even when the steel is scratched, dented or cut, oxygen from the air immediately combines with the chromium to reform the protective layer. However, the stainless steels can not be considered as "indestructible". The passive state can be broken down under certain conditions and corrosion can result. The rate at which a stainless steel develops a passive film in the atmosphere depends on its chromium content (Sourmail and Bhadeshia 2007, Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004, Oates et al 1998).

It should also be reminded that many 12% Cr steels, or even with much more Cr, will exhibit rust when exposed to ambient conditions. Because some of the Cr is tied up as carbides or other compounds, reducing the matrix Cr composition below the level that will support a continuous protective oxide (Lippold and Kotecki 2005).

Corrosive media that attack and remove the passive oxide cause corrosion of stainless steels. Corrosion can be in many forms such as pitting, crevice and intergranular corrosion. These corrosion forms are influenced by the corrosive environment, the metallurgical condition of the material, and the local stresses that are present. It is important to carefully select the appropriate grade for a particular application. Engineers and designers must be careful about the service environments and impact of fabrication practice on metallurgical behaviour (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004).

The selection of stainless steels may be based on corrosion resistance, fabrication characteristics, availability, mechanical properties in specific temperature ranges, and product cost. However, corrosion resistance and mechanical properties are usually the most important factors in selecting a grade for a given application. Corrosion resistance is frequently the most important characteristic of a stainless steel but often is also the most difficult to assess for a specific application. General corrosion resistance to pure chemical solutions is comparatively easy to determine, but actual environments are usually much more complex.

Characteristics to be considered in selecting the proper type of stainless steel for a specific application include: corrosion resistance, strength and ductility at ambient and service temperatures, suitability for intended fabrication techniques, weldability, stability of properties in service, toughness, physical property characteristics, such as magnetic properties, thermal conductivity, and electrical resistivity, resistance to abrasion, erosion, rigidity (Davis and Assoc. 1994).

Stainless steels also have good resistance to oxidation, even at high temperatures, and they are often referred to as heat-resisting alloys. Resistance to elevated temperature oxidation is primarily a function of chromium content, and some high chromium alloys (25- 30%) can be used at temperatures as high as 1000°C. Another form of heat resistance is resistance to carburization, for which stainless steel alloys of modest chromium content (about 16%) but high nickel content (about 35%) have been developed. The stainless steels have very wide compositional ranges with the other main alloying elements of importance being, dependent on the type of stainless steels under consideration (Lippold and Kotecki 2005, de Cooman et al 2005).

2.2. Physical and Mechanical Properties of Stainless Steels

The physical and mechanical properties of stainless steels are quite different from commonly used nonferrous alloys such as aluminum and copper alloys. However, when comparing the various stainless families with carbon steels, although there are some key differences exist, many similarities in properties can be observed., the density of stainless steels is $\sim 8,0 \text{ g/cm}^3$ like carbon steels, which is approximately three times greater than aluminum alloys ($2,7 \text{ g/cm}^3$). Like carbon steels, stainless

steels have a high elasticity modulus of 200 MPa which is almost twice of copper alloys (115 MPa) and almost three times of aluminum alloys (70 MPa).

There are differences among these materials for thermal conductivity, thermal expansion and electrical resistivity, as well. i.e. aluminum alloys have a very high thermal conductivity, followed by aluminum bronze, carbon steel, and then stainless steels. For stainless steels, alloying elements such as nickel, copper, and chromium, greatly decrease thermal conductivity. Thermal expansion is greatest for aluminum alloys, followed by aluminum bronze and austenitic stainless steels, then ferritic and martensitic grades. Stainless steels have high electrical resistivity and alloying elements tend to increase electrical resistivity. The ferritic and martensitic stainless steels have lower electrical resistivity than the austenitic, duplex, and PH alloys, but higher electrical resistivity than 1080 carbon steel. Electrical resistivity of stainless steels is almost 7,5 times greater than aluminumbronze and almost 20 times greater than aluminum alloys (Davis and and Assoc. 1994).

The ferritic stainless steels (type 405 and 409) have yield strengths similar to austenitic grades but lower values for UTS, ductility, and toughness. However, strength, ductility, and toughness are still excellent compared with other materials, such as 6061 aluminum alloy and aluminum bronze. The duplex stainless alloy S32950 has twice the yield strength of the austenitic and ferritic grades and approx. half the toughness. Again, its toughness is far superior to that of alloys that are heat treated and hardened (Davis and and Assoc. 1994).

2.3. History of Stainless Steel

The history of stainless steels dates back almost as long as the history of the covered electrode during the first decade of last century. The addition of chromium to steels and its apparent beneficial effect on corrosion resistance is attributed to the Frenchman Berthier, who developed a 1,5% Cr alloy and recommended for cutlery applications in 1821. Early experiments with these steels revealed that with increased Cr, the formability of the steel deteriorated dramatically and interest in them waned until the early 20th century (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004).

Interest in corrosion resistant alloys (CRAs) arised between 1900 and 1915. The

development of a technique for producing low-C Cr-bearing alloys by Goldschmidt in Germany, in 1897 was the main catalyst for this renewed activity. Guillet, Portevin and Giesen published papers respectively in 1904 and 1909 explaining the 13% Cr martensitic and 17% Cr ferritic stainless steels. In 1909, Guillet published a paper of Cr-Ni steels that were precursors of the austenitic grades. The development of the direct arc electric melting furnace by Heroult in 1899, enabled widespread production of stainless steels (Lippold and Kotecki 2005).

The laboratory studies sparked considerable interest in CRAs for industrial applications. There was considerable effort to commercialize these alloys between 1910 and 1915. The first reported commercial "stainless steel" alloys are attributed to Harry Brearly, who was a metallurgist at Thomas Firth and Sons in Sheffield, England. Brearly came from a poor working-class family and started at Firth at the age of 12 as a bottle washer in the chemical laboratory. In 1907, when he was 36, he became head of the research laboratories. In May 1912, Brearly visited the Royal Small Arms factory in Enfield to investigate the failure of rifle barrels made of 5 wt% Cr steel due to internal corrosion. He concluded that higher chromium contents could possibly be a solution to the corrosion problem. He initially cast two steels with 10 and 15% Cr and nominally 0,30% C. Both of these were unsuccessful because of the excessively high carbon contents. An acceptable ingot with a composition (wt%) 12.86% Cr, 0.24% C, 0.20% Si, and 0.44% Mn, so the first true stainless steel was melted on the 13th August 1913, in Sheffield, on the initiative of Harry Brearly. This material was used to make 12 experimental gun barrels, but the new barrels did not show the expected improvement. Some of this material was also made into cutlery blades and the age of stainless steel had begun. (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004).

The first stainless steel ingot was cast in the U.S. by Firth Sterling Ltd. in Pittsburgh on 3rd of March in 1915. This led to U.S. patent 1,197,256, assigned to Brearly for cutlery grade steel. It included the composition range from 9 to 16% Cr and less than 0.7% C. Steels made under this patent soon came to be called Firth Stainless (Lippold and Kotecki 2005).

Although Brearly is widely recognized as the "inventor of stainless steels" based on his patent in 1915, it is clear that his invention would not have been possible without the background research carried out in France and Germany in the preceding

decade. The work of contemporaries should also be recognized, including that of the Americans Dansitzen and Becket for ferritic alloys, and the Germans Maurer and Strauss for austenitic alloys. From these inventions, just before World War I, the martensitic, ferritic and austenitic stainless steel groups were developed. The commercial production and use of stainless steels in the U.S began in the 1920s, with Allegheny, Armco, Carpenter, Crucible, Firth-Sterling, Jessop, Ludlum, Republic, Rustless and U.S. Steel being among the early producers. (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004, Davis and Assoc. 1994).

The problem of obtaining raw materials has been a significant one, particularly in regard to Ni during the 1950s when civil wars raged in Africa and Asia, prime sources of nickel and chromium and Cold War politics played a role because Eastern bloc nations were also prime sources of element. This led to development of a series of alloys (AISI 200 type) in which Mn and N are particularly substituted for Ni. These stainless steels are also being used in increasing amounts (Davis and Assoc. 1994).

The first duplex stainless steel was produced in Sweden, in 1930s for applications in the paper industry. However commercial production of PH stainless grades did not take place until after World War II (Karlsson 2004).

The basic metallurgy of Fe-Cr and Fe-Cr-Ni systems were understood by about 1940 and by the 1950's stainless steels became standardised in specifications that have changed little since that time. As these grades became accepted, the emphasis changed to find cheaper mass-production methods and popularising the use of stainless steel. From the 1970's onwards, the addition of N and decreasing the C content made it possible to develop the duplex grades into readily weldable materials. The introduction of "super" stainless steels occurred in the last two decades. Superferritic grades with very low interstitial levels and high Cr and Mo contents have superior corrosion resistance compared to standard ferritic grades. Although these steels have found certain applications, their success has been limited. Supermartensitic stainless steel is the most recent contribution to the stainless steel family. These steels are extremely low in carbon (<0,010%) and offer a high combination of high strength and adequate corrosion resistance and weldability at a competitive price (Karlsson 2004).

Welding is an important fabrication technique for stainless steels and numerous specifications, papers, handbooks and other guidelines have been published over the past 75 years providing insight into the techniques and precautions needed to weld these materials successfully. In general, the stainless steels are considered weldable materials, but there are many rules that must be followed to ensure that they can readily be fabricated to be free of defects and will perform as expected in their intended service. Often, the problems are associated with improper control of the weld microstructure and associated properties, or the use of welding procedures that are inappropriate for the material and its microstructure (Lippold and Kotecki 2005).

Most stainless steels are weldable, but many require special procedures. Development of new steels inevitably brings new problems in manufacturing and joining. There is a continuous demand for increased productivity in welding and maintaining the parent metal properties. In almost all cases, welding results in a significant alteration of the weld metal and HAZ microstructure relative to the base metal. This can constitute a change in the desired phase balance, formation of intermetallic constituents, grain growth, segregation of alloy and impurity elements, and other reactions. In general, these lead to some level of degradation in properties and performance and must be factored into the design and manufacture (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004).

2.4. Production of Stainless Steels

Stainless steel is produced in a wide variety of shapes and sizes, and the available forms of these alloys for commercial use are almost limitless. Melting of stainless steels was revolutionized by the introduction of argon-oxygen decarburization (AOD) and vacuum-oxygen decarburization (VOD) techniques. These techniques enabled to produce much cleaner steels with a low C well controlled N levels. In the 1970's, the introduction of continuous casting in stainless steel production has contributed to lower production costs and higher quality (Lippold and Kotecki 2005, Karlsson 2004, Davis and Assoc. 1994).

2.5. Types of Stainless Steel and Their Application

Next to plain carbon and C-Mn steels, stainless steels are the most widely used steels. Because so many varieties of stainless steel are available, a wide range of desirable properties is achievable and they can be used in many different applications. Not surprisingly, considerable research has been conducted to define their microstructure and properties.

Stainless steels can be divided into five families. Four are based on the characteristic crystallographic structure of the alloys in the family. Unlike other material systems, where classification is usually by composition, stainless steels are categorized based on the metallurgical phase(s), which is predominant. The three phases possible in stainless steels are martensite, ferrite and austenite. Duplex stainless steels contain approximately 50% austenite and 50% ferrite, taking advantage of the desirable properties of each phase. Precipitation hardenable (PH) grades are based on the type of heat-treatment used, rather than microstructure, because they form strengthening precipitates and are hardenable by an aging heat treatment. PH stainless steels are further grouped by the phase or matrix in which the precipitates are formed: martensitic, semi-austenitic, or austenitic types. (Lippold and Kotecki 2005, Oates et al 1998, Davis and . Assoc.1994).

In the U.S., wrought grades of stainless steels are generally designated by the American Iron and Steel Institute (AISI) numbering system with three numbers sometimes followed by a letter: e.g., 304, 304L, 410, and 430, the Unified Numbering System (UNS) or proprietary name of the alloy. Of the two institutional numbering systems used in the U.S., AISI is the older and more widely used. Most of the grades have a three digit designation: the 200 and 300 series are generally austenitic stainless steels, whereas the 400 series are either ferritic or martensitic. Some of the grades have a one- or two-letter suffix that indicates a particular modification of the composition. The UNS system is a broader based system that comprises a list of all metallic materials, including stainless steel. This system includes a considerably greater number of stainless steels than AISI, because it incorporates all of the more recently developed stainless steels. The UNS designation for a stainless steel consists of the letter S, followed by a five-digit number. For those alloys that have an AISI designation usually correspond to an AISI number. When the two digits are 00, the number designates a basic AISI

grade. Modifications of the basic grades are two digits other than zeros. For stainless steel that contain high nickel contents (25 to 35 % Ni), the UNS designation consists of the letter N followed by a five digit number (Lippold and Kotecki 2005, Davis and Assoc. 1994).

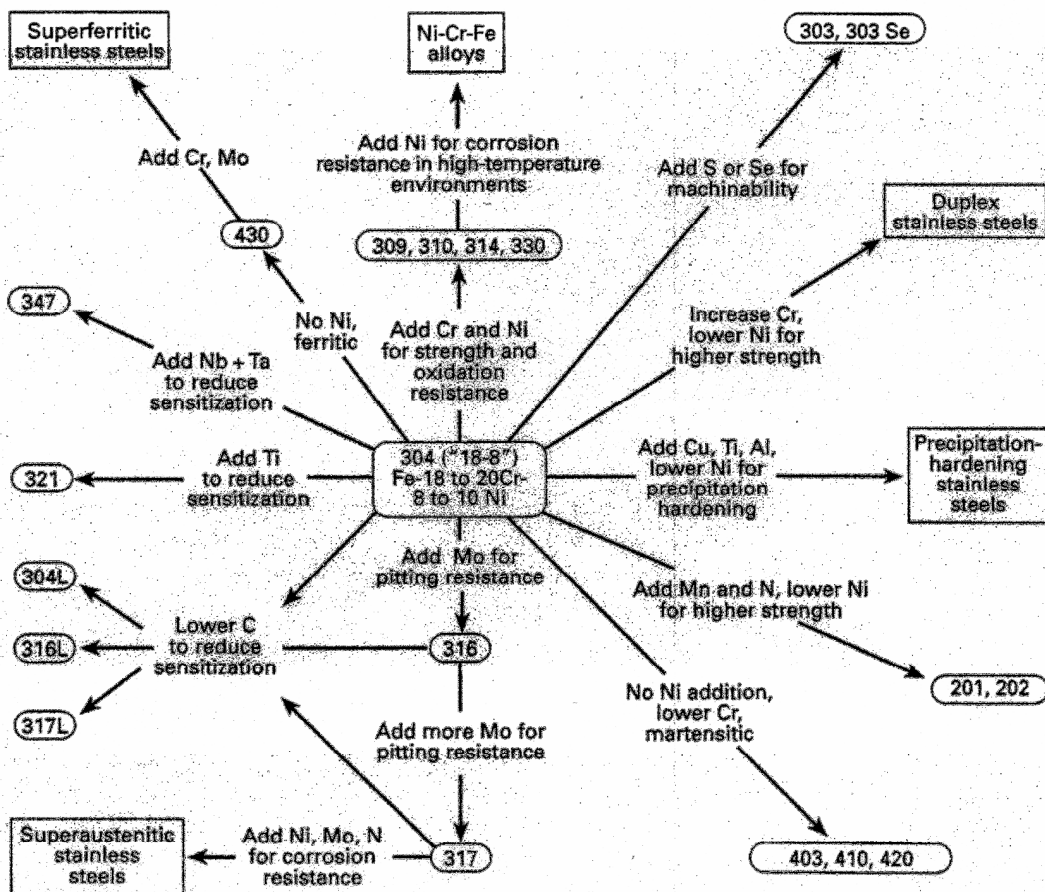


Figure 2.2: Stainless steel family of alloys (Davis and Assoc. 1994).

Magnetic properties can be used to identify some stainless steels. The austenitic types are essentially nonmagnetic. Duplex grades are relatively strongly magnetic, due to their high ferrite content. A small amount of residual ferrite or cold working may introduce a slight ferromagnetic condition, but it is notably weaker than a magnetic material. The ferritic and martensitic types are ferromagnetic (Lippold and Kotecki 2005, Davis and Assoc. 1994).

Since they were first used in the cutlery industry, the number of applications for stainless steels has increased dramatically. Stainless steel grades are used in a

wide variety of applications, such as power generation, chemical and paper processing, and in many commercial products. They are used in the harsh environments of the chemical, oil production and power generation industries, and in utility goods such as furniture, automotive trims and cutlery, where both aesthetic appearance and corrosion resistance are important design criteria. (Sourmail and Bhadeshia 2007, Lippold and Kotecki 2005).

Over the years, stainless steels have become firmly established as materials for cooking utensils such as kitchen equipment, fasteners, cutlery, flatware, decorative architectural hardware and equipment for use in the chemical plants, dairy and food processing plants, health applications, petroleum and petrochemical plants, textile plants, pharmaceutical and transportation industries. Stainless steels also find extensive use for purity and sanitary applications in areas such as dairy and food processing. Some of these applications involve exposure to either elevated or cryogenic temperatures. Modifications in composition are sometimes made to facilitate production. The relative importance of the major fields of application for flat and long stainless steel products are as follows: (Sourmail and Bhadeshia 2007, Lippold and Kotecki, 2005, Davis and Assoc. 1994).

Table 2.1: Major application areas for stainless steel products (Davis and Assoc. 1994).

Application	Percentage
Industrial equipment	
Chemical and power engineering	34
Food and beverage industry	18
Transportation	9
Architecture	5
Consumer goods	
Domestic appliances, house hold utensils	28
Small electrical and electronic appliances	6

Chemical and power engineering is the largest market for both long and flat products. It began in 1920 with the nitric acid industry. Today, it includes an extremely diversified range of service conditions including nuclear reactor vessels, heat exchangers, oil industry tubulars, components for the chemical processing and pulp and paper industries, furnace parts and boilers used in fossil fuel electric power plants. Many varieties of stainless steels are used in the food and beverage production such as milk and cheese production, beer brewing, fruit juice production, storage i.e., wine and beer vats and large kitchens for restaurants (Davis and Assoc. 1994).

A wide range of functional and decorative components for transportation vehicles are fabricated from stainless steels: automobile parts such as trim, fasteners, wheel covers, mirror mounts, windshield wiper arms and exhaust manifolds, railroad cars and large vehicles such as busses and tanker trucks, seagoing chemical tankers, aerospace components such as structural parts, fasteners and engine cooling sections. Stainless steel has also been employed in a number of well known architectural landmarks. One of the oldest cases is the use of type 304 sheet to decorate the summit of Chrysler building in New York, in 1929 (Davis and Assoc. 1994).

Due to the fact that the steel used in this thesis is mainly categorized in ferritic stainless steel group, ferritic stainless steels will shortly be introduced, then in Chapter 3, 12% Cr stainless steels and the development history will be introduced in detail.

2.6. Ferritic Stainless Steels

Ferritic stainless steels are classified as such because the predominant metallurgical phase present is ferrite. These alloys possess good resistance to stress corrosion cracking (SCC), pitting corrosion, and crevice corrosion- particularly in chloride environments. They are used in a variety of applications where corrosion resistance, rather than mechanical properties, is the primary service requirement. Low-chromium (10,5 to 12,5%) grades are used for applications such as automotive exhaust systems, where resistance to general corrosion is superior to carbon steels. Medium and high-chromium grades are used in more aggressive corrosion environments (Cavazos 2006, Lippold and Kotecki 2005).

Ferritic stainless steels possess an excellent resistance to SCC, while they had poor toughness and as-welded ductility. In recent years, new ferritic stainless steels with extremely reduced (C+N) content have been developed, in which toughness and weldability are significantly improved. Of various joining methods, welding is widely used in machine components and structures. However, historically ferritic stainless steels had been used in the greatest tonnage in applications that do not require welding. For example, the medium-Cr grades are used extensively for automotive trim and other decorative and architectural applications. Since the early 1980s, the

use of low- and medium-Cr grades for automotive exhaust systems has increased dramatically. Since exhaust tubes and connections are welded, the weldability of ferritic stainless steels has received increased attention (Akita et al 2006, Lippold and Kotecki 2005).

A number of high-Cr grades have been developed over the years for use in demanding environments, such as chemical plants, pulp and paper mills and refineries. These alloys possess superior corrosion resistance relative to the austenitic and martensitic grades. However, they are relatively expensive and difficult to fabricate. The weldability of alloys with medium (16 to 18%) and high (>25%) Cr content has been the subject of considerable research. Ferritic stainless steels are generally limited for the use at service temperatures below 400°C, due to the formation of embrittling phases. High-Cr grades are particularly susceptible to 475°C embrittlement (Lippold and Kotecki 2005).

2.6.1 Standard alloys and consumables

Over the years ferritic stainless steels have evolved in three generations relative to their general composition ranges. First-generation alloys were mainly the medium-chromium types with relatively high C contents. These steels are not 100% ferritic because they form some austenite in their structures during solidification and cooling or when heated to elevated temperature. The austenite that is present at elevated temperature transforms to martensite on cooling to room temperature. Second generation ferritic alloys were developed to minimize the formation of martensite in the ferrite structure and improve weldability. They have lower carbon contents and often contain a stabilizing element (Nb or Ti) that ties up C and N, thereby promoting ferrite stability. Because that ferritic stainless steels have relatively low strength at elevated temperature compared to austenitic stainless steels, Nb containing ferritic stainless steels were developed. Nb can improve high temperature strength by solid solution hardening (Man Sim et al 2005, Lippold and Kotecki 2005). Third-generation ferritic stainless steels have high chromium, low interstitial (C+N) levels and low impurity levels. These grades are often developed for specific applications under various trade names. The high-purity grades of stainless steels have superior corrosion resistance with moderate toughness and ductility. When welding these high-purity grades, extreme care must be taken to

avoid pick up of undesirable elements, particularly nitrogen and oxygen, and to minimize grain growth. It should be noted that many of these alloys have a 4XX designation, similar to that of the martensitic stainless steels, even though their microstructure and properties are different (Man Sim et al 2005, Lippold and Kotecki 2005).

The ferritic stainless steel grades which are commonly used in the industrial applications are summarized in Table 2.2.

Table 2.2: Ferritic stainless steels commonly used in the industry (Kaluc and Tulbentci 1998).

AISI	EURONORM	Composition (%)									
		(UNS)*	DIN (TSE)	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
405(S40500)	X6CrAl13		≤ 0.08	1.00	0.040	0.030	1.00	11.50/13.00	-	-	0.10/ 0.30 Al
409(S40900)	X5CrTi12		≤ 0.08	1.00	0.045	0.045	1.00	10.50/11.75	-	-	6 X C/0.75Ti
429(S42900)	X7Cr14		≤ 0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	14.00/16.00	-	-	-
430(S43000)	X6Cr17		≤ 0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	16.00/18.00	-	-	-
430F(S43020)	X12CrMoS17		≤ 0.12	1.25	0.060	1.15(min)	1.00	16.00/18.00	-	0.60*	-
430FSe(S43023)	-		≤ 0.12	1.25	0.060	0.060	1.00	16.00/18.00	-	-	0.15Se(min)
434(S43400)	X8CrMo17		≤ 0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	16.00/18.00	-	0.75/1.25	-
436(S43600)	-		≤ 0.12	1.00	0.040	0.030	1.00	16.00/18.00	-	0.75/1.25	5 X C/0.70 Nb+Ta
442(S44200)	-		≤ 0.20	1.00	0.040	0.030	1.00	18.00/23.00	-	-	-
446(S44600)	X10CrN28		≤ 0.20	1.50	0.040	0.030	1.00	23.00/27.00	-	-	0.25N

* This alloying element can be added by the producer. ** ASTM- SAE Unified Numbering System.

Castings of ferritic stainless steels have rather limited availability, and the composition ranges specified by ASTM A743 or ASTM A297 have very wide C ranges, so that it is possible to develop a predominately ferritic microstructure or a predominately martensitic microstructure in the as-cast condition (Lippold and Kotecki 2005).

2.7. Constitution diagrams

To understand the properties of stainless steels and the associated phenomena that

take place in the heat affected zone (HAZ), the constitution diagrams associated with the alloying elements used in stainless steel alloys should be studied. However, constitution diagrams are equilibrium phase diagrams that can be used to describe phase transformations and phase stability, i.e. they represent the situation for a very low heating and cooling rates. The heating and cooling rates obtained during welding are high and therefore deviations from equilibrium diagrams are expected. For a more rigorous treatment of phase diagrams and phase stability associated with stainless steels, other sources are suggested (Lippold and Kotecki 2005, Ladanova 2003).

An approximate equilibrium is achieved during post weld heat treatment. Phenomena for instance the type of solidification, phase transformations and precipitation can directly be related to the constitution diagrams. The kinetic behaviour of the steel should also be considered. These diagrams can only approximate the actual microstructure that develops in welds since stainless steel base and filler metals contain up to 10 alloying elements that can not be accommodated easily with standard phase diagrams and phase diagrams are based on equilibrium conditions. To get an impression of the microstructure, transformation and precipitation processes in stainless steels, various kinds of knowledge should be combined (Lippold and Kotecki 2005, Ladanova 2003).

In this section, the Fe-Cr binary system and the Fe-Cr-C and Fe-Cr-Ni ternary systems are shortly described. The intention here is to provide knowledge of applicable equilibrium phase diagrams that can be used to predict microstructure evolution as they apply to the various grades of stainless steels.

2.7.1. Fe-Cr system

Since Cr is the primary alloying element, the iron-chromium equilibrium phase diagram is shown in Figure 2.3.

It is the important start point to describe stainless steel phase stability and phase relationships and microstructures (Lippold and Kotecki 2005, Ladanova 2003, Carrouge 2002, Folkhard 1974).

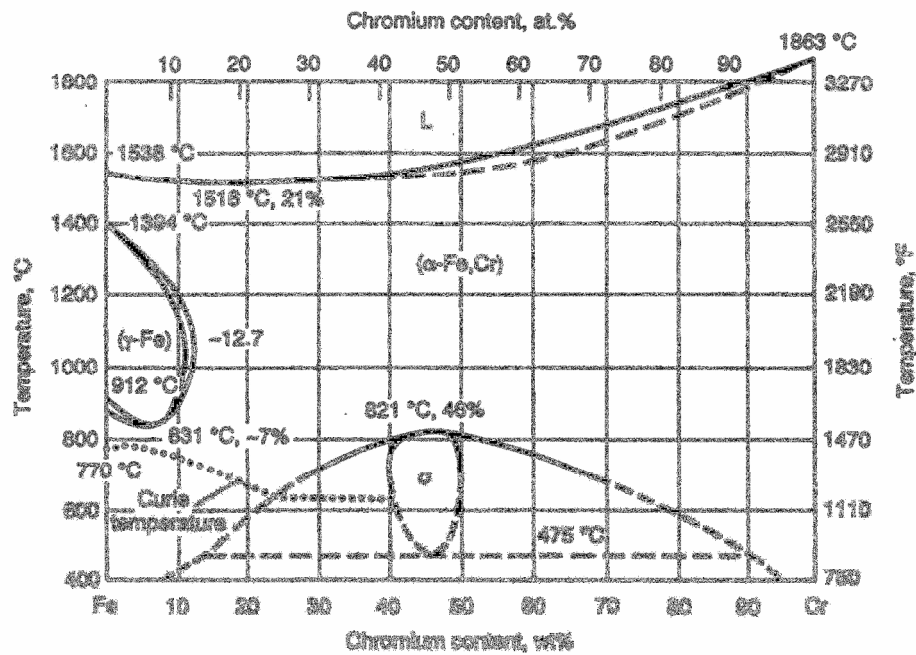


Figure 2.3: Fe- Cr binary equilibrium phase diagram. (Davis and Davis Assoc 1994).

At elevated temperatures, there is complete solubility of Cr in iron, and solidification of all Fe-Cr alloys occurs as ferrite. Ferrite is indicated on phase diagrams by the symbols α and δ . Based on the Fe-C system, δ -ferrite is considered high temperature ferrite, and α -ferrite is low-temperature ferrite that forms from austenite. In binary and ternary systems, α and δ are often used interchangeably, the ferrite that forms at elevated temperature is not fully transformed and some or all can be retained at room temperature (Lippold and Kotecki 2005).

By analogy with iron and ordinary steels, δ -ferrite is known as it is precipitated from the melt, while ferrite resulting from transformation of austenite during cooling is called α -ferrite. The two types of ferrite show differing grain structures. δ -ferrite is often coarse when compared with α -ferrite and its morphology retains features of the solidification microstructure (Lippold and Kotecki 2005, Ladanova 2003, Carrouge 2002).

Chromium stabilizes the body-centered cubic (bcc) ferrite structure of iron; thereby increasing Cr content, the high temperature δ and α ferrite field expands. At low Cr concentrations a "loop" of austenite exists in the temperature range 912 to 1394 °C. This is commonly referred to as the gamma loop. As the ferrite field expands, the gamma loop contracts. The solidification range for Fe-Cr alloys is very narrow.

Alloys with greater than 12,7% Cr will be fully ferritic at elevated temperature, while those with less than this amount of Cr will form at least some austenite at temperatures within the gamma loop. Alloys with less than about 12% Cr will be completely austenitic at temperatures within the gamma loop. Upon rapid cooling, this austenite can transform to martensite (Lippold and Kotecki 2005, Carrouge 2002).

The Fe-Cr diagram produces a basis for martensitic and ferritic stainless steels. These steels contain alloying elements other than Cr; the effects of these elements are illustrated in the following paragraphs (Lippold and Kotecki 2005, Krauss 1989).

Figure 2.4: shows that other ferrite stabilizing elements such as vanadium and molybdenum act similarly to chromium when alloyed with iron and also form gamma loops (Krauss 1989).

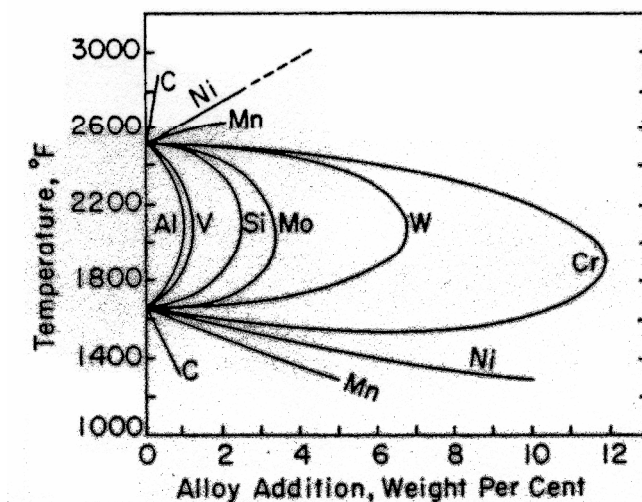


Figure 2.4: Gamma loops formed in various binary systems of iron (Krauss 1989).

2.7.2. Fe-Cr-C system

The addition of C to the Fe-Cr alloys increases the range of Cr contents over which austenite can be formed at elevated temperatures, so this significantly alters and complicates phase equilibrium. C is an austenite promoter so it expands the gamma loop which allows austenite to be stable at elevated temperatures at much higher Cr

contents. The effect of C on the expansion of the gamma field is shown below.

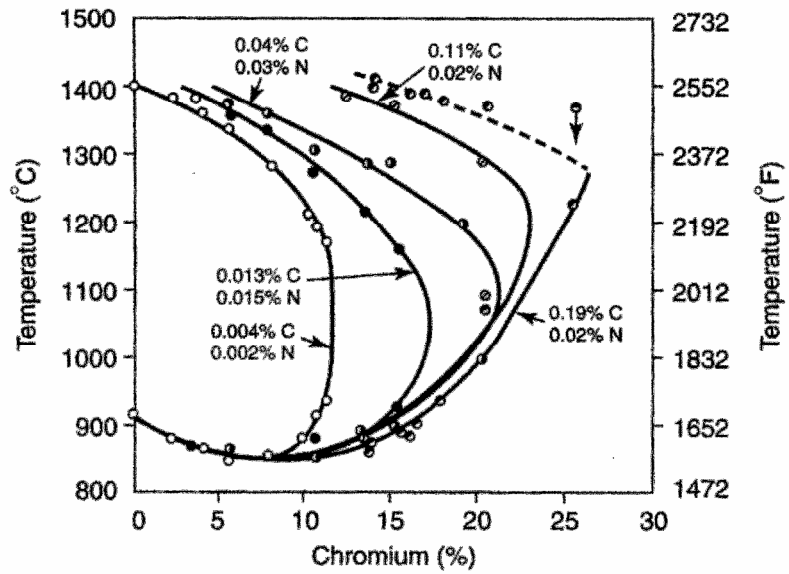


Figure 2.5: Effect of carbon on the expansion of γ loop (Lippold and Kotecki 2005).

It should be noted that even small amounts of C result in a dramatic expansion of the gamma loop. This is important for development of the martensitic stainless steels, since for martensite to form during cooling, these steels must be austenitic at elevated temperatures. For the ferritic grades, the size of the gamma loop, must be controlled such that little or no austenite forms at elevated temperatures (Kaluc and Taban 2006, Lippold and Kotecki 2005, Davis and Davis Assoc. 1994, Folkhard 1974).

3. 12 % CHROMIUM STAINLESS STEELS & LITERATURE REVIEW

3.1. Lean Alloyed Stainless Steels

Because the life cycle costs and environmental compatibility became more and more important, chromium stainless steels are increasingly the only viable option for numerous structural applications. The carbon steels still used today in many applications require additional and highly expensive measures to prevent or delay the onset of corrosion (NN 2004b).

The ferritic stainless steel family is the second most common used group of stainless steels due to their good corrosion resistance and lower cost compared to austenitic stainless steels. Since these steels were considered as low weldable steels they have mostly been used for those applications that do not require welding because a fully ferritic structure has poor low temperature toughness and poor high temperature strength compared to austenite (Akita et al 2006, Taban et al 2007a,d, Lippold and Kotecki 2005, Meadows and Fritz 2005, Gordon and van Bennekom 1996, Woollin 1994, Davis 1994, Gooch and Ginn 1988, Folkhard 1984, Thomas 1983).

AISI 430 ferritic grade finds uses in areas where its good corrosion resistance and formability are needed. AISI 410 martensitic grade is used in numerous applications where its high strength and moderate corrosion resistance are advantageous. On the other hand, both these steels have dubious weldability. Traditional ferritic stainless steels thicker than 6 mm have poor toughness, ductility and corrosion resistance because of a coarse HAZ grain size and martensite formation on the grain boundaries. In addition to their notch sensitivity, another major drawback of these grades is their susceptibility to sensitization especially after welding. Martensitic stainless steels require pre-heating to prevent hydrogen cracking, and PWHT to optimise strength and toughness (Lippold and Kotecki 2005, Meadows and Fritz 2005, Gordon and van Bennekom 1996, Davis 1994, Thomas 1983).

Effective and widespread application of any alloy is dependent upon good weldability and this factor alone has previously restricted the exploitation of ferritic and martensitic grades more than any other. For example, alloy 420, is one of the few stainless steels with virtually no practical arc welding history. During the last decades the developments for the improved weldability increased the application of such materials (De Santana et al 2006, Lippold and Kotecki 2005, Marshall and Farrar 2000, Davis 1994, Gooch and Ginn 1988).

The emergence of life cycle costs analysis and improved steelmaking and working technologies has given stainless ferritic and martensitic steels new status and has provoked an appraisal of the economics and performance potential of "lean alloyed" stainless steel in general.

The consequence of this vigorous activity has been evident in a wave of new or improved alloys based on the 10,5 - 14% Cr system. The leanest is the utility ferritics which has the minimum chromium level to provide the essential "stainlessness" of the alloy. As a whole, the microstructure of these alloys, loosely described as 12% or 13% Cr ranges from predominantly ferritic to fully martensitic, with the former having good resistance to SCC whilst the latter have the highest strength. The reasons for the renewed interest in this group of materials are that these steels can provide strength to weight ratio equal to HSLA steels and better than duplex stainless steels, combined with useful corrosion resistance for many applications and at a relatively low cost (Marshall and Farrar 2000).

Advanced steel making technology now enables tight control of composition and can provide extremely low levels of carbon and nitrogen with consequent improvement in the as welded HAZ properties, as well as the reduction of chromium carbides which degrade corrosion performance (Dhooge and Deleu 2005a-b, Lippold and Kotecki 2005, Marshall and Farrar 2000).

These opportunities have not only helped to improve the weldability of utility ferritics, but have also been fully exploited in the new weldable martensitics. Corrosion performance and mechanical properties are enhanced with additional alloying (Marshall and Farrar 2000).

3.1.1. Introduction to 3Cr12 stainless steel

11 to 12 percent chromium stainless steels are sufficiently corrosion resistant in atmospheric and non aggressive aqueous conditions in many applications and are widely used as low cost, utility stainless steels. In some predominantly ferritic steels, a small amount of austenite forms at high temperatures and may transform to martensite on cooling. This has been exploited to develop 12 % Cr transformable stainless steels potentially with better weldability than either ferritic or martensitic steels. For this, close control of the carbon content and martensite/ferrite balance are used to avoid the extremes of completely ferritic or martensitic structures which is also finding interesting applications as a high strength stainless structural steel. The hardness and detrimental effect on toughness of the martensite is limited by the low carbon levels. In general, the ferrite grain size led the HAZ toughness and increasing the martensite level has a slightly detrimental effect when martensite is the minor phase. With the development of steels with low carbon and interstitials which improved weldability, the engineering applications of such materials have increased (Greef and du Toit 2006, du Toit et al 2006, Lippold and Kotecki 2005, Meadows and Fritz 2005, Woollin 1994, Davis 1994, Karjalainen et al 1992, Gooch and Ginn 1988, Folkhard 1984, Castner 1977, McGannon 1974, Irvine et al 1960).

The first generation of 12 % Cr steels is known as 3Cr12 stainless steel which was developed with 0.03 %C making use of the minimum chromium content required to impart acceptable corrosion resistance. It was first produced by the Middelburg Steel and Alloys (Pty) Ltd, later to become Columbus Stainless Steel Co. in South Africa and commercialised in 1979. 3Cr12 steel is used generally by several steel suppliers and is variously described as “ferritic” or “ferritic- martensitic” 12 % Cr stainless steel. Originally 3Cr12 is a trademark and was not included in any international specifications. However a 12 % chromium steel developed from 3Cr12 has been designated DIN type 1.4003 and ASTM/ASME 41003. 3Cr12 now appears in ASTM A240 as UNS S41003 and in Europe as Material Number 1.4003, although the two specifications are not exactly the same. In particular, conformance to S41003 does not require nickel as an alloying element, although it is permitted, while conformance to 1.4003 does require some nickel. In addition to the composition ranges of S41003 and 1.4003, some suppliers, but not all include a deliberate addition of titanium (Topic et al 2007, Bartsch and Hoffmann 2006, NN

2006a, Kotecki 2005, NN 2004, NN 2001, Moore 1997, Marini and Knight 1995, McEwan et al 1993, Bennett 1991, Weiss et al 1990).

Table 3.1: 3Cr12 compositions (wt %) (Kotecki 2005 2006).

Specification	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Ti
UNS S41003	0,03	1,5	0,040	0,03	1,0	10,5- 12,5	1,5	0,03	-
Material No. 1.4003	0,03	0,5- 1,5	0,045	0,03	1,0	10,5- 12,5	0,3- 1,0	0,03	-
Supplier A	0,03	1,5	0,03	0,03	1,0	11- 12	1,5	-	0,6
Supplier B	0,03	2,0	0,40	0,03	1,0	10,5- 12,5	1,5	-	4(C+N) to 0,6
UNS S40920	0,03	1,0	0,040	0,02	1,0	10,5- 11,7	0,5	0,03	0,15- 0,50

Supplier A indicates conformance to both S41003 and Material Number 1.4003, while Supplier B does not indicate any conformances, see Table 3.1. Also included in the table is one of three composition ranges given in ASTM A240 for 409 stainless steel, UNS S40920. Note that the 3Cr12 of both Supplier A and Supplier B could, with slightly restricted composition, be certified as 409 (Kotecki 2005).

3Cr12 is a low cost grade, nominal corrosion resistant 12% Cr steel. It is a modified version of AISI 409 stainless steel. Significant minor elemental changes have been made to overcome the major drawback of ferritic stainless steels, namely poor weldability. The composition and annealing conditions are controlled to give a microstructure of about 10 % tempered martensite in a fine grained ferrite matrix at room temperature. This structure restricts the grain growth common in fully ferritic stainless steels. Thus a weldable, strong ferritic stainless steel is produced (Topic et al 2007, Hoffman, Moore 1997, Lelyveld and van Bennekom 1995, Marini and Knight 1995, McEwan et al 1993, Callaghan 1993, Thomas 1983, Tullmin et al 1988, Bredenkamp and van den Berg 1995).

The corrosion rate in many of the applications is low enough to consider use of this material as an alternative to painted or galvanized steels and weathering steels in structural applications in natural or industrial environments. The cost of additional thickness requirements and surface treatments needed to counteract corrosion loss in conventional carbon steel presents a large portion of the material cost over the life cycle of a component. The interest in 3CR12, therefore, arises from its relative resistance to atmospheric corrosion. 3Cr12 is an engineering material which is often easier to use than mild steel. The reduced allowance required for the corrosion decreases the need for expensive corrosion treatments and the improved yield strength of the material allows large weight savings to be made in component

design (NN 2004a, Meyer and du Toit 2001, Marini and Knight 1995, Beckitt 1994, Orava et al 1993, Thomas 1983, Thomas and Hoffman 1982).

3Cr12 steel is used generally by several steel suppliers with excellent corrosion resistance in many environments and possesses considerable economic advantage over austenitic stainless steels. It is not a conventional stainless steel and was not designed to replace stainless steels, but was designed to fill the gap between expensive stainless steels at one end of the market and the rust-prone cheaper carbon steels at the other end since it provides designers with an alternative which displays both the advantages of stainless steels depending on the resistance to corrosive attack and engineering properties on a par with carbon steels due to the strength property similar to S355. This lean alloy chromium stainless steel bridges the cost and performance gaps between carbon steels and high alloy stainless steel grades. Although, 3Cr12 steel is recognized as the world's most specified 12% chromium utility steel, it is by no means universal and should not be substituted for higher grades of steel unless detailed corrosion testing has been carried out. In addition to the corrosion resistance advantages, the increased strength to mass ratio over mild steel could realize an economical materials saving through the use of a reduced component cross-section has enhanced this steel to be recommended over the past years for numerous applications (Maxwell 1997, Topic et al 2007, Kotecki 2005, Balmforth and Lippold 2000, Lelyveld and van Bennekom 1995, McEwan et al 1993, Karjalainen et al 1992, Nirosta 4003, Gooch and Ginn 1988, Tullmin et al 1988, Ball et al 1987, Eckenrod and Kovach 1980).

The 3Cr12 steel which contains 11 - 12 %Cr, has a low carbon content, minor nickel and manganese additions, and is stabilized by titanium to reduce the amounts of C and N in the solid solution by the formation of stable Ti carbonitrides. This cost effective alternative material has a fine grained dual phase microstructure consisting of martensite and ferrite and has a tensile strength of 550 MPa, a proof strength of 360 MPa and a Charpy toughness value >70 J at room temperature allowing designers the option of using less material than with mild steels, a longer operating lifetime and reduced maintenance (Beckitt 1994, Aghion and Ferreira 1993, Tullmin et al 1988, Ball et al 1987).

It has found successful applications generally in the corrosive, low-stress abrasive wear environments associated with the mining and mineral processing industries

where corrosion/abrasion and aqueous corrosion problems arise such as encountered in the South African gold and coal mines. Applications include ore cars, chute liners, settling tanks, walkways, flooring, drain covers, surface and underground piping, slurry tanks, fencing, and elevator buckets. The steel has been used in a wide variety of applications ranging from autoclave trolleys in the brick industry to industrial refuse containers and electrical transmission masts. Widespread use of 3Cr12 in these environments, since its introduction in 1979, has resulted in a quantity of data on its performance. It exhibits satisfactory weldability in most applications, provided that the specified welding procedures are adopted. In recent years, considerable interest has developed in the use of 3Cr12 by the automotive and agricultural industries also (Topic et al 2007, NN 2006a,b,c, Meyer and du Toit 2001, Lelyveld and van Bennekom 1995, Ball et al 1987, McEwan et al 1993).

3Cr12 is available in both the “black” and “white” form. The “white” form comes in an annealed and pickled condition, with various surface finishes available. When thinner thicknesses are required or the surface roughness of the “white” form needs to be improved, the hot rolled material is cold rolled. Cold rolling hardens the steel which is then annealed and pickled to produce a uniform dull matt finish. More recently the material has been made available in the “black” form which has reduced the cost of material. In “black” form, it is supplied in an identical metallurgical condition to the “white” form, but is not descaled. The mill scale which remains on the surface gives the material a bluish-black colour. The “black” form is mostly used in wear and corrosion applications as during usage the initial layer of mill scale will be worn away leaving a conventional “white” finish. The “black” form is not recommended for applications where the material will be partially or totally immersed as crevice corrosion may occur below the mill scale on the material’s surface (Maxwell 1997, Marini and Knight 1995).

Although 3Cr12 has excellent corrosion resistance in many environments, its weldability was limited. In the early 1990s, the second generation of these steels, namely 5Cr12 and 5Cr12HT with higher toughness has been modified to give better toughness, but weldability remained limited due to the carbon content (Topic et al 2007, NN 2001, Moore 1997, Marini and Knight 1995, McEwan et al 1993, Bennett 1991, Weiss et al 1990).

3.1.2. Microstructure and phase balance

Low carbon Fe-Cr stainless steels have either a ferritic or martensitic, possibly semi-ferritic, microstructure depending on composition:

- i) When the chromium content is below approximately 12 wt%, it is possible to obtain a martensitic microstructure since the steel can be made fully austenitic at elevated temperatures. Such steels solidify as δ -ferrite and are completely transformed to austenite (γ) at high temperature, followed by relatively rapid cooling to transformation into non-equilibrium martensite.
- ii) Chromium content greater than approximately 14 wt% gives a completely ferritic stainless steel over the whole temperature range corresponding to the solid state and hence cannot be hardened on quenching.
- iii) Between the austenite phase field and the fully ferritic domain, there is a narrow range of compositions which defines the semi-ferritic alloys, with a microstructure consisting partly of δ -ferrite which remains unchanged following solidification, the remainder being martensite.

Considering that a minimum of 10,5 wt% Cr is required to obtain passivity and that a chromium content above 12 wt% produces semi-ferritic microstructures, martensitic stainless steels have their chromium content in the range 10,5-12 wt% (Carrouge 2002)

Dual phase materials are of great interest, designed and used to obtain the desirable properties of both phases, without any concomitant detrimental effects. They show a combination of strength, ductility and initial work-hardening rate. A potential benefit often ignored with regard to dual-phase steels is that of cost, and since nickel and manganese are rather expensive alloying additions, low nickel ferritic-martensitic stainless steels can offer some potential as low cost corrosion resisting high strength steels. A major advantage of those steels is that their mechanical properties can be manipulated by microstructural modification. The mechanical properties are generally sensitive to both the volume fraction of martensite and the morphology of phases. The tensile properties of most of these type of steels have been found to vary approximately linearly with the volume fraction of martensite. (Blum et al 1992, Ball et al 1987, Thomas 1983, Eckenrod and Kovach 1980).

The phase structure of 3Cr12 is sensitive to the variation of composition and it can be fully martensitic, martensitic-ferritic or fully ferritic. The actual proportions of ferrite and martensite are determined by both the composition and the heat treatment. The presence or absence of nickel, and the presence or absence of titanium, are both important to the thermal behavior of the HAZ. All possible compositions of 3CR12 will solidify as 100% ferrite. So the part of the HAZ closest to the weld fusion zone will be 100% ferrite at peak temperature. At intermediate temperatures, between about 1300° and 900°C, austenite may form, depending upon the correct balance between ferrite forming elements which are chromium, titanium, silicon and austenite forming elements such as carbon, nitrogen, nickel and manganese. If the austenite promoting elements dominate, austenite will form in this temperature range. If the ferrite promoting elements dominate, little or no austenite will form. Austenite formation may be complete in this temperature range, or it may be partial, again depending upon the balance of alloy elements. Furthermore, in the more remote portions of the HAZ, where the peak temperature is less than about 900°C, the formation of a lesser amount of austenite can take place. Whatever austenite does form will eventually transform to martensite on cooling below about 300°C (Kotecki 2005, Orava et al 1993, Ball et al 1987).

12%Cr stainless steel types are balanced to give a martensitic microstructure adjacent to the fusion boundary and a fine grained ferritic martensitic dual phase structure outside this zone. The fine grained zone has been found to be very tough, the transition temperature being <100°C (Orava et al 1993).

In a study by Pagani and Robinson, TEM studies on 3Cr12 confirmed the occurrence of low carbon lath martensite having a high dislocation density with laths approximately 0,4 µm in width. Dislocation densities were found to vary considerably between different samples taken from the same weld. The difficulty in differentiating between the ferrite and the tempered low carbon martensite is complicated due to an increase in the dislocation density of the ferrite brought about by residual stresses generated in the weld on cooling. Diffraction patterns indicated that the welds have a bcc crystallographic lattice. However because of its low carbon content, the lattice distortion of the martensite was insufficiently large to allow differentiation between it and any ferrite present (Pagani and Robinson 1988).

The HAZ of a 12% Cr stainless steel is shown in Figure 3.1. The effect of the

martensite content on the impact properties of HAZ is also illustrated.

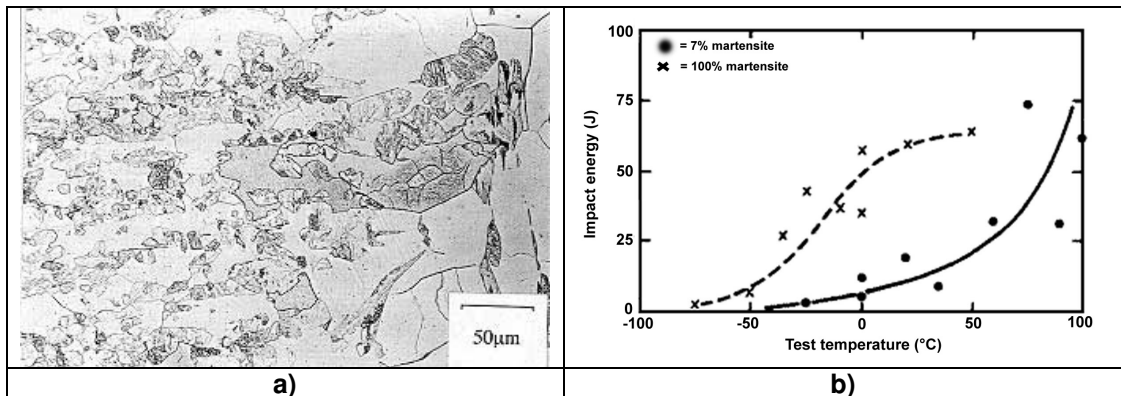


Figure 3.1: a) The HAZ of a 12 % Cr low carbon ferritic/martensitic steel, b) The effect of martensite content on HAZ impact toughness of 12 % Cr steel (Woollin 1994).

The critical balance between ferrite and austenite in the hot rolled structure of 3Cr12 can be controlled using certain relationships based on the ferrite or austenite forming tendencies of alloying elements. A high austenite content (low ferrite factor) in the steel ensures that a high martensite content is obtained in the final product. The M_s temperature for 3Cr12 is of the order of 550°C ensuring that no retained austenite occurs in the steel (Thomas and Hoffman 1982, Kaltenhauser 1971).

The phase composition and morphology of the banded ferrite-martensite microstructure of 3Cr12 can be compared to the microstructure developed after furnace cooling from 1380 to 950°C, followed by quenching to room temperature. The partitioning behaviour expected from $\delta \rightarrow \gamma$ transformation was identified in the alternating bands of ferrite and martensite and the sharp interface between these two phases is reminiscent of incomplete $\delta \rightarrow \gamma$ transformation. This suggests that the duplex structure present during hot rolling is composed of austenite and residual untransformed δ ferrite. The incomplete $\delta \rightarrow \gamma$ transformation has been shown to produce a lathlike ferrite-austenite structure which obviously results in a banded microstructure after rolling, i.e. the alternating thin lamellae of ferrite and austenite in the wrought microstructure are reminiscent of the structure developed during Widmanstätten growth (Knutson 1992).

Similar phase banding and substitutional element partitioning is shown by Figure 3.2 and 3.3, by the commercially hot rolled 3Cr12 plate which has been allowed to air cool after final reduction. It is also apparent that the continuous air cooling of the

rolled coil has allowed partial regression of some of the austenite to δ ferrite. Once again, the $\delta \rightarrow \gamma$ transformation has involved the migration of the δ/γ interface into the austenite bands. Although recrystallisation has occurred within the ferrite bands, continuous boundaries are still produced as the interface migrates. Since the initial recrystallisation of ferrite at the δ/γ interface produces a flat boundary corresponding to this interface, migration of a number of recrystallised ferrite boundaries into the austenite appears as a long, fairly straight boundary. The directionality of the original δ/γ interface that existed during rolling is therefore maintained even during the subsequent recovery events and regression of austenite (Knutsen 1992).

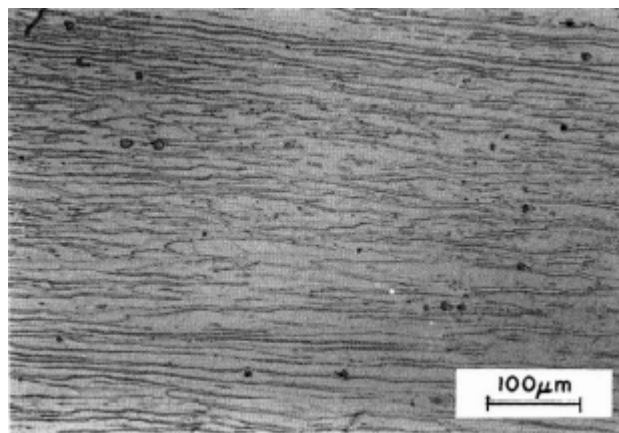


Figure 3.2: 3Cr12 as received & etched with 10% oxalic acid (Aghion and Ferreira 1993).

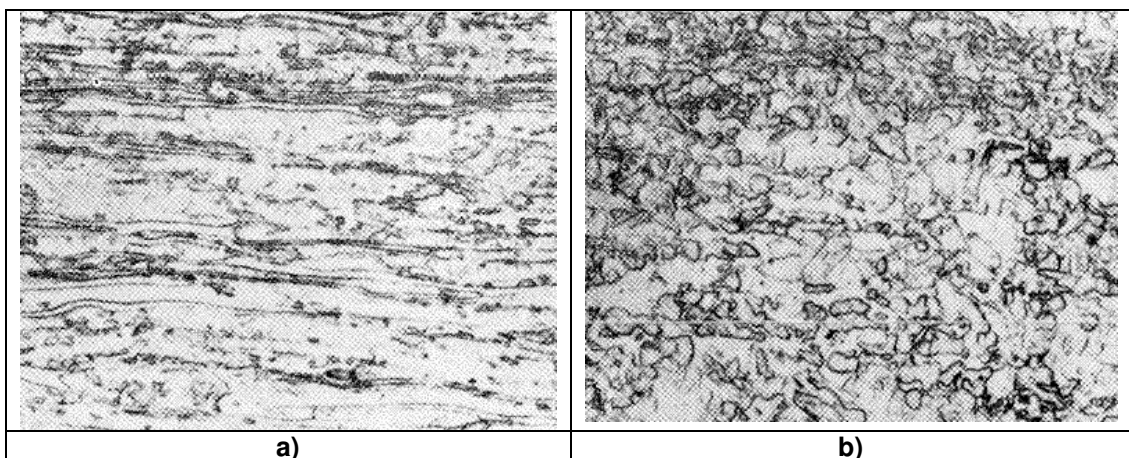


Figure 3.3: a) Structure of 3Cr12 showing banded F+M, b) annealed 3Cr12 with equiaxed grains of ferrite and small cuboid precipitates of Ti(CN) (Thomas 1981).

The commercially rolled and tempered steel exhibits a fully ferritic microstructure which is anisotropic with respect to grain morphology. Long flat grains were identified in a section parallel to the rolling direction (Knutsen 1992).

A number of equivalency relationships and diagrams have evolved the prediction of microstructure in ferritic stainless steel welds. Schaeffler diagram covers the composition range for ferritic stainless steels but has been proven to be relatively inaccurate for predicting whether martensite will be present in ferritic alloys. The Kaltenhauser ferrite factor can be used to predict whether martensite will be present in ferritic alloys. The microstructure of nominally ferritic steels is highly sensitive to the relative concentration of ferrite and austenite stabilizing elements, and fully ferritic, ferritic/martensitic or martensitic steels can be obtained by varying the balancing elements slightly. The final microstructure can be predicted by means of Kaltenhauser ferrite factor (KFF). It does not provide any information regarding the amount of martensite that will be present. The K factor shown, below, can not be applied equally to all alloys and low and medium chromium alloys must be considered separately (Lippold and Kotecki 2005, Karjalainen et al 1992).

The ferrite factor also establishes the temperature region at which duplex austenite-plus-ferrite occurs and as this affects the hot rolling characteristics of the steel, it is controlled to maintain a minimum of about 30% austenite at the finish rolling temperature. Low carbon martensite (high dislocation density) is the preferred structure but since the partitioning of carbon to the austenite at high temperature occurs very rapidly, it is essential to use titanium to lower the soluble carbon content (Thomas and Hoffman 1982).

The first version of KFF was given by Kaltenhauser as $KFF = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al - 2Mn - 4Ni - 40(C+N)$ (Kaltenhauser 1971). Then referring to Karjalainen et al, KFF was given as follows: $KFF = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al + 4Nb - 2Mn - 4Ni - 40(C+N)$ while $KFF = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al + 4Nb - 2Mn - 4Ni - 40(C+N)$ was explained as above according to Greef and du Toit 2006, Lippold and Kotecki 2005, Marshall and Farrar 2000, Johansson 1999, Gooch and Ginn 1988. For instance, if a steel grade has a low FF, then it is expected to have a high austenite potential. More austenite is therefore expected to form in the high-temperature HAZ of this steel during cooling (Greef and du Toit 2006).

The preliminary diagram and later the Balmforth diagram were developed to predict the microstructure of both martensitic and ferritic stainless steel weld metals. Figure

3.4 illustrates the position of 3Cr12 steel (Kotecki 2005, Balmforth and Lippold 2000, Balmforth and Lippold 1998).

It should be noted that Balmforth and Lippold diagram was developed for as-solidified weld metal, not for the HAZ, so its predictions may not be totally accurate. Nevertheless, the diagram can be expected to give a reasonable prediction of compositional effects. In particular, it can be seen that anywhere from no martensite (0,6 Ti and no Ni) to about 90% martensite (at 1,5 Ni and no Ti) can be expected (Kotecki 2005, Balmforth and Lippold 2000, Balmforth and Lippold 1998).

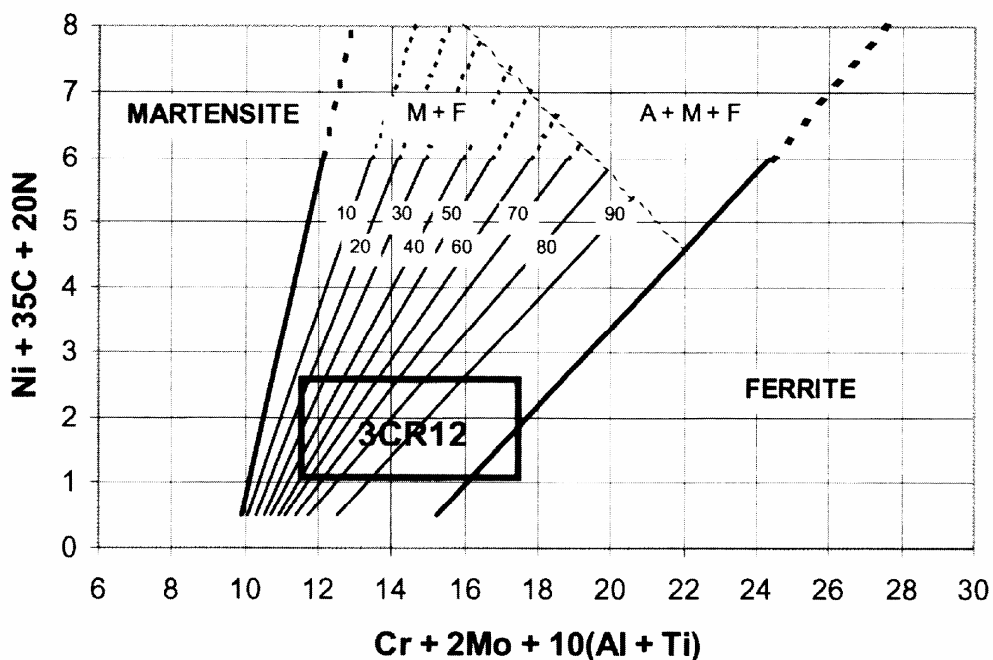


Figure 3.4: Balmforth constitution diagram with a rectangle of 3Cr12 compositions of varying Ti and Ni (Kaluc and Taban 2007, Lippold and Kotecki 2005, Balmforth and Lippold 2000).

Assuming no Ni or Ti and a base composition of 0,02%C and 0,02%N and 11,5%Cr a Cr_{eq} of 11,5 and a Ni_{eq} of 1,1 are calculated from the diagram above. This is plotted as the lower left corner of the 3Cr12 rectangle in Figure 3.4. If no Ti is present, but Ni is added to the maximum of 1,5%, that composition plots as the upper left corner of the rectangle. If no Ni is present, but the max. of 0,6%Ti is added, that composition plots as the lower right corner of the rectangle. And if both Ti and Ni are present at their max. of 1,5%, that composition plots as the upper right

corner of the rectangle. And the rectangle would be still larger if Cr, C and N were allowed to vary over their full ranges instead of being fixed (Kotecki 2005).

The tensile properties of 3Cr12 in the hot rolled condition are affected by the volume fraction of martensite in the structure, see Figure 3.5. The impact properties, if measured using Charpy impact tests, show much wider scatter. Since the M_s temperature is depressed by nickel additions, the toughness of the structure depends on the nickel content and the volume fraction of martensite as well as the cooling rate.

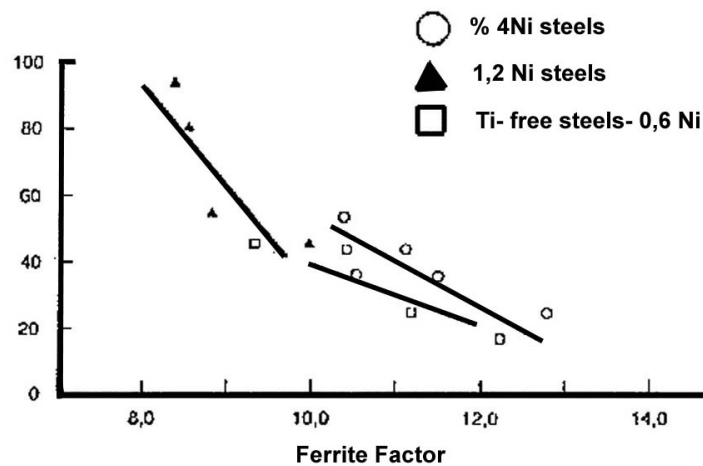


Figure 3.5: Effect of FF on volume fraction of martensite in steels quenched from 1000°C (Thomas 1983).

3Cr12 is a hot rolled weldable plate material produced in thicknesses up to 30 mm. It is produced to three different nickel contents, depending on the thickness and the use of the steel. 0.4% Ni at 3 to 5 mm, 0.6% Ni at 6 to 12 mm and 1.2% Ni greater than 12 mm (Thomas 1983).

The effect of nickel on the phase balance in the hot rolled condition is shown in the Figure 3.6. However, since 3Cr12 is stabilised with titanium, and the alloy also contains manganese and silicon, it is more convenient to use derived formulae to relate the composition to the hot rolled structure. The so-called "ferrite factor" is often used for this purpose (Thomas 1983).

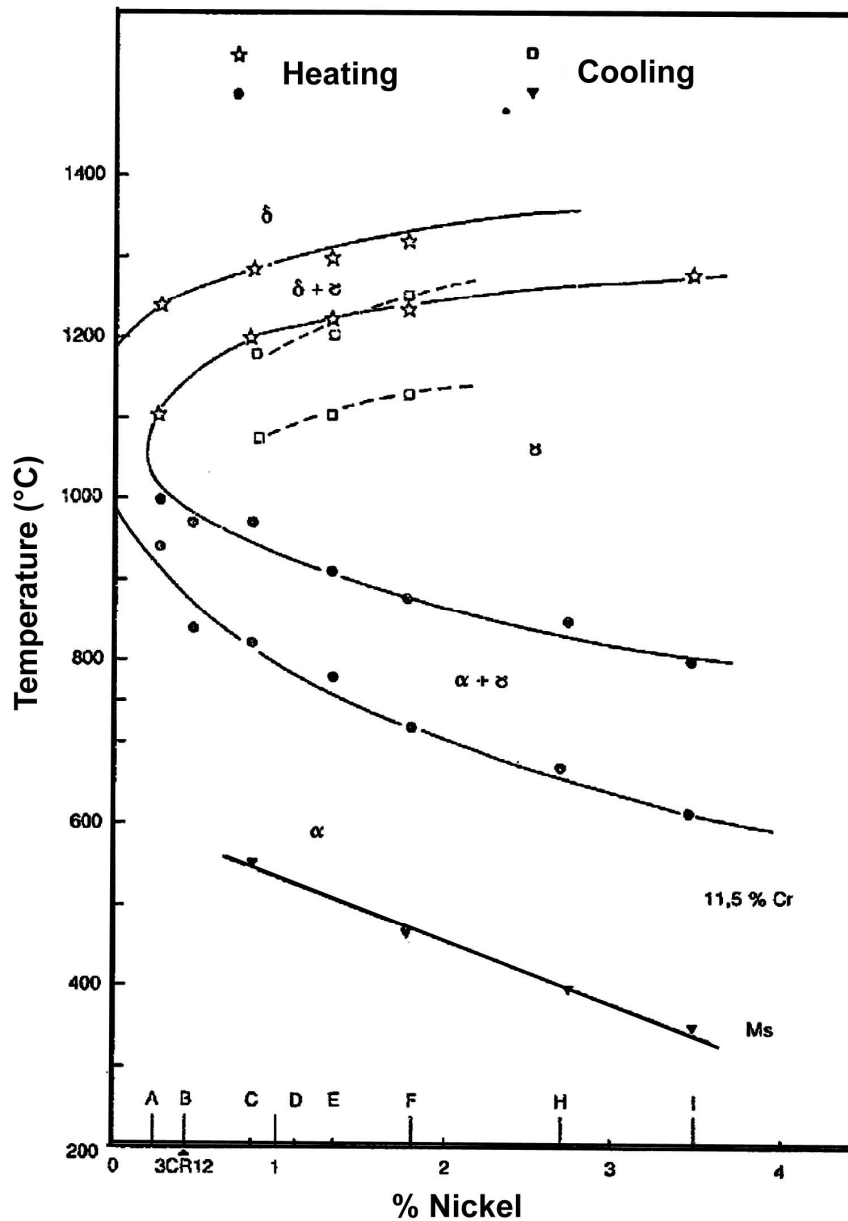


Figure 3.6: Effect of Ni on 12% Cr steel. Results from eight melts designated A-I are shown (Thomas 1983).

Titanium was originally added into ferritic stainless steel to prevent formation of austenite and subsequently martensite, which have been regarded as harmful to toughness properties. It was also believed that it would enhance toughness by taking carbon out of solid solution and by forming titanium carbides. It was also believed that titanium would restrict grain growth in the HAZ by grain boundary pinning. However carbide particles can act as nucleation sites for cleavage fracture.

In general 3Cr12 is a titanium stabilized ferritic chromium alloy. It has been shown that removal of titanium improved the toughness of 12Cr steel. In 3Cr12, the carbon and nitrogen contents have been kept to a minimum and titanium is added to tie up carbon and nitrogen to prevent the formation of intergranular chromium carbonitrides. With the addition of titanium, the remaining carbon and nitrogen react to form titanium carbonitrides. The formation of such carbonitrides leads to a chromium depleted zone which may cause intergranular corrosion susceptibility. It should also be noted that intergranular corrosion is not a problem for these grades because of the very low carbon content (Orava et al 1993, Aghion and Ferreira 1993).

The actual amount of titanium required has to be carefully controlled. Excess titanium in the steel has been found to lead to embrittlement by Fe_2Ti and other complex intermetallics. On the other hand, insufficient titanium will not ensure the formation of low carbon martensite. During solidification and hot rolling, titanium-rich inclusions tend to segregate and problems known as blisters or stringers can occur in steels of high titanium content (Tullmin et al 1988, Thomas and Hoffman 1982, Thomas 1983).

3.1.3. Mechanical properties

The splitting phenomenon noted with 3Cr12 and other duplex steels is of particular interest. This has been examined previously and attributed to intergranular decohesion along ferrite-martensite grain boundaries. It occurs during tensile testing of 3Cr12 at stresses below the point at which necking occurs (Thomas 1983, Hoffman).

Splitting behaviour to the occurrence of banded structures in low alloy steels. Banding in 3Cr12 hot rolled from continuously cast slab is common, but not all samples are prone to splitting. A crucial heat treatment apparently removes banding and thus reduces the splitting tendency. The exact conditions of this heat treatment remain to be determined (Thomas 1983).

A decrease in sharpness of the cutting edges has a similar effect on shearing as that of widening the blade gap. This can also result in delamination or “shear brake”

of thick materials which exhibit anisotropic properties. Much concern has been expressed regarding the occurrence of delamination during Charpy impact testing of certain wrought steels and not surprisingly grain anisotropy is often mentioned as a probable cause for delamination parallel to the rolling plane. Considerable research has been carried out on the occurrence of delamination in 3Cr12. The alloy composition produces a steel having a two-phase ferrite-austenite structure during hot rolling and on tempering at subcritical temperatures results in a fine grained structure of ferrite and tempered martensite. 3Cr12 is one example of many such material which exhibit anisotropic properties ((Knutsen 1992, Veldsman 1990).

3.1.4. Corrosion resistance

3Cr12 offers good resistance to atmospheric corrosion and mildly corrosive water. Atmospheric corrosion testing has found an improvement of up to 250 times the life of unpainted carbon steel in certain marine environments. Like other stainless steel grades it is susceptible to pitting corrosion from chloride environments, it is less resistant than the austenitic grades or the 17%Cr ferritic grades such as 430. Some staining is normal in aggressive atmospheric exposure so if aesthetic appearance is important, it is recommended that 3Cr12 be painted (Moore 1997, NN 2007).

The corrosion resistance of 3Cr12 is limited due to its relatively low chromium content. It has good atmospheric corrosion resistance in marine and industrial environments, but some discolouration occurs. 3Cr12 is used extensively in mining environments where a combination of low pH, high chloride content and high temperature results in high corrosion rates with mild steel or galvanised steel. The low rates of corrosion with 3Cr12 and its resistance to pitting corrosion make installations in 3Cr12 practical. Since the passivity of 3Cr12 is tenuous in most environments preferential attack on the martensite does not occur in practical applications. The corrosion rate in many of these applications is low enough to consider use of the material as an alternative to coated mild steels. The low chromium content of 3Cr12 causes a protective film to form rather slowly on the surface. This can lead to rather high corrosion rates in very aggressive media. It is essential to passivate 3Cr12 using dilute nitric acid solutions before service in all corrosive environments (Thomas 1983, Thomas and Hoffmann 1982).

3.1.5. Physical properties

3Cr12 is magnetic and its Curie temperature is about 740°C. Other physical properties include: Density 7.7 kg/dm³. Electrical resistance 0.6 Ω mm²/m. 3Cr12 behaves similarly to mild steel in terms of its distortion due to a similar thermal expansion rate (NN 2004a, NN 2004b, Moore 1997).

3.1.6. Welding properties

Poor weldability of ferritic stainless steels has been one of the principal reasons preventing their widespread use. These grades suffer from excessive grain growth in the weld and HAZ. Although grain growth does still occur, 3Cr12 overcomes these limitations to a degree and exhibits satisfactory weldability in most applications provided that the specified welding procedures are adopted. Study by Lelyveld and van Bennekom shows the coarse grain structure in the WM and HAZ, together with the presence of martensite film along the grain boundaries resulting in poor toughness. Fracture surfaces presented cleavage planes and river markings typical of brittle fracture (Lelyveld and van Bennekom 1995). To minimise grain growth and hence poor toughness, it is recommended to use the minimum heat input that will result in good weld integrity (Kaluc and Tulbentci 1998, Moore 1997).

Welding processes that are in common use for 3Cr12 include manual metal arc welding (MMAW), gas metal arc welding (GMAW) and gas tungsten arc welding (GTAW). GTAW is suitable for thicknesses up to 2,5 or 3 mm. According to Moore, submerged arc welding (SAW) is not usually applicable as its high heat input and slow cooling rate result in low toughness of the HAZ. In a study by Eriksson and Johansson, results of Charpy impact tests on conventional and high speed MIG welded samples of 12% Cr stainless steel showed that, heat input has a major effect on the toughness of 3Cr12. The coarse grained HAZ was found to be the most critical zone and lower heat input improved the transition temperature (Moore 1997, Eriksson and Johansson 1997).

The duplex nature of 3Cr12 at high temperatures causes a considerable portion of the HAZ to transform to martensite during subsequent rapid cooling. Cooling rate and hence welding process affects the toughness of HAZ structures, as there is a

remarkable hardness difference between rapidly cooled and slowly cooled martensite, see Figure 3.7. The morphology of martensite is both inter- and intragranular. It is likely that the intragranular martensite is of relatively high carbon content, because of high austenitising temperature. Intergranular martensite shows greater toughness and a tough grain boundary second phase has a beneficial effect on mechanical properties. Some grain coarsening occur in the HAZ, particularly if the volume fraction of martensite remains small (Thomas 1983, Thomas and Hoffman 1982).

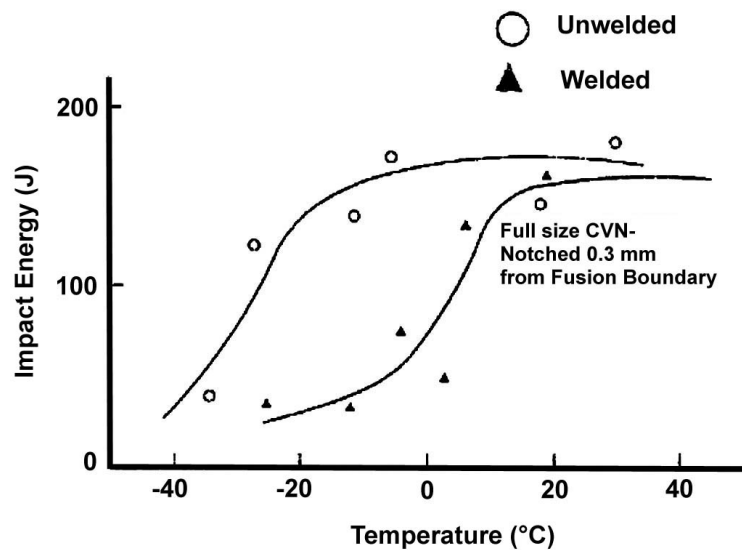


Figure 3.7: DBTT of 3Cr12 tested after welding (Thomas and Hoffman 1982).

The duplex structure of ferrite + martensite in the HAZ is tougher than the ferritic structure of the parent metal. The F-M interface, particularly if decorated with large carbo-nitrides, is an area where cracks often initiate. Cracks reaching a certain critical size will tend to grow rapidly into the more brittle phase, but cleavage fracture in Fe-Cr ferrite occurs readily and this makes the ferrite more prone to cracking than the martensite. 3Cr12 is mainly welded with austenitic stainless steel electrodes, so that the weld metal consists of austenite with a small amount of ferrite, usually 5-15%. High dilution increases the amount of ferrite and in certain cases a triplex structure of ferrite-plus-austenite-plus-martensite is likely in the weld metal. This is to be avoided, as the triplex structure has very poor properties, particularly toughness. (Thomas 1983).

Recommended filler metal for all processes for the welding of the low-carbon, 12 percent chromium ferritic stainless steels conforming in composition to grades S41003 (ASTM A240) and 1.4003 (EN 10088-2 and EN 10028-7) is the austenitic stainless steel grade AISI 309 type of stainless steel consumables, although the grades 308L and 316L are also commonly used. Even this leads to a property mismatch between the weld and the surrounding base metal, the ductile austenitic weld metal improves the overall toughness of the weld by absorbing some of the impact that the joint may be exposed to during service. This procedure limits martensite formation in the weld metal and grain coarsening in the HAZ, which could otherwise be a problem when too high heat inputs are used during the welding process. This can however be expensive and has the added disadvantage that austenitic stainless steels have much higher coefficients of thermal expansions than 3Cr12 or mild steel. This may result in thermal stresses in the welds, particularly in the long welds used in the application under consideration (Taban et al 2007a,b,c, 2006a,b, du Toit et al 2006, Greeff and du Toit 2006, Meyer and du Toit 2001, Marshall and Farrar 2000, Johansson et al 1999, Gooch and Ginn 1988, Moore 1997, Lelyveld and van Bennekom 1995, Thomas 1983, Thomas and Hoffman 1982).

Reported weldability studies have shown that austenitic stainless steel consumables can be used to produce arc welds to minimise the risk of HAZ hydrogen cracking and to ensure deposition of tough weld metal yielding adequate properties required for structural purposes. Filler metal of “matching” composition is commercially available (classified as E410NiMo, with modified Cr content), but it is not recommended in applications where impact, shock, fatigue or any other form of non-static loading is anticipated. This electrode is only specified in applications where matching corrosion resistance is essential. These stainless steels can also be welded to mild steel and low alloy steels, using austenitic stainless steels filler materials. However dissimilar metal welding between 12Cr steels and carbon steels present a few problems because matching 3Cr12 fillers are not acceptable for dissimilar welding of 3Cr12 (Taban et al 2007a,b,c, 2006a,b, du Toit et al 2006, Greeff and du Toit 2006, NN 2006a,b, NN 2004a,b, Meyer and du Toit 2001, Marshall and Farrar 2000, Johansson et al 1999, Gooch and Ginn 1988, Moore 1997, Lelyveld and van Bennekom 1995, Pagani and Robinson 1988, Thomas 1983, Thomas and Hoffman 1982, Eckenrod and Kovach 1980).

3.1.7. Industrial applications for 3Cr12

3Cr12 is intended to help reduce processing costs, by increasing the service life and operational efficiency of processes in applications where corrosion abrasion is present. Applications for 3Cr12 are generally in atmospheric and non-aggressive aqueous conditions those requiring good resistance to mild corrosion, often together with some degree of abrasion such as gold and coal wagons for transportation in mining and mineral industries, storage vessels, motor vehicles, freight containers, chutes for the conveyence of wet rock, pipes for the pumping of corrosive and abrasive slurries, transport of abrasive materials, conveyor steelwork, chutes, automotive emission systems etc. Some typical low stress corrosion abrasion applications include the coal and gold transport wagons, ore pass chutes, coal mining industry, shaker conveyor, ash disposal pipelines. Several major railroads worldwide, such as in South Africa, Australia, Belgium, UK and USA, have had more than 10 years experience with 3Cr12 coal and gold wagons (Maxwell 1997, Moore 1997, Marini and Knight 1995, Karjalainen et al 1992, Eckenrod and Kovach 1980).

The mining industry in Southern Africa and Australia is involved in the handling of enormous tonnages of gold mines, coal mines, platinum mines, diamond and titania/illmenite mines. The atmospheric conditions in mining can be particularly aggressive where there is a combination of high humidity, high temperature, the presence of blasting fumes containing oxides of nitrogen and water with low pH values, high chloride levels and high levels of ferric sulphate. Wear is further accelerated by the synergetic effect of corrosion and abrasion. The wear rate caused by corrosion abrasion in uncoated mild steel is unacceptably high in mines and thus constitutes a significant proportion of maintenance (Moore 1997, Marini and Knight 1995, Thomas 1983).

The combination of corrosion and abrasion that exist pose a serious problem to materials engineers. Hard, abrasion resisting carbon-manganese and quenched and tempered low alloy steels have poor corrosion resistance in low pH mine water and sea water. Austenitic stainless steels are too expensive and of insufficient hardness to resist abrasion. 3Cr12 has a good combination of corrosion resistance and hardness to provide an economic solution to wet sliding abrasion problems. Impact abrasion applications remain an area for use of 14% Mn steels or high-chromium

cast irons. In field and laboratory trials, 3Cr12 has proved to be a cost effective material for chutes, bins, launders and other applications involving wet abrasion (NN 2006b, Moore 1997, Marini and Knight 1995, Thomas 1983).

In conventional steels, the product corrosion, i.e. rust, is easily removed by spalling or abrasion thus exposing fresh surface for further accelerated corrosion. The 3Cr12 corrosion product, a microscopic layer of Cr oxide is hard and extremely adherent protecting the surface even under acidic and abrasive conditions. If damaged, this layer is instantly self healing and the steel remains unaffected. The practical result of this superior performance is that the design of 3Cr12 coal wagons requires no corrosion allowance, so that 3Cr12 plating can be used, giving a lighter car with increased payload and a much longer maintenance free life. Because of its greater strength and improved corrosion resistance, applications also include conveyer structures, battery boxes, spill pans, underground locos and ore cars, shaft screenwork, piping, reagent storage tanks, flooring, machine guards and skip liners (NN 2006b, Maxwell 1997, Moore 1997, Marini and Knight 1995, Thomas 1983).

3Cr12 prototype coal wagons were taken into service on the Ermelo-Richards Bay coal line in April 1985. At that time, Corten was the material specified for coal wagon construction, but due to the corrosive abrasive conditions present in transporting coal, severe corrosive attack was experienced. During the initial trials of the new 3Cr12 prototypes, "white" 3Cr12 was used. In a later drive to reduce material costs further, all future coal wagons were produced in "black" 3Cr12. Coal wagons later became the largest market for the usage of the "black" 3Cr12, which is currently about 2500 metric tons. After five years in service, two of the 3Cr12 wagons, and two Cor-ten (conventional carbon and weathering steel) wagons, which had been used as a comparison standard, were inspected. The 3Cr12 wagons, which were in excellent working condition, showed minimal signs of corrosion with only slight discolouration occurring as a result of contact with the coal. In the areas where wet coal accumulated, no evidence of corrosion was found in either the welds or the heat affected zone. The side panels of the two Corten wagons showed a greatly reduced wall thickness, due to corrosive attack. In addition to this, cracks were present in the stiffening boxes, which had also undergone severe corrosive attack. There was also severe corrosion of the welds between the structural members. This inspection indicated that the Corten wagons would require comprehensive repair work after 5-6 years in service, which clearly illustrated the limited lifespan of these

wagons. In comparison to this, it was predicted, based on the corrosion rates recorded, that the 3Cr12 wagons would have a service life of approximately 20 years (Maxwell 1997, Marini and Knight 1995).

Since the introduction of 3Cr12 in 1985, two wagons were inspected in 1986 and again in 1999. After 14 years of service, the wagons were still in excellent condition with areas of high abrasion e.g. the sides having a smooth, shiny surface with extremely good slide ability. With no apparent signs of fatigue, weld failure or pitting in the HAZ, these wagons were found to be in excellent condition and may be expected to last for approx. 50 years (NN 2007).

Another type of coal wagon built in South Africa using 3Cr12 was a fleet of 58 wagons for the rail link between Duvha Open Cast mine and Middleburg Mine Services. The wagons carrying 57 tonne loads discharge through discharge doors. 3Cr12 was used in the body sides, discharge doors, under frame and bulkhead liners. Inspection was carried out in March 2003. After little more than 20 years in service the wagons were found to be in super condition with no apparent wear or any signs of fatigue or weld related defects (NN 2007).

Examples of coal wagons produced from 3Cr12 stainless steel are illustrated in the figures below.



Figure 3.8: Tonne Coal Wagon as used on the line between Duvha Open Cast Mine and Middleburg Mine Services (NN 2007).

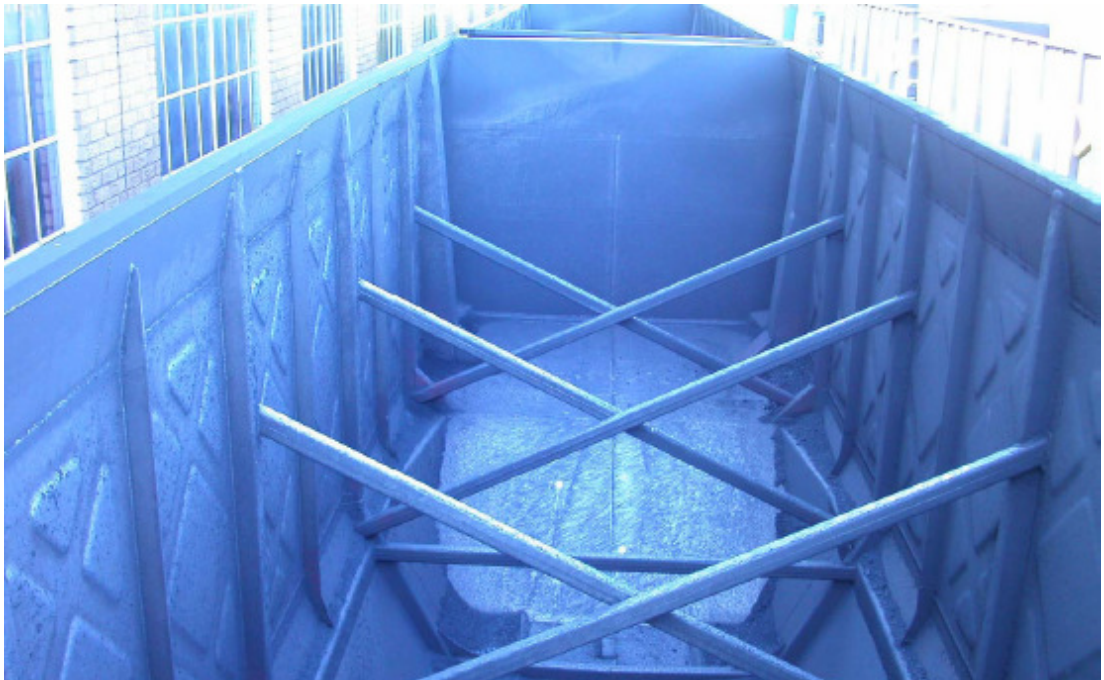


Figure 3.9: Interior of an 82 Tonne CCL Jumbo Wagon (NN 2007).



Figure 3.10: Coal wagons for Q-rail, Queensland rail company, the subject of a A\$40M order for stainless steel plate and coil and welding wire (NN, 2001).



Figure 3.11: A coal wagon produced from 3Cr12 steel used in Australia (Moore 1997).

The use of 3Cr12 was considered for components in the power generating and chemical industries operating under creep-fatigue loading conditions and oxidizing environments. The alloy was considered for use in the applications where the

component is exposed to a range of loading conditions which includes cyclic plasticity, time dependent creep and an atmosphere containing various amounts of oxygen (Aghion and Ferreira 1993).

3Cr12 has been used extensively in aqueous environments since its introduction in 1979. It has also been used successfully in numerous applications such as piping, tanks, X Grid packing in cooling towers, settlers, immersed plate, animal drinking troughs etc (NN 2007).



Figure 3.12: DAF Thickener built in 1989 for the Middelburg Municipality (NN 2007).

3Cr12 is utilised in the construction of tubular bus frames in order to minimize the effect of corrosion in numerous countries world wide. Manufacturers in Europe and South Africa have selected 3Cr12 as the material of choice for the construction of bus frames due to its excellent weldability and high mechanical properties. Due to its corrosion resistance together with its high proof stress, max. passenger safety is achieved while guaranteeing long term structural integrity. The use of 3CR12 can realise a mass saving of up to 900 kg due to its higher strength which allows for lighter gauges to be used (NN 2007, Dhooge and Deleu 2005).



Figure 3.13: a) TFM Bus in 2004, b) View of 3CR12 framework underneath bus. approximately 10 years old (NN 2007).



Figure 3.14: A bus with the use of 12% Cr stainless steel (NN 2004b).

In the early eighties serious maintenance problems were experienced by the owner of the Dodgem Car facility in Durban. The floor of the Dodgem Car arena consisted of carbon steel, which continually corroded. The corrosion generally occurred during the downtime such as overnight or out of season. The subsequent layer of oxide would then be pulverized and picked up by the cars and then contaminate the electric motors giving rise to costly maintenance and repairs. The decision was taken to replace the carbon steel flooring with 3Cr12. The plates of 6x1000x2000 were bolted to the floor with countersunk bolts and have been in service for over 20 years. A visit to the playground in July 2003 found the floor to be shiny and smooth and maintenance on the cars reduced by approximately 80% (NN 2007).



Figure 3.15: The Dodgem car arena (NN 2007).



Figure 3.16: 6 x 1000 x 200mm 3Cr12 plates bolted to the dodgem car floor (NN 2007).

12% chromium steels are used in fabricating component parts of gas turbine engines both for military and civil aircraft and airframe pieces such as door panels, window frames and access panels (IAF-Editor 2000).

3Cr12 was also used for X-Grid packs in power station cooling towers after extensive tests a tower at Rooiwal Power Station was fitted with the mesh, which was named X-Grid. X-Grid was manufactured from 1,2 mm 3Cr12 which has now been in service for up to 20 years maintenance free (NN 2007).



Figure 3.17: View of the X-Grid layers inside the cooling tower after 20 years service. Diameter is approximately 52 meters (NN 2007).

3Cr12 has demonstrated its success with its innovative use for electrification masts. Over 30 km of track were electrified by the S. African Railways on their mainline. 3Cr12 was chosen for the lattice girder masts and beams on the line including the entire system in the harbor area. Twenty years later, there has been no measurable corrosion and the system is expected to remain completely maintenance free for at least 40 years (Maxwell 1997, NN 2007).



Figure 3.18: Welded areas with no significant corrosion (NN 2007).

Passenger train cars and trams were built with 3Cr12 tubing framework and the bodywork (Maxwell 1997).



Figure 3.19: Trams built with 3Cr12 frame and bodywork (NN 2004b).

For many years corrosion and abrasion have posed serious and costly problems for the sugar industry throughout the sugar-producing world. Since 1980/81 when 3Cr12 was introduced to the South African sugar industry, it has proved itself in many applications in numerous countries in both cane and beet processing. With 3Cr12's resistance to corrosion abrasion and relatively low cost, it has performed very well in most areas in sugar plants e.g. cane carriers, diffusers, bagasse handling, boilers etc. The sugar industry is seasonally regulated with maintenance being carried out during the "off crop" period. Unplanned maintenance during the crushing period results in costly loss of production along with the cost of repairs. A visit to a typical sugar mill in S. Africa, which processes approx. 2 million tonnes of cane per annum, revealed many applications where 3Cr12 is the preferred material of choice vastly out performing carbon steel. i.e., the main cane carriers where carbon steel needs replacement after 10 years max. 3Cr12 was installed in 1985 and is still performing perfectly in 2003. A chute lining in 6 mm 3Cr12 is still excellent after 15 years of service. Throughout the typical sugar mill one finds 3Cr12 used in applications such as: cane carriers, juice troughs, donnelly chutes, bagasse handling, ducting, scrubbers, centrifugals and ash handling (NN 2007).

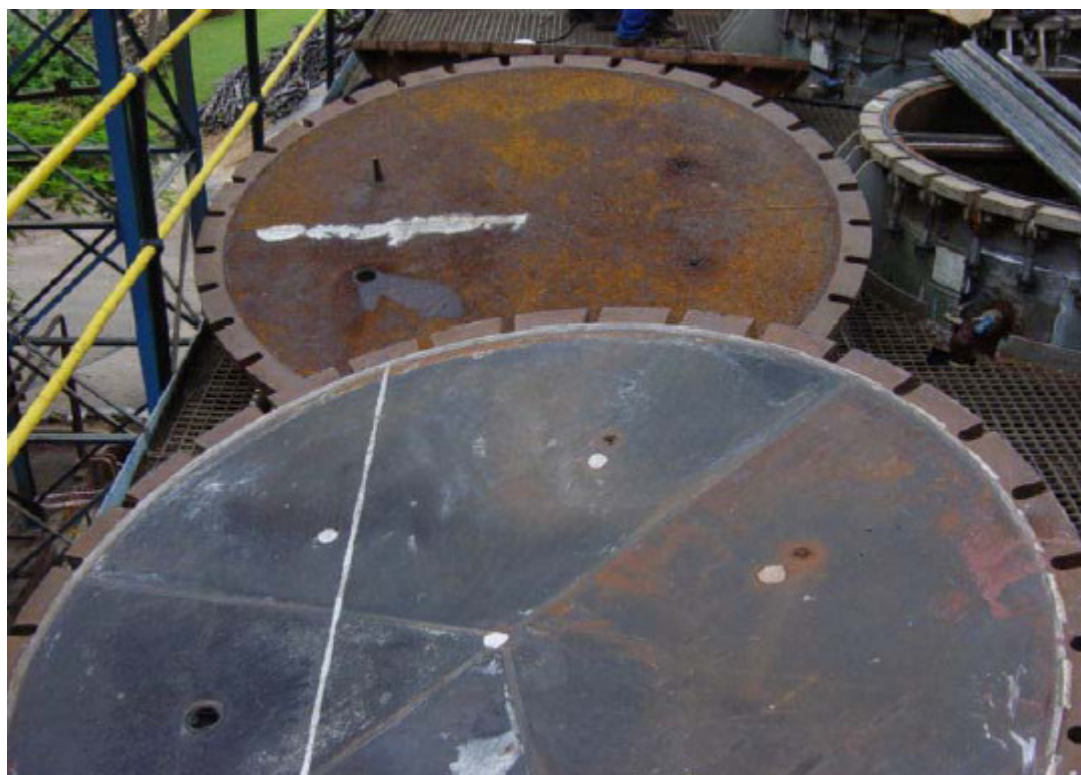


Figure 3.20: Scalding juice heater cover. Note the condition of the carbon steel vs 3Cr12 (NN 2007).

Taking into consideration the fact that thinner 3Cr12 than carbon steel may be used. And less need for treating and painting and much longer life time, 3Cr12 is a very cost effective material in the sugar industry (NN 2007).

3Cr12 is a very succesful material for corrosion abrasion and many other applications. It should be noted that this material may not be suitable for certain very aggressive environments. 3Cr12 is a corrosion resisting material and is not designed to replace the more expensive stainless steels especially in very aggressive environments. Problems may be experienced if 3Cr12 is immersed in environments containing high concentrations of chlorides especially if the material is used under stagnant conditions. There is also the risk of attack by microbial corrosion where bacteria are present. Although 3Cr12 is resistant to atmospheric attack, staining may occur on the surface if there is water spilling out onto it. Therefore if the external aesthetic appearance of structures is important, it is recommended that a surface coating be applied (NN 2006a, NN 2004c, Marini and Knight 1995).

Long, maintenance free service life requirements in excess of 50 years for reinforced concrete structures in marine and some aggressive industrial environments will best be met by the use of corrosion resisting steel. Structures built using accepted concrete practices and using 3CR12 or other stainless steel reinforcement will have long service life with no or minimal costs resulting from corrosion of the reinforcement (NN 2007).

Widespread use of 3Cr12 in these environments mentioned above, since its introduction in 1979, has resulted in a large quantity of data on its performance. Many of the early recommendations for use in non-critical applications were based upon intuition and case by case experimental testing. With time this spawned a number of generic corrosion testing programmes. This resulted in the production of interesting, but often difficult to interpret, results concerning the performance of 3Cr12. (McEwan 1993).

Table 3.2: 3Cr12 applications in South African industry (McEwan et al 1993).

Industry type	Main application areas
Mining	Ore cars, chutes and chute liners, measuring flasks and liners, skip liners, conveyors, shaft steelwork, air heat exchangers, settling tanks, skips
Sugar processing	Can preparation tables, cane knife disks, bagasse intercarriers, boiler feed chutes, maceration tanks, juice lines, vapour piping, vacuum condensers, water piping
Agriculture and fishing	Manure spreaders, fertilizer tanks, grain piping, grain chutes, drinking troughs, cattle trucks, deodorisers, fish chutes, chicken manure hoppers
Pulp and paper	Woodchip hoppers, woodchip pipelines, repulper vats, raw pulp storage tanks, water piping, water treatment tanks, flooring, green liquor tanks
Power	Bunker liners, ash slurry lines, cooling tower steelwork and packing, water tanks
Petrochemical and metallurgical	Hot gas ducting, fan casings, vessel cladding, scrubber liners, steam diffusers, tanks, piping and flanges
Abattoir	Blood tank trolleys, offal trolleys, drinking troughs, rotary washers
Sewerage	Filter baffle plates, pipe hangers, splitter boxes, walkway sections, scum boards, weir plates, digesters, centrifugal casings, piping, sewerage tankers
Municipal	Hospital hot well tanks, road sweepers, electrical boxes, water piping

3.1.8. Experimental studies about 3Cr12

Since its introduction in 1979, widespread use of 3Cr12 resulted in a number of data, especially about its corrosion resistance, on its performance. Very few studies on weldability of this steel were found. Many of the early recommendations for use in non-critical applications were based upon intuition and case by case experimental testing. A number of generic corrosion testing programmes were carried out on 3Cr12. So firstly, corrosion performance studies, then mechanical property studies about 3Cr12 will be outlined.

Laboratory abrasive and abrasive-corrosive testing was carried out on a range of ferritic, austenitic and martensitic stainless steels and the results were compared with the testing of similar materials in situ in the abrasive corrosive conditions of a gold mine. All grades were found to have better abrasive-corrosive resistance than proprietary abrasion resistant alloys. Notwithstanding the advantages of austenitic grades, the ferritic grades were found superior in terms of cost per unit volume lost and the 3Cr12 steel was found to have a potential as an abrasion resisting material in corrosive environments (Allen et al 1981).

Influence of ion implantation on the corrosion performance of 3Cr12 steel was investigated by Hicks and Robinson since ion implantation has shown beneficial effects on wear and oxidation. The effect of implantation of Mo, V, Pb and N were studied each at 4 dosages. Pb implanted 3Cr12 showed increased pitting resistance with increasing dosages while Mo and V implantation showed similar behaviour for the lower doses but the results showed poorer pitting resistance for the higher doses (Hicks and Robinson 1984).

The effects of Mo additions on the general, pitting and crevice corrosion resistances of 3Cr12 were investigated by Tullmin and Robinson. Ti stabilized and unstabilized 3Cr12 alloys with nominal Mo wt % of 0, 0,1, 0,2, 0,3, 0,5, 1 and 2 were used. Test results revealed that Mo additions up to 1% did not significantly improve the pitting resistance of stabilized or unstabilized 3Cr12. Mo additions of stabilized 3Cr12 were not considered advisable as the impact toughness was unacceptably low for Mo contents of 0,5% or higher, while the corrosion resistance was not improved significantly by Mo additions below 0,5% (Tullmin and Robinson 1988).

Referring to a study by Mursalo et al, the corrosion resistance of mild steel, 3Cr12 and 316L steels were assessed by accelerated electrochemical corrosion testing in synthetic minewaters since most industrial waters contain both chloride and sulphate ions. In the case of South African minewaters, these two anions, derived from soluble salts, usually make up the bulk of the total solids in solution. Mild steel has been used extensively as a material of construction for components in contact with South African minewaters, mostly with suitable coatings for improved resistance. However materials with higher inherent corrosion resistance, such as the corrosion resisting steel 3Cr12 and the more highly alloyed stainless steels, such as 316L have found increasing application. Mild steel tends to corrode by uniform or general corrosion in minewaters. General rusting over the entire surface is characteristic of this form of attack. In corrosive minewaters which are usually associated with low pH, high contents of dissolved oxygen and total dissolved solid and high temperature, the general corrosion rate of mild steel may become excessive in the absence of coatings, such as galvanising, paint systems or a duplex combination of both. The corrosion resistance of mild steel, 3Cr12 and 316L steels was assessed by accelerated electrochemical corrosion testing in synthetic minewaters containing different permutation levels of chloride and sulphate. The

general corrosion resistance of mild steel was adversely affected by the presence of both the chloride and the sulphate ions. In contrast, sulphate ions in the water had a beneficial passivating effect on the stainless alloys and improved their resistance to both general and localized corrosion. Sulphate ions in the water would thus tend to offset the detrimental effects on insidious chloride ions on stainless steels (Mursalo et al 1988).

The influence of several non metallic inclusions on the corrosion behaviour of 3Cr12 steel was reported by Knutsen and Ball. Potentiodynamic and potentiostatic tests were carried out on two commercial 3Cr12 heats in order to examine the occurrence of micropitting associated with inclusions. As results, the presence of relatively insoluble titanium rich sulfide and titanium carbonitride inclusions did not significantly affect the corrosion behaviour of the steels and the dissolution of MnS in NaCl solution led to formation of micropittings and decrease of pitting potential (Knutsen and Ball 1991).

The corrosion resistance of eight high alloy steels including 3Cr12 for flowing juice in a cane sugar factory has been investigated by Cash et al. All of those steels were unlikely to suffer spontaneous pitting corrosion under the conditions that exist in the sugar factory while crushing is in progress. A surface film formed on these alloys which was almost entirely organic in nature. This gave additional resistance to pitting. Provided this film is not disturbed and chloride-free water is used for cleaning, it was concluded that the lower grade alloy steel 3Cr12 should be a suitable material for mixed juice lines (Cash et al 1992).

A paper by McEwan et al highlights the process followed from the release of 3Cr12 into the market place to the production of predictive, usable data on its performance in aqueous environments. Techniques such as pitting scans, ZRA studies and experimental E-pH diagrams were employed to produce a number of predictive models. The integration and accuracy of these models was then tested against known case histories. It is argued that technology and information transfer need to be improved to enable material users and specifiers to recommend appropriate materials, not just 3Cr12, for various applications (McEwan 1993).

Concerning the corrosion of reinforcing steel in concrete structures as a major problem in the coastal areas of South Africa, 3Cr12 was used in a series of

exposure programmes to assess its performance as a reinforcing in concrete in a study by Callaghan. In the first exposure programme, mild steel and 3Cr12 in the pickled and passivated condition were exposed in a specially designed marine climate simulator. Comparative performance after 4,5 years exposure confirmed 3Cr12 as a durable reinforcing material for concrete (Callaghan 1993a).

In the second exposure programme, steel, 3Cr12, 316 and 304 stainless steel were exposed in the hot rolled condition. Galvanised steel and powder epoxy coated rebar were also exposed. Exposures were carried out at a severely corrosive marine site and in the simulator. Within 2 years, the results from this programme emphasized the need to remove all hot-roll scale from the 3Cr12, the 316 and 304 stainless steel rebars before being used as reinforcing in concrete. Galvanized steel bars performed poorly. Powder epoxy coated rebars showed severe under-rusting and corrosion. By comparison steel rebars performed extremely badly. Despite the highly alkaline conditions, chloride penetration caused severe corrosion within two years. (Callaghan 1993b).

A study by Chong et al reveals the observations of pitting morphologies of the laser melted 3Cr12 surfaces showing that corrosion was initiated at the grain boundaries where the martensite or possibly impurities were located (Chong et al 2005).

A paper by Liu et al, summarizes the results of the investigations into the corrosion performance of various laser-melted 2014-T6 and 2024-T351 aluminium alloys, AISI 304L austenitic stainless steel and 3Cr12 steel to enhance the knowledge of important, but poorly understood relationships between corrosion and microstructural characteristics of surfaces following laser treatment. It has been found that apart from the refinement/homogenization of microstructure, factors such as the electrochemical nature of various intermetallics with respect to the solid solution matrix and HAZs produced by overlapping, and phase transformation determined by cooling rate, play key roles in corrosion behaviour after the laser treatment (Liu et al 2006).

Some aspects of the mechanical behaviour of 3Cr12 were investigated as a function of the temperature and strain rate by Weiss et al. The yield stress was found to depend on both the temperature and the strain rate, with no substantial differences between the longitudinal and the transverse directions (Weiss et al 1990).

A study by Aghion and Ferreira reveals the effect of oxidizing environments on high temperature fatigue failure of 3Cr12. As a result, it has been found that the fatigue life of 3Cr12 depended on the amount of oxygen present in the testing atmosphere. The shorter life time obtained in the pure inert argon environment was attributed to the absence of the crack blunting and branching as experienced by the specimens tested in air environment (Aghion and Ferreira 1993).

The findings of a study into the structural performance of 3Cr12 built-up I-section columns were presented by Bredenkamp and van den Berg. A better prediction of 3Cr12 steel column strength was found by using the mechanical properties obtained from the stub columns (Bredenkamp and van den Berg 1995).

In a research about web crippling of stainless steel cold formed beams by Korvink et al, 304 and 3Cr12 type of stainless steels were used. It was concluded that the experimental results compare reasonably well with the theoretical predictions (Korvink et al 1995).

In a study by van Bennekom and Potgieter, the failure of a conditioning tower at a cement plant was investigated. It was found that the structure failed due to a combination of high temperature oxidation and sulphidation. This was aggravated by the presence of sodium and potassium salts in the exit gases. It was concluded that a stainless steel with a higher chromium content than the 3Cr12 would be a more suitable for that type of application (van Bennekom and Potgieter 2000).

The plain fatigue and fretting fatigue behaviour of a plasma nitrided 3Cr12 stainless steel and an AISI 316 stainless steel was studied in a study by Allen et al. Test specimens were produced at two nitriding temperatures, namely 400 °C and 520 °C, representing low temperature and conventional nitriding temperature, respectively. The test results demonstrated that both nitriding processes can enhance the plain fatigue limit of these steels by approximately 10- 25%, with the high temperature process being slightly more effective. Under fretting fatigue conditions, the beneficial effect of plasma nitriding is even more significant and the fretting fatigue limit is increased between 50 and 100% for 3Cr12 and at least 50 to 150% for the AISI steel as the nitriding temperature is raised from 400 to 520 °C (Allen et al 2003).

The fatigue behaviour of 3Cr12 corrosion resistant steel wires has been investigated by Topic et al as a function of combined effects of heat treatment, such as annealing, quenching as well as mechanical treatments, such as a cold drawing. The samples were heat-treated, cold drawn and subjected to fatigue testing under load control mode. The results obtained for cold drawn 3Cr12 steel wires having initial annealed microstructure, showed that the drawing strain increases both static mechanical properties and fatigue limit. Further drawing above 0,47 strain does not increase the fatigue strength significantly. However, an application of quenching treatment followed by cold drawing, improves the fatigue limit more significantly than in case where the 3Cr12 steel was annealed and cold drawn. Dual-phase microstructure obtained by quenching treatment acts beneficially in terms of delaying fatigue crack initiation and propagation processes and most importantly, a notch effect on the fatigue behaviour of 3Cr12 steel wires treated in this way become insignificant (Topic et al 2007).

When compared with FeCrNi stainless steels, much less work has been performed regarding the physical metallurgy and electrochemical behaviour of 3Cr12 steel. Knutsen describes a banded microstructure of ferrite and martensite phases in which chromium depletion and nickel and manganese enrichment in the martensite phase was found (Knutsen 1992).

In a study by Blum et al, it was reported that a heat treatment for two hours at 850 °C followed by oil quenching results in a more isotropic and coarse flake-like morphology of martensite and ferrite, see below (Blum et al 1992).

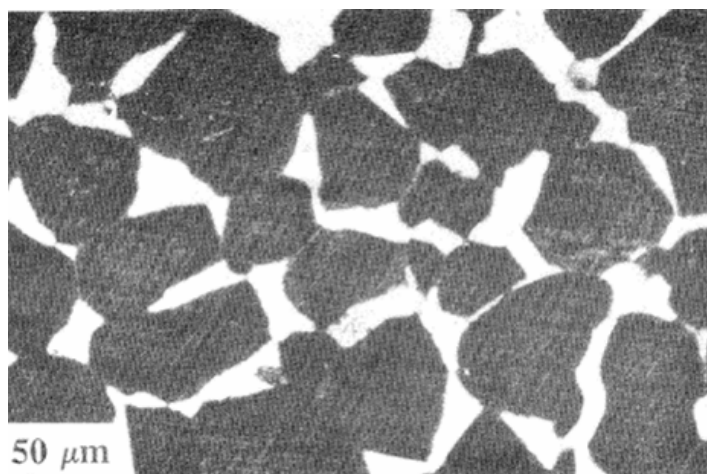


Figure 3.21: Optical micrograph of the 3Cr12 heat treated at 850 °C for 2hrs and followed by oil quenching (Blum et al 1992).

In a paper by van Bennekom and Robinson, it has been found that temperature is one of the most important etching parameters and should be considered carefully before etching is performed (van Bennekom and Robinson 1992).

Few experimental studies about welding and weldability of 3Cr12 stainless steel are present.

In a study by Bennett, 10 mm thick 3Cr12 and 5Cr12HT steel with higher toughness were used. 3Cr12 steel was butt welded to 5Cr12HT steel with 309Mo filler metal with a max. heat input of 1 kJ/mm. Very different grain sizes of 5Cr12HT and 3Cr12 steels between welded and unwelded conditions were observed. The grain size on 5Cr12HT side was found better than 3Cr12 side. This difference in the structure was accounted for the higher toughness and fatigue resistance of the 5Cr12HT compared to 3Cr12 (Bennett 1991).

A research on two duplex stainless steel, Avesta 2205 and 3Cr12 were welded by SMAW process using heat inputs of between 0,4 to 1,7 kJ/mm. The effects of varying heat inputs on the properties of the HAZ were investigated with hardness, impact toughness, tensile strength, microstructure and corrosion rate (Jana 1992).

In a study by Orava et al, the influence of composition, microstructure and grain size on impact toughness of the coarse grained zone of the heat affected zone of a weld in non-stabilized 12%Cr stainless steel was investigated. Eight laboratory heats were prepared to obtain five completely martensitic, two martensitic, two martensitic ferritic and one ferritic structure. The effect of C and N content on hardness and toughness were studied. The coarse grained zone was simulated and impact test results showed that the microstructure of the coarse grained zone had a considerable influence on toughness. Lowest transition temperatures were obtained in fully martensitic heats. The hardness of the martensite increased with increasing carbon content. The lath size of martensite had no effect on hardness or toughness (Orava et al 1993).

An investigation on autogeneous welding of 3Cr12 tubing has been carried out by van Lelyveld and van Bennekom. 3Cr12 tubing for use in heat exchanger and scalding juice applications in the sugar industry was investigated using an

autogeneous TIG process. In the case of tubes manufactured from the old titanium stabilised version of 3Cr12, martensite formation in the weld is limited to the grain boundaries which combined with the large grain size that results a brittle weld structure. Welding of tubes manufactured from the unstabilised version of 3Cr12, however yields a much greater volume fraction of martensite in the WM and HAZ, which refines the grain size and improves weld toughness (Lelyveld and van Bennekom 1995).

In a study by Eriksson and Johansson, conventional and high speed MIG welding processes were used to weld 3Cr12 steel. The effect of heat input on the transition temperature was investigated. The parent base metal showed a transition temperature of -30°C , while 40°C and 60°C were found respectively for the martensitic zone and coarse grained zone (Eriksson and Johansson 1997).

Ferritic-martensitic steels with Cr contents ranging from 9 to 12 wt. % have been extensively developed and studied over the past 30 years and are being considered for applications in various Generation IV advanced nuclear power plant designs as pressure vessels, tubing and piping, and fuel cladding. Heating of the base metal immediately adjacent to the weld to $800\text{-}900^{\circ}\text{C}$ during welding produces a structure with coarsened carbides and recrystallized ferrite grains instead of the desirable tempered martensite structure of laths and fine carbides. When stress is applied across the weld, creep deformation is localized in this narrow band resulting in fine cracks. Cracking is more prevalent at the lower stresses typically encountered in service (Totemeier et al 2006).

3.2. EN 1.4003 Stainless Steel

At a low carbon content of about 0,1% which is desirable for good weldability and good ductility, there is a choice between the following compositions: i) a low chromium steel such as 1-5% Cr, which has insufficient chromium to provide much increase in oxidation resistance but is transformable with increasing hardenability as the chromium content increases. ii) a 11-13% Cr steel which is fully transformable and air hardening up to large section sizes. The oxidation resistance is adequate at temperatures up to 700°C and there is a possibility of adding alloying elements to improve the tempering resistance without introducing large amounts of ferrite, iii) a

steel containing 17% or more of chromium which will be non transformable, i.e. fully ferritic. Although the oxidation resistance is improved, there is now no possibility of obtaining high tensile properties except by cold working or by the utilization of a precipitation hardening effect.

Of these alternatives there is greatest scope for development in the 11-13% Cr steels. Another aspect which must be considered is the effect of alloying elements in depressing the martensite transformation range. A 0,1%C low alloy steel has an M_s temperature of about 450°C which means that complete transformation to martensite can occur when cooling from the solution temperature to room temperature. There is a decrease in this M_s temperature when increased amounts of alloying elements are added and the M_s temperature of a 0,1% C and 12% Cr steel is about 300°C.

The fact is that the 12% Cr type of steels had not achieved its full potential because the possible alloy combinations were not fully understood. There were considerable difficulties in developing suitable steels because of the critical nature of the composition. A minimum of 11% Cr is necessary to ensure adequate oxidation resistance. To obtain reasonable ductility and impact properties and to prevent welding difficulties, low carbon content is desirable. The combination of 0,1%C and 12%Cr produces a steel near to the borderline of the stable austenite phase at solution temperatures with an M_f temperature at about 100-150°C. The mechanical properties of the base metal can still be improved by the addition of alloying elements such as molybdenum and vanadium. Since these are strongly ferrite forming, they must be balanced by austenite forming elements such as nickel, manganese, copper and cobalt. This combined alloy addition may then depress the martensite transformation temperature range so that there is incomplete transformation and the mechanical properties are impaired. It will however be seen that there is only a limited possibility for alloying 12%Cr steels (Irvine et al 1960).

As mentioned earlier, original 3Cr12 was not included in any international specifications. However a 12 % chromium steel developed from 3Cr12 has been designated DIN type 1.4003 and ASTM/ASME 41003. The former has been incorporated into EN 10088 and EN 10028 (NN 2006a).

Alloying with a strong carbide and nitride forming element to getter C and N is a

generally adopted technique in ferritic stainless steels such as type 409 to stabilize them against sensitisation to intergranular corrosion, but the modern steel making process enables the interstitial atom level to be reduced sufficiently low so that stabilization treatment is not necessary (Karjalainen et al 1992).

EN 1.4003 steel is modified from conventional 12% Cr stainless steel by decreasing the C content to well below 0.03% to improve the weldability, which is regarded as the limit for low-carbon steels since steel manufacturers can fabricate the EN 1.4003 steel conforming to grade 1.4003 in EN 10088-2 and EN 10028-7 and UNS S41003 in ASTM A240. Also, the amount of titanium is limited because of the tendency of titanium to form brittle carbide phases in the HAZ of a welded joint (du Toit et al 2006, Greef and du Toit 2006, Lahti 2000).

EN 1.4003 type alloys perform well in many wet sliding abrasion applications and in aqueous environments, often replacing coated carbon and galvanized steels in mildly corrosive surroundings. Initial application of these steels used to be materials handling equipment in corrosive/abrasive environments, but the 1.4003 steels are now used extensively in the coal mining industry, for cane and beet sugar processing equipment, and for bulk transport of coal and gold, road and rail transport, power generation, for petrochemical, metallurgical, pulp, paper industries, in structural applications and in aerospace engineering. The past few years have also seen a marked increase in the use of these steels in the transport, mining, and agricultural sectors, with successful application in passenger vehicles, coaches, buses, trucks, freight and passenger wagons, and rail infrastructure. 1.4003 steel with better weldability than 3Cr12 is to be considered as a link between carbon steels and higher alloyed corrosion resistant alloys and displays both the advantages of stainless steels for corrosion resistance and engineering properties of carbon steels. For the long term maintenance costs, 1.4003 steel requires less coating renewals offering a substantial economic and considerable environmental advantage. For other applications, the use of this steel with improved weldability would be more economical with regard to higher alloyed stainless steels (Taban et al 2007a, du Toit et al 2006, Greef and du Toit 2006, Dhooge and Deleu 2005a,b, NN 2004a,b, Meyer and du Toit 2001, Maxwell 1997, Marini and Knight 1995, Lelyveld and van Bennekom 1995, Woollin 1994).

1.4003 steel is found to be a cost effective weldable 12%Cr stainless steel combining: strength and ductility in the as delivered and as welded condition, corrosion and abrasion resistance in moderately aggressive conditions, scaling resistance up to 600 °C, better welding and fabrication properties and useful impact resistance and it withstands oxidation up to 600 °C in air and other oxidizing, low sulfur and low halogen environments (NN 2004a).

1.4003 steel is less sensitive to 475 °C embrittlement than 17%Cr steels and other higher alloyed ferritics. As a result of its dual phase structure, it has better low temperature impact properties than fully ferritic grades. KV values at 20 °C are over 50J/cm² and 35J/cm² individual. At -20 °C, typical KV values are over 35J/cm² (NN 2004a).

In a wide range of applications, 1.4003 steel is thought to provide particular cost advantages in the following areas: vehicle construction such as rail vehicles, frames, panels and road vehicles, shipbuilding, containers, chemical processing equipment, tanks, steel structures/building industry, conveyors, gates, profile, tube production, rollformed structural elements.

The 1.4003 ferritic stainless steels are designed to transform partially to austenite on cooling, passing through the dual-phase (austenite+ferrite) field on the Fe-Cr equilibrium phase diagram, see Figure 3.22 for C contents below 0,01%. Although the 1.4003 steels normally contain more than 0,01% carbon, this phase diagram illustrates the general shape of the austenite and austenite+ferrite phase fields. An increase in C content is expected to enlarge these phase fields at the expense of ferrite. The partial solid-state phase transformation of ferrite to austenite on cooling improves the weldability and as-welded toughness of these steels by restricting HAZ grain growth. The 1.4003 steels are usually supplied in the fully annealed and desensitized condition. Final annealing is performed at temperatures below the A1 (normally between 700 °C and 750 °C) after air cooling or cold rolling. During the annealing treatment, any austenite formed on slow cooling through the dual-phase region transforms completely to ferrite. Due to its low solubility in ferrite, the majority of the carbon precipitates as chromium-rich carbides or carbonitrides during annealing, but any chromium-depleted zones formed in the ferrite are healed through rapid chromium back-diffusion from the grain interiors. The rapid cooling

rates associated with welding, however, prevent the transformation of austenite to ferrite at lower temperatures, and any austenite formed on cooling through the dual-phase ($\delta+\gamma$) region transforms to martensite below the M_s -temperature (du Toit et al 2006, Greef and du Toit 2006).

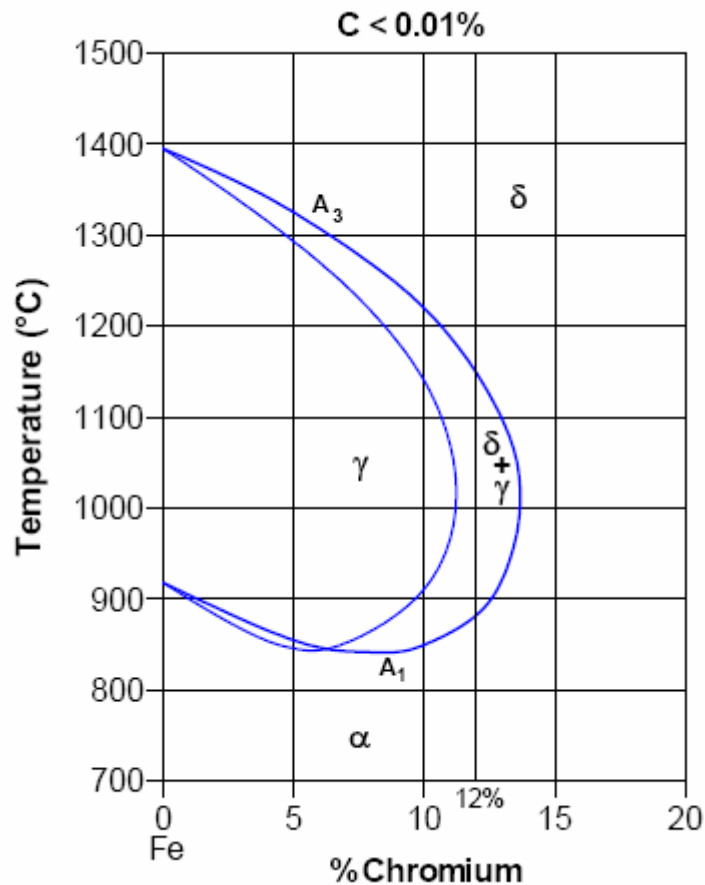


Figure 3.22: Vertical section of the ternary Fe-Cr-C phase diagram for 1.4003 steel (du Toit et al 2006).

As a result of the high carbon solubility in austenite, the austenite phase that forms on cooling acts as a carbon sink, dissolving significant amounts of carbon. When this austenite transforms to martensite at lower temperatures, the amount of carbon retained in solid solution in the martensite phase is determined by the cooling rate. Martensite formed on fast cooling retains higher levels of the carbon in supersaturated solid solution. At slower cooling rates, the formation of martensite is preceded by carbide precipitation in the austenite, and less carbon is retained in solution in the martensite phase (du Toit et al 2006, Greef and du Toit 2006).

The low carbon and nitrogen contents prevent excessive hardening during the transformation from austenite to martensite, which explains the material's favorable fatigue, strength and bending properties even in the welded condition. The dual phase, low carbon composition of 1.4003 is balanced to limit grain growth and hardening effects in the heat affected zone of welds. 1.4003, compared to older versions of low cost 12%Cr, contains no addition of titanium (NN 2004a,b).

The heat-affected zone microstructure of a 1.4003 weld is shown in Figure 3.23.

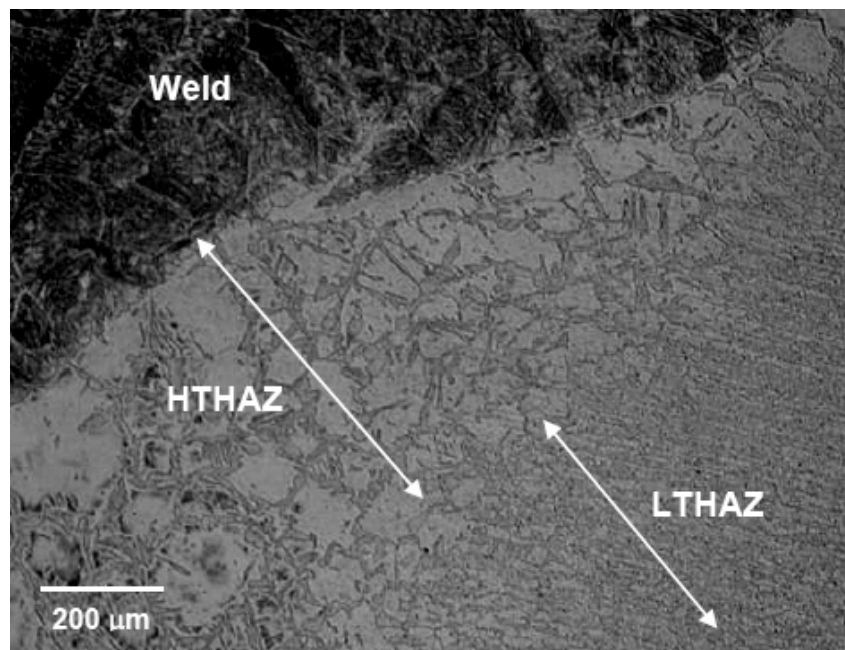


Figure 3.23: The HAZ microstructure of 1.4003 steel after welding (du Toit et al 2006).

The high temperature heat-affected zone (HTHAZ) adjacent to the fusion line represents parent metal heated above the A3 temperature during the weld thermal cycle, and is characterized by δ -ferrite grains surrounded by grain boundary martensite. Despite the partial solid-state phase transformation from ferrite to austenite on cooling, the HTHAZ is normally characterized by grain growth. This is in contrast to the much finer grain size of the low temperature heat-affected zone (LTHAZ) further removed from the fusion line. This region has a structure consisting of ferrite and martensite, and represents parent metal heated to temperatures between the A1 and A3 temperatures during welding. The grain growth that occurs in the HTHAZ during welding is the main cause of concern. The phase composition of the heat-affected zone at high temperatures depends on the relative amount of

austenite and ferrite stabilizers in the steel. During cooling, grain growth is restricted by grain boundary austenite. Considerable ferrite grain growth occurs during the heating cycle and close to the peak temperature when the phase composition is fully ferritic. The width of the heat-affected zone is a function of the heat input during welding (du Toit et al 2006, Greef and du Toit 2006, Meyer and du Toit 2001).

Ferrite grain size has a marked effect on the impact properties of the HTHAZ. Ductile to brittle transition temperature (DBTT) results from samples obtained through temperature-cycle simulation by Gooch and Ginn indicate the DBTT of 12% ferritic martensitic steel increases with the ferrite grain size (Meyer and du Toit 2001).

3.2.1. Experimental Studies about 1.4003 Steel

There have been only a few studies on 1.4003 stainless steel and on its weldability.

Thomas et al carried out a study on the feasibility of friction stir welding steel. 12 mm and 15mm thick, low carbon steel grade BS EN 10083-1 and 12mm thick, DIN 1.4003 (X2CrNi12), (EN 10083-3) steels were used and acceptable double sided similar and dissimilar friction stir welds were produced (Thomas et al 1999).

Figure 3.24, shows the macrophotographs of the friction stir welded base metals by Thomas et al.

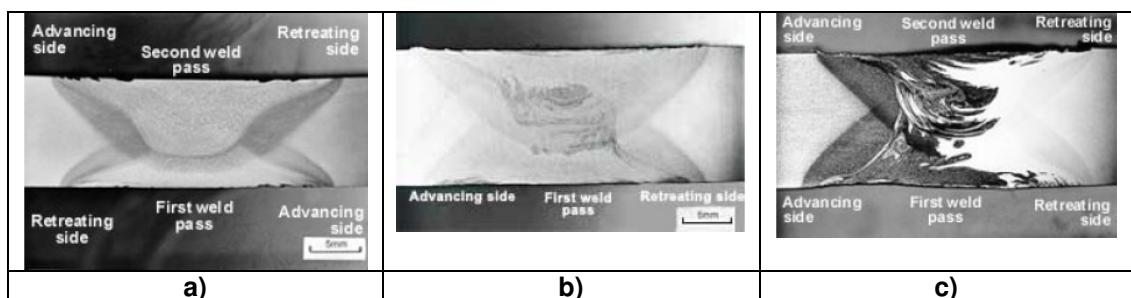


Figure 3.24: Macrosections of double sided FS welded a) 12%Cr steel, b) low C steel, c) dissimilar 12% Cr and low C steel weld (Thomas et al 1999).

In a study by Lahti et al., ferritic–martensitic EN 1.4003 and austenitic EN 1.4310 stainless steels were used and three-point bending nominal stress range fatigue of

stainless steel fillet welds was tested. The test results obtained were shown to be in good agreement with suggested fatigue classes in the related design standard, derived from fatigue data on structural steels. However, if the size of the weld was increased, and the failure location could be moved to the weld toe instead of the weld root, a significant increase in fatigue strength was observed (Lahti et al 2000).

The effects of weld seam configuration are highlighted by the results of bend fatigue tests of welded 1.4003 steel. The data are presented in Figure 3.25– data supplied from a steel producer (NN 2004b).

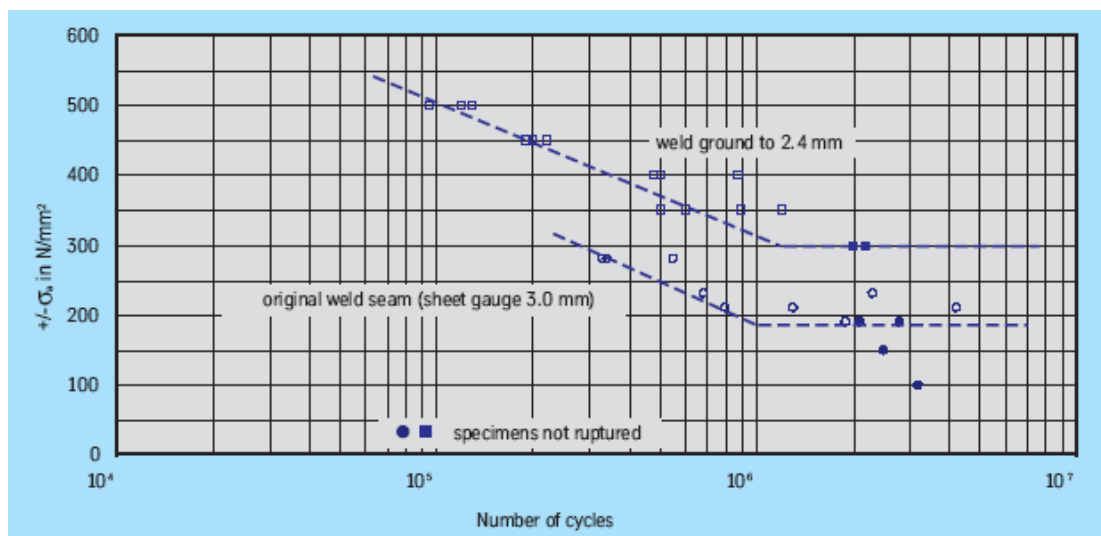


Figure 3.25: Fatigue strength in bending of 1.4003, MAG welded (NN 2004b).

In a recent research by Che´hab et al., the high temperature tearing resistance of EN 1.4003 grade dual phase ferritic stainless steel was characterized by the essential work of fracture method. This method proved to be very well adapted to high temperature cracking. Two microstructures were tested to assess the method which turns out to be very discriminating (Che´hab et al. 2006).

As shown in Figure 3.26, the microstructure of the as-received steel consists of two phases: a matrix of martensite α' with interlath residual δ -ferrite. The two heat treatments shown in Figure 3.27- (a) HT1 and (b) HT2 were performed in order to generate two different microstructures. The microstructure HT1 consists of a matrix of martensite with interlath δ -ferrite, which resulted from first cooling down to 1150 °C for the formation of Widmanstätten austenite from the old grain boundaries of δ -ferrite; then quenching for the austenite transformation into martensite. The

microstructure HT2 consisted of a matrix of martensite with globular δ -ferrite (Che´hab et al 2006).

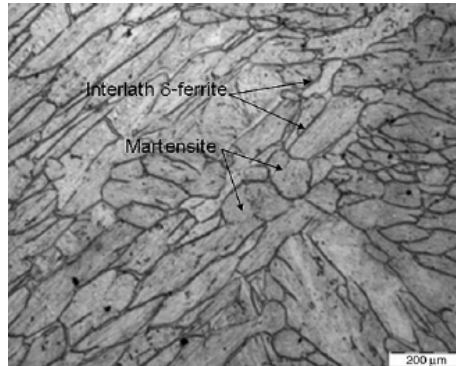


Figure 3.26: Microstructure of the as-received EN1.4003 grade (Che´hab et al 2006).

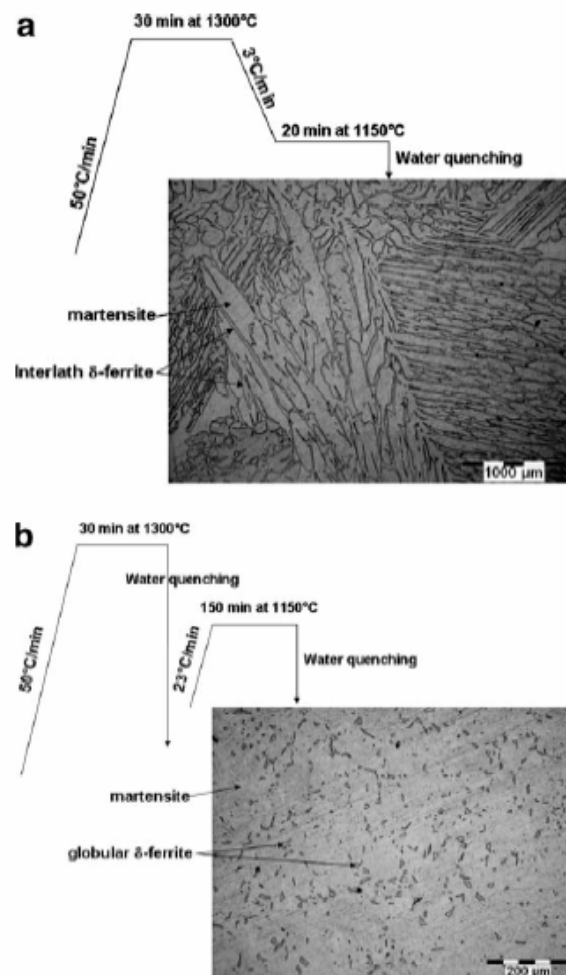


Figure 3.27: Schematics of the heat treatments and resulting microstructures: (a) HT1 and (b) HT2 (Che´hab et al 2006).

The susceptibility of EN 1.4003 ferritic stainless steels to sensitization during continuous cooling after welding at low heat input levels was investigated by Greef

and du Toit. Two steel grades with different austenite potentials were welded using a range of heat inputs (30 to 450J/mm) and welding speeds (2.36 to 33.3mm/s). The steels were found to be sensitized when lower heat inputs and faster cooling rates suppressed austenite nucleation during cooling, resulting in almost fully ferritic HAZs and continuous networks of ferrite-ferrite grain boundaries in the HTHAZ. With an increase in heat input, the cooling rate was reduced and more martensite formed in the HTHAZ. The ferrite-martensite boundaries were generally observed to be unsensitized. The results suggest that if enough austenite forms in the HTHAZ during cooling, it acts as a carbon sink to dissolve excess carbon. This prevents supersaturation of the ferrite phase and subsequent carbide precipitation that could lead to sensitization of the ferrite grain boundaries. Excessive welding speeds appeared to promote sensitization during low heat input welding (Greef and du Toit 2006).

A study by du Toit et al presents an overview of the findings of several investigations about the HAZ sensitization and stress corrosion cracking (SCC) behaviour of 12%Cr type 1.4003 ferritic stainless steel (du Toit et al 2006).

As seen from the literature survey mentioned above, ease of weldability for 1.4003 stainless steels is essential. To increase the ease of weldability and to enhance mechanical properties, carbon content and interstitial levels should be kept as low as possible. With all these requirements, a modified version of X2CrNi12 stainless steel was developed, a comprehensive welding and weldability study was required. It has been mentioned in a paper that plasma welding of 1.4003 steel is possible however a paper revealing this has not been found elsewhere (Moore 1997). It is concluded that, within this study, conventional and innovative welding processes should be planned to be used with various types of filler metals on various thicknesses of this type of steels. Dissimilar welding should also be performed.

4. AIM AND PLAN OF THE STUDY

Ferritic stainless steel as specified in EN10088:X2CrNi12 (UNS 1.4003) is well known as a low cost steel grade exhibiting good resistance to wet abrasion and mildly corrosive environments. Typical applications are railway wagons for coal and iron ore, coal and gold mining and mineral processing, transport equipment, bus frames, containers, silos, sugar and chemical processing equipment, furnace parts, etc...

Modern production routes allow fabricating this grade with low carbon ($\leq 0,015\%$) and low levels of impurities thus improving its weldability and mechanical properties, see Table 4.1. Under these conditions, this steel, which still conforms to EN10088:X2CrNi12, can be regarded as a serious candidate replacing the non-alloy structural steel grades such as EN10025: S355, for applications like pressure vessels, beams or even bridges, pipelines, etc...

Table 4.1. Proposed chemical composition (wt %) of the X2CrNi12 stainless steel.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N (ppm)
$\leq 0,015$ [$\leq 0,030$]	$\pm 0,45$ [$\leq 1,00$]	± 1 [$\leq 1,50$]	$\pm 0,02$ [$\leq 0,04$]	$\pm 0,001$ [$\leq 0,015$]	$\pm 11,5$ [10,5 - 12,5]	$\pm 0,5$ [0,30 - 1,00]	± 100 [≤ 300]

Values between square brackets are as specified in EN10088

Evaluating this was the main objective of the present research so target mechanical properties for the modified steel type should be those applicable for the non-alloy steel EN10025:S355, which are a minimum yield strength of 345 MPa or 355 MPa, depending on the thickness, and a minimum ultimate tensile strength of 490 MPa.

Requirements for the standard X2CrNi12 ferritic stainless steel in hot rolled plate form according to EN10088 are 'only' 250 MPa or 280 MPa, depending on the orientation, and 450 MPa to 650 MPa respectively for yield and ultimate tensile strength. Guaranteed base metal strain at fracture is 18%.

Compared with usual structural steel grades, substantial cost savings should be achieved by using this modified X2CrNi12 stainless steel because of its improved corrosion resistance. This stainless steel demands less expensive coatings and far less coating renewals yielding tremendous environmental advantages. Therefore, maintenance costs of the end product would remain low while its working life would be much longer than for regular steel grades.

For other applications, the use of this adapted X2CrNi12 should be more economical than for instance higher alloyed and more expensive austenitic stainless steel, the use of which cannot be justified in many cases.

Finally, the enhanced weldability of the improved steel should improve the ease of welding, increase the welding speed and thus overall productivity while the possibility of joining the steel by laser or plasma welding without filler metal was also worthwhile to consider for certain applications. Several situations arise in industrial practice which call for joining of dissimilar materials. The materials employed are location dependent in the same structure for effective and economical utilization of the special properties of each material. The joining of dissimilar metals is generally more challenging than that of similar metals because of difference in the physical, mechanical and metallurgical properties of the parent metals to be joined, that is why welding of dissimilar metals has been the object of investigations for many years. Their growing importance is justified by their technical and economic potentials. In order to take full advantage of the properties of different metals it is necessary to produce high quality joints between them. Only in this way can the designer use the most suitable materials for each part of a given structure. The growing availability of new materials and higher requirements being placed on materials creates a greater need for joints of dissimilar metals (V.V. Satyanarayana et al 2005, I. Magnabosco et al 2006). So dissimilar welding of modified X2CrNi12 stainless steel to S355 steel was also found to be interesting for consideration.

In order to achieve a good idea about the potentials of this modified X2CrNi12 ferritic stainless steel and thus to realise the above objectives, the following areas needed to be investigated within this research.

Weldability: Welding of steel is crucial for its use in structural applications and therefore especially toughness, hardness and resistance against cracking have to be examined.

Filler metal: Nowadays, these type of steels are welded with austenitic stainless steel filler metals, like AISI 309. In this study, various types of austenitic filler metals will be used and the effects of the filler metals will be explained.

Welding technique: Different welding techniques have to be investigated. Semi- and full automatic welding processes for economic production should be incorporated in the study but also manual welding is to be considered for eventual repair work.

Properties of welded joints: for structural applications strength, fatigue resistance and impact toughness levels have to be achieved. These properties strongly depend on welding technique, welding parameters, joint design and type of filler metal used and so all weldments within the study will be thoroughly examined.

Taking these considerations into account, a research programme has been proposed on this clean X2CrNi12 ferritic stainless steel base metal with improved weldability and delivered by the steel producer, in a plate thickness of 6 mm, 12 mm, 20 mm and 30 mm. The test material was evaluated mainly according to its mechanical properties and weldability, the latter by means of thermal weld simulations where remnant impact toughness, morphology and hardness were examined. The said technique permits to determine the welding parameters for obtaining acceptable strength and toughness at the heat affected zone (HAZ).

The welding processes applied within this comprehensive study were gas metal arc welding (GMAW), plasma arc welding (PAW) and flux cored arc welding (FCAW), shielded metal arc welding (SMAW), submerged arc welding (SAW), Laser welding and Plasma + TIG hybrid welding. Welded joints were also included between the ferritic stainless steel and the non-alloy steel EN10025:S355 in a thickness of 12 mm and 20 mm by means of SMAW and SAW processes. Different type of filler metals such as AISI 309L, AISI 309LSi, 308LSi, 316L, 316LSi and 2209 duplex consumables were used to produce the welded joints.

All welded joints were properly investigated, evaluated and compared. Detailed testing included tensile and bend testing, Charpy impact toughness and CTOD fracture toughness tests, fatigue tests, microstructural examinations such as metallography, hardness measurements, grain size analysis and ferrite content analysis. Corrosion testing was also applied by means of salt spray and blister tests.

It was finally possible to determine the properties of all welded joints and thus to indicate the most appropriate welding technique depending on the plate thickness, joint configuration and type of structural application.

5. EXPERIMENTAL STUDIES

Modified X2CrNi12 stainless steel, designed with less carbon content ($<0,015\%$) to improve the weldability and still conforming in composition to grades UNS S41003 in ASTM A240 and 1.4003 in EN 10088-2 and EN 10028-7, has been used for an increasing number of applications. Interesting topics for investigation are the mechanical, microstructural and corrosion properties of the welded joints. Due to the idea of using this modified stainless steel for structural applications, it is useful to evaluate the performance and properties of heterogeneous welded joints of X2CrNi12 and EN10025: S355 steel.

In this study, a comprehensive research work has been carried out: 6 mm, 12 mm, 20 mm and 30 mm thick plates of modified 12 Cr stainless steel and 12 mm and 20 mm thick plates of S355 steel have been used. Homogeneous (modified 12 Cr stainless steel to modified 12 Cr stainless steel) and heterogeneous (modified 12 Cr stainless steel to S355 steel) welded joints were produced with a variety of filler metals such as AISI 309L, AISI 309LSi, AISI 308LSi, AISI 316L, AISI 316LSi and 2205 duplex stainless steel. The welding processes that have been used within this study are as follows:

- Gas metal arc welding (GMAW),
- Plasma arc welding (PAW),
- Shielded metal arc welding (SMAW),
- Submerged arc welding (SAW),
- Laser welding,
- Hybrid welding (Plasma + TIG),
- Flux cored arc welding (FCAW) process.

Welded joints were also included between the 12 Cr stainless steel and S355 steel with a thickness of 12 mm and 20 mm by means of FCAW, SMAW and SAW processes.

In order to investigate all aspects of the properties of welded joints, all butt welds were properly investigated, evaluated and compared in detail. Several samples (over 1000 samples) extracted from the welded joints were subjected to mechanical testing by means of tensile and bend tests, Charpy impact toughness and CTOD fracture toughness tests, but also fatigue tests. Microstructural examinations including metallography, hardness measurements, grain size analysis, ferrite percentage measurements were carried out. Corrosion testing by means of salt spray and blister tests were also applied to determine the atmospheric corrosion resistance.

5.1. Material

The chemical composition data of the 6 mm, 12 mm, 20 mm and 30 mm thick base metals of modified X2CrNi12 stainless steel and S355 steel issued by the steel supplier and by the chemical analysis are respectively given in Table 5.1 and 5.2.

Table 5.1: Chemical composition of the base metals (data from the steel producer).

Modified X2CrNi12 stainless steel (wt. %)								
Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N (ppm)
6	0,016	0,25	0,96	0,023	0,0005	12,45	0,42	80
12	0,012	0,26	0,95	0,035	0,0010	12,45	0,51	80
20	0,012	0,26	0,95	0,035	0,0010	12,45	0,51	80
30	0,010	0,32	0,97	0,032	0,0011	12,38	0,71	101
S355 steel (wt. %)								
Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N (ppm)
20	0,122	0,33	1,47	0,009	0,0007	0,11	0,09	46

Table 5.2: Chemical composition of the base metals (data from chemical analysis).

Modified X2CrNi12 stainless steel (wt. %)														
Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	Ti	V	Al	Nb	N (ppm)
6	0,01	0,32	1,01	0,023	0,002	12,4	0,38	0,43	0,08	0,001	0,041	0,025	0,031	104
12	0,01	0,32	0,97	0,033	0,003	12,2	0,39	0,52	0,14	0,001	0,039	0,027	0,031	90
20	<0,01	0,32	0,97	0,033	0,003	12,2	0,39	0,52	0,14	0,001	0,040	0,029	0,031	88
30	0,03	0,38	0,96	0,034	0,003	12,2	0,38	0,76	0,19	0,002	0,052	0,070	0,030	106
S355 steel (wt. %)														
Thickness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	Ti	V	Al	Nb	N (ppm)
20	0,09	0,33	1,53	0,011	0,003	0,11	0,06	0,08	<0,01	<0,001	<0,001	0,049	-	45

The tensile properties obtained from the steel producer, see Table 5.3, fulfill the requirements specified for the non-alloy structural steel EN10025:S355. Also the chemical composition complies quite well with the envisaged composition. No impact toughness data were included in the supplied certificate.

Table 5.3: Mechanical properties of the base metals (data from the steel producer).

Modified X2CrNi12 stainless steel					
Transverse tensile properties				Hardness	
Thickness (mm)	Yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	% Elongation	Hardness (HB)	Mean (HB)
6	363 – 359	527 – 525	31- 33	141 – 149 – 148	146
12	363 – 362	502 – 500	30 - 32	134 – 132 – 121	129
20	352 – 353	507 – 506	28 - 29	131 – 133 – 144	136
30	450 – 441	591 – 585	25 – 24	165 – 157 – 158	160
S355 steel					
Thickness (mm)	Yield strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	% Elongation	Hardness (HB)	
20	379	504	37	-	

5.2. Welding procedures of the modified X2CrNi12 stainless steel

The relevant welding procedures applied to the base metals and welding programme is summarized in Table 5.4. All welding was done in the PA or 1G welding position.

5.2.1. Welding of 6 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates

R9: Two GMAW welded joints of 6 mm thick modified X2CrNi12 ferritic stainless steel with a solid ER309LSi-wire of 1 mm diameter and protected by a 67Ar/30He/3CO₂ and thus slightly oxidising EN 439-M12(1) shielding gas. Three passes were deposited to complete for each V-shaped prepared plate with an opening angle of 60° and a root gap of 3 mm. The heat input varied from 0,65 kJ/mm to 1,16 kJ/mm for the first weld and from 0,63 kJ/mm to 0,75 kJ/mm for the second weld. Care was taken to assure an initial temperature of minimum 15°C and an interpass temperature of maximum 80°C.

S: Plasma arc welding (PAW) of 6 mm thick 12 Cr base metal without using any filler metal was protected by a Ar+N₂ gas mixture by using DCEN. Straight plate edges perpendicular to the plate surface had been prepared. One pass was enough to complete the whole weld. No preheat was applied while the heat input varied from 1,1 kJ/mm to 1,2 kJ/mm.

S6: Very similar conditions were chosen as summarized above, for the plasma arc welding (PAW) of 6 mm thick 12 Cr base metal with a solid ER316L wire of 1 mm diameter.

Table 5.4: Welding programme applied to the base metals.

Thickness (mm)	Welding process	Welding consumable	Welded joint code
Homogeneous welded joints			
6	GMAW	ER309LSi	R9
	PAW	-	S
12	SMAW	E309L-17	V9
	GMAW	ER309LSi	B9
		ER308LSi	B8
		ER316LSi	B6
	SAW	ER309L	E9
		ER316L	E6
	LASER	-	V
	HYBRID (PAW + TIG)	ER309L	L9
ER316LSi		L6	
20	FCAW	ER309LT0-4	F9
	SAW	ER309L	A9
30	FCAW	E309LT-1	K9
	SAW	ER309L	P9
		ER 2205	PD
Heterogeneous welded joints			
12	FCAW	E309LT-1	U9
20	SMAW	E309L-16	M9
	SAW	ER309L	C9

The welding parameters followed by the respective companies are given in Table 5.5 and 5.6 see further.

5.2.2. Welding of 12 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates

V9: Shielded metal arc welding (SMAW) was applied with a rutile-acid E309L-17 type of electrodes of 2,5 mm to 5,0 mm diameter and by using DC+ polarity. Welding was done in seven or nine passes for filling the V-shaped plate preparation with an opening angle of 60°. The heat input varied from 0,50 kJ/mm to 0,98 kJ/mm.

Table 5.5: Welding details applied for joining the 6 mm and 12 mm thick base metals.

Similar welded joints										
Joint code	Welding position	Type of consumable	Protection	Plate preparation	Backing material	Welding parameters (V / A)	Welding speed cm/min	Heat input kJ/mm	Preheat temp. °C	Interpass temp. °C
R9	PA 3 passes	(Ø 1mm) ER309LSi	67Ar/ 30He/ 3CO ₂	V / 60° (c=3 mm)	-	17,5-18,7 / 105-160 DC+	11,0- 25,5	0,65- 1,16	≥15°C	≤80
S	PA 1 pass	(-)	Ar+N ₂	Square butt	-	28-29,6 / 184-195 DCEN	28	1,1-1,2	-	-
S6	PA 1 pass	(Ø 1mm) ER316L	Ar+N ₂	Square butt	-	29 / 194 DCEN	28	1,2	-	-
V9	PA 7-9 passes	(Ø 2,5-5 mm) E309L-17	-	V / 60°	-	25,4-30,3 / 60-200	9,0-44,0	0,50- 0,98	-	-
B9	PA 4 passes	(Ø 1mm) ER309LSi	63Ar/ 35He/ 2CO ₂	V / 50° (c= 2-4 mm)	Cu	20,0-24,5/ 100-153 Pulsed arc	30-13	0,41- 1,73	-	≤100
B8		(Ø 1mm) ER308LSi				23,0-29,0/ 100-178 Pulsed arc	25-16	0,68- 1,90	-	≤115
B6		(Ø 1mm) ER316LSi				22,0-27,5/ 90-185 Pulsed arc	30-18	0,53- 1,73	-	≤118
E9	PA 2 passes FCAW +	(Ø 2,4mm) ER309L	Flux OK 10.93	V / 60° (c= 3,5 mm)	Ceramic strip	25,2-29,2/ 177-388 DC+	32-57	0,71- 1,19	27	165
E6	5 passes SAW	(Ø 2,4mm) ER316L				24,9-29,1/ 180-387 DC+		0,75- 1,19	22	170
V	PA 1 pass	-	45° He	Square butt	-	13 kW (20 kW CO ₂ laser)	120	0,65	-	-
L9	PA 1pass plasma +5 passes TIG	(Ø 1,2mm) ER309L	Plasma gas: Ar Shielding gas: 30He/70 Ar	Y / 90° (c= 4 mm)	Cu	PAW: 37,5 TIG: 18,8 / 250-300 DCEN	18-20	PAW:2,5 TIG:1,5- 1,6	-	-
L6	PA 1pass plasma +5 passes TIG	(Ø 1,2mm) ER316LSi	Plasma gas: Ar Shielding gas: 30He/70 Ar	Y / 90° (c= 4 mm)	Cu	PAW: 37,5 TIG: 19 / 250-300 DCEN	19	PAW:2,5 TIG:1,5- 1,8	-	-

Table 5.6. Similar and dissimilar welding details applied for joining the 20 mm, 30 mm thick (similar weld) and 12 mm and 20 mm thick (dissimilar weld) base metals.

Joint code	Welding position	Type of consumable	Protection	Plate preparation	Backing material	Welding parameters (V / A)	Welding speed cm/min	Heat input kJ/mm	Preheat temp. °C	Interpass temp. °C
F9	PA 13 passes	(Ø 1,2mm) ER309LT0-4	Ar/15CO ₂	V / 60° (c= 4 mm)	Ceramic strip	24,5-26,4/ 177-240 DC+	27-44	0,82- 1,38	27	135
A9	PA 6 passes	(Ø 4mm) ER309L	Flux P2000S	X / 90° (c= 4 mm)	-	30-34 / 480-700	50	1,0-1,7	-	≤150
K9	PA 11 passes	(Ø 1,2mm) E309LT-1	82Ar/18CO ₂ M21	X / 50° (c= 5mm)	Ceramic strip	26,5-29,0 / 170-230 DC+	16-42	0,89- 2,34	≥100	≤200
P9	PA 21 passes	(Ø 3,2mm) ER309L	OK Flux 10.93	X / 90±5° (c= 3-4 mm)	-	28,0-32,0/ 350- 450 DC+	60	0,98- 1,44	20	≤150
PD	PA 18 passes	(Ø 3,2mm) ER2205			None	32,0/450 - 550 DC+	60	1,44- 1,76	20	≤150
Dissimilar welded joints										
Joint code	Welding position	Type of consumable	Protection	Plate preparation	Backing material	Welding parameters (V / A)	Welding speed cm/min	Heat input kJ/mm	Preheat temp. °C	Interpass temp. °C
U9	PA 4 passes	(Ø 1,2mm) E309LT-1	82Ar/18CO ₂	V / 50° (c= 5 mm)	Ceramic strip	26,5-29,0/ 170-215 DC +	18-33	1,13- 1,78	≥100	≤200
M9	PA	(Ø 2,5- 4,0mm) E309L-16	-	V / 70° (c= 2mm)	X2CrNi12	30-38/ 80-155 DC+	20-28	1,2	-	≤200
C9	PA	(Ø 4mm) ER309L	Flux P2000 S	V / 14° (c= 18mm)	X2CrNi12	32/ 550	50-55	1,92- 2,11	-	≤200

B9: Gas metal arc welding (GMAW) with a solid ER309LSi-wire of 1 mm diameter protected by a slightly oxidising EN 439-M12(2) gas and by using pulsed arc. The plate preparation consisted of a V-shape with an opening angle of 50°. Four passes were used to complete the whole weld supported by a copper backing strip. No preheat was applied while the max. interpass temperature was 100 C. The heat input varied from 0,41 kJ/mm to 1,73 kJ/mm.

B8: and B6: The same conditions were applied for GMAW with ER308LSi and ER316LSi solid wires. The heat input in these cases changed respectively from 0,68 kJ/mm to 1,90 kJ/mm and from 0,53 kJ/mm to 1,73 kJ/mm. Maximum interpass temperatures were 115°C and 118°C.

E9: Flux cored arc welding- submerged arc welding (FCAW-)SAW with an ER309L wire of 2,4 mm diameter in combination with a basic agglomerated flux by using DC+ polarity. The V-shaped plate preparation with an opening angle of 60° was filled by two FCAW-passes followed by five SAW-passes. A ceramic strip was used as backing material. The overall heat input varied from 0,71 kJ/mm to 1,19 kJ/mm while the initial temperature was 27°C. The actual maximum interpass temperature was 165°C.

E6: Very similar conditions were chosen for (FCAW-)SAW welding with ER316L type of wires again with a diameter of 2,4 mm. The root gap instead was 3,0 mm while the heat input was kept between 0,75 kJ/mm and 1,19 kJ/mm.

V: LASER welding with a laser power of 13 kW in a 20 kW CO₂ laser at a travel speed of 120 cm/min or a heat input of 0,65 kJ/mm without making use of any filler metal. Shielding was done with pure helium ahead of the laser oriented at 45°. Straight plate edges perpendicular to the plate surface had been prepared. No preheat had been used

L9: HYBRID (PAW + TIG) welding was applied with an ER309L wire of 1,2 mm diameter protected by Ar as plasma gas and 30He/70 Ar as shielding gas. Y groove preparation with an opening angle of 90° was used.

L6: Similar conditions were used with an ER316LSi wire of 1,2 mm diameter for hybrid (PAW + TIG) welding of 12 mm thick 12 Cr base metal.

5.2.3. Welding of 20 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates

F9: FCAW welding of 20 mm thick 12 Cr base metal was done by using a rutile E309LT0-4 flux-cored tubular wire of 1,2 mm diameter shielded by an 85Ar/15CO₂ or an EN439-M21 oxidising gas mixture and by using DC+. The V-shaped plate

preparation with an angle of 60° was filled in thirteen passes. A ceramic backing strip was used while the heat input changed between 0,82 kJ/mm and 1,38 kJ/mm.

A9: SAW welding with an ER309L-wire of 4 mm diameter was performed without using any backing material. The plate preparation was an X-shape with an opening angle of 90°. Six passes were used. The heat input varied between 1,0 kJ/mm and 1,7 kJ/mm.

5.2.4. Welding of 30 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates

K9: FCAW welding in eleven passes by using an E309LT-1 flux-cored tubular wire of 1,2 mm diameter was shielded by EN 439-M21 oxidising gas and by using DC+. X-shaped plate preparation with an angle of 50° was done while a ceramic strip was used as backing material while the heat input varied between 0,89 to 2,34 kJ/mm.

P9: SAW welding was applied with an ER309L-wire of 3,2 mm diameter in combination with a basic agglomerated flux by using DC+ polarity. The X-shaped plate preparation with an opening angle of 90±5, was filled by 21 passes and by turning the plates three times during welding. No backing material was used. The heat input varied from 0,98 kJ/mm to 1,44 kJ/mm.

PD: Very similar conditions were chosen for SAW welding with ER2209 or duplex type of wires again with a diameter of 3,2 mm. The heat input varied now between 1,44 kJ/mm (all except second pass) and 1,76 kJ/mm (second pass) and only 18 passes were necessary now to complete the gap.

5.2.5. Welding of 12 mm thick X2CrNi12 stainless steel to S355 steel

U9: FCAW welding this heterogeneous joint in four passes was done by using the same flux-cored tubular wire of 1,2 mm diameter, the same EN 439-M21 oxidising gas and the same welding current as K9. V-shaped plate preparation with an angle of 50° was done while the heat input in this case varied between 1,13 kJ/mm and 1,78 kJ/mm.

5.2.6. Welding of 20 mm thick X2CrNi12 stainless steel plates to non alloy S355 steel plates

M9: SMAW welding of a first heterogeneous joint with rutile-basic E309L-16 electrodes of 2,5 mm to 4,0 mm diameter with DC+ polarity. The V-shaped plate preparation consisted of an opening angle of 70°.

C9: Another heterogeneous joint was SAW welded with an ER309L type of wire of 4,0 mm diameter in combination with a proper flux. A V-shaped plate preparation of only 14° was done. The weld was supported by an X2CrNi12 stainless steel plate. The heat input range was situated between 1,92 kJ/mm and 2,11 kJ/mm.

5.2.7. Selection of consumables for the base metals

In general, to ensure adequate corrosion resistance for the intended application, filler metals for stainless steels at least match or even overmatch the base metal contents of specific alloying elements like chromium, nickel and molybdenum, although the prevention of cracking should also be taken into account. For instance hot cracking is of most concern in austenitic stainless steels, while cold cracking commonly occurs in martensitic weld metals but also in ferritic stainless steel weldments that are embrittled by grain coarsening and/or second phase particles. In many instances, ferritic filler metals are replaced by austenitic filler metals that include a small amount of ferrite to avoid the occurrence of both types of cracking. Exceptionally even the latter solution is not applicable for instance when high toughness at cryogenic temperatures or low magnetic permeability is required, when media that selectively attack ferrite will be used or when PWHT's will be applied that embrittle ferrite.

Selection of filler metals and welding procedures are very often based on constitution diagrams in order to estimate the weld metal microstructure taking effects of dilution into consideration. Four microstructure prediction diagrams have been developed: Schaeffler, DeLong and two Welding Research Council diagrams (WRC-1988 and WRC-1992). All of these are based on a relationship among alloy elements that promote the formation of ferrite (expressed with a Cr_{eq}) or those that promote the formation of austenite and suppress ferrite (expressed with a Ni_{eq}).

If the weld metal is austenitic then a FN of minimum 4 or 5 will suffice to prevent hot cracking to occur. In addition a weld deposit that is primarily austenitic will not be sensitive for cold cracking. On the other hand, the ferrite that is present at room temperature is only a fraction of what existed during solidification and therefore finding ferrite at room temperature is only an indirect indication of the solidification mode. If the weld metal solidifies as ferrite first while austenite is formed only in the latter stage of solidification, then the weld metal will be crack resistant. However, if the weld metal solidifies as austenite first, with ferrite only appearing in final stages, then the weld metal will show risk for cracking.

Welds in ferritic stainless steels may be produced without or with an austenitic filler metal. In the first case, the interstitial element contents of carbon, oxygen and nitrogen of the parent metal should be as low as possible to avoid poor toughness and corrosion resistance. In the second case, as austenitic stainless steel weld metals do not exhibit a notch impact transitional behaviour with temperature, they are often used to overcome problems with poor weld ductility and toughness. Then, although weld metal grain growth normally is not a problem, grain growth in the HAZ should not be overlooked while discrepancies in thermal expansion may cause difficulties (Deleu et al 2006).

Matching welding electrodes such as E410NiMo is commercially available for welding of EN 1.4003 steel however it is not recommended in applications where impact, fatigue or any other form of non-static loading is anticipated. Reported weldability studies have shown that austenitic stainless steel consumables can be used to produce arc welds to minimise the risk of HAZ hydrogen cracking and to ensure deposition of tough weld metal yielding adequate properties required for structural purposes (Taban et al 2007d, Greef and du Toit 2006, du Toit et al 2006, Meyer and du Toit 2001, Gooch and Ginn 1988, Marshall and Farrar 2000).

For this study, over-alloyed filler metal AISI 309 was considered as reference so that all different weld types were at least made with this consumable, including the heterogenous welds, for which it is the most commonly used consumable. Stainless steel AISI 308 is primarily used as filler metal for the popular AISI 304 base metal. It is a more economic alternative than AISI 309 but the risk of developing weld metal martensite in ferritic stainless steels is higher. Mo-alloyed AISI 316 filler metal with

improved corrosion resistance was also worthwhile to include. Duplex stainless steel filler metal was also used providing weld metal with higher strength than the aforementioned filler metals.

The former explanation from the literature supports the selection of filler metals for the present study as discussed above. Filler metals usually are nominated according to the AWS classification and are very often lower in carbon (so called L-types with maximum 0,03%C instead of 0,08%C) eventually in combination with increased silicon (0,65%-1,00%Si instead of 0,30%-0,65%Si) for better wetting and bead shape (so called LSi-types).

The chemical composition of the stainless steel filler metals of interest is given in Table 5.7.

Table 5.7: Chemical composition of filler metals used for the welding of base metals.

AISI type	UNS no.	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N
308	S30800	≤ 0,08	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,045	≤ 0,030	19,00-21,00	10,00-12,00	-	-
309	S30900	≤ 0,20	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,045	≤ 0,030	22,00-24,00	12,00-15,00	-	-
316	S31600	≤ 0,08	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,045	≤ 0,030	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00-3,00	-
2205*	S31803	≤ 0,030	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,030	≤ 0,020	21,0-23,0	4,50-6,50	2,50-3,50	0,08-0,20

* Commercial name of the steel.

5.3. Chemical Analysis

In most of the cases longitudinal sections were prepared perpendicular to the plate surface and entirely located at the weld metal.

At least two measurements were done by glow discharge optical emission spectrometry (GDOES), nitrogen was determined by melt extraction, and averaged for each element. If deviations occurred between both series of data, then a third measurement was executed and the new averages were reported.

5.4. Tensile Testing

5.4.1. Transverse tensile testing of flat test samples

Transverse, full-thickness, rectangular tensile test specimens were extracted from the welds with respect to EN 10002-1 - EN 895 and testing was performed with a 600 kN capacity servohydraulic Amsler test machine at room temperature. The width at the prismatic section was 25 mm while the excess of weld metal was removed flush with the base metal in order not to overestimate the weld metal strength.

5.4.2. All weld metal tensile properties of cylindrical test samples

Room temperature tensile testing was performed with a servohydraulic Amsler test machine with 600 kN capacity on cylindrical test samples, completely positioned at the weld metal and removed from the respective welds, (except for the 6 mm thick weld due to the insufficient weld thickness and for the laser weld due to the insufficient weld cross section) in longitudinal direction in accordance with EN 10002-1-EN 876.

The net section diameter of all samples was taken as large as possible, i.e. 6 mm for all 12 mm thick welds and all thicker welds with an X-shaped plate preparation and 10 mm for all thicker welds with a V-shaped plate preparation.

5.5. Bend Testing

As planned, face and two root bend specimens were removed from all welds transverse to the weld seam. Bending was executed till 180° according to EN 910 unless severe cracking was observed before. Testing was done with Amsler test machines with capacities of 100 kN and 2000 kN.

5.6. Charpy Impact Toughness Testing

Several series of notch impact test samples were extracted transverse to each weld and notched at the weld metal centre (WM), the fusion line (FL), at the heat affected

zone 2 mm from the fusion line (FL+2mm) or eventually at 5 mm from the fusion line (FL+5mm). Testing was started at -20°C (reference temperature) but other temperatures were also explored to -40 C, -60 C, 0 C and 20 C. Testing was performed due to EN 10045-1 with a 300 J capacity Amsler test machine. The laser weld was also examined after a post weld heat treatment between 690 C and 750°C for 30 minutes.

It should be taken into account that toughness of the 6 mm thick GMAW weld was measured on 5 mm thick and thus on so called 'sub-sized' test samples. Multiplying these results with a factor of two, yields good estimate for the equivalent toughness of a standard 10 mm thick notch impact specimen.

5.7. CTOD Fracture Toughness Testing

All welds with a thickness of at least 20 mm were investigated with regard to their Crack Tip Opening Displacement (CTOD) fracture toughness properties at -20°C. CTOD fracture toughness is expressed in millimetre, is measured in three point bending under static loading conditions and is determined at onset of an unstable fracture or at a maximum force plateau, whichever occurs first.

CTOD fracture toughness testing is often associated with a brittle fracture that is immediately arrested while the test sample is still capable of sustaining much higher loads than that attained at the said discontinuity. Such an arrested or short brittle fracture is called a 'pop-in'. Pop-ins and especially their significance have been the topic of discussions in the past. International standards dealing with this type of testing have in their recent versions included a method to distinguish between critical and non-critical pop-ins. The latter may be disregarded and the toughness determined on the next event, i.e. fracture, maximum force or pop-in.

Besides the type of test, the difference between CTOD fracture toughness and notch impact toughness test samples is that the former should contain a sharp fatigue pre-crack and that the thickness should correspond exactly with that of the real weld. In case of butt welds, this normally involves removal of the excess of weld metal flush with the base metal. Other dimensions of CTOD test samples are proportional to the thickness and so for heavy welds large specimens and thus large

test equipments are necessary to determine the toughness of a weld. This way of testing though creates a three-dimensional state of stresses avoiding any toughness overestimation but leading to lower bound data.

Similar to impact testing, CTOD samples were notched at a pre-selected location with regard to the weld profile. Typical notch positions are the weld metal centre (WM) and the fusion line (FL) while each test is repeated at least three times to take account of the scatter inherent to CTOD test results with reference to BS 7884. The material's CTOD toughness is considered as being the lowest of the three experimentally determined data (Deleu et al 2006).

5.8. Fatigue Testing

The fatigue strength of a material, as well as that of weldments, is key factors that are studied when selecting materials for applications which are prone to fatigue (Lahti et al 2000). So, the fatigue testing of the welded joints investigated in this study were considered. Fatigue properties of in total four 12 mm thick joints welded with 309 type of consumables and the laser weld were fully investigated and evaluated. Constant fatigue cycling may be characterised by the maximum and minimum stress or by the stress range, i.e. the difference between maximum and minimum stress, and the fatigue ratio R , i.e. the ratio between minimum and maximum stress. Maximum stress in fatigue is always the most positive (tensile) stress while minimum stress is the most negative stress.

Fatigue ratios may vary from $-\infty$ to $+\infty$ but typical ratios are -1 (i.e. between -50 MPa and +50 MPa) or 0 (i.e. between 0 MPa and +100 MPa) or 0,1 to 0,5 (min. stress equal to 10% to 50% of maximum stress). The number of cycles necessary to cause failure is called the life time and for normal so called high cycle fatigue this may range between about 10.000 cycles to several million cycles.

In general the stress range is considered as the major factor on fatigue life but also the compressive portion of the cycle should be taken into account. So it is expected that a fatigue cycle for instance between +50 MPa and +100 MPa (stress range of 50 MPa and fatigue ratio R of 0,5) should yield a similar life time as a fatigue cycle between +100 MPa and +150 MPa (same stress range and R equal to 0,67). A

fatigue cycle instead between -25 MPa and +25 MPa (same stress range but R equal to -1) should result in a much larger life time as the accumulated damage caused by the portion in compression is less than that of the portion in tension.

A problem associated with fatigue testing is to properly present fatigue data obtained from different types of fatigue cycles. One way to tackle this is to represent (the logarithm of) the life time or cycles to failure against stress range for a given fatigue ratio R in a so called Wöhler-plot illustrating the fatigue resistance of the weld under consideration. Based on the former statements, it is expected as long as the fatigue ratio, within a certain range, is not negative, that the fatigue resistance is more or less independent of R. In order to limit the duration and costs for fatigue testing, experiments are arrested once a pre-selected life time is achieved and such an event is called a 'run out'. In most cases this life time may be 2.000.000 (or $2 \cdot 10^6$) or 5.000.000 (or $5 \cdot 10^6$) or even higher.

The stress gradient within the samples tested strongly influences the fatigue resistance and so fatigue data obtained in bending can hardly be compared to those obtained under pure tension. Because fatigue data normally reveal a lot of scatter it is advised to repeat tests at the same conditions, thus generally involving large series of tests.

The fatigue tests within the present work were all realised in pure tension with a fatigue ratio of 0,1 and with a minimum tensile stress equal to 10% of the max. stress. Full-thickness specimens were machined with a net width of 20 mm and a length at the prismatic section of 30 mm symmetrical over the weld allowing failure to occur at the weakest area of the weld. Specimens to be machined for fatigue testing should be carefully designed and prepared as secondary effects, initiated for instance from sharp edges or scratches, may cause premature fracture.

Four different stress ranges were explored throughout while each stress range was repeated three times. Two servo-hydraulic ESH fatigue testing machines with capacities of 100 kN and 150 kN respectively were used. Specimens were fatigue cycled till max. 8.000.000 (or $8 \cdot 10^6$) or complete separation, whichever occurred first (Deleu et al 2006).

5.9. Microstructural Analysis

Macro sections from each weld were extracted and prepared in order to make macro and microphotographs of the weld after etching with Vilella's reagent and/or nital with respect to EN 1321. Also complete HV5 traverses were made, with an Instron test machine with a capacity of 0,1 kg – 10 kg according to EN 1043-1, at sub-surface from the face and at the root side of all V-shaped welds and at sub-surface from one side and through the root area of all X-shaped welds. Macrophotographs were taken before and/or after making hardness indentations.

5.10. Grain Size Analysis

Macro sections of all welds were examined at the HAZs adjacent to the fusion line and the ASTM grain size numbers were measured at four thickness positions from sub-surface to mid-thickness symbolised respectively by a_1 to a_4 . Similarly, HAZs located further away from the fusion line at the same thickness positions were symbolised by b_1 to b_4 .

Taking into account of the inclined fusion line, the positions a_1 to a_3 are sampled in specimens notched at the HAZ at 2 mm while the positions b_1 to b_3 are samples by notches at 5 mm from the fusion line. Position a_4 is sampled by notches located at the fusion line. Fine grained microstructures have high ASTM grain size numbers (for instance by 7 to 10) while coarse grained microstructures are identified by small ASTM grain size numbers (for instance by 1 to 4 or by M10).

Due to having more accurate results to examine which side of the weld was notched during fusion line and HAZ impact testing, both left and right side HAZs were investigated metallographically.

5.11. Ferrite Content Analysis

All weld zones of the welded joints were subjected to ferrite percentage analysis by means of Ferritscope.

5.12. Corrosion Testing

Salt spray and blister corrosion tests were executed in order to assess the resistance against atmospheric attack of all welds produced for this study.

5.12.1. Salt spray corrosion testing

Salt spray testing was applied in a 5% NaCl aqueous solution with a fog volume of 24 ml to 28 ml per 24 hours, a pH of 6,5 to 7,2 and at a temperature of 35°C. Samples with a dimension of 150 mm x 75 mm were positioned at 60° with the weld horizontally. Heterogeneous welds were positioned with the non-alloy S355 steel side downwards. Specimens extracted from 20 mm welds or thicker were reduced to a about 10 mm to limit weight.

Salt spray tests were done conforming to ASTM B117 on uncoated and coated samples. Uncoated specimens were degreased with ethanol while the surfaces perpendicular to the plate surface were covered with paraffin. Coated samples were provided with a scratch in the shape of a cross over the entire test surface across the weld till the metal surface and also with paraffin at the sawn and machined surfaces. This allowed to estimate the resistance of the welds when the coating is accidentally damaged prior to or during operation. Coating in all cases consisted of the same two-layer protection system that is used in practice in industry. Most of the welds were exposed from the face side (for V-shape welds) with the excess of weld metal still present. It was agreed with the respective partners that R9, F9 and U9 should be tested from the root side of the weld.

5.12.2. Blister corrosion testing

Blister tests were executed only on coated samples prepared similarly as those for salt spray testing with regard to dimensions, type of coating, scratching across the weld, positioning, etc.... Samples were exposed to real atmospheric conditions at the centre of Gent-Belgium and with their test surface oriented to direct sun light.

6. EXPERIMENTAL RESULTS

The results drawn from the test programme executed on the several welded panels are summarised in the following paragraphs.

6.1. Chemical Analysis

The experimental data obtained from chemical analysis are given in Table 6.1.

Table 6.1: Chemical composition of the weld deposits made for the different welds in X2CrNi12 ferritic stainless steel or between X2CrNi12 and S355 non-alloy steel.

Welded Joint code	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P ppm	S ppm	Cr (%)	Cu (%)	Ni (%)	Mo (%)	Ti ppm	V ppm	Al ppm	Nb ppm	N ppm
R9	0,03	0,67	1,70	190	30	22,7	0,06	12,1	0,06	70	1030	300	<10	961
S	0,02	0,31	0,98	0,025	0,006	13,5	0,37	0,45	0,08	10	0,037	0,013	<0,01	?
S6	0,03	0,38	1,06	0,026	0,07	15	0,34	2,15	0,41	<0,001	0,042	0,012	0,002	?
V9	0,02	0,67	0,80	200	100	21,9	0,08	11,0	0,05	130	880	360	90	813
B9	0,02	0,79	1,80	180	70	23,6	0,04	12,9	0,04	80	1100	280	<10	524
B8	0,02	0,76	1,51	210	70	20,0	0,10	9,79	0,10	50	790	280	10	653
B6	0,03	0,72	1,56	230	120	18,6	0,15	11,9	2,52	40	820	260	<10	474
E9	0,02	0,48	1,47	200	100	22,2	0,12	10,8	0,09	70	900	500	<10	846
E6	0,02	0,41	1,24	260	80	16,8	0,16	8,90	1,93	40	680	460	<10	144
V	0,02	0,33	0,95	350	30	13,4	0,39	0,53	0,15	<10	380	240	<10	-*
L9	<0,01	0,35	1,07	0,030	0,003	14,80	0,34	3,03	0,14	0,003	0,053	0,029	<10	?
L6	<0,01	0,47	1,08	0,031	0,004	14,40	0,32	3,54	0,74	0,003	0,055	0,030	<10	?
F9	0,03	0,53	1,64	210	80	24,1	0,13	11,3	0,09	130	1020	310	40	314
A9	0,02	0,47	1,26	230	60	18,8	0,19	6,61	0,09	10	700	420	20	457
K9	0,03	0,57	1,37	190	50	23,3	0,08	11,3	0,16	300	950	320	40	242
P9	0,02	0,52	1,21	210	60	19,7	0,16	8,93	0,11	40	840	500	30	956
PD	<0,01	0,49	1,21	250	20	18,9	0,19	5,55	2,04	30	1010	500	40	624
U9	0,03	0,57	1,36	170	40	22,8	0,07	11,0	0,15	280	900	320	20	232
M9	0,03	0,98	0,73	230	160	23,1	0,04	11,9	0,06	140	850	320	90	806
C9	0,02	0,52	1,48	210	50	22,5	0,09	10,2	0,08	50	910	430	<10	462

6.2. Transverse Tensile Test Results

The transverse tensile test results performed on the 6 mm thick welds made in modified X2CrNi12 stainless steel are summarized in Table 6.2. Splitting of the stainless steel base metal was generally observed close to the fractographs and parallel with the plate surface of all samples, irrespective of thickness. Fractographs were also examined and illustrated with the relevant macrophotographs.

Table 6.2: Full-thickness transverse tensile properties of the 6 mm thick welds.

Welding process	Type of consumables	Specimen code	R _m (MPa)	Fracture location	Remarks
GMAW	ER309LSi	R9TT1	535	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
		R9TT2	536	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
PAW	(-)	STT1	544	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
PAW	ER 316L	S6TT1	513	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
PAW		S6TT2	457	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface

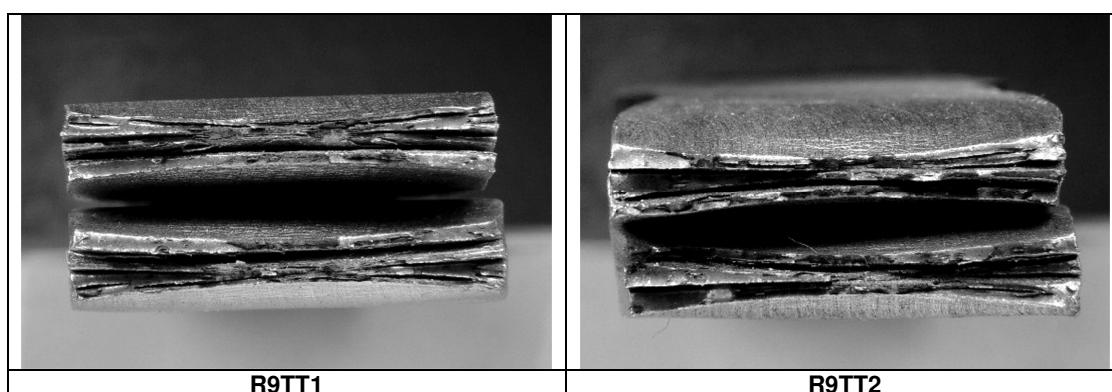


Figure 6.1: Fractographs of R9TT1 and R9TT2 specimens.

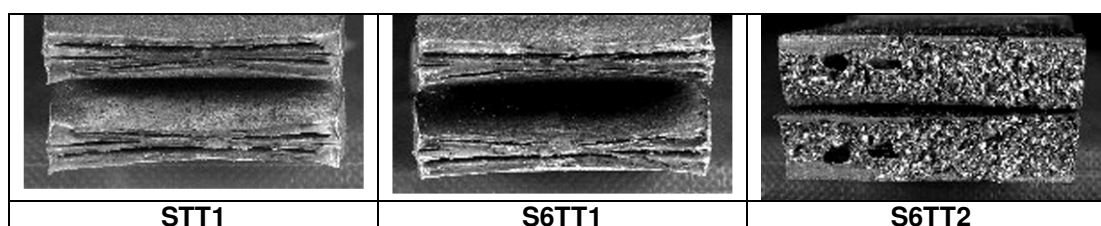


Figure 6.2: Fractographs of STT1, S6TT1 and S6TT2 specimens.

Full thickness transverse tensile test results are given in Table 6.9. Fractographs obtained from the samples are examined and exhibited as fractographs in the following figures.

Table 6.3: Full-thickness transverse tensile properties of the 12 mm thick welds made in the modified X2CrNi12 stainless steel.

Welding process	Type of consumables	Specimen code	R _m (MPa)	Fracture location	Remarks
SMAW	E309L-17	V9TT1	500	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface Angular distortion at weld of $\pm 5^\circ$
		V9TT2	504	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface Angular distortion at weld of $\pm 5^\circ$
GMAW	ER309LSi	B9TT1	484	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
		B9TT2	504	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
	ER308LSi	B8TT1	491	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
		B8TT2	492	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
	ER316LSi	B6TT1	490	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
		B6TT2	499	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
SAW	ER309L	E9TT1	475	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
		E9TT2	471	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
	ER316L	E6TT1	483	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
		E6TT2	481	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
LASER	(-)	VTT1	490	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
		VTT2	485	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface
PAW+TIG	ER309L	L9TT1	489	Base metal	Splitting of base metal parallel with plate surface

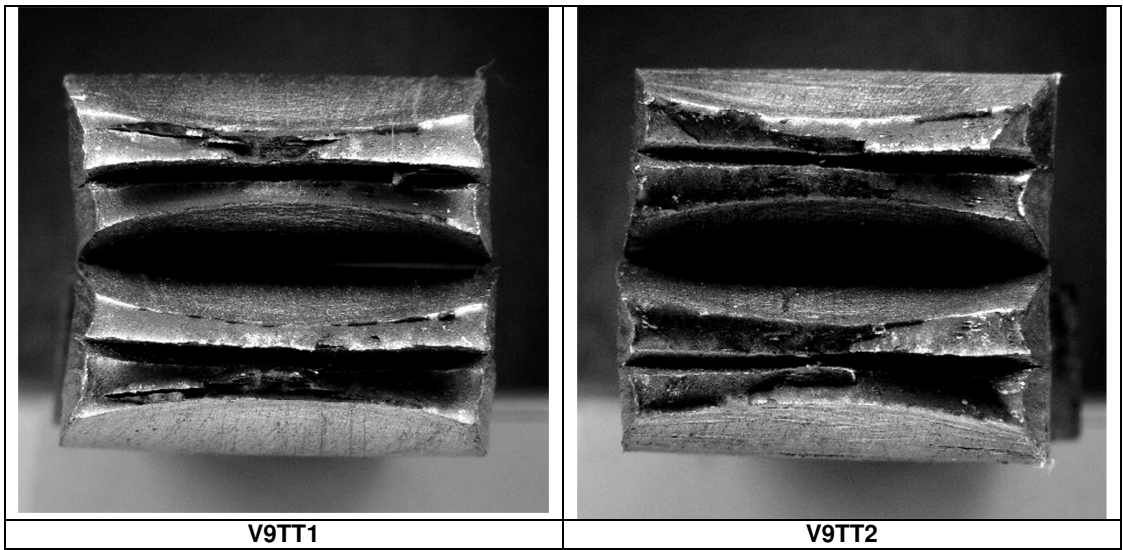


Figure 6.3: Fractographs of V9TT1 and V9TT2 specimens.

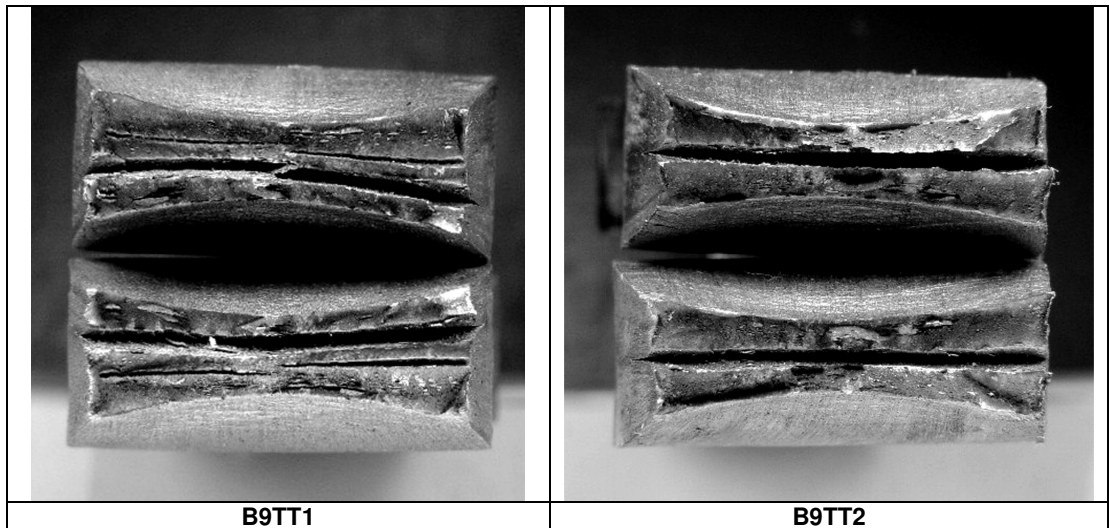


Figure 6.4: Fractographs of B9TT1 and B9TT2 specimens.

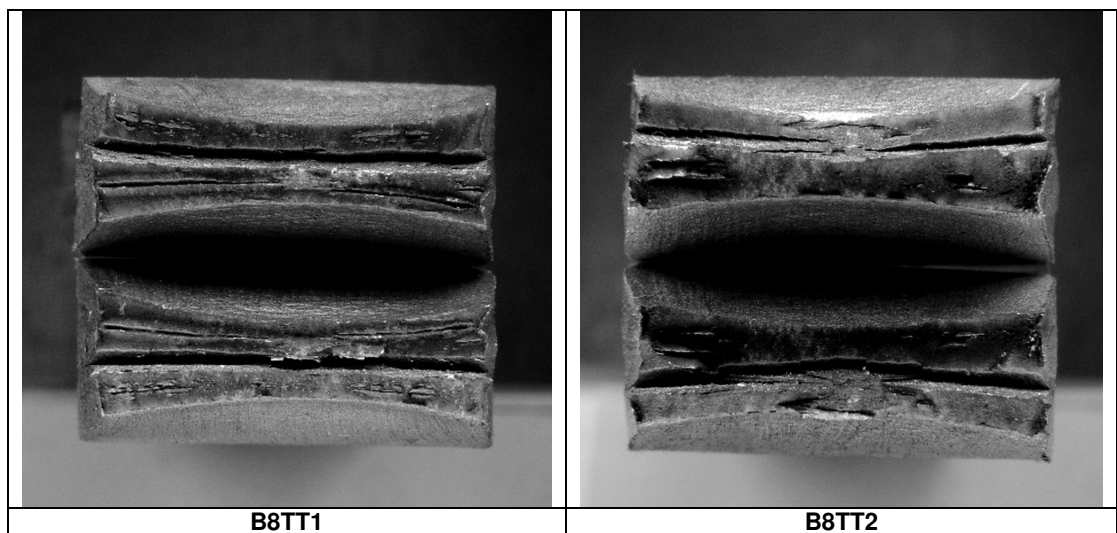


Figure 6.5: Fractographs of B8TT1 and B8TT2 specimens.

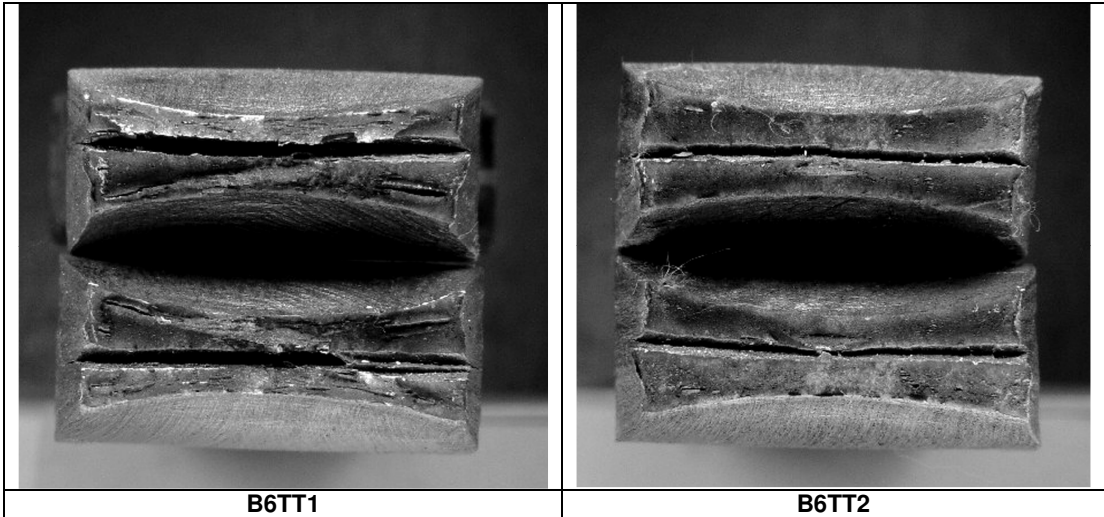


Figure 6.6: Fractographs of B6TT1 and B6TT2 specimens.

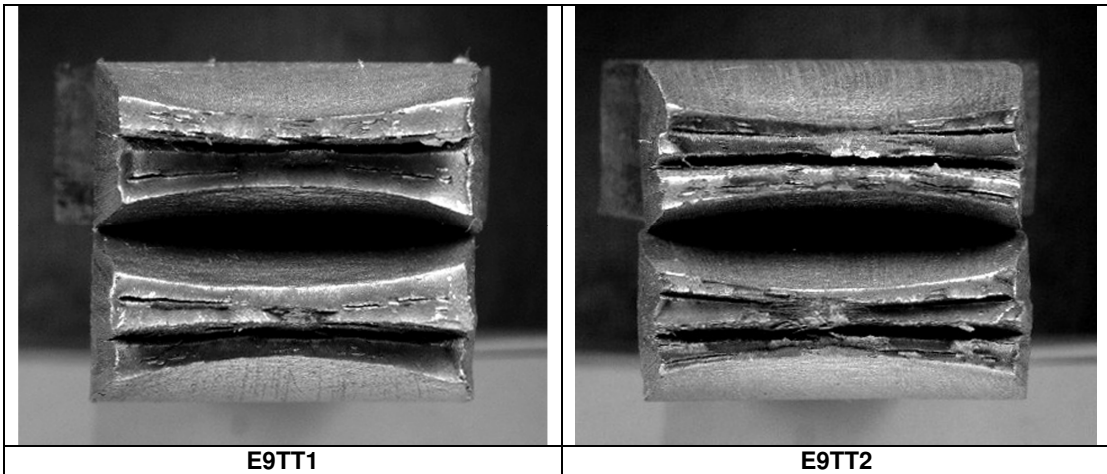


Figure 6.7: Fractographs of E9TT1 and E9TT2 specimens.

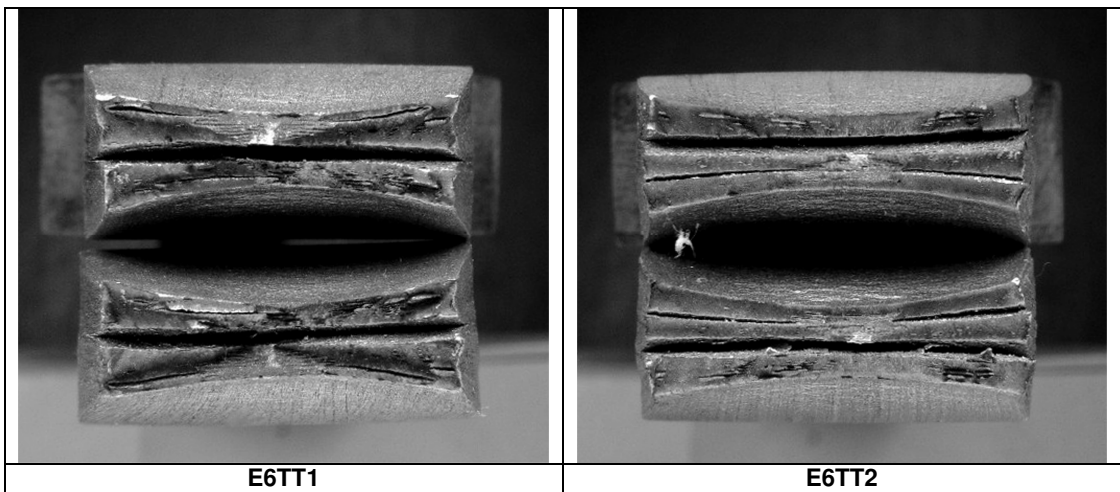


Figure 6.8: Fractographs of E6TT1 and E6TT2 specimens.

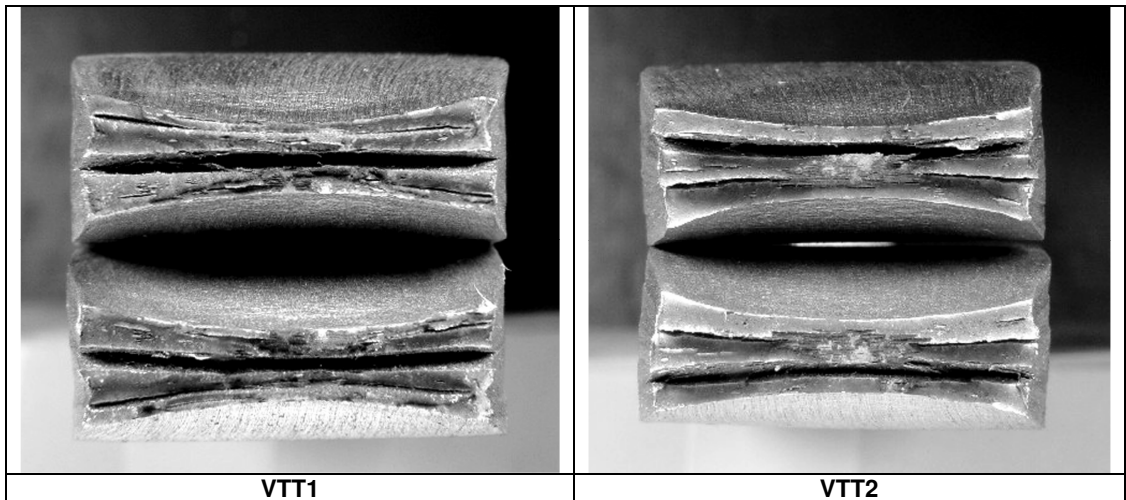


Figure 6.9: Fractographs of VTT1 and VTT2 specimens.

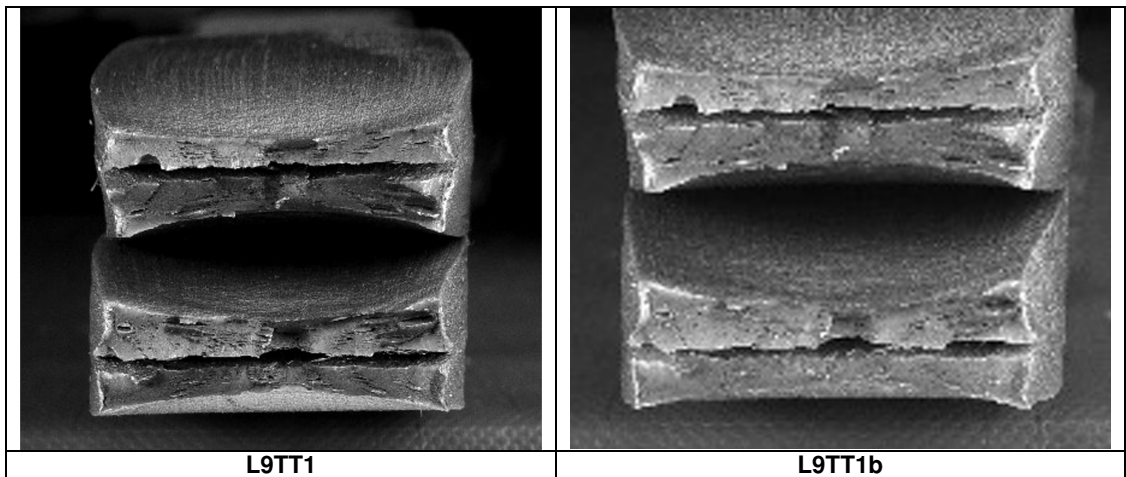


Figure 6.10: Fractographs of L9TT1 and L9TT1b specimens.

Tensile properties of 20 mm thick homogeneous welds of the 12%Cr stainless steel are summarized below in Table 6.11. Fractographs can also be seen in the figures below.

Table 6.4: Full-thickness transverse tensile properties of the 12 mm thick welds made in the modified X2CrNi12 stainless steel.

Welding process	Type of consumables	Specimen code	R_m (MPa)	Fracture location	Remarks
FCAW	E309LT0-4	F9TT1	503	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface
		F9TT2	503	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface
SAW	ER309L	A9TT1	507	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface
		A9TT2	509	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface

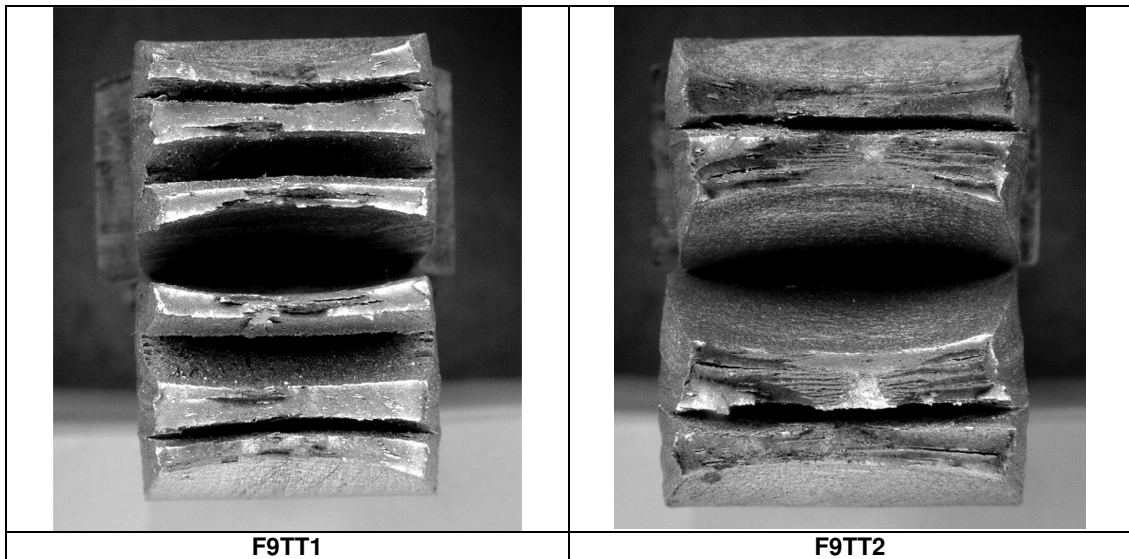


Figure 6.11: Fractographs of F9TT1 and F9TT2 specimens.

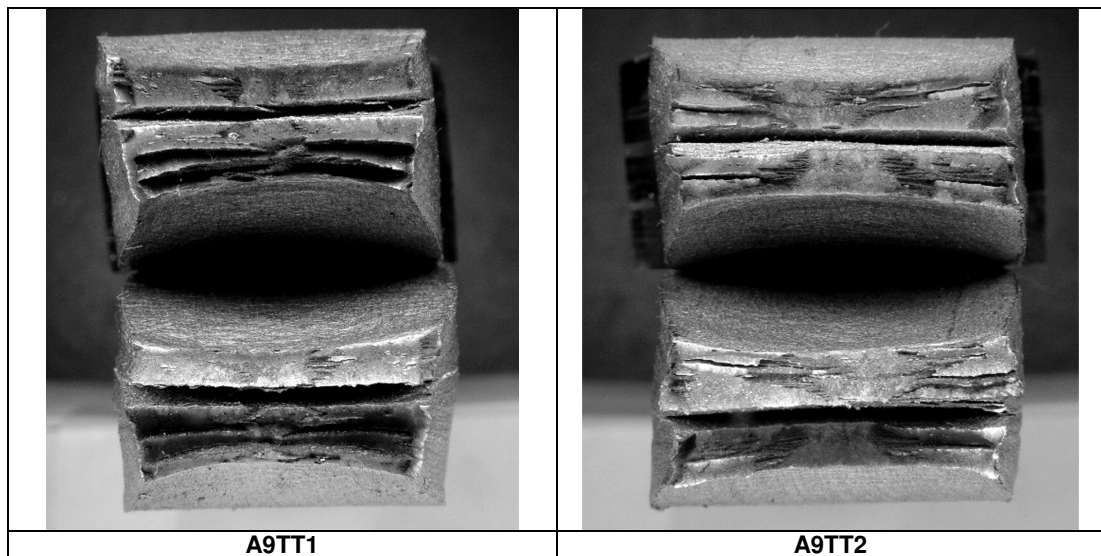


Figure 6.12: Fractographs of A9TT1 and A9TT2 specimens.

Table 6.5: Full-thickness transverse tensile properties of the 30 mm thick welds.

Welding process	Type of consumables	Specimen code	R_m (MPa)	Fracture location	Remarks
FCAW	E309LT-1	K9TT1	567	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface
		K9TT2	574	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface
SAW	ER309	P9TT1	583	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface
		P9TT2	580	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface
	ER2209	PDTT1	583	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface
		PDTT2	587	Base metal	Splitting of BM parallel with plate surface

Tensile results and fractographs of 30 mm thick welds are given respectively above and below.

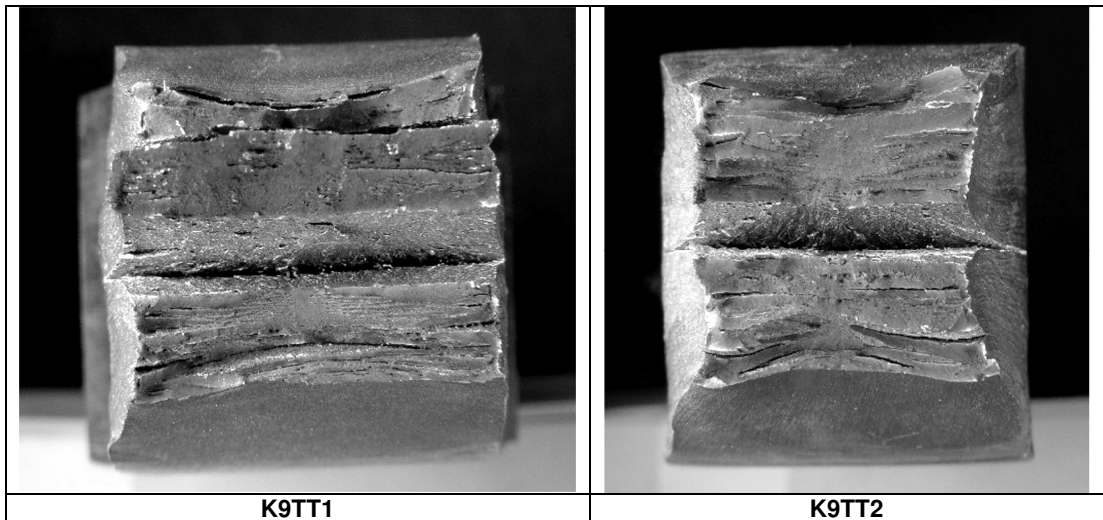


Figure 6.13: Fractographs of K9TT1 and K9TT2 specimens.

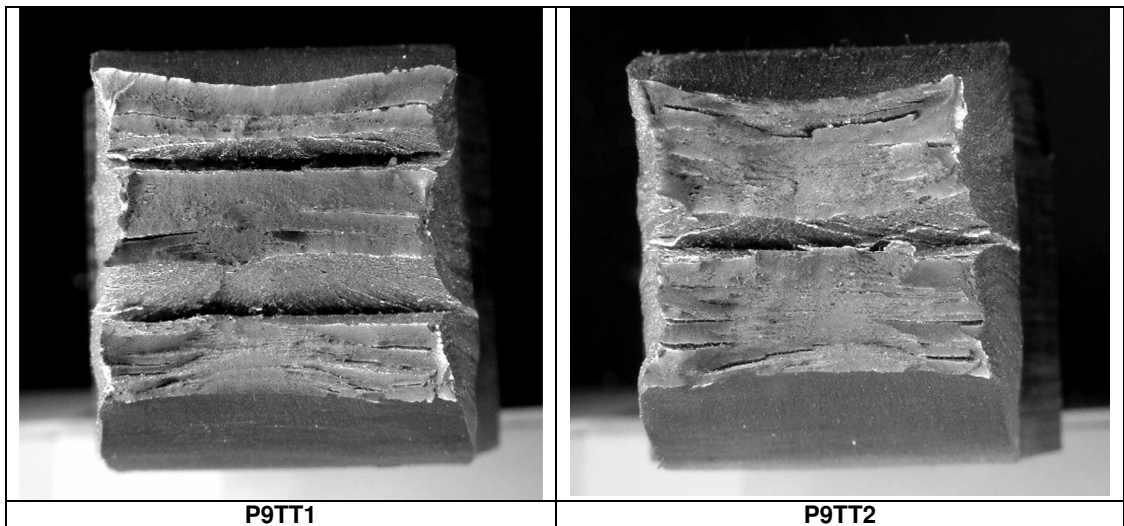


Figure 6.14: Fractographs of P9TT1 and P9TT2 specimens.

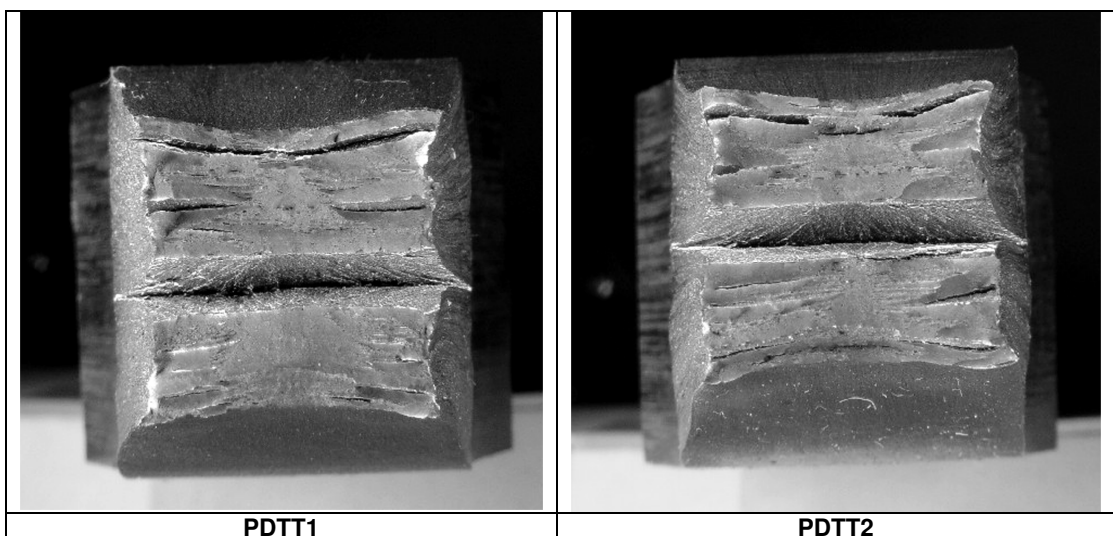


Figure 6.15: Fractographs of PDTT1 and PDTT2 specimens.

Following table represents the full thickness transverse tensile test results of the heterogeneous welds made between modified X2CrNi12 stainless steel and S355 steel.

Table 6.6: Full-thickness transverse tensile properties of the 12 mm and 20 mm welds made between X2CrNi12 stainless steel and S355 non alloy steel

Welding process	Type of consumables	Specimen code	R _m (MPa)	Fracture location	Remarks
FCAW-12 mm	E309LT-1	U9TT1	502	Base metal (S355)	None
		U9TT2	485	Base metal (S355)	None
SMAW-20 mm	E309L-16	M9TT1	509	Base metal (S355)	Angular distortion at weld
		M9TT2	506	Base metal (12 Cr)	Splitting of 12Cr BM parallel with plate surface- Angular distortion at weld
SAW-20 mm	ER309L	C9TT1	505	Base metal (12 Cr)	Splitting of 12Cr BM parallel with plate surface - Angular distortion at weld
		C9TT2	507	Base metal (12 Cr)	Splitting of 12Cr BM parallel with plate surface - Angular distortion at weld

Fractographs of 12 mm and 20 mm thick dissimilar FCAW, SMAW and SAW welds of modified 12 Cr and S355 steel are given as fractographs below and in the following page.

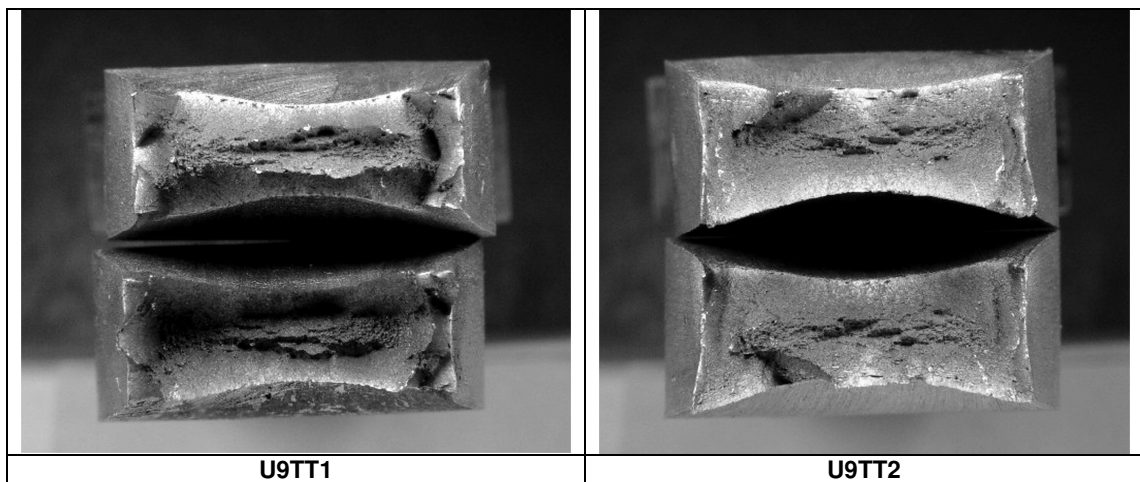


Figure 6.16: Fractographs of U9TT1 and U9TT2 specimens.

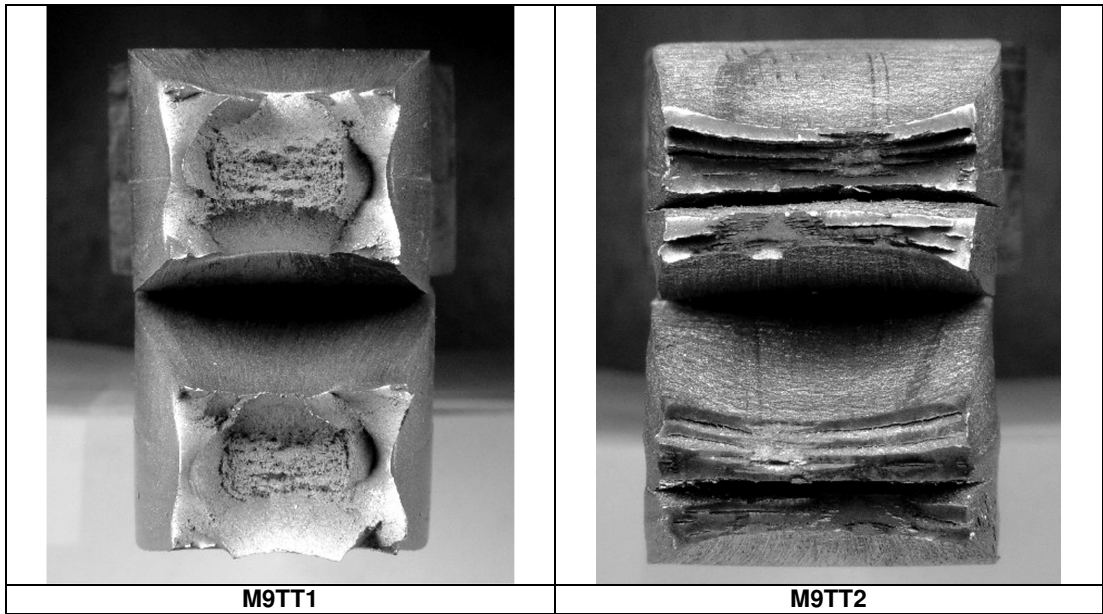


Figure 6.17: Fractographs of M9TT1 and M9TT2 specimens.

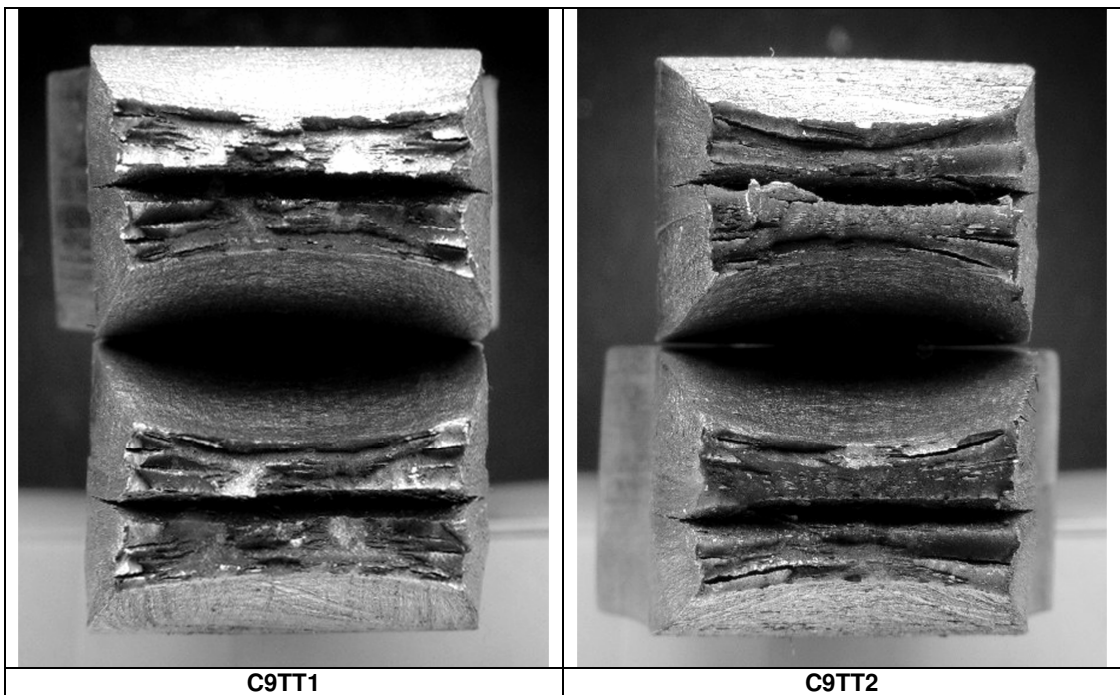


Figure 6.18: Fractographs of C9TT1 and C9TT2 specimens.

6.3. All Weld Metal Tensile Test Results of Cylindrical Test Samples

Cylindrical test samples, completely positioned at the weld metal and extracted from the respective welds in longitudinal direction, were tested.

The room temperature tensile test results for the 12 mm thick similar welds made in modified 12 % Cr stainless steel are given below.

Table 6.7: Cylindrical all-weld metal tensile properties of the 12 mm thick welds made in the X2CrNi12 stainless steel plate

Welding process	Type of consumable	Specimen code	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _p / R _m	Elongation (%)	Reduction of area (%)
SMAW	E309L-17	V9TW1	427 [470]	568 [590]	0,75	33,3 [32]	60
		V9TW2	390 [470]	566 [590]	0,69	42,3 [32]	49
GMAW	ER309LSi	B9TW1	329	565	0,58	44,5	51
		B9TW2	360	575	0,63	38,8	64
	ER308LSi	B8TW1	336	595	0,56	47,0	62
		B8TW2	316	589	0,54	47,2	65
	ER316LSi	B6TW1	483	573	0,84	?	53
		B6TW2	337	566	0,60	25,8	44
SAW	ER309L	E9TW1	371 [430]	562 [570]	0,66	37,7	36
		E9TW2	360 [430]	553 [570]	0,65	46,8	53
	ER316L	E6TW1	389 [390]	615 [565]	0,63	41,6	36
		E6TW2	394 [390]	606 [565]	0,65	33,2	46

Values between [] are typical properties given by consumable supplier for undiluted weld metal.

Longitudinal tensile test results of 20 mm and 30 mm thick similar welds of modified X2CrNi12 stainless steel and results of 12 mm and 20 mm thick dissimilar welds made between modified 12 Cr stainless steel and S355 steel are presented in the following tables.

Table 6.8: Longitudinal all-weld metal tensile properties of the 20 mm thick welds made in the X2CrNi12 stainless steel plate

Welding process	Type of consumable	Specimen code	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _p / R _m	Elongation (%)	Reduction of area (%)
FCAW	E309LT0-4	F9TW1	[449]	[594]		34,3 [32]	37
		F9TW2	[449]	571 [594]		30,4 [32]	31
SAW	ER309L	A9TW1	337	663	0,51	32,1	53
		A9TW2	330	789	0,42	26,4	36

Values between [] are typical properties given by consumable supplier for undiluted weld metal.

Table 6.9: Cylindrical all-weld metal tensile properties of the 30 mm thick welds made in the X2CrNi12 stainless steel plate.

Welding process	Type of consumable	Specimen code	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _p / R _m	Elongation (%)	Reduction of area (%)
FCAW	E309LT-1	K9TW1	390	562	0,69	36,3	48
		K9TW2	387	563	0,69	34,1	41
SAW	ER309	P9TW1	358 [430]	569 [570]	0,63	40,0	56
		P9TW2	360 [430]	562 [570]	0,64	44,1	58
	ER2209	PDTW1	508 [630]	743 [780]	0,68	26,8	41
		PDTW2	532 [630]	729 [780]	0,73	28,5	49

Values between [] are typical properties given by consumable supplier for undiluted weld metal.

Table 6.10: Cylindrical all-weld metal tensile properties of the 12 mm and the 20 mm thick welds made in the X2CrNi12 stainless steel plate and S355 steel.

Welding process	Type of consumable	Specimen code	R _p (MPa)	R _m (MPa)	R _p / R _m	Elongation (%)	Reduction of area (%)
FCAW	E309LT-1	U9TW1	342	531	0,64	38,5	48
		U9TW2	360	569	0,63	44,7	46
SMAW	E309L-16	M9TW1	442	567	0,78	39,2	51
		M9TW2	439	574	0,76	38,3	49
SAW	ER309L	C9TW1	419	593	0,71	37,6	55
		C9TW2	407	576	0,71	35,3	48

Values between [] are typical properties given by consumable supplier for undiluted weld metal.

6.4. Bend Test Results of the Similar and Dissimilar Welds

Bend test results obtained from face and root bend testing of all similar and dissimilar welds made with modified X2CrNi12 stainless steel and S355 steel are explained below with related tables.

Undercuts mentioned in these tables were very shallow and most often easier detectable by naked eye under normal light conditions than in an optical stereomicroscope at low magnifications equipped with an artificial light source. The summation of the observations therefore may give an exaggerated negative impression about the behaviour of the corresponding welds.

The bend test results of 6 mm thick samples extracted from GMAW and PLASMA welded similar welded joints are summarized below. Test parameters are as follows: (nominal specimen width: 30 mm - mandrel diameter: 28 mm - bending angle: 180°).

Table 6.11: Full-thickness bend properties of the 6 mm thick welds.

Welding process	Type of consumable	Type of bend test	Specimen code	Remarks
GMAW	ER309LSi	Face bend	R9F1	None
			R9F2	None
		Root bend	R9R1	None
			R9R2	None
PLASMA	(-)	Face bend	SF1	None
			SF2	None
		Root bend	SR1	None
			SR2	None
	ER 316L	Face bend	S6F1	None
			S6F2	None
		Root bend	S6R1	None
			S6R2	None

The bend test results of 12 mm thick SMAW, GMAW, SAW, LASER and HYBRID (PLASMA+TIG) welds are summarized in two parts.

The first part of the bend test results obtained from 12 mm thick homogeneous welds between modified X2CrNi12 stainless steel are given in the table below. A nominal specimen width of 30 mm, a mandrel diameter of 55 mm and a bending angle of 180° were used.

Table 6.12: Full-thickness bend properties of the 12 mm thick welds (1st part).

Welding process	Type of consumable	Type of bend test	Specimen code	Remarks
SMAW	E309L-17	Face bend	V9F1	None
			V9F2	None
		Root bend	V9R1	None
			V9R2	Edge crack of 1 mm at weld
GMAW	ER309LSi	Face bend	B9F1	Harmless undercut
			B9F2	SC close to mid-thickness of 1,3 mm at FL
		Root bend	B9R1	SC of 0,5 mm at FL at both sides
			B9R2	Mid-thickness side crack of about 0,6 mm at FL
	ER308LSi	Face bend	B8F1	Harmless shallow undercut
			B8F2	SC of 0,7 mm at FL towards face
		Root bend	B8R1	None
			B8R2	Harmless undercut and SC
	ER316LSi	Face bend	B6F1	Shallow harmless undercut
			B6F2	SC of 0,7 mm towards face at FL
		Root bend	B6R1	Harmless shallow undercuts
			B6R2	SC of 0,7 mm at mid-thickness
SAW	ER309L	Face bend	E9F1	None
			E9F2	None
		Root bend	E9R1	None
			E9R2	None
	ER316L	Face bend	E6F1	None
			E6F2	None
		Root bend	E6R1	None
			E6R2	None

“Harmless” means that anomaly was present prior to testing but did not extend or extended till max. 3 mm.

SC: Side crack.

2nd part bend test results of full-thickness samples obtained from 12 mm thick welds are as follows.

Table 6.13: Full-thickness bend properties of the 2nd part of the 12 mm thick welds.

Welding process	Type of consumable	Type of bend test	Specimen code	Remarks
LASER	(-)	Face bend	VF1	None
			VF2	Harmless lack of fused metal of 2,8 mm long
		Root bend	VR1	None
			VR2	None
PAW+TIG	ER309L	Face bend	L9F1	None
			L9F2	None
		Root bend	L9R1	None
			L9R2	None
	ER316LSi	Face bend	L6F1	None
			L6F2	None
		Root bend	L6R1	None
			L6R2	None

The bend test results of 20 mm thick similar welds are given below. For testing, a nominal specimen width of 30 mm, a mandrel diameter of 91 mm and a bending angle of 180° were used.

Table 6.14: Full-thickness bend properties of the 20 mm thick welds.

Welding process	Type of consumable	Type of bend test	Specimen code	Remarks
FCAW	E309LT0-4	Face bend	F9F1	None
			F9F2	Two harmless undercuts of max. 4 mm
		Root bend	F9R1	None
			F9R2	None
SAW	ER309L	Face bend	A9F1	Lack of penetration of 2,5 mm deep
			A9F2	Lack of penetration of 2,0 mm deep
		Root bend	A9R1	Lack of penetration of 1,0 mm deep
			A9R2	None

Full- thickness bend properties, SEM and EDX analysis of the failure occurred in 30 mm thick welds are respectively given in the table and figure below.

Table 6.15: Bend properties of the 30 mm thick welds (mandrel diameter: 136mm).

Welding process	Type of consumable	Type of bend test	Specimen code	Remarks
FCAW	E309LT-1	Face bend	K9F1	None
			K9F2	None
		Root bend	K9R1	None
			K9R2	None
SAW	ER309L	Face bend	P9F1	None
			P9F2	None
		Root bend	P9R1	None
			P9R2	None
	ER2209	Face bend	PDF1	None
			PDF2	None
		Root bend	PDR1	Failure along FL after bending till about 45°
			PDR2	None

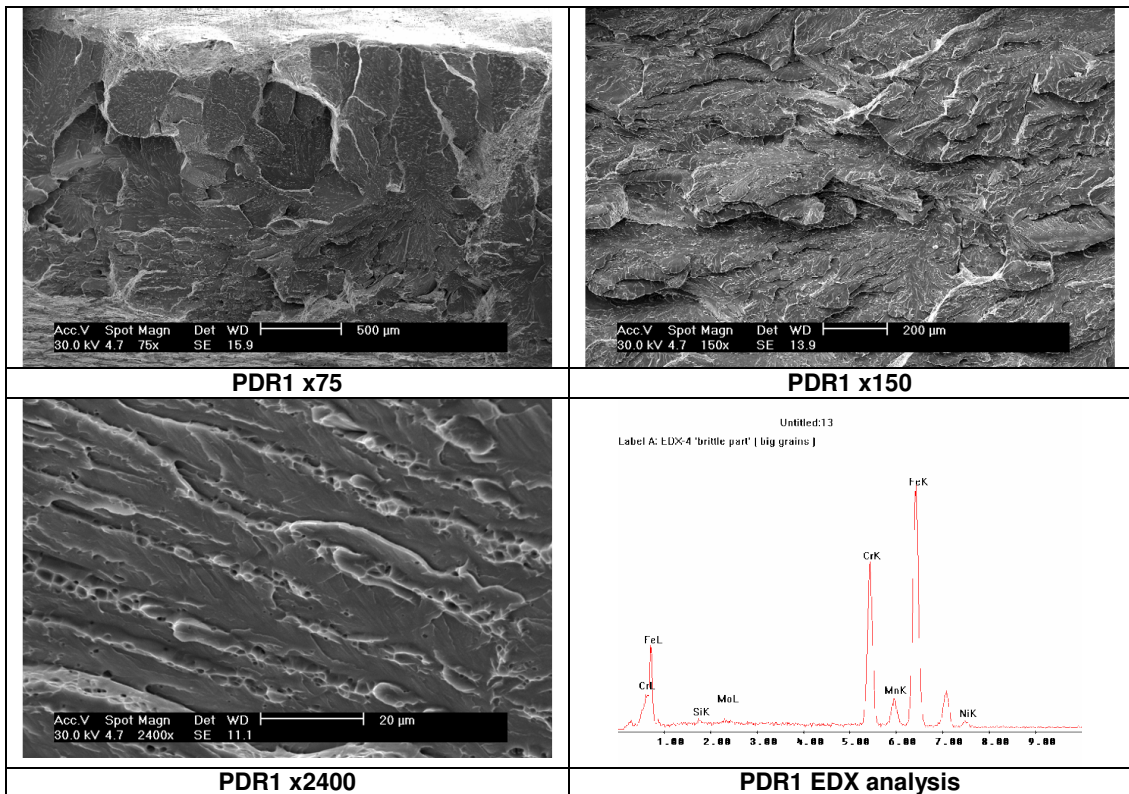


Figure 6.19: SEM images and EDX analysis of PDR1 bend test sample.

Bend test results of full thickness bend test samples derived from 12 mm thick dissimilar welds between modified X2CrNi12 stainless steel and S355 steel are summarized in the table below. Related parameters are as follows: nominal specimen width: 30 mm - mandrel diameter: 55 mm - bending angle: 180°.

Table 6.16: Full-thickness bend properties of the 12 mm thick dissimilar welds.

Welding process	Type of consumable	Type of bend test	Specimen code	Remarks
FCAW	E309LT-1	Face bend	U9F1	Crack of almost 2 mm
			U9F2	None
		Root bend	U9R1	None
			U9R2	None

Full thickness bend properties of 20 mm thick dissimilar welds made between modified 12 Cr stainless steel and S355 steel are given as below. A nominal specimen width of 30 mm, a mandrel diameter of 91 mm and a bending angle of 180° were used.

Table 6.17: Full-thickness bend properties of the 20 mm thick dissimilar welds.

Welding process	Type of consumable	Type of bend test	Specimen code	Remarks
SMAW	E309L-16	Face bend	M9F1	None
			M9F2	Shallow harmless undercut
		Root bend	M9R1	None
			M9R2	None
SAW	ER309L	Face bend	C9F1	None
			C9F2	None
		Root bend	C9R1	None
			C9R2	None

6.5. Charpy Notch Impact Toughness Test Results

Charpy impact test results measured on the sub-sized test samples extracted from the 6 mm thick GMAW welds expressed in J are given in the following table and and illustrated in Figure 6.20.

Table 6.18: Notch impact toughness data of 6 mm thick GMAW weld (Taban et al 2007).

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
GMAW / ER309LSi	R9/1	-20	WM FL FL+2mm FL+5mm	50 – 49 – 45 / 48 9 – 11 – 8 / 9 54 – 54 – 62 / 57 43 – 41 – 45 / 43
	R9/2	0	WM FL FL+2mm FL+5mm	54 – 51 – 55 / 53 15 – 37 – 12 / 21 48 – 74 - 53 - / 58 50 – 50 – 53 / 51
	R9/2	-40	WM FL FL+2mm FL+5mm	45 – 45 – 43 / 44 16 – 19 – 9 / 15 47 – 43 – 41 / 44 45 – 39 – 48 / 44

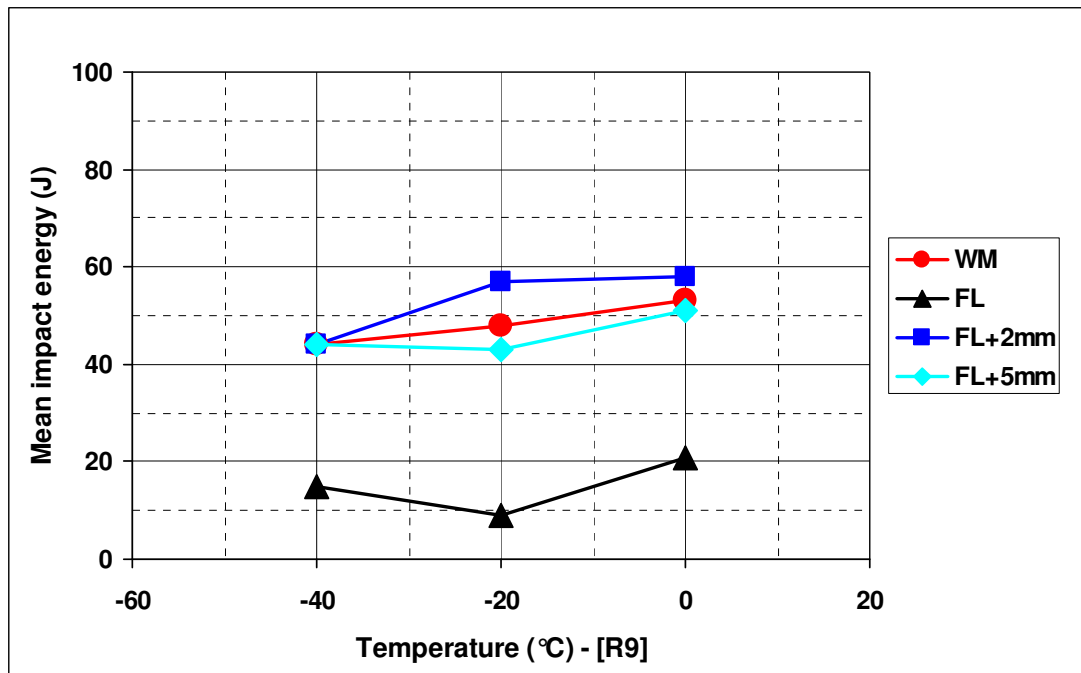


Figure 6.20: Notch impact toughness of the R9 welded joint (Taban et al 2007).

Charpy notch impact test results again measured on the sub-sized test samples extracted from the 6 mm thick plasma arc welded (PAW) joint without filler metal expressed in J are given in the following table and figure.

Table 6.19: Notch impact toughness of the PAW welded joint without filler metal (S).

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
PAW / (-)	Plate S	-20	WM FL FL+2mm	8 – 10 – 6 / 8 8 – 6 – 14 / 9 72 – 124 – 104 / 100
		20	WM FL FL+2mm	12 – 8 – 12 / 11 16 – 12 – 12 / 13 216 – 170 - 182 - / 189

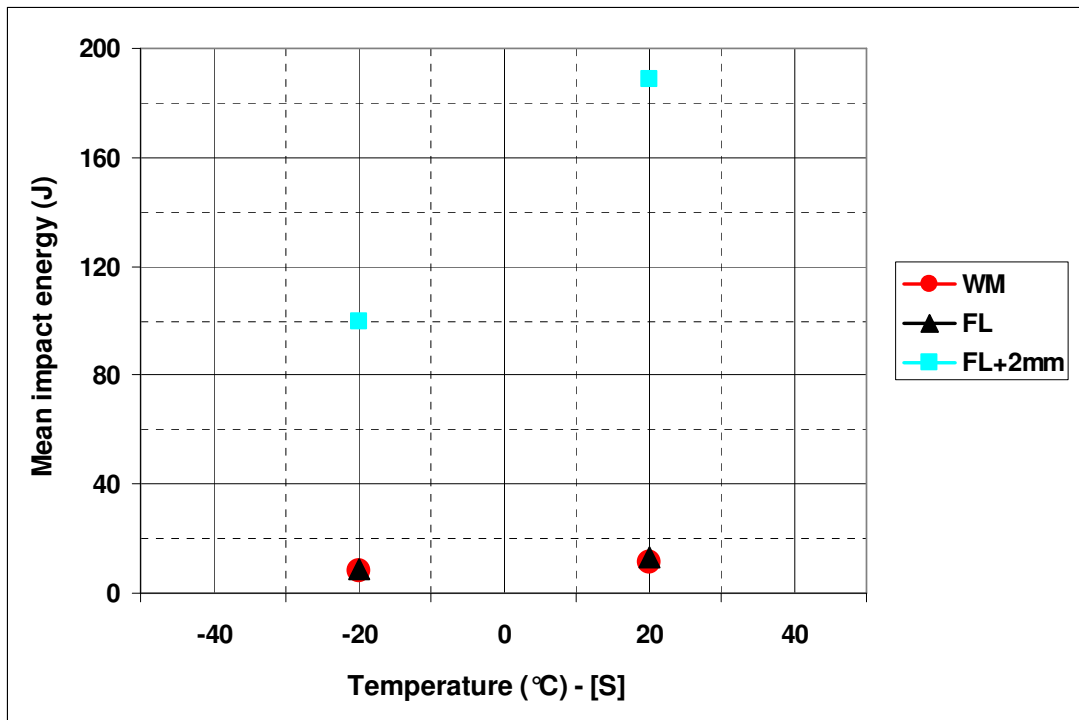


Figure 6.21: Notch impact toughness of the plasma welded joint without filler metal.

Charpy impact test results of the sub-sized test samples removed from the 6 mm thick plasma arc welded (PAW) joint with ER316L type of consumables are given in the following table and figure.

Table 6.20: Notch impact toughness of the 6 mm thick PAW weld with 316L (S6).

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
PAW / ER316L	Plate S6/1	-20	WM FL FL+2mm FL+5mm	14 – 24 – 14 / 17 20 – 14 – 12 / 15 146 – 44 – 28 / 73 82 – 92 – 90 / 88
	Plate S6/2	0	WM FL FL+2mm FL+5mm	6 – 2 – 4 / 4 12 – 24 – 28 / 21 156 – 156 – 72 / 128 113 – 112 – 108 / 112
	Plate S6/2	20	WM FL FL+2mm FL+5mm	20 – 10 – 24 / 18 24 – 20 – 14 / 19 150 – 162 – 82 / 197 120 – 100 – 118 / 113

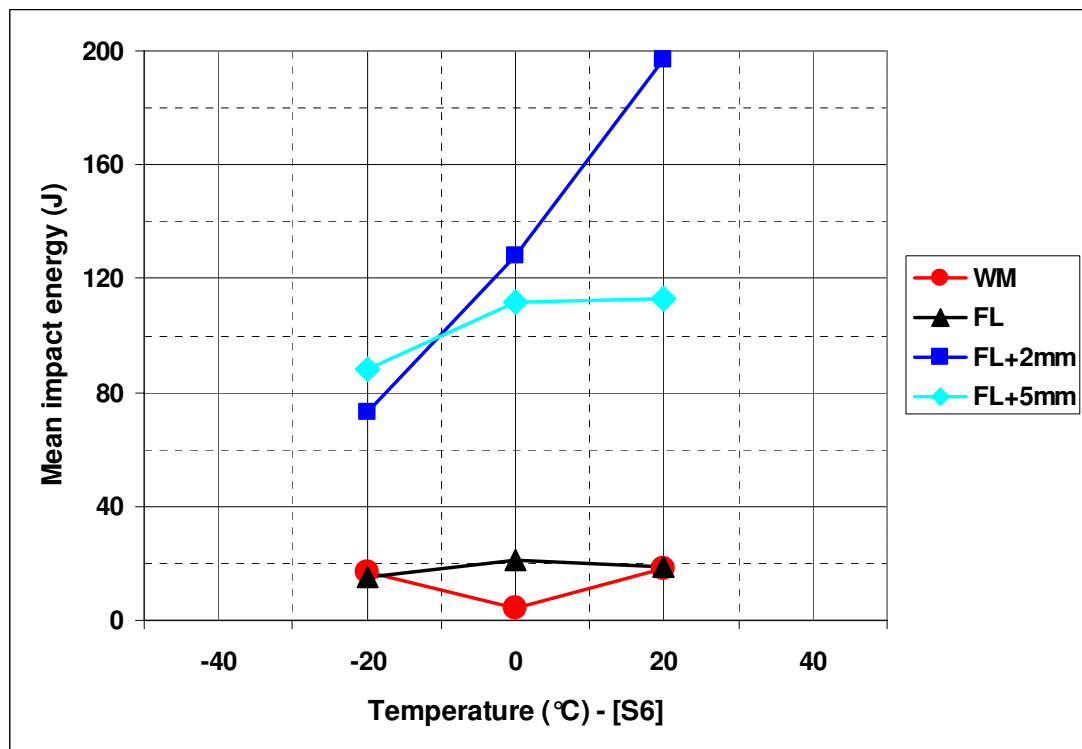


Figure 6.22: Notch impact toughness graph of the S6 welded joint.

Charpy impact test data of the samples derived from the 12 mm thick SMAW welded joint with 309 type of consumables are given in the following table and figure (Taban et al 2007b,c, 2006a,b).

Table 6.21: Notch impact toughness measured on test samples removed from the SMAW welded joint with 309 type of consumables (V9).

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
SMAW / E309L-17	Plate V9/1	-20	WM FL FL+2mm FL+5mm	57 – 54 – 60 / 57 19 – 20 – 19 / 19 12 – 165 – 51 / 76 229 – 255 – 233 / 239
	Plate V9/2	0	WM FL FL+2mm FL+5mm	57 – 56 – 58 / 57 42 – 45 – 23 / 37 123 – 138 – 205 / 155 266 – 256 – 23 / 182
	Plate V9/2	20	WM FL FL+2mm FL+5mm	56 – 57 – 57 / 57 60 – 45 – 60 / 55 61 – 148 – 119 / 109 238 – 242 – 38 / 173

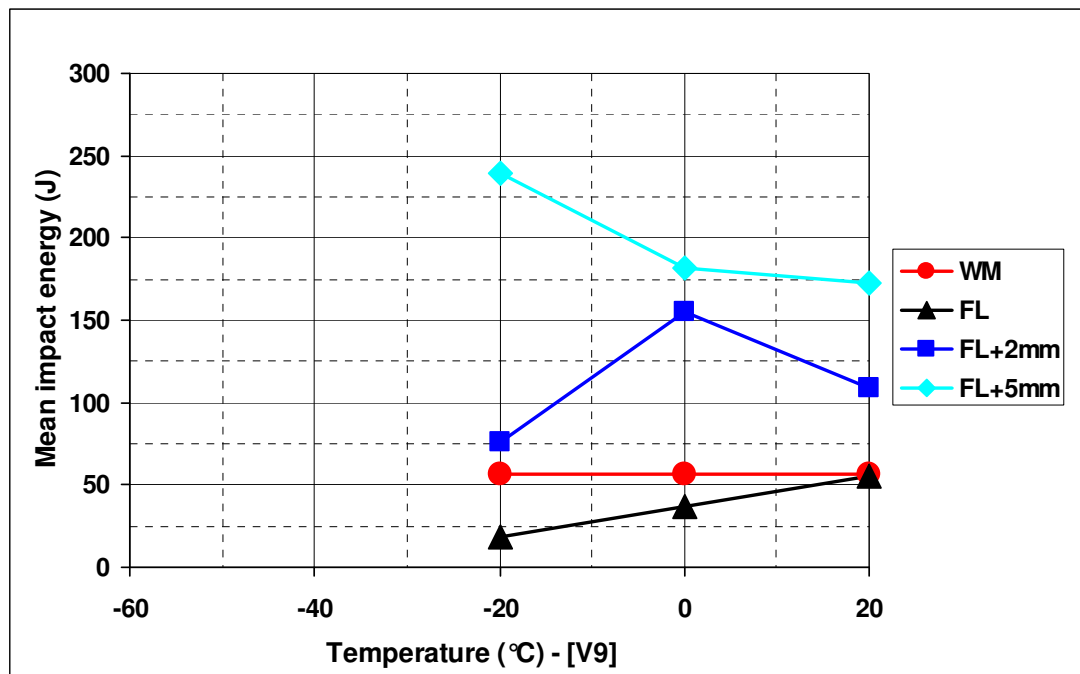


Figure 6.23: Notch impact toughness graph of the V9 welded joint.

Charpy impact test data of the 12 mm thick GMAW welded joint (B9) with 309 type of consumables are given in the table below. Curves of impact energies versus test temperature are shown in the following figure (Taban et al 2006a, b).

Table 6.22: Notch impact toughness of the samples removed from the B9 welded joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
GMAW / ER309LSi	Plate B9/1	-20	WM FL FL+2mm	124 – 115 – 128 / 122 21 – 42 – 16 / 26 14 – 83 – 99 / 65
	Plate B9/2	0	WM FL FL+2mm	138 – 134 – 113 / 128 56 – 36 – 28 / 40 84 – 51 – 48 / 61
	Plate B9/2	20	WM FL FL+2mm	134 – 140 – 153 / 142 44 – 45 – 55 / 48 294 – 209 – 123 / 209

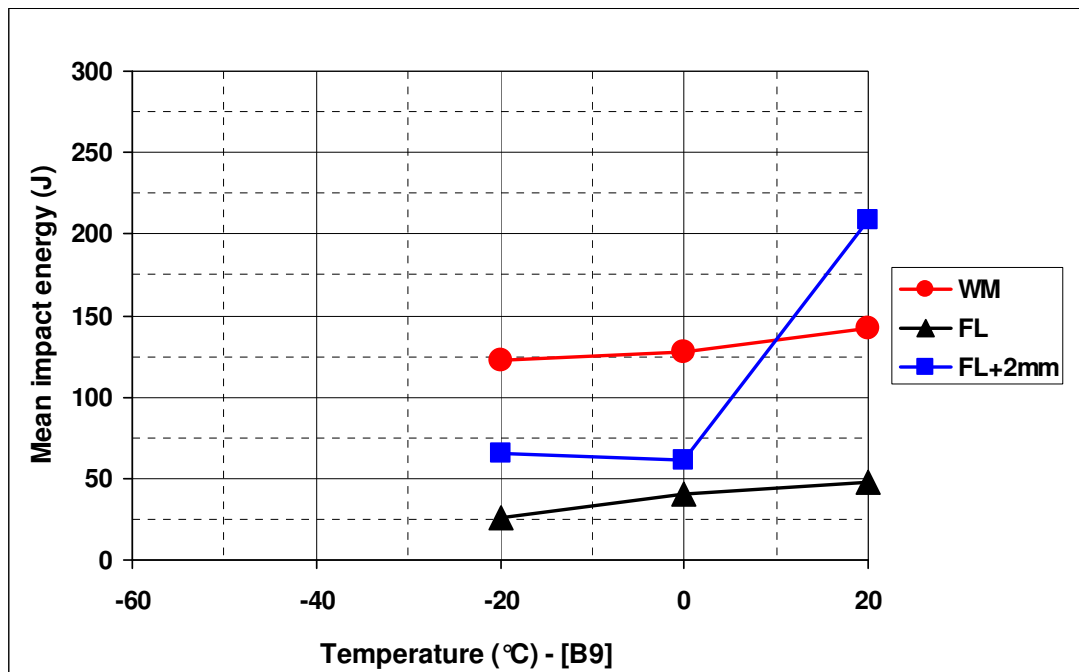


Figure 6.24: Notch impact toughness graph of the B9 welded joint.

Charpy impact test data of the samples derived from the 12 mm thick GMAW welded joint with 308 type of consumables (B8) are presented in the table below and illustrated in the following figure.

Table 6.23: Notch impact toughness of the samples removed from the B8 welded joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
GMAW / ER308LSi	Plate B8/1	-20	WM FL FL+2mm FL+5mm	118 – 125 – 122 / 122 18 – 17 – 77 / 37 5 – 178 – 13 / 65 23 – 9 – 87 / 40
	Plate B8/1 PWHT at 720°C for 30 min.	-20	FL+2mm FL+5mm	71 – 60 -61 / 64 294 – 294 – 11 / 200
	Plate B8/1 PWHT at 750°C for 30 min.	-20	FL+2mm FL+5mm	13 – 163 – 78 / 85 121 – 294 – 294 / 236
	Plate B8/2	0	WM FL FL+2mm FL+5mm	118 – 129 – 128 / 125 18 – 15 – 21 / 18 61 – 132 – 10 / 68 283 – 131 – 294 / 236
	Plate B8/2	20	WM FL FL+2mm FL+5mm	137 – 135 – 141 / 138 76 – 75 – 58 / 70 139 – 120 – 176 / 145 294 – 294 – 291 / 293

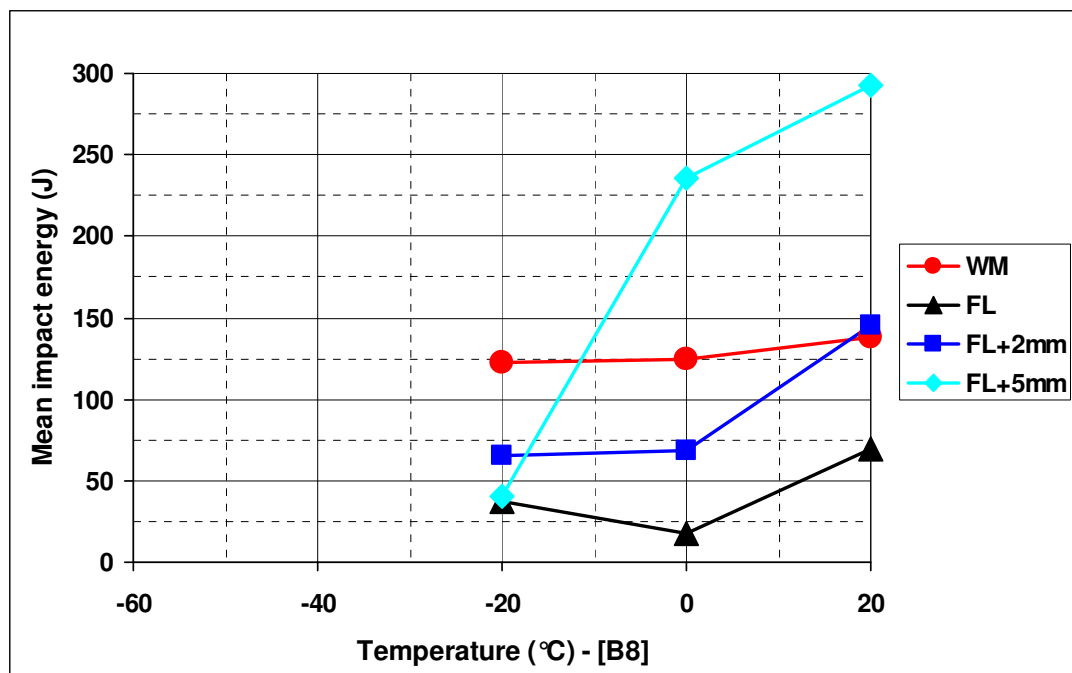


Figure 6.25: Notch impact toughness graph of the B8 welded joint.

Charpy impact test data expressed in J for the samples derived from the 12 mm thick GMAW welded joint with 316 type of consumables (B6) are given in the following table and figure.

Table 6.24: Notch impact toughness of the test samples removed from the B6 weld.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
GMAW / ER316LSi	Plate B6/1	-20	WM FL FL+2mm	119 – 116 – 109 / 115 39 – 58 – 28 / 42 143 – 8 – 95 / 82
	Plate B6/2	0	WM FL FL+2mm	123 – 126 – 125 / 125 17 – 71 – 35 / 41 8 – 10 – 66 / 28
	Plate B6/2	20	WM FL FL+2mm	128 – 128 – 132 / 129 84 – 88 – 65 / 79 144 – 19 – 140 / 101

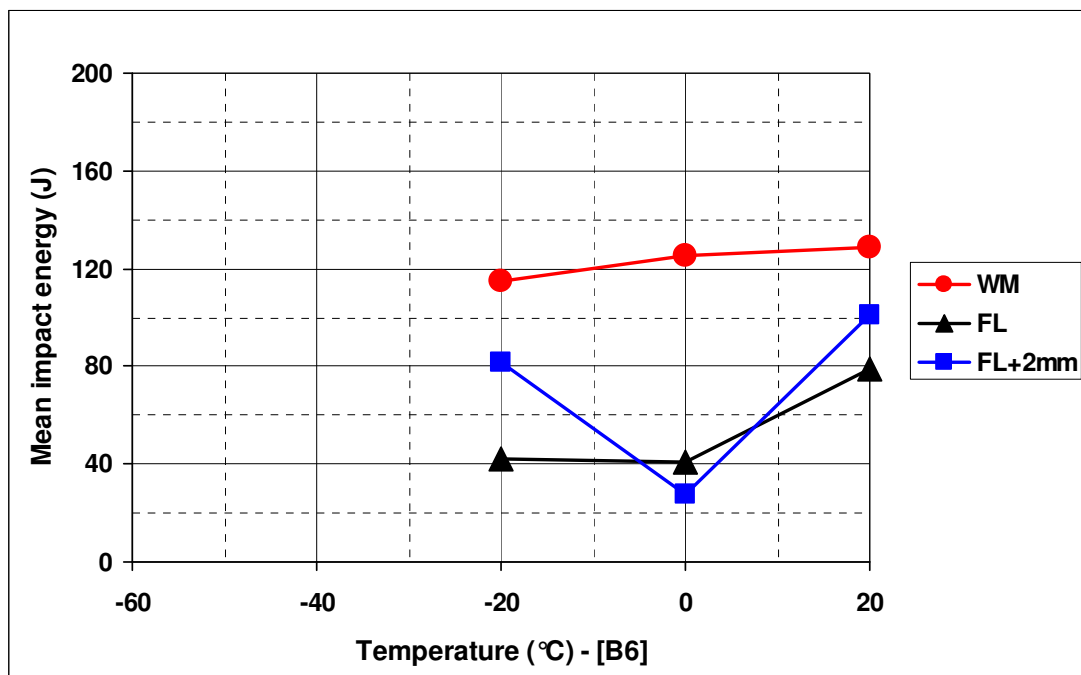


Figure 6.26: Notch impact toughness graph of the B6 welded joint.

Charpy impact test results obtained from the samples removed from the 12 mm thick SAW welded joint with 309 type of consumables (E9) are presented in the table below and exhibited in the following figure (Taban et al 2006a,b).

Table 6.25: Notch impact toughness measured on test samples removed from the E9 welded joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
SAW / ER309L	Plate E9	-20	WM FL FL+2mm	60 – 66 – 60 / 62 47 – 41 – 40 / 43 58 – 28 – 30 / 39
	Plate E9	-40	WM FL FL+2mm	56 – 57 – 52 / 55 31 – 35 – 49 / 38 36 – 29 – 27 / 31
	Plate E9	-60	WM FL FL+2mm	51 – 46 – 47 / 48 40 – 39 – 31 / 37 22 – 20 – 16 / 19

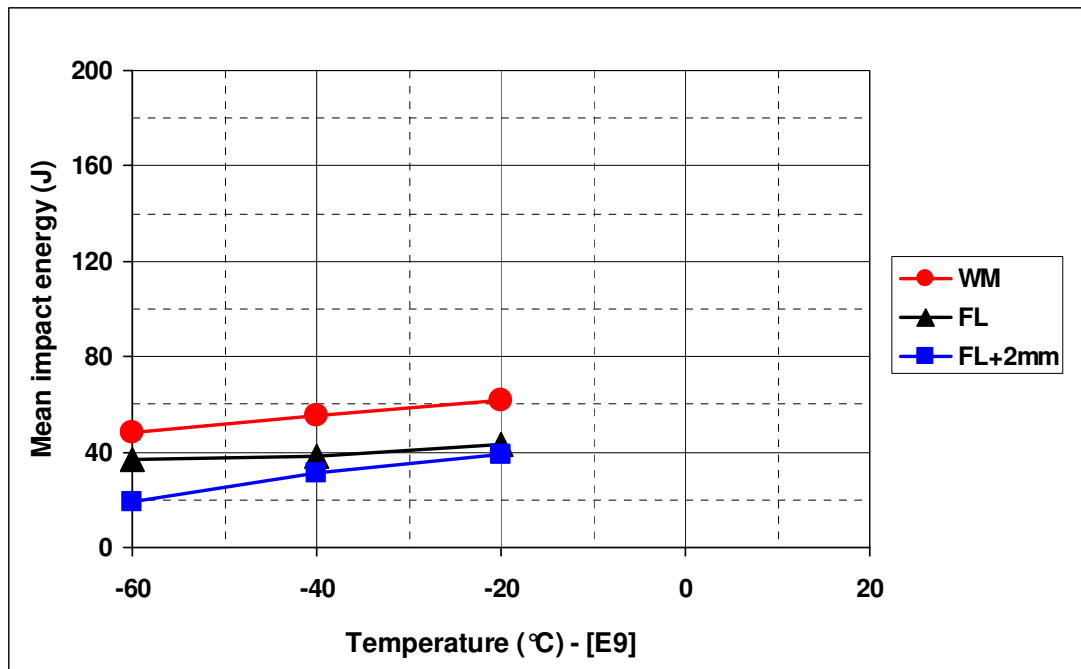


Figure 6.27: Notch impact toughness graph of the E9 welded joint.

Charpy impact test results obtained from the samples removed from the 12 mm thick SAW welded joint with 316 type of consumables (E6) are given with table and figure below.

Table 6.26: Notch impact toughness of the test samples from the E6 welded joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
SAW / ER316L	Plate E6	0	WM FL FL+2mm FL+5mm	65 – 66 – 67 / 66 53 – 55 – 57 / 55 85 – 104 – 97 / 95 104 – 58 – 116 / 93
	Plate E6	-20	WM FL FL+2mm FL+5mm	66 – 66 – 65 / 66 56 – 69 – 35 / 53 47 – 49 – 33 / 43 19 – 23 – 21 / 21
	Plate E6	-40	WM FL FL+2mm FL+5mm	56 – 55 – 55 / 55 30 – 36 – 27 / 31 52 – 25 – 30 / 36 55 – 21 – 13 / 30

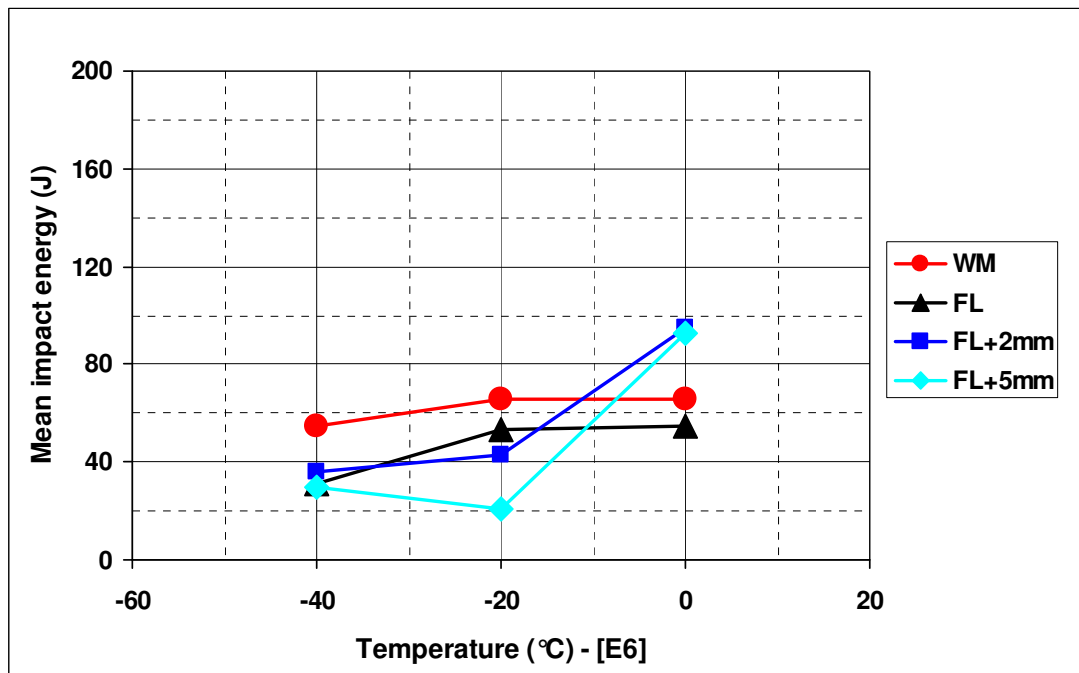


Figure 6.28: Notch impact toughness graph of the E6 welded joint.

Charpy impact test results of the laser weld without filler metal (V) are as follows:

Table 6.27: Notch impact test results of the LASER weld without filler metal (V).

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
LASER / (-)	Plate V/1	-20	WM FL FL+2mm FL+5mm	3 – 3 – 2 / 3 13 – 4 – 4 / 7 36 – 212 – 15 / 88 8 – 188 – 193 / 130
	Plate V/2 PWHT at 690 °C for 30 min.	-20	WM FL FL+2mm FL+5mm	3 3 294 192
	Plate V/1 ; V/2 PWHT at 720 °C for 30 min	-20	WM FL+2mm FL+5mm	2 – 2 – 1 / 2 294 – 294 – 149 / 246 11 – 294 – 185 / 163
	Plate V/1 ; V/2 PWHT at 750 °C for 30 min	-20	WM FL+2mm FL+5mm	6 – 4 – 2 / 4 12 – 9 – 294 / 105 294 – 294 – 20 / 203
	Plate V/2	+20	WM FL FL+2mm FL+5mm	4 – 3 – 3 / 3 8 – 5 – 6 / 6 294 – 294 – 294 / 294 294 – 294 – 294 / 294
	Plate V/2 PWHT at 690 °C for 30 min.	+20	WM FL FL+2mm FL+5mm	5 – 3 / 4 9 – 12 / 11 294 – 294 / 294 294 – 294 / 294

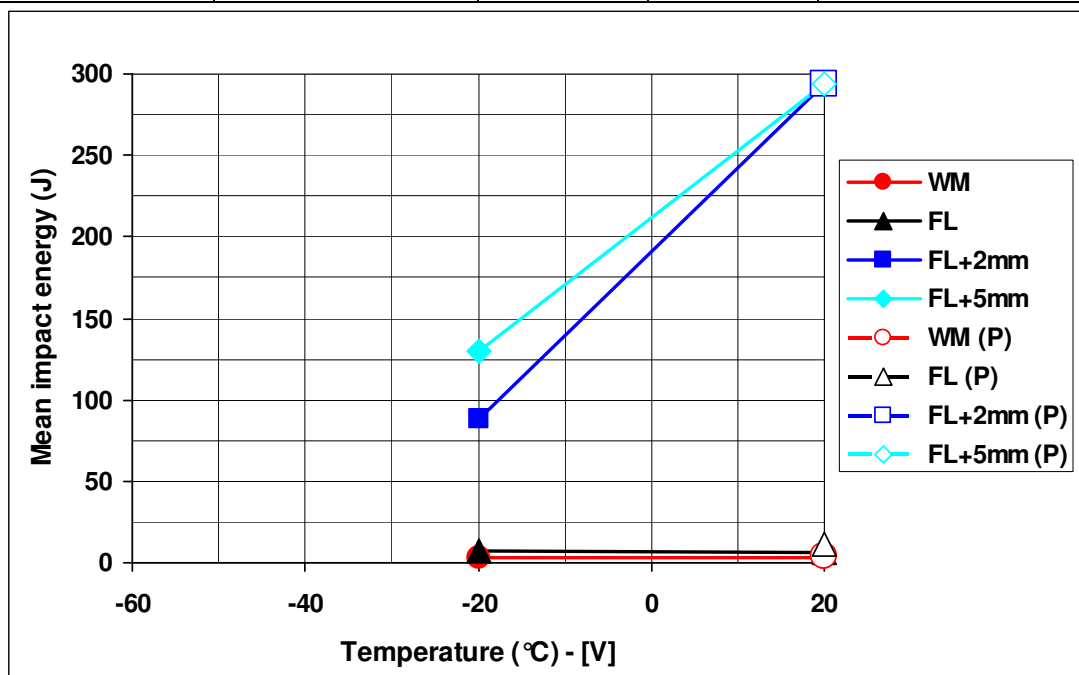


Figure 6.29: Notch impact toughness graph of the V welded joint (Taban et al 2006a,b).

Charpy impact test results measured on the samples extracted from the 12 mm thick HYBRID (PAW+TIG) welded joint with 309 type of consumables (L9) are given in the following table and figure.

Table 6.28: Notch impact toughness of the samples from PAW+TIG weld with 309 (L9).

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
PAW / ER309LSi	Plate L9/1	-20	WM FL FL+2mm	68 – 66 – 137 / 90 35 – 31 – 47 / 38 16 – 20 – 16 / 18
	Plate L9/1	0	WM FL FL+2mm	157 – 117 – 148 / 141 41 – 40 – 65 / 49 175 – 90 – 35 / 100
	Plate L9/2	20	WM FL FL+2mm	110 – 156 – 98 / 121 48 – 50 – 57 / 52 95 – 95 – 130 / 160

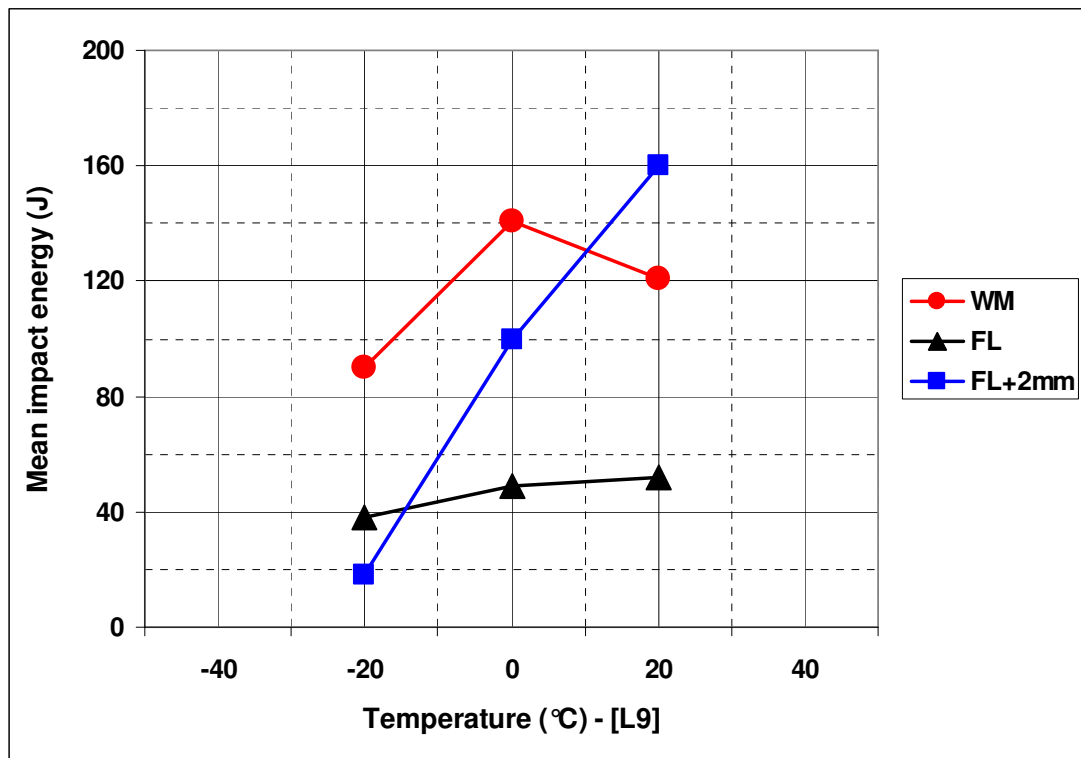


Figure 6.30: Notch impact toughness graph of the L9 welded joint.

Charpy notch impact test results obtained from the samples of the 12 mm thick HYBRID (PAW+TIG) welded joint with 316 type of consumables (L6) are given in the table below and the following figure.

Table 6.29: Notch impact toughness measured on test samples removed from the L6 welded joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
PAW / ER316L	Plate L6	-20	WM FL FL+2mm	66 – 75 – 86 / 76 38 – 47 – 49 / 45 52 – 40 – 44 / 45

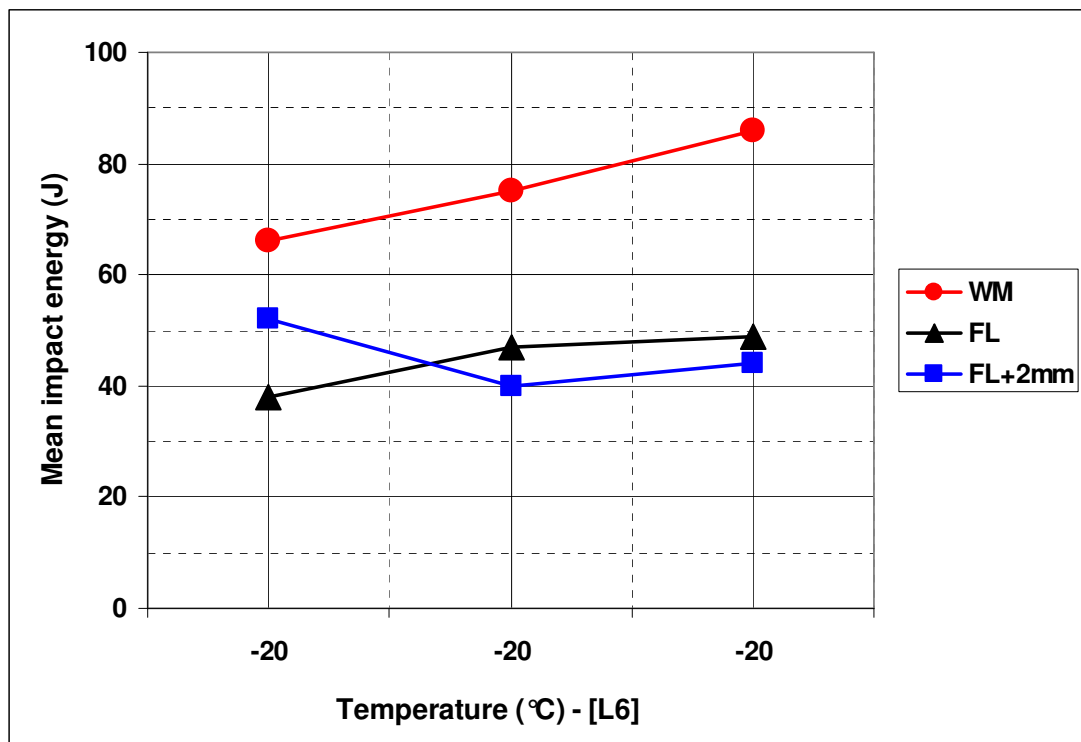


Figure 6.31: Notch impact toughness graph of the L6 welded joint.

Charpy results of the 20 mm thick FCAW weld with 309 type of consumables are presented as below:

Table 6.30: Notch impact toughness of the samples removed from the F9 welded joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Thickness position	Notch position	Impact toughness (J)
FCAW / E309LT0-4	Plate F9	+20	Root	FL FL+2	30 – 36 – 44 / 37 27 – 29 – 31 / 29
	Plate F9	0	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	39 – 38 – 39 / 39 20 – 13 – 22 / 18 12 – 13 – 45 / 23 192 – 8 – 193 / 131
	Plate F9	0	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	36 – 39 – 38 / 38 21 – 18 – 21 / 20 8 – 32 – 8 / 16 99 – 121 – 201 / 140
	Plate F9	-20	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	33 – 36 – 40 / 36 10 – 12 – 14 / 12 31 – 9 – 14 / 18 7 – 155 – 9 / 57
	Plate F9	-20	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	36 – 35 – 35 / 35 13 – 14 – 24 / 17 6 – 12 – 9 / 9 7 – 31 – 7 / 15
	Plate F9 PWHT at 750°C for 30 min.	-20	Root	FL+2mm FL+5mm	74 – 72 – 68 / 71 100 – 50 – 52 / 67

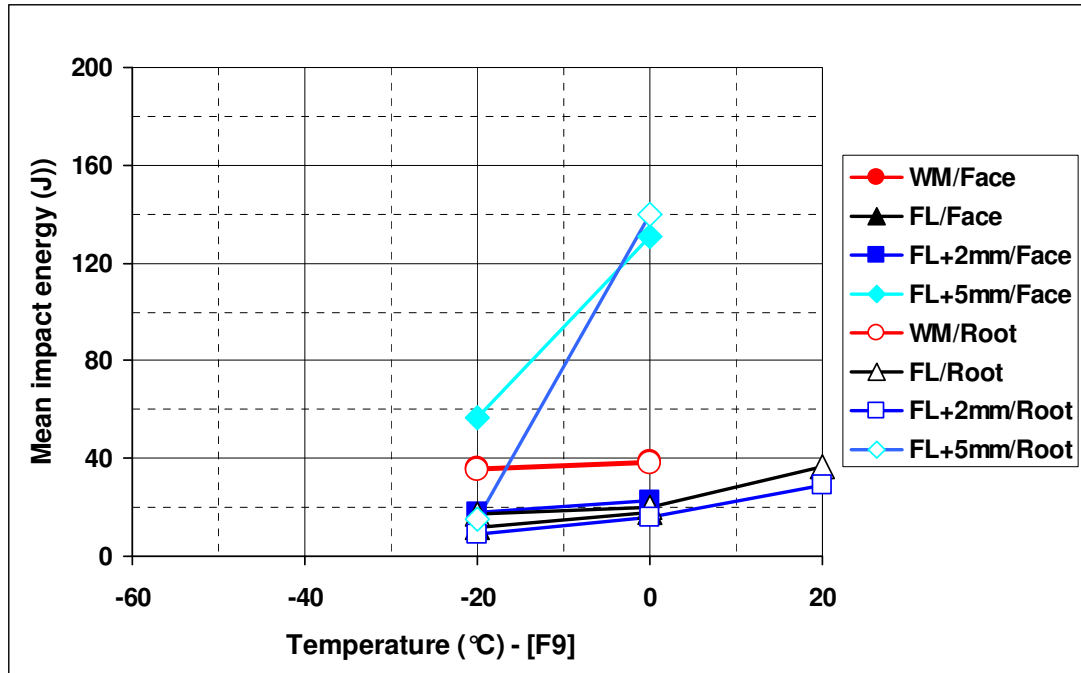


Figure 6.32: Notch impact toughness graph of the F9 welded joint.

Charpy results of the SAW weld with 309 type of consumables between 20 mm thick plates of modified 12 Cr stainless steel are presented as follows:

Table 6.31: Notch impact toughness of the 20 mm thick SAW weld with 309 (A9).

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Thickness position	Notch position	Impact toughness (J)
SAW / ER309L	Plate A9/2	0	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	47 – 45 – 58 / 50 24 – 18 – 188 / 77 18 – 73 – 16 / 36 53 – 19 – 121 / 64
	Plate A9/2	0	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	49 – 65 – 59 / 58 39 – 54 – 35 / 43 16 – 18 – 24 / 19 20 – 15 – 19 / 18
	Plate A9/2	-20	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	55 – 50 – 47 / 51 17 – 48 – 12 / 26 17 – 17 – 9 / 14 99 – 98 – 102 / 100
	Plate A9/1 and A9/2	-20	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	42 – 52 – 44 / 46 24 – 23 – 23 / 23 10 – 7 – 6 / 8 5 – 13 – 15 / 11

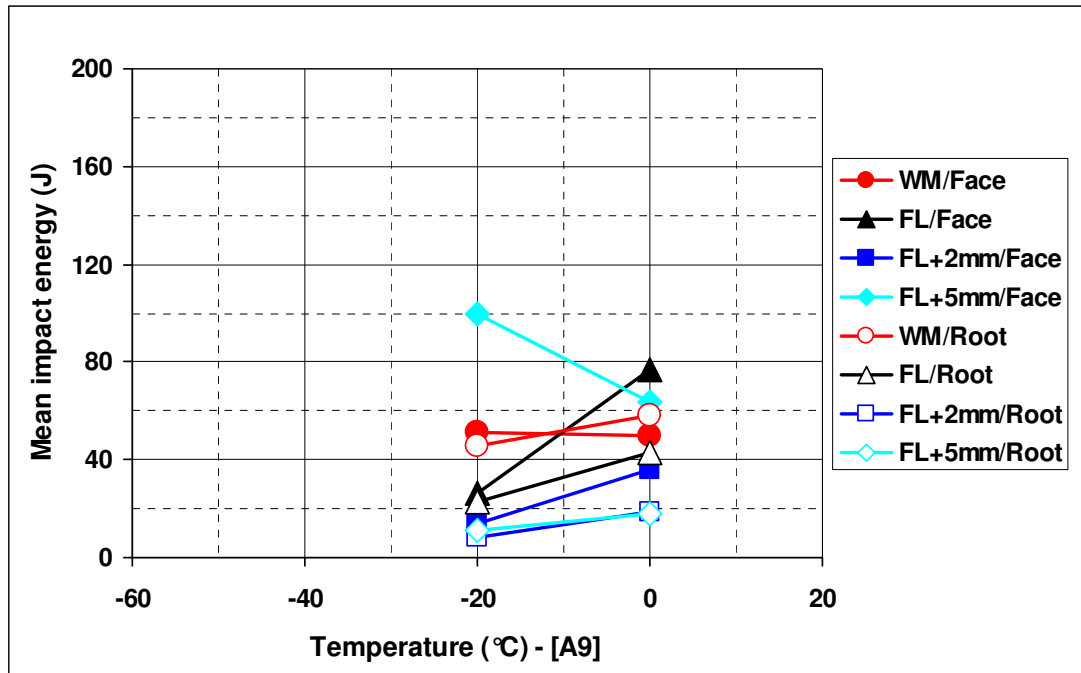


Figure 6.33: Notch impact toughness graph of the A9 welded joint.

Charpy impact test data are given for the 30 mm thick FCAW weld are as below:

Table 6.32: Notch impact toughness measured on test samples from the K9 welded joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Thickness position	Notch position	Impact toughness (J)
FCAW / E309LT-1	Plate K9/1	0	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	28 – 33 – 36 / 32 28 – 16 – 28 / 24 11 – 23 – 191 / 75 204 – 100 – 193 / 166
	Plate K9/2	0	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	52 – 52 – 52 / 52 40 – 40 – 27 / 36 126 – 91 – 82 / 100 129 – 162 – 158 / 150
	Plate K9/1	-20	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	43 – 43 – 45 / 44 29 – 32 – 35 / 32 58 – 58 – 64 / 60 151 – 157 – 7 / 105
	Plate K9/2	-20	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	26 – 35 – 38 / 33 24 – 22 – 21 / 22 59 – 61 – 13 / 44 111 – 147 – 9 / 89

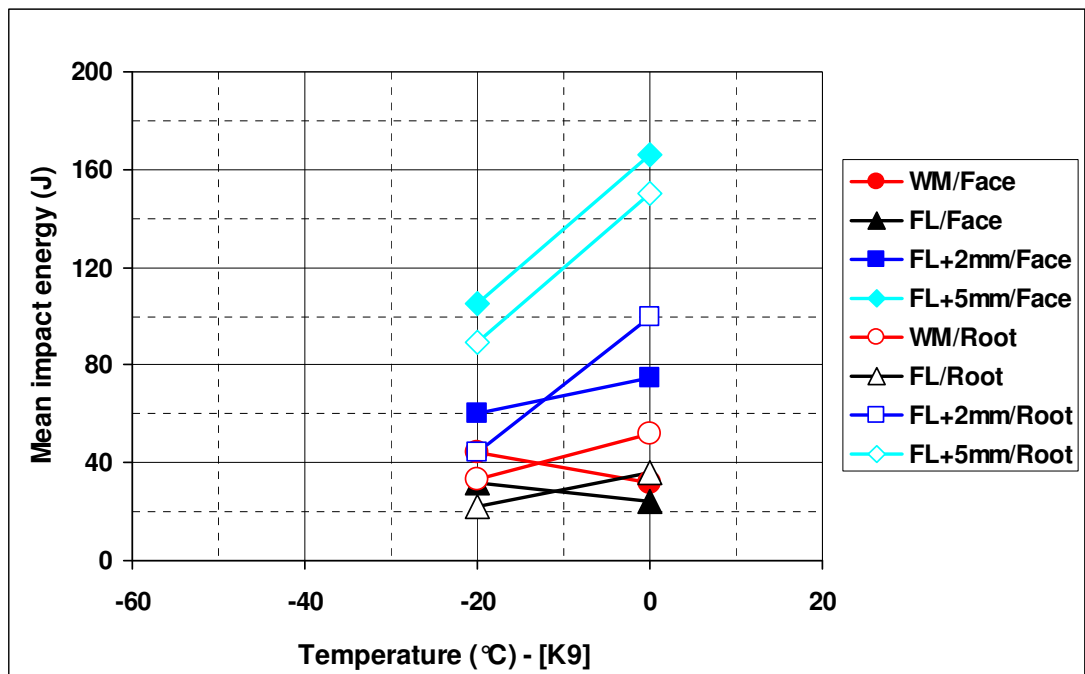


Figure 6.34. Notch impact toughness graph of the K9 welded joint.

Impact test results of 30 mm thick SAW weld with 309 (P9) are given below (Taban et al 2007d).

Table 6.33: Notch impact toughness measured on test samples from the P9 joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Thickness position	Notch position	Impact toughness (J)
SAW / ER309L	Plate P9/1	-20	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	85 – 79 – 88 / 84 42 – 49 – 45 / 45 79 – 101 – 81 / 87 91 – 89 – 91 / 90
	Plate P9/2	-20	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	70 – 70 – 68 / 69 35 – 57 – 47 / 46 126 – 91 – 82 / 100 39 – 65 – 104 / 69
	Plate P9/1 PWHT at 750°C for 30 min.	-20	Face	FL+2mm FL+5mm	35 – 10 – 13 / 19 130 – 184 – 96 / 137
	Levha P9/1	-40	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	93 – 77 – 82 / 84 42 – 22 – 26 / 30 60 – 63 – 28 / 50 19 – 14 – 232 / 88
	Levha P9/2	-40	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	68 – 69 – 68 / 68 33 – 26 – 39 / 33 19 – 17 – 87 / 41 52 – 28 – 108 / 63

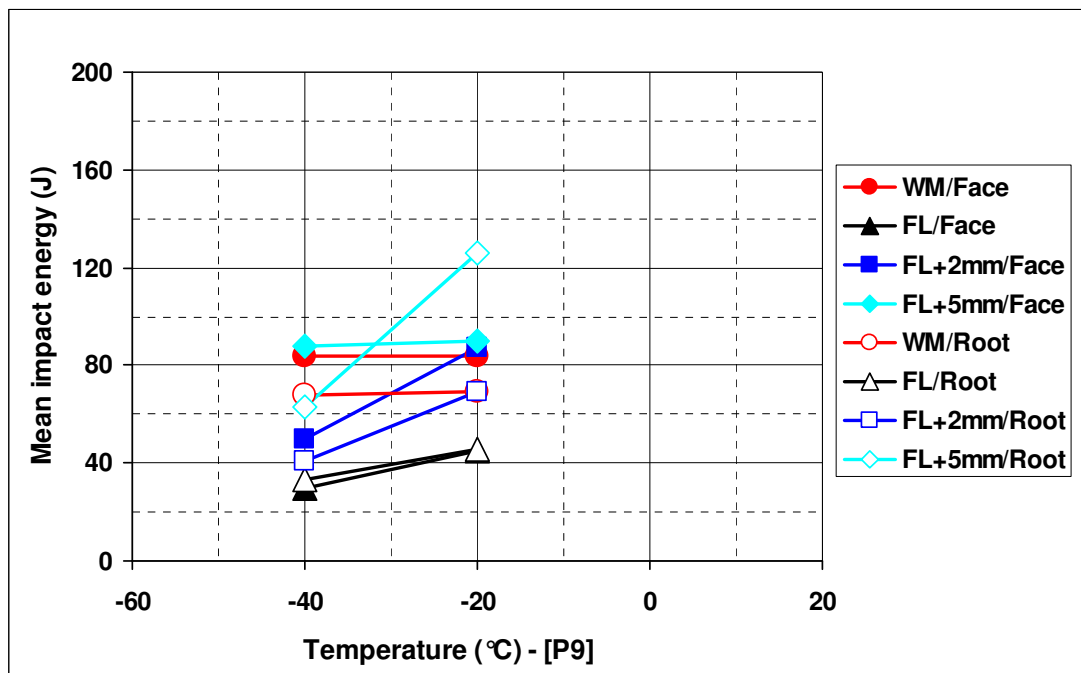


Figure 6.35. Notch impact toughness graph of the P9 welded joint.

Charpy impact test results measured on the samples extracted from the 30 mm thick SAW welded joint with duplex stainless steel consumables (PD) are given below.

Table 6.34: Notch impact toughness of 30 mm thick SAW weld with duplex filler (PD).

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Thickness position	Notch position	Impact toughness (J)
SAW / ER2209	Plate PD/1	0	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	66 – 64 – 75 / 68 195 – 185 – 194 / 191 190 – 177 – 92 / 153 48 – 72 – 58 / 59
	Plate PD/2	0	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	24 – 26 – 20 / 23 15 – 16 – 32 / 21 154 – 87 – 209 / 150 112 – 250 – 229 / 197
	Plate PD/1	-20	Face	WM FL FL+2mm FL+5mm	94 – 91 – 62 / 82 55 – 41 – 43 / 46 39 – 58 – 42 / 46 194 – 77 – 37 / 103
	Plate PD/2	-20	Root	WM FL FL+2mm FL+5mm	19 – 18 – 16 / 18 23 – 21 – 27 / 24 38 – 83 – 58 / 60 151 – 152 – 97 / 133

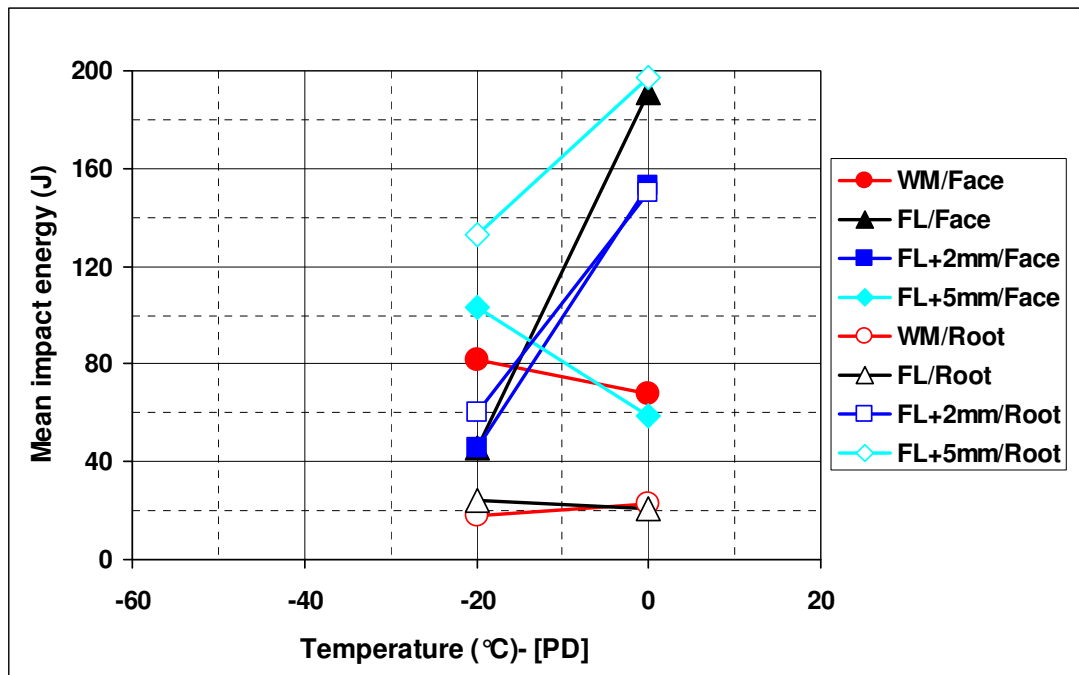


Figure 6.36: Notch impact toughness graph of the PD welded joint (Taban et al 2007d).

Charpy notch impact test data obtained from 12 mm thick dissimilar FCAW welds with 309 type of consumables (U9) between modified 12 Cr and S355 steels are presented in the table below and illustrated in the following figure.

Table 6.35: Notch impact toughness measured on test samples from the U9 joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Notch position	Impact toughness (J)
FCAW / E309LT-1	Plate U9/2	+20	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355)	58 – 59 – 57 / 58 52 – 31 – 20 / 34 82 – 31 – 144 / 86 66 – 52 – 61 / 60 176 – 160 – 164 / 167
	Plate U9/2	0	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355))	51 – 53 – 51 / 52 41 – 18 – 14 / 24 45 – 152 – 61 / 86 57 – 35 – 52 / 48 158 – 150 – 110 / 139
	Plate U9/1	-20	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355)	49 – 49 – 50 / 49 14 – 18 – 16 / 16 16 – 14 – 13 / 14 50 – 34 – 36 / 40 97 – 101 – 123 / 107

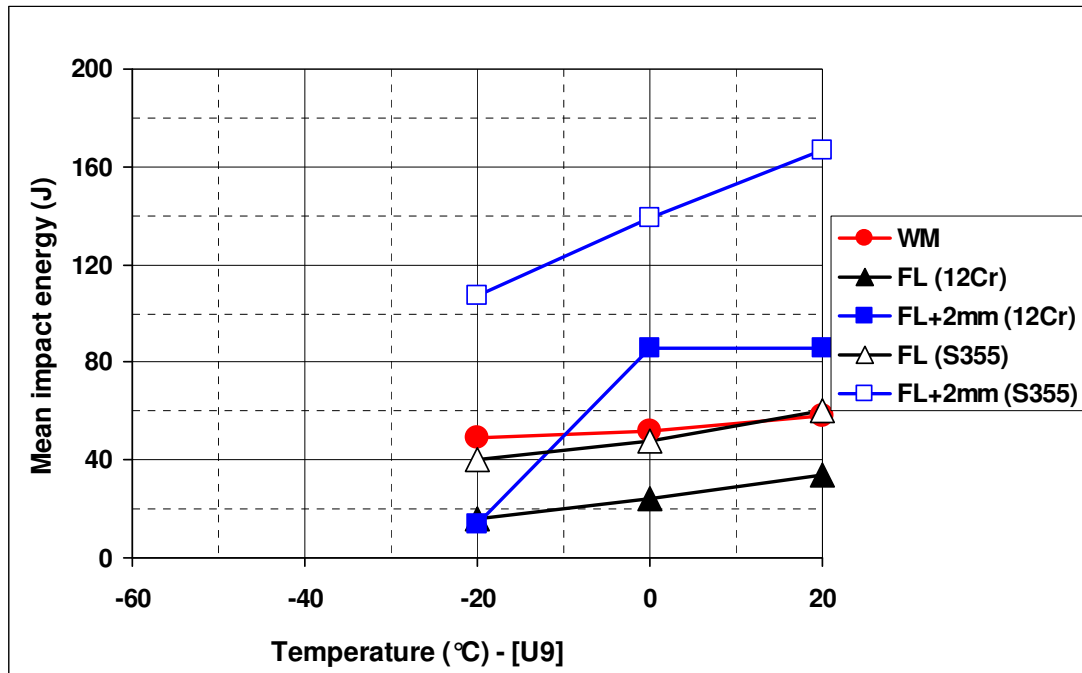


Figure 6.37: Notch impact toughness graph of the U9 welded joint.

Charpy notch impact test results measured on the test samples extracted from the 20 mm thick SMAW welds with 309 type of consumables (M9) between modified X2CrNi12 stainless steel and S355 steel are given as below.

Table 6.36: Notch impact toughness of the samples from M9 welded joint.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Thickness position	Notch position	Impact toughness (J)
SMAW / E309L-16	Plate M9/2	0	Face	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355)	60 – 61 – 57 / 59 22 – 28 – 45 / 32 17 – 43 – 12 / 24 129 – 139 – 144 / 137 162 – 159 – 159 / 160
	Plate M9/1	-20	Face	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355)	59 – 51 – 53 / 54 21 – 18 – 25 / 21 26 – 11 – 14 / 17 76 – 111 – 116 / 101 89 – 75 – 66 / 77
	Plate M9/2	-20	Root	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355)	51 – 52 – 48 / 50 18 – 17 – 22 / 19 13 – 25 – 13 / 17 93 – 139 – 81 / 104 123 – 101 – 57 / 94

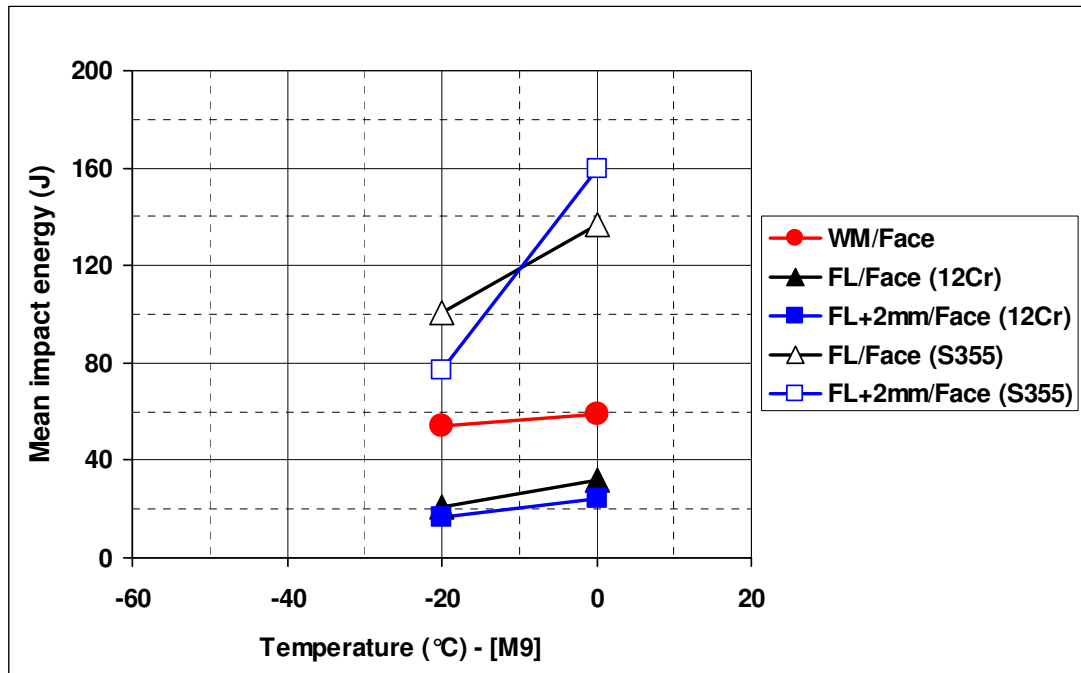


Figure 6.38: Notch impact toughness graph of the M9 welded joint (Face part).

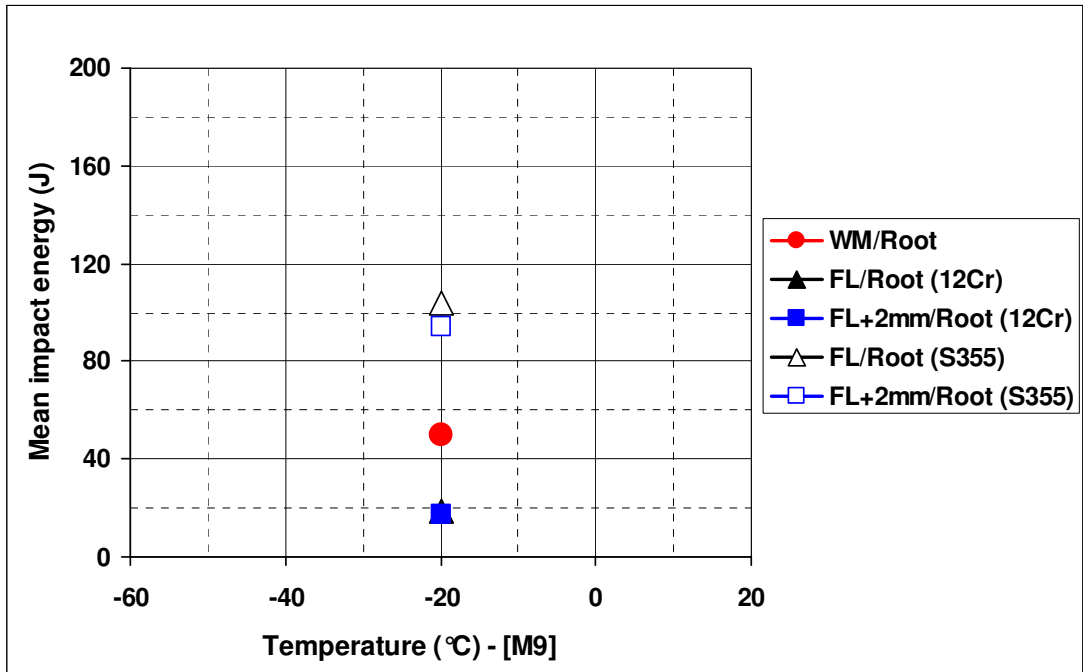


Figure 6.39: Notch impact toughness graph of the M9 welded joint (Root part).

Charpy test results of the test samples removed from SAW joints of 20 mm thick dissimilar welds between 12 Cr and S355 are given in the table and figures below.

Table 6.37: Notch impact toughness measured on test samples from the C9 weld.

Welding process / Type of consumables	Origin	Test temperature (°C)	Thickness position	Notch position	Impact toughness (J)
SAW / ER309L	Plate C9/2	0	Face	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355)	77 – 83 – 80 / 80 17 – 30 – 23 / 23 29 – 27 – 35 / 30 44 – 74 – 59 / 59 294 – 260 – 294 / 283
	Plate C9/1	-20	Face	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355)	93 – 93 – 88 / 91 15 – 11 – 13 / 13 16 – 17 – 18 / 17 61 – 40 – 47 / 49 153 – 232 – 282 / 222
	Plate C9/2	-20	Root	WM FL (12Cr) FL+2mm (12Cr) FL (S355) FL+2mm (S355)	87 – 74 – 76 / 79 42 – 21 – 15 / 26 65 – 6 – 18 / 30 39 – 26 – 45 / 37 267 – 276 – 265 / 269

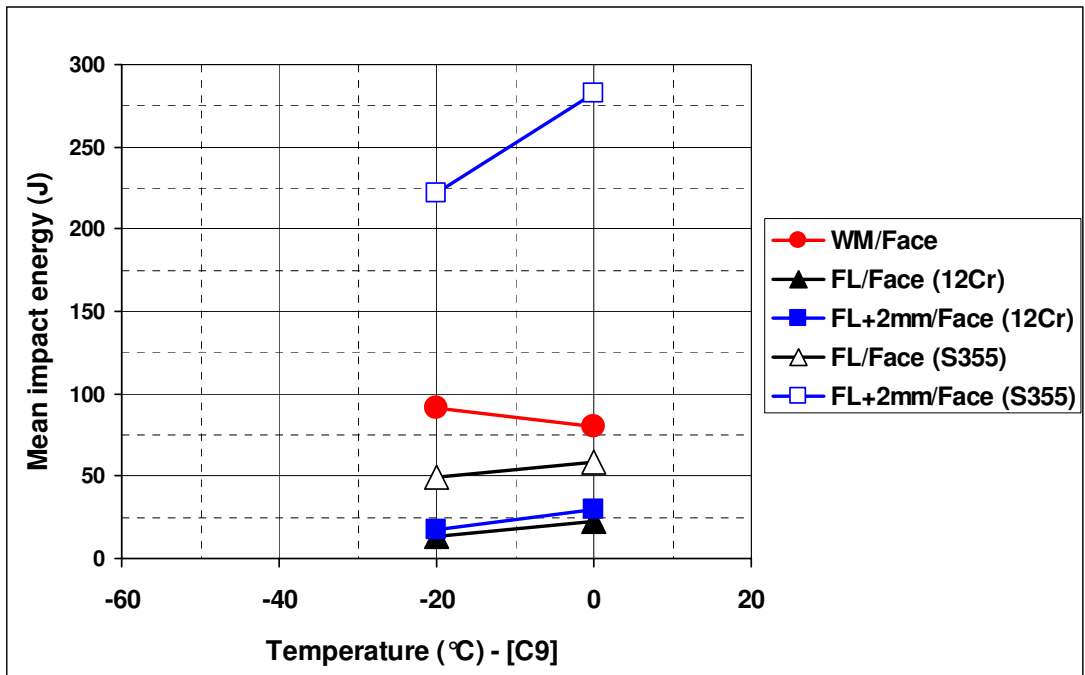


Figure 6.40: Notch impact toughness graph of the C9 welded joint (Face part).

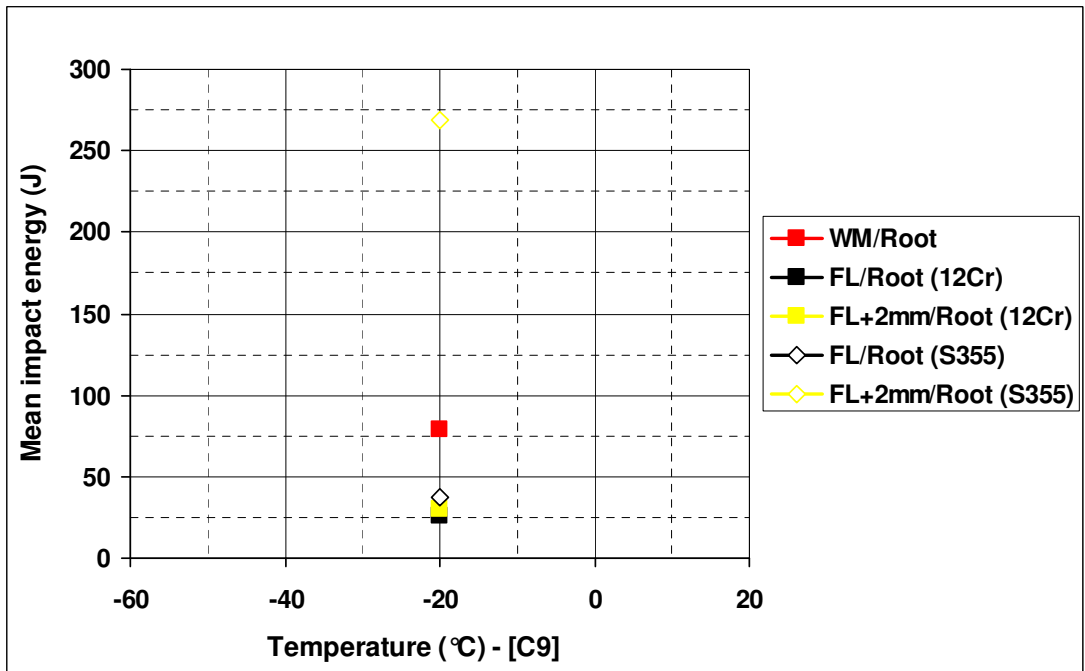


Figure 6.41: Notch impact toughness graph of the C9 welded joint (Root part).

6.6. CTOD Fracture Toughness Test Results

The CTOD test results of this study are given in the following tables.

Fracture surface macrophotographs are included and illustrated with the relevant figures. SEM photographs of the fractographs with EDX analysis are also presented.

For CTOD testing of the welds, weld metal centre (WM) and fusion line (FL) test samples were prepared in each case and toughness was usually deduced from three repeat tests.

In the table below, CTOD test results of the samples prepared from 20 mm thick FCAW welded panels of modified X2CrNi12 stainless steel with 309 type of consumables are presented. CTOD expressed in mm and maximum force plateau, pop-in and fracture- the three types of failure modes are also mentioned in the table.

Table 6.38: CTOD fracture toughness at -20°C of the 20 mm thick F9 weld

Welding process / Type of consumables	Origin (-)	Notch position (-)	CTOD (mm)	Failure mode (-)
FCAW / E309LT0-4	Plate F9	WM	0,230 0,191 0,196	Maximum force plateau Maximum force plateau Maximum force plateau
		FL	0,033 0,125 0,104	Pop-in Fracture Fracture

In the figure below, fractographs of the test samples removed from F9 welded joint are observed as macrophotographs.

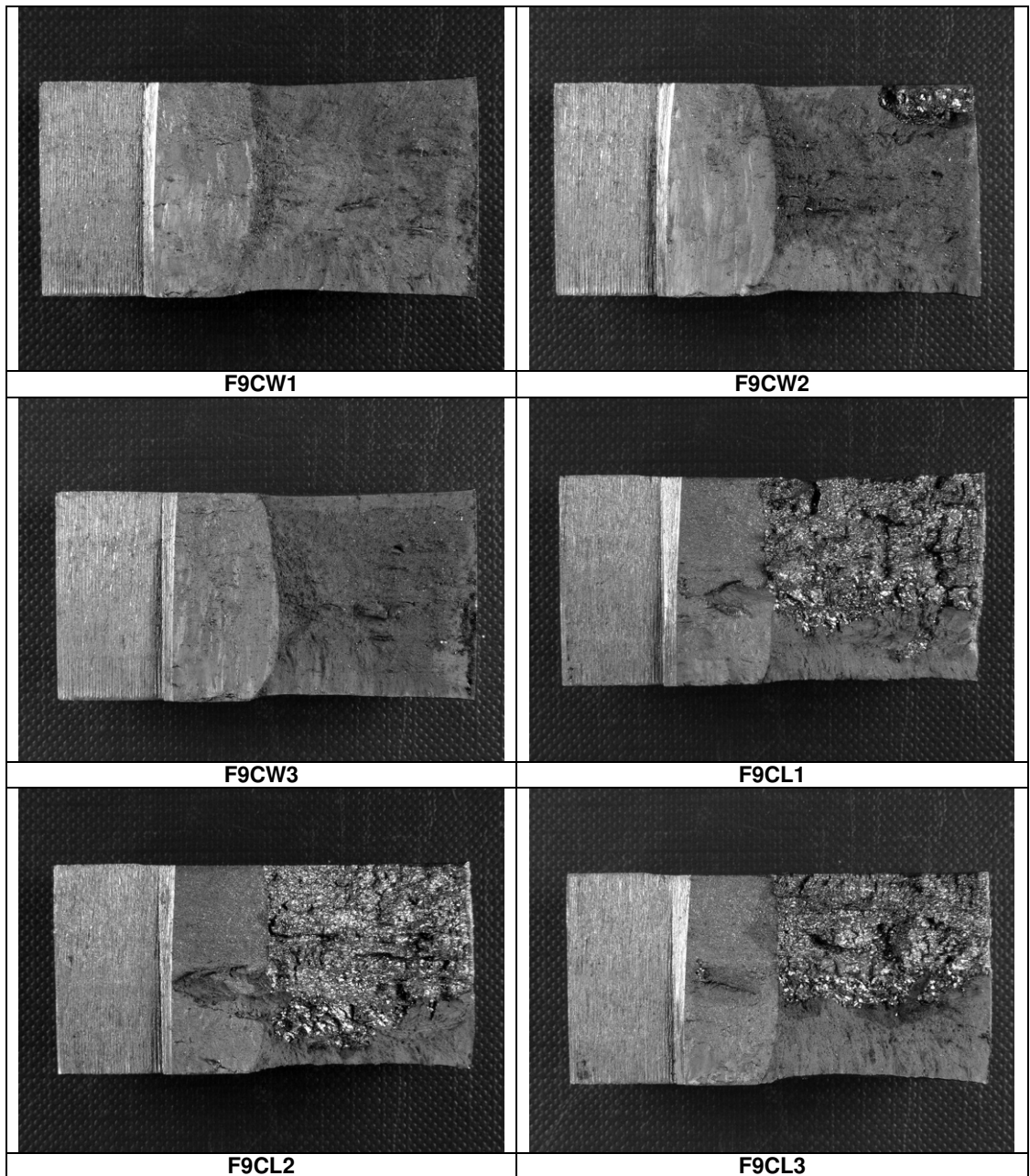


Figure 6.42: Fractographs of CTOD samples from 20 mm thick FCAW weld (F9).

SEM images of the fractographs from the 20 mm thick FCAW welded 12 Cr stainless steel are illustrated in the figure below.

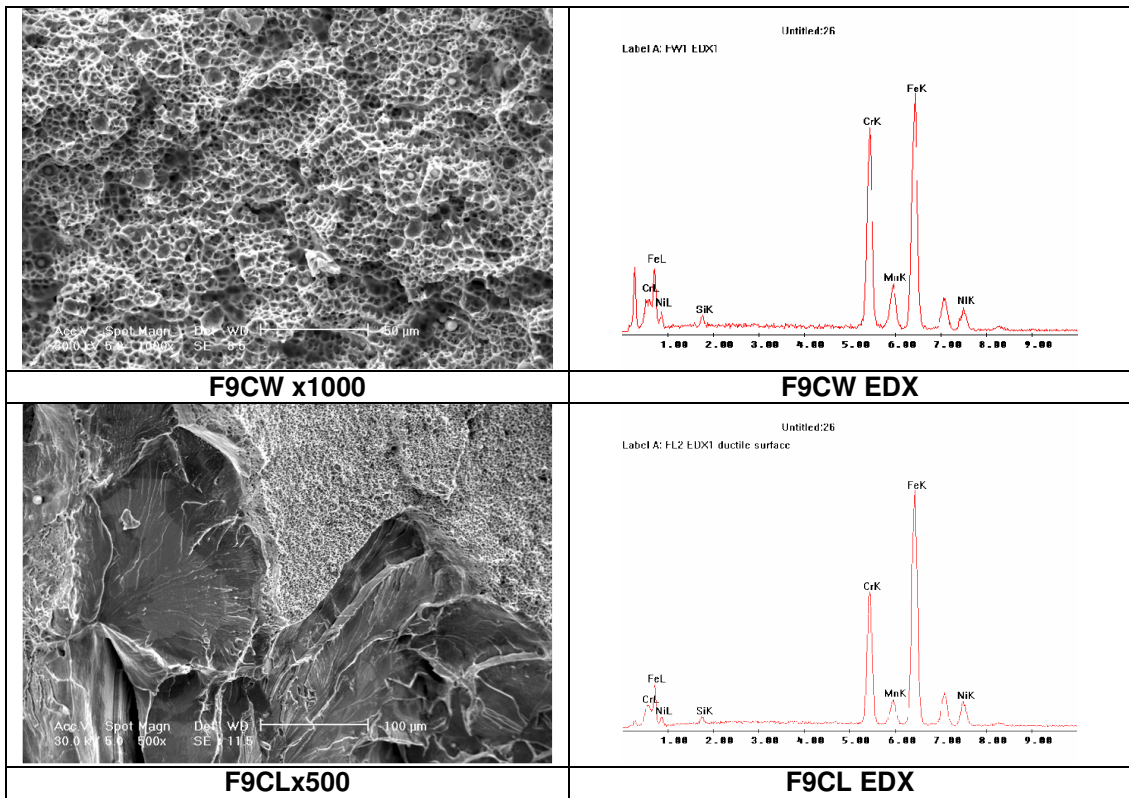


Figure 6.43: SEM and EDX analysis of the CTOD fractographs from F9 welded joint.

CTOD fracture toughness test results of the SAW welded panels of 20 mm thick modified 12 Cr stainless steel are mentioned with the table below.

Table 6.39: CTOD fracture toughness at -20°C of the A9 weld (DBTT 0°C at HAZ).

Welding process / Type of consumables	Origin (-)	Notch position (-)	CTOD (mm)	Failure mode (-)
SAW / ER309L	Plate A9/1	WM	0,217 0,210 0,177	Maximum force plateau Maximum force plateau Maximum force plateau
	Plate A9/2	FL	0,064 0,103 0,081	Pop-in Pop-in Pop-in

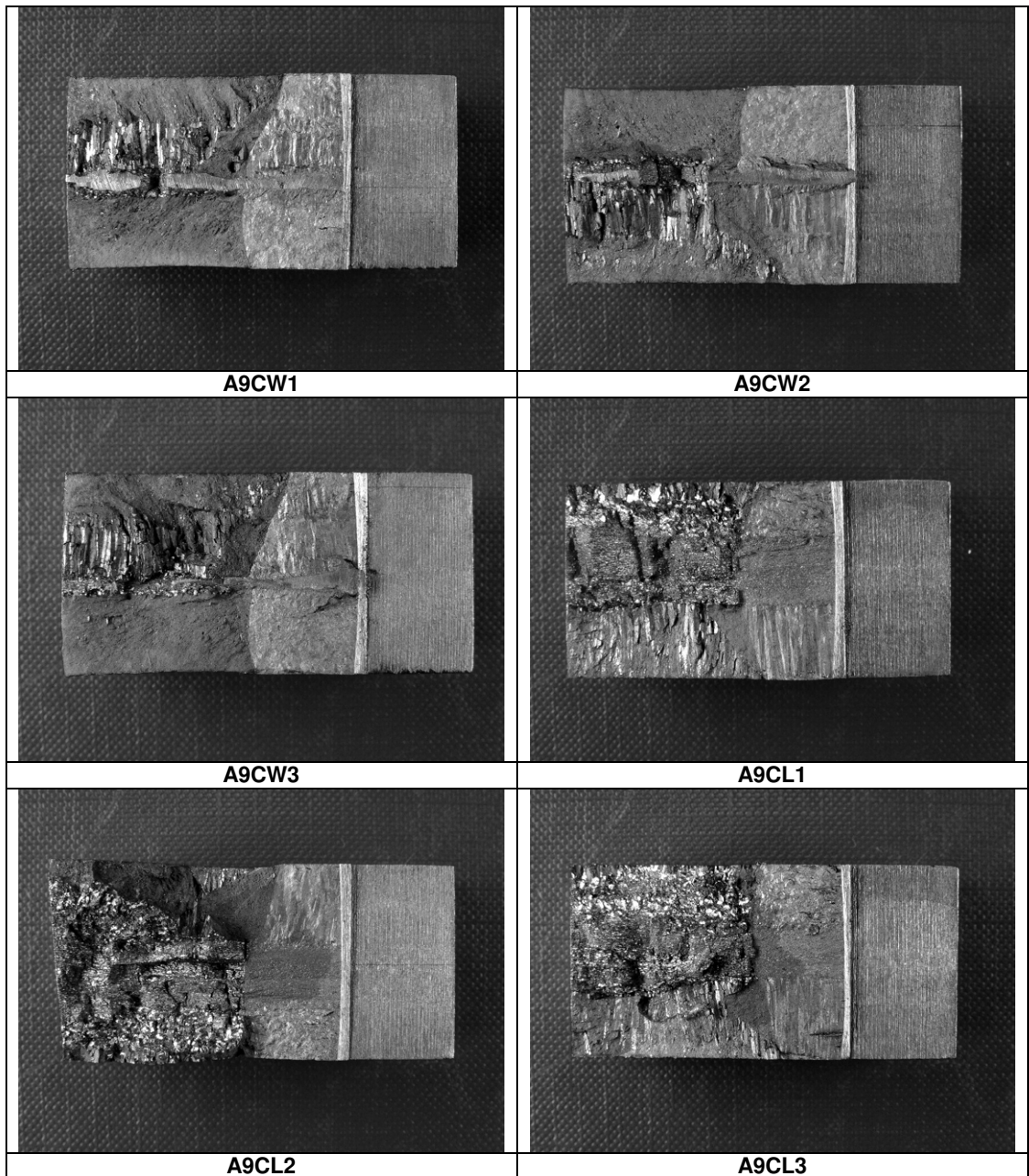


Figure 6.44: Fractographs of CTOD samples from 20 mm thick SAW weld (A9).

Fractographs of the CTOD test samples extracted from 20 mm thick SAW weld with 309 type of consumables (A9) are presented as macrophotographs above.

CTOD test results and fractographs of FCAW welded panels of 30 mm thick panels are given in the following page.

Table 6.40: CTOD fracture toughness at -20°C of the K9 weld (DBTT 0°C at FL).

Welding process / Type of consumables	Origin (-)	Notch position (-)	CTOD (mm)	Failure mode (-)
FCAW / E309LT-1	Plate K9/1	WM	0,283 0,210 0,202	Maximum force plateau Maximum force plateau Maximum force plateau
	Plate K9/2	FL	0,118 0,100 0,090	Fracture Fracture Fracture

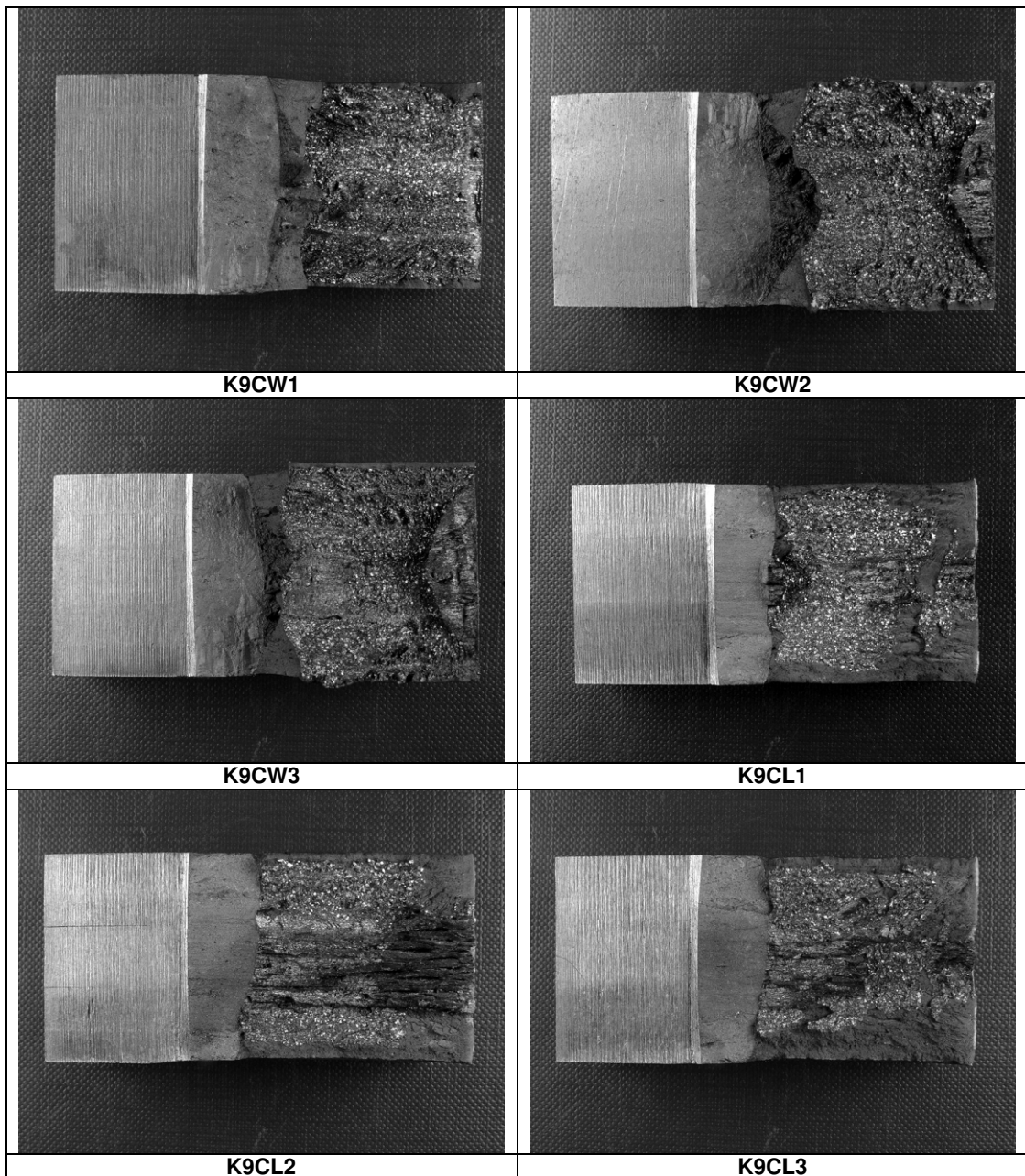


Figure 6.45: Fractographs of CTOD samples from 30 mm thick FCAW weld (K9).

SEM photographs and EDX analysis of the CTOD fractographs obtained from FCAW welded 30 mm thick plates of modified X2CrNi12 stainless steel are presented below.

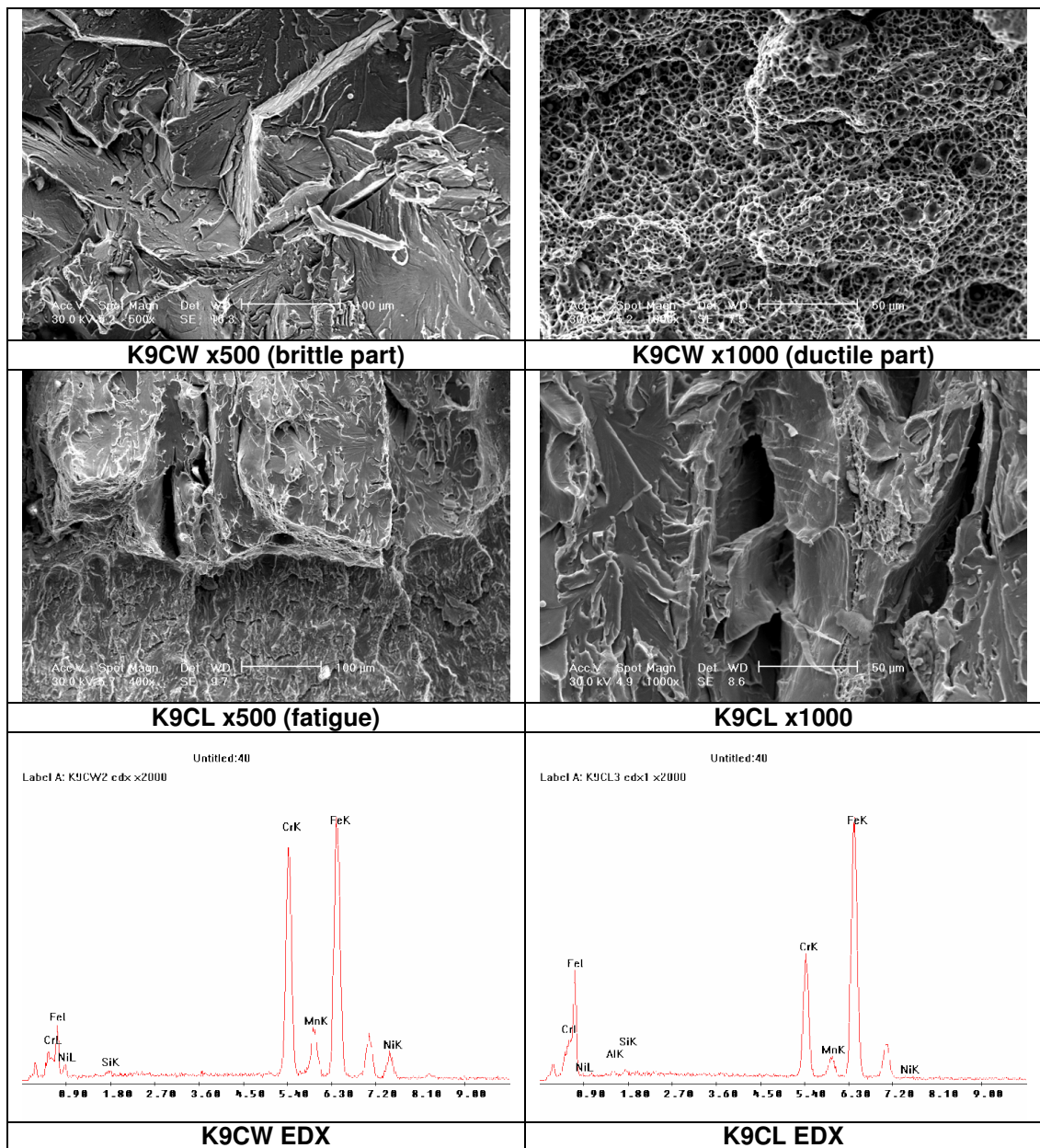


Figure 6.46: SEM images and EDX of the CTOD fractographs from K9 welded joint.

CTOD fracture toughness data and fractographs of SAW welded 30 mm thick modified 12 Cr steel with 309 type of filler metals are given respectively in the table and figure below (Taban et al 2007d).

Table 6.41: CTOD fracture toughness at -20°C of the P9 weld (DBTT below -40°C)

Welding process / Type of consumables	Origin (-)	Notch position (-)	CTOD (mm)	Failure mode (-)
SAW / ER309L	Plate P9/1	WM	0,579	Maximum force plateau
	Plate P9/2	FL	0,121	Pop-in
			0,067	Pop-in
			0,067	Pop-in

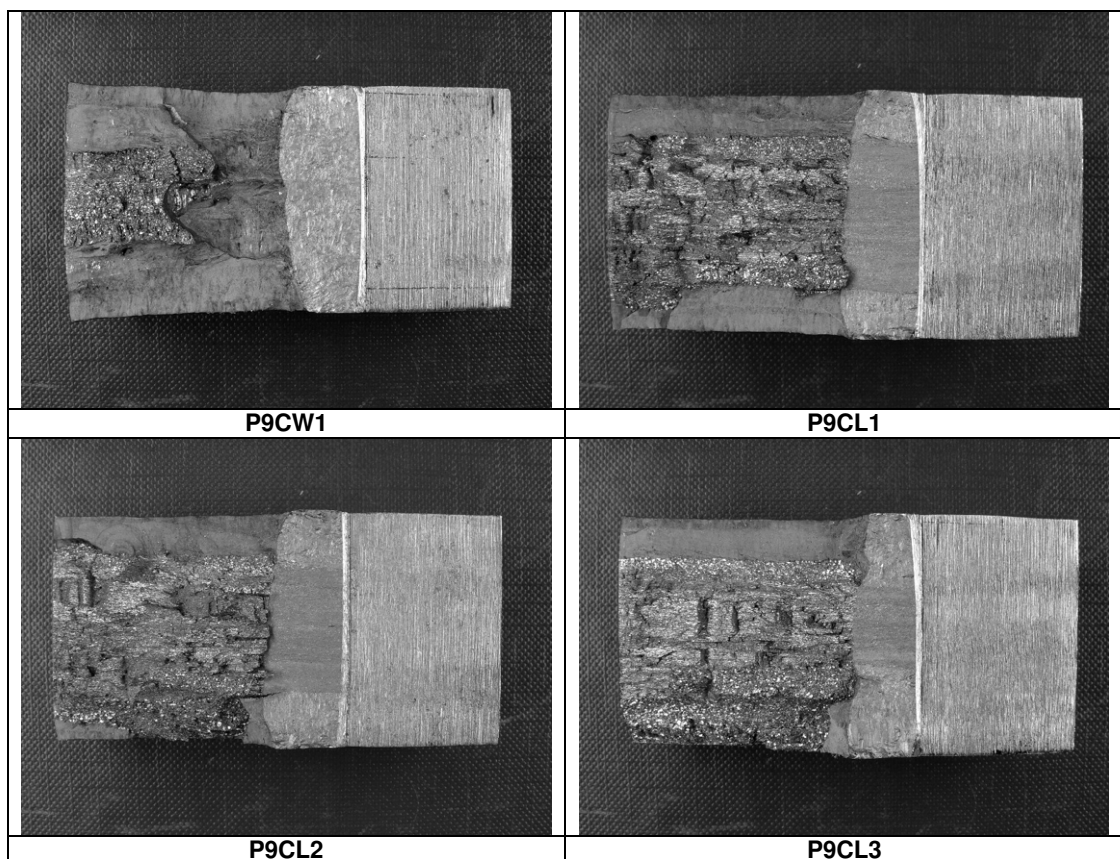


Figure 6.47: Fractographs of CTOD samples from 30 mm thick SAW weld with (P9).

CTOD data from 30 mm thick SAW weld with duplex filler metals are as follows

Table 6.42: CTOD toughness at -20°C of the PD weld (DBTT > 0°C) (Taban et al 2007d).

Welding process / Type of consumables	Origin (-)	Notch position (-)	CTOD (mm)	Failure mode (-)
SAW / ER2209	Plate PD/1	WM	0,263 0,304	Maximum force plateau Maximum force plateau
	Plate PD/2	FL	0,059 0,112 0,045	Pop-in Pop-in Pop-in

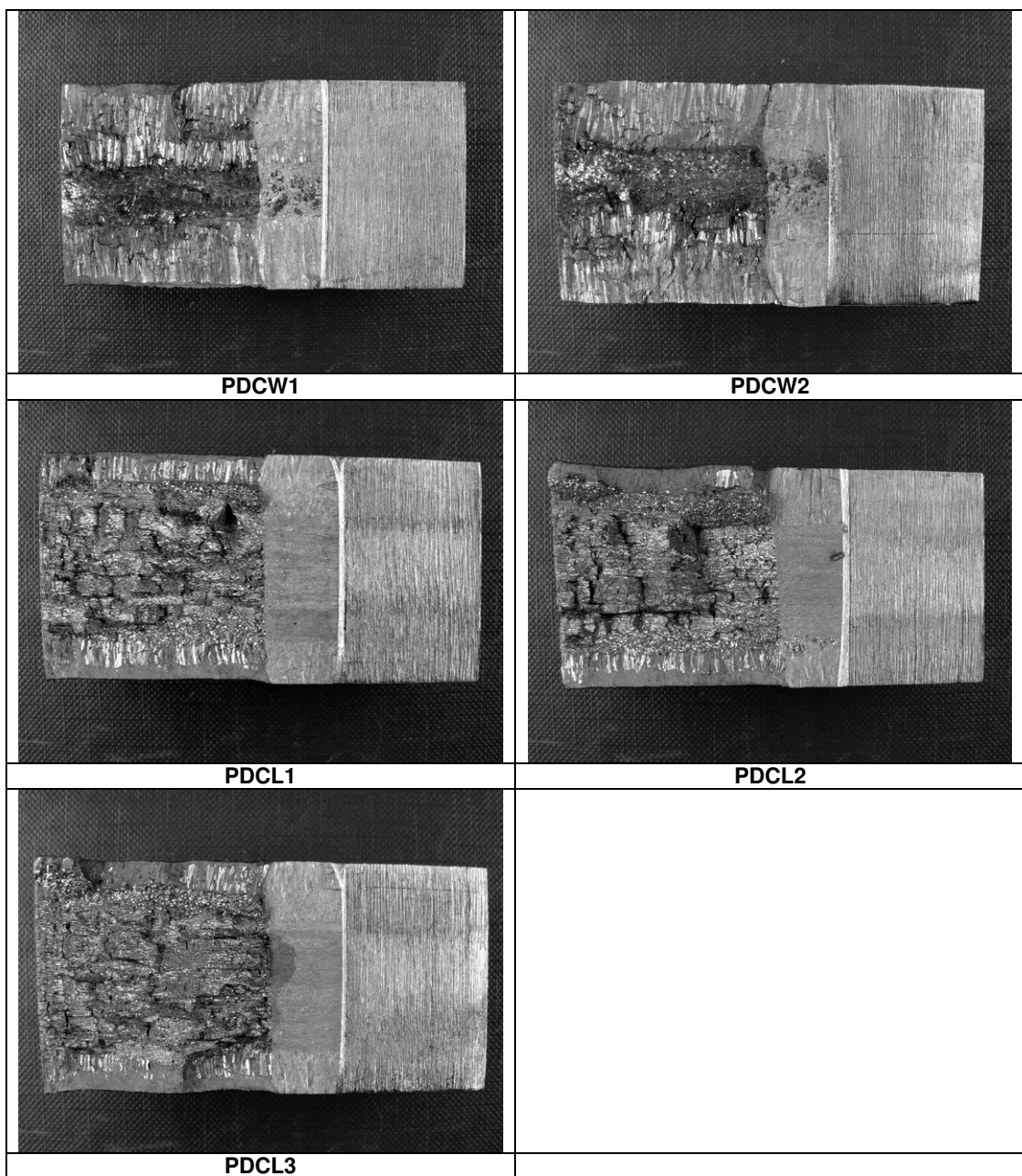


Figure 6.48: Fractographs of CTOD samples from SAW weld with duplex filler (PD).

CTOD data from the dissimilar 20 mm thick SMAW weld (M9) are presented below.

Table 6.43: CTOD fracture toughness at -20 C of the M9 dissimilar weld.

Welding process / Type of consumables	Origin	Notch position	CTOD (mm)	Failure mode (-)
SMAW / E309L-16	Plate M9/2	WM	0,274 0,274	Maximum force plateau Maximum force plateau
		FL (12 Cr)	0,101 0,076	Fracture Fracture
		FL (S355)	0,756	Maximum force plateau

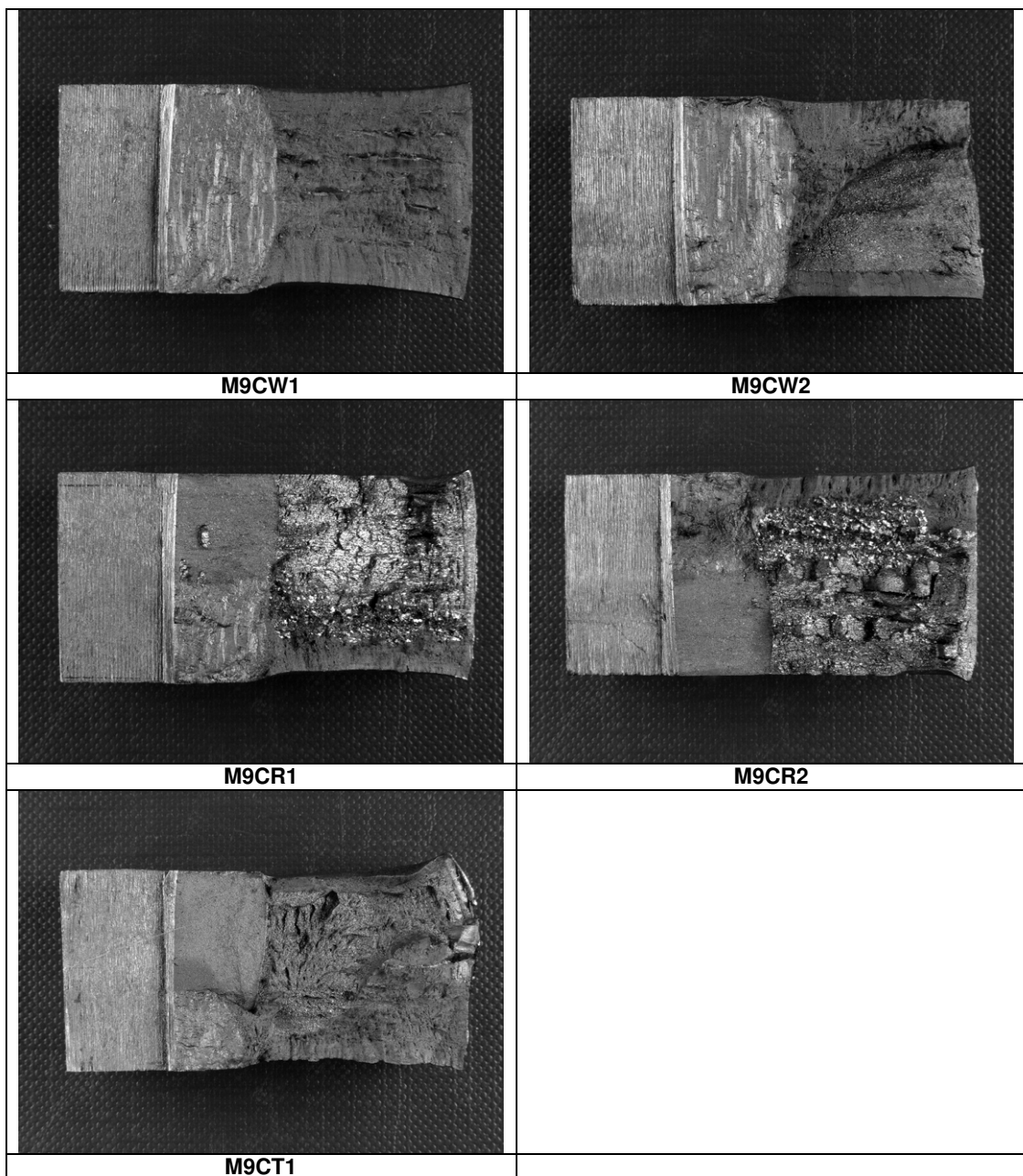


Figure 6.49: Fractographs of CTOD samples from 20 mm thick SMAW weld (M9).

SEM photographs and EDX analysis of the CTOD fractographs obtained from the dissimilar SMAW welds between modified X2CrNi12 stainless steel and S355 steel with a thickness of 20 mm are illustrated in the below figure.

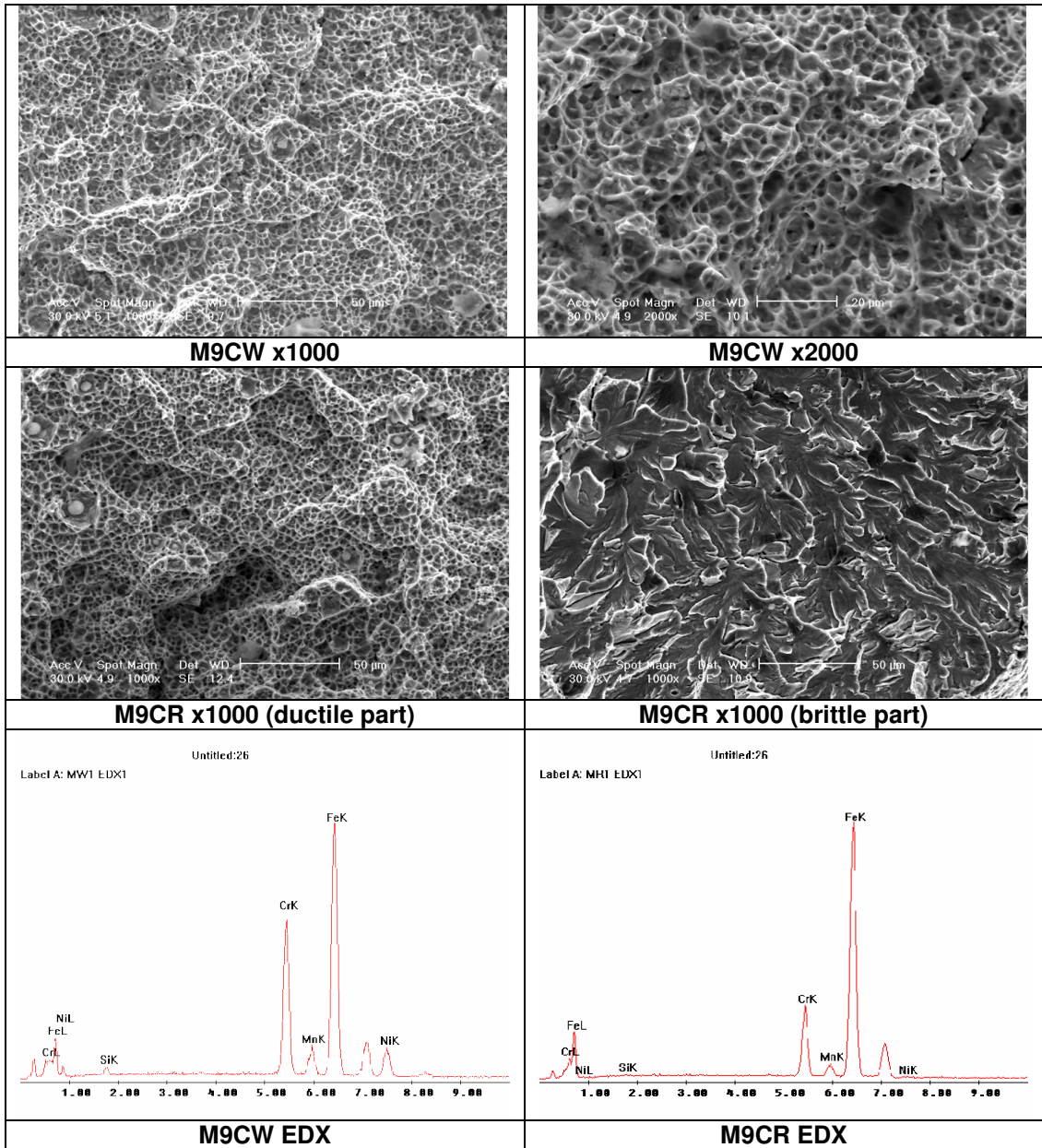


Figure 6.50: SEM images and EDX analysis of the CTOD fractographs from M9 weld.

CTOD test results and fractographs of the SAW welded dissimilar weld with 309 types of consumables (C9) are given below:

Table 6.44: CTOD fracture toughness at -20°C of the C9 weld (DBTT above 0°C at FL).

Welding process / Type of consumables	Origin (-)	Notch position (-)	CTOD (mm)	Failure mode (-)
SAW / ER309L	Plate C9/2	WM	0,626 0,599	Maximum force plateau Maximum force plateau
		FL (12 Cr)	0,047 0,023	Fracture Pop-in
		FL (S355)	0,312	Fracture

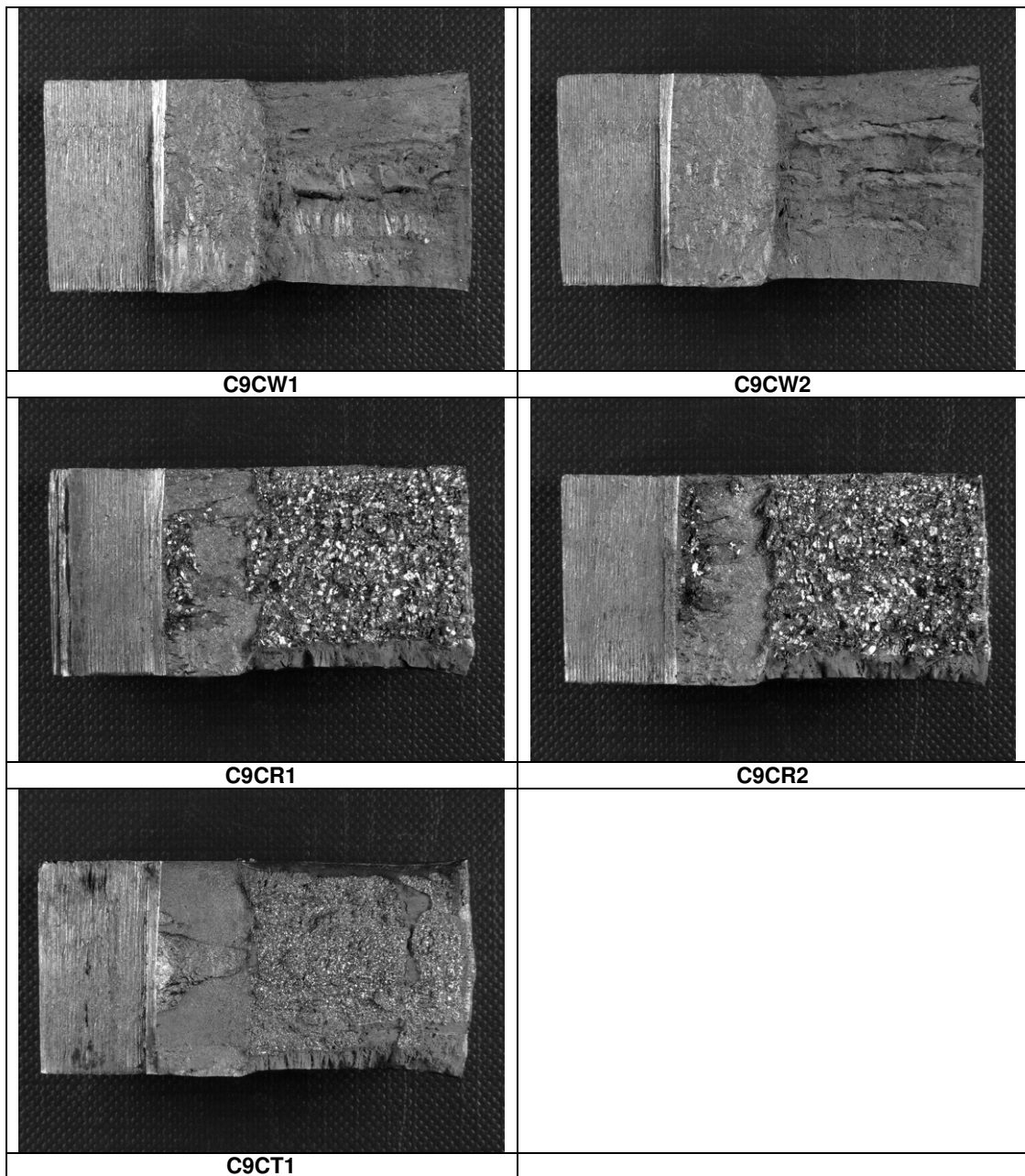


Figure 6.51: Fractographs of CTOD samples from 20 mm thick SAW weld (C9).

SEM and EDX analysis of the fractographs obtained from the 20 mm thick SAW welded plates of modified X2CrNi12 and S355 steel are illustrated in the following figure.

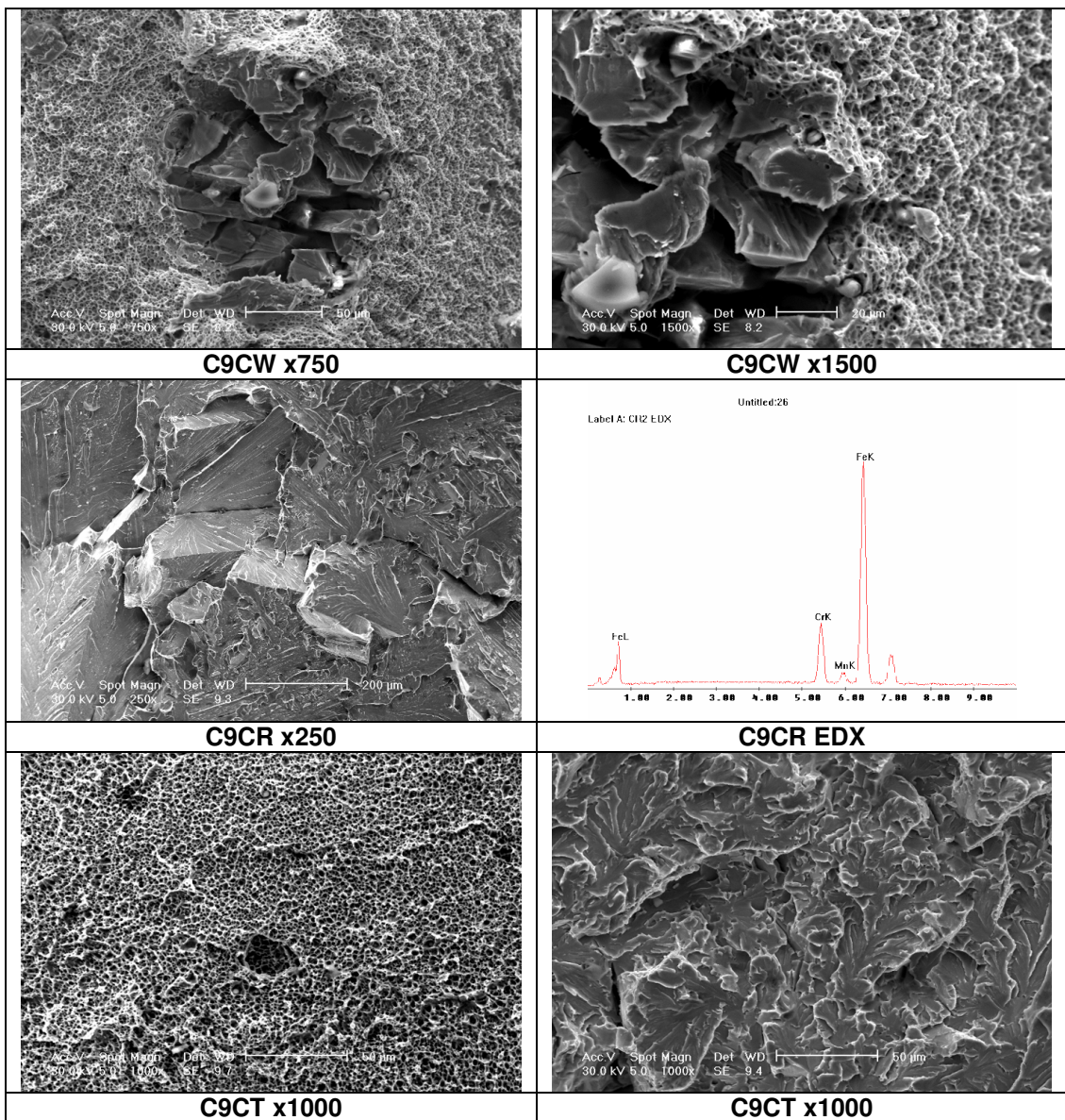


Figure 6.52: SEM and EDX of the CTOD fractographs from C9 welded joint.

6.7. Fatigue Test Results

Fatigue test results of the SMAW, GMAW, SAW welded plates by means of highly alloyed 309 type of filler metals and LASER welded panels of modified X2CrNi12 stainless steel are given in tables, illustrated with fatigue strength graphs but also with fractographs of the fatigue samples.

The straight lines in the mentioned figures represent the expected fatigue resistance based on a material's tensile strength of 500 MPa (lower line) and 600 MPa (upper line).

It is indeed often accepted that stress ranges of 90 % and 50 % of the tensile strength should yield a life time respectively of 1.000 (or $1 \cdot 10^3$) cycles and of 1.000.000 (or $1 \cdot 10^6$) cycles (Bannantine ve diĝ. 1990).

Fatigue testing was performed with a nominal specimen width of 20 mm and a fatigue ratio of 0,1.

In the following pages, firstly the fatigue test results of 12 mm thick plates of SMAW welded modified 12 Cr stainless steel with 309 type of electrodes are presented with the following tables and figures illustrating the fatigue strength of the SMAW welded panels, followed by the fractographs of the fatigue samples considered within this study.

The fatigue test data are given in Table 6.46 for the GMAW welded 12 mm thick 12 Cr stainless steel. The fatigue strength graph is illustrated with the Figure 6.55. Fractographs were also examined and shown in Figure 6.56.

The fatigue test results, the fatigue strength graph and the fracture surface macrographs are respectively given in Table 6.47 and Figures 6.57 and 6.58 for the 12 mm thick SAW welded joint with 309 type of consumables.

Table 6.49, Figure 6.59 and 6.60 show respectively the fatigue test results, the fatigue strength graph and the fractographs of the LASER welded joint of 12 mm thick modified 12 Cr stainless steel without filler metal.

Table 6.45. Fatigue properties of the 12 mm thick SMAW weld (V9).

Specimen identity / Origin	Fatigue testing equipment	Stress range (MPa)	Life time (cycles)	Description of fracture
V9V1 [V9/1]	A (150 kN)	324	42.500	Initiated from weld defect ; deviated towards coarse FL/HAZ
V9V2 [V9/1]	A (150 kN)	324	321.580	Initiated from FL at face ; deviated towards BM
V9V3 [V9/1]	A (150 kN)	324	426.220	Entirely located at BM (secondary crack at WM at face)
V9V4 [V9/1]	A (150 kN)	288	1.363.450	Initiated from WM ; deviated towards coarse HAZ/FL
V9V5 [V9/2]	A (150 kN)	288	879.930	Initiated from WM ; deviated towards FL and BM
V9V6 [V9/2]	A (150 kN)	288	680.370	Initiated from WM ; deviated towards FL and BM
V9V7 [V9/2]	A (150 kN)	360	114.740	Initiated from FL/HAZ ; deviated towards BM
V9V8 [V9/2]	A (150 kN)	360	203.170	Entirely located at BM
V9V9 [V9/2]	A (150 kN)	360	168.720	Entirely located at BM (secondary edge crack at HAZ at face)
V9V10 [V9/2]	A (150 kN)	252	1.239.490	Initiated from FL at face ; deviated towards BM
V9V11 [V9/2]	A (150 kN)	252	8.000.000	No fracture (run-out)
V9V12 [V9/2]	A (150 kN)	252	696.290	Entirely located at WM

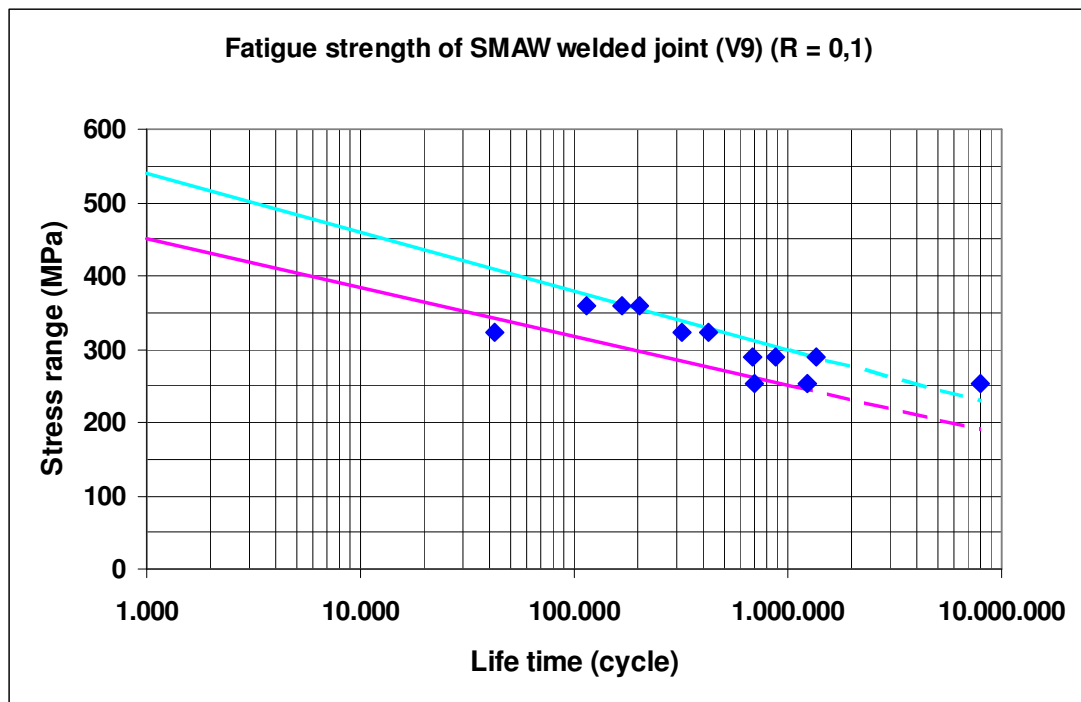


Figure 6.53: Fatigue strength of 12 mm thick SMAW welded joint (V9).

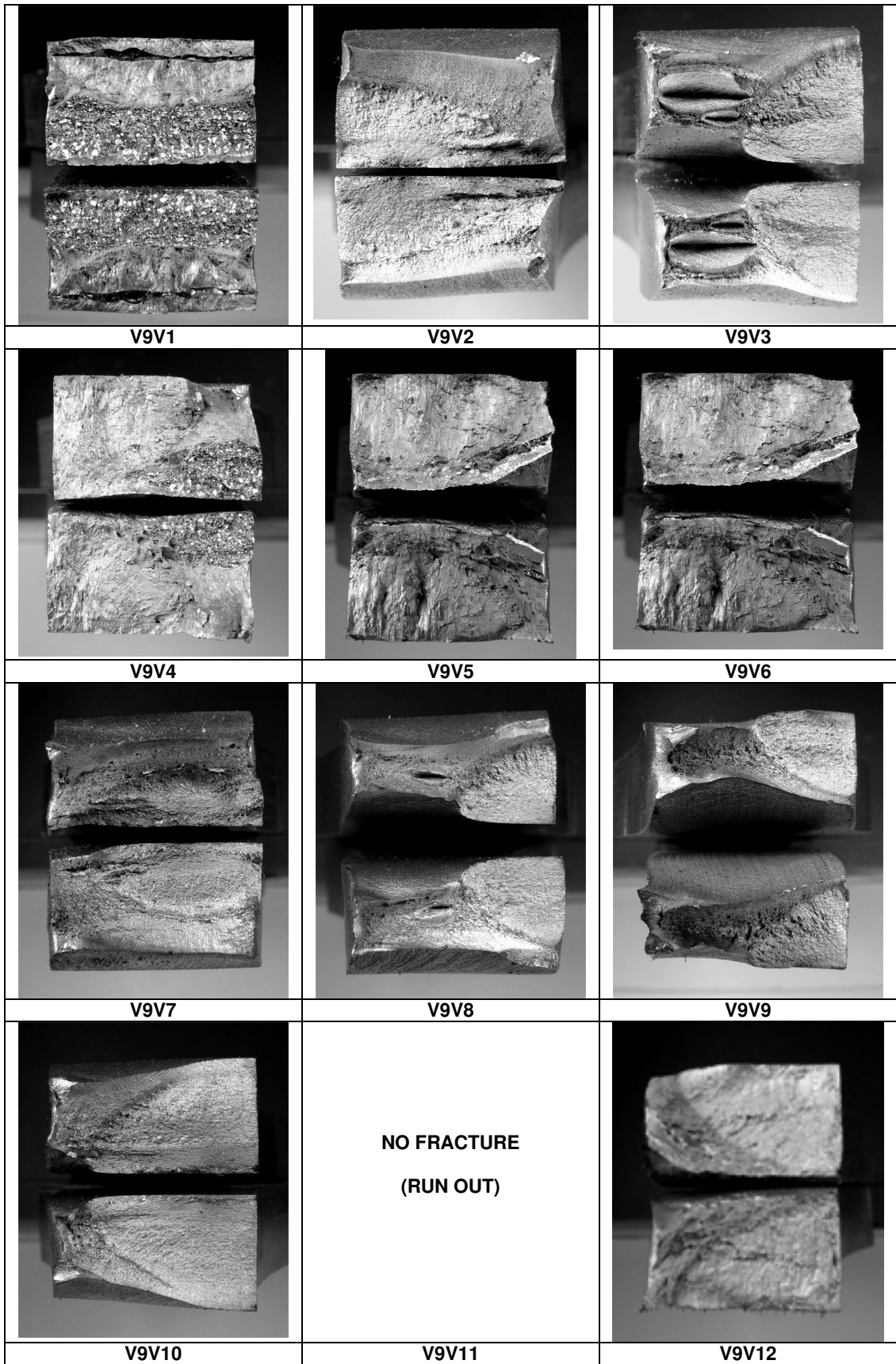


Figure 6.54: Fatigue fractographs of samples from 12 mm thick SMAW weld (V9).

Table 6.46: Fatigue properties of the 12 mm thick GMAW weld (B9)

Specimen identity	Fatigue testing equipment	Stress range (MPa)	Life time (cycles)	Description of fracture [SWF = side wall fusion]
B9V1 [B9/1]	A (150 kN)	324	17.160	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards BM
B9V2 [B9/1]	A (150 kN)	324	16.650	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards coarse HAZ
B9V3 [B9/1]	A (150 kN)	324	14.190	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards coarse HAZ
B9V4 [B9/1]	B (100 kN)	216	52.940	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards coarse HAZ
B9V5 [B9/2]	B (100 kN)	216	448.910	Initiated from partial lack of SWF at FL ; deviated towards BM
B9V6 [B9/2]	B (100 kN)	216	188.520	Initiated from lack of SWF at FL
B9V7 [B9/2]	A (150 kN)	288	51.470	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards BM
B9V8 [B9/2]	A (150 kN)	288	99.720	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards other FL
B9V9 [B9/2]	A (150 kN)	288	35.130	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards coarse WM at root
B9V10 [B9/2]	A (150 kN)	252	183.750	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards BM
B9V11 [B9/2]	A (150 kN)	252	149.130	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards coarse FL/HAZ
B9V12 [B9/2]	A (150 kN)	252	218.870	Initiated from lack of SWF at FL ; deviated towards WM and BM

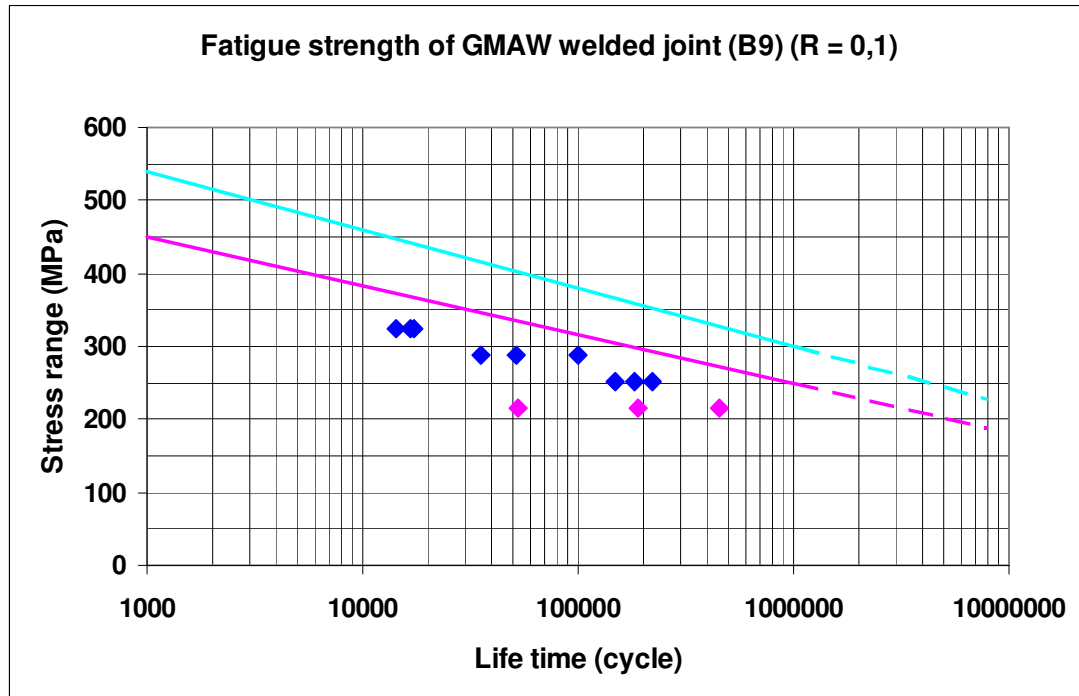


Figure 6.55: Fatigue strength of 12 mm thick GMAW welded joint (B9).

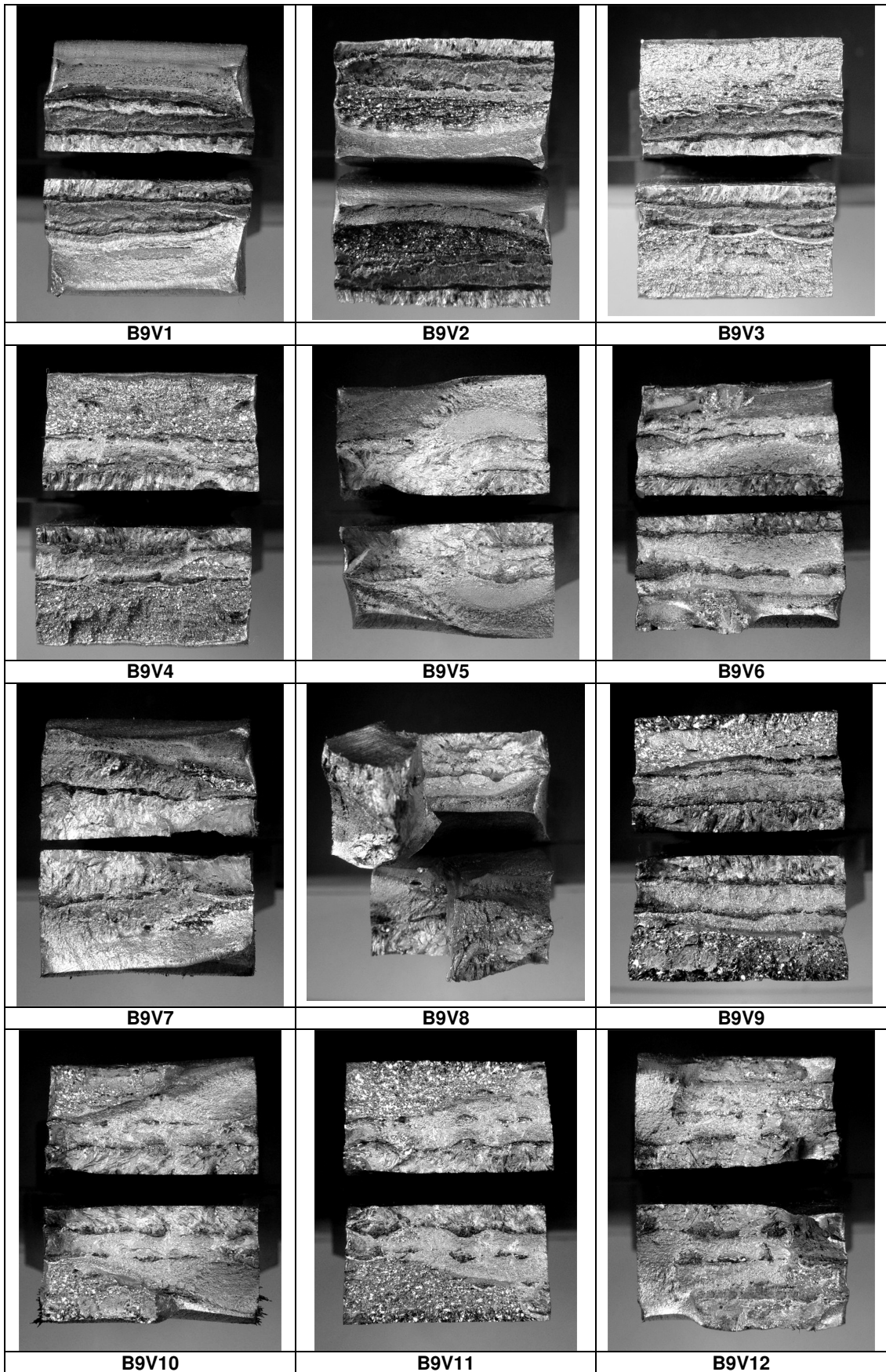


Figure 6.56: Fatigue fractographs of samples from 12 mm thick GMAW weld (B9).

Table 6.47: Fatigue properties of the 12 mm thick SAW weld (E9)

Specimen identity	Fatigue testing equipment	Stress range (MPa)	Life time (cycles)	Description of fracture
E9V1 [E9]	B (100 kN)	252	8.175.910	No fracture (run-out)
E9V2 [E9]	B (100 kN)	252	8.113.740	No fracture (run-out)
E9V3 [E9]	B (100 kN)	252	408.280	Initiated from 3,5 mm long defect at FL ; deviated towards BM
E9V4 [E9]	A (150 kN)	360	202.270	Initiated from FL at face ; deviated towards BM
E9V6 [E9]	A (150 kN)	360	214.730	Entirely located at WM (secondary crack at WM)
E9V6 [E9]	A (150 kN)	360	339.140	Initiated from WM ; deviated towards BM
E9V7 [E9]	A (150 kN)	324	475.140	Initiated from WM ; deviated towards BM
E9V8 [E9]	A (150 kN)	324	226.540	Entirely located at WM
E9V9 [E9]	A (150 kN)	324	208.310	Initiated from FL at face ; deviated towards BM
E9V10 [E9]	B (100 kN)	288	1.008.470	Entirely located at WM
E9V11 [E9]	B (100 kN)	288	660.110	Entirely located at WM
E9V12 [E9]	B (100 kN)	288	6.139.560	Entirely located at WM

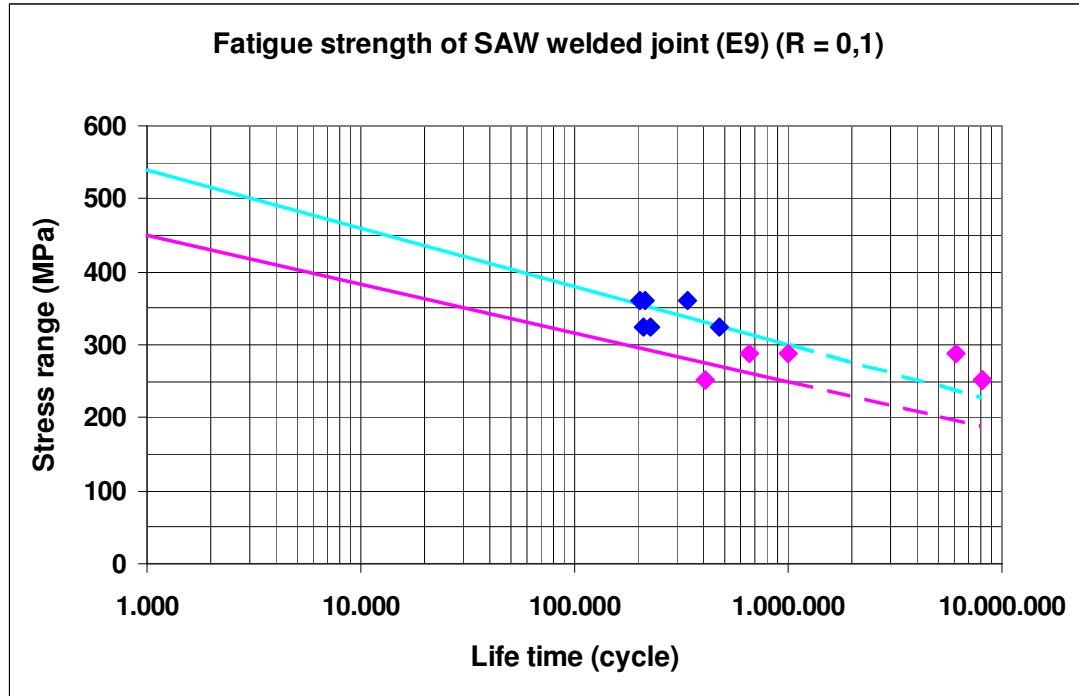


Figure 6.57: Fatigue strength of 12 mm thick SAW welded joint (E9).

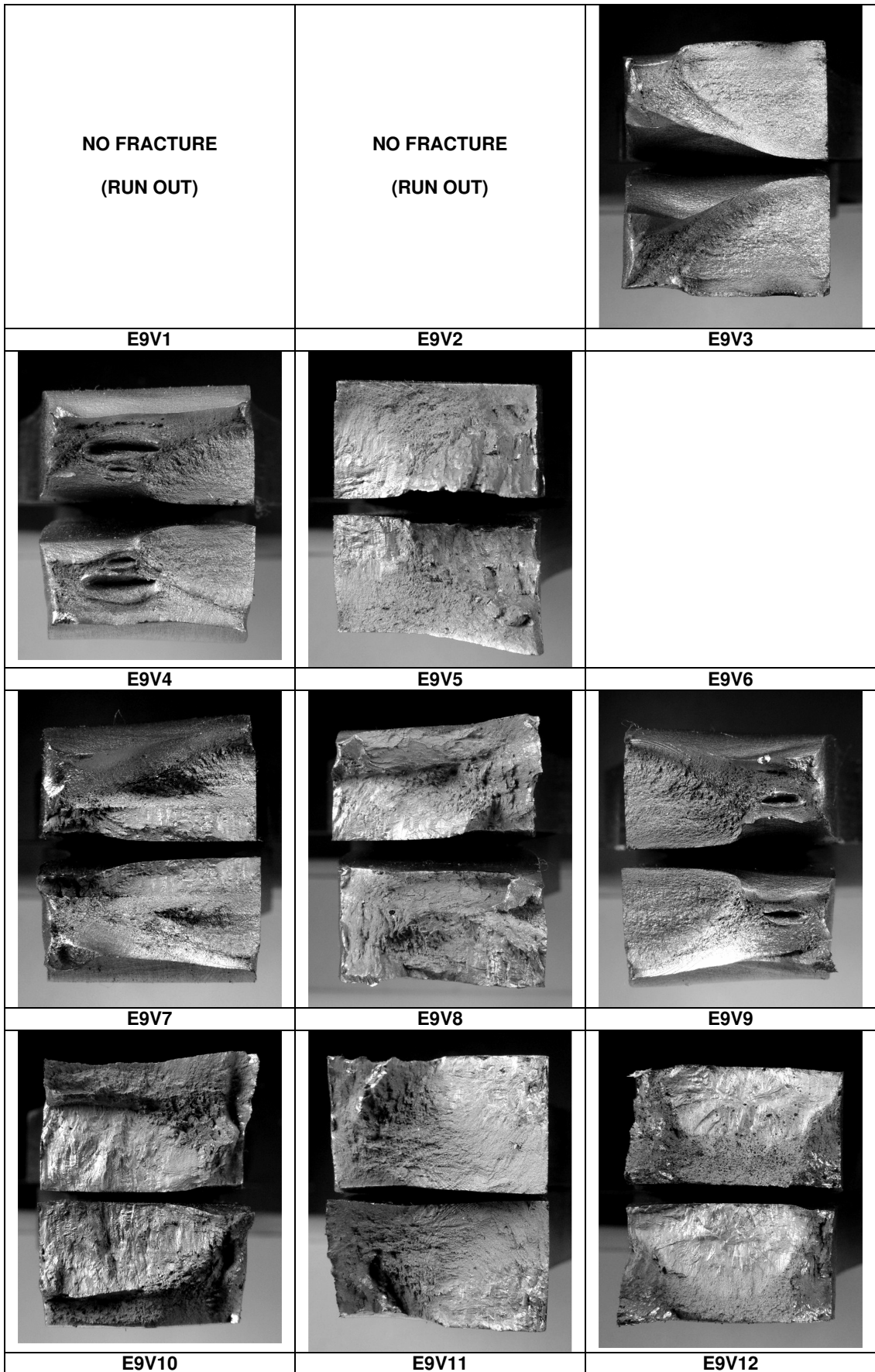


Figure 6.58: Fatigue fractographs of samples from 12 mm thick SAW weld (E9).

Table 6.48. Fatigue properties of the 12 mm thick LASER weld (V)

Specimen identity	Fatigue testing equipment	Stress range (MPa)	Life time (cycles)	Description of fracture
VV1 [V/1]	B (100 kN)	324	221.200	Entirely located at BM
VV2 [V/1]	B (100 kN)	324	660.100	Entirely located at BM
VV3 [V/1]	B (100 kN)	324	573.350	Nearly entirely located at coarse FM
VV4 [V/1]	A (150 kN)	252	8.000.000	No fracture (run-out)
VV5 [V/2]	A (150 kN)	252	8.022.040	No fracture (run-out)
VV6 [V/2]	A (150 kN)	252	8.369.700	No fracture (run-out)
VV7 [V/2]	B (100 kN)	288	8.409.450	No fracture (run-out)
VV8 [V/2]	A (150 kN)	288	1.385.840	Entirely located at coarse FM (secondary crack at FL at face)
VV9 [V/2]	B (100 kN)	288	2.160.090	Entirely located at coarse FM
VV10 [V/2]	A (150 kN)	360	330.750	Initiated from FL ; deviated towards BM
VV11 [V/2]	A (150 kN)	360	339.500	Initiated from FL at face ; deviated towards BM
VV12 [V/2]	A (150 kN)	360	298.600	Entirely located at BM

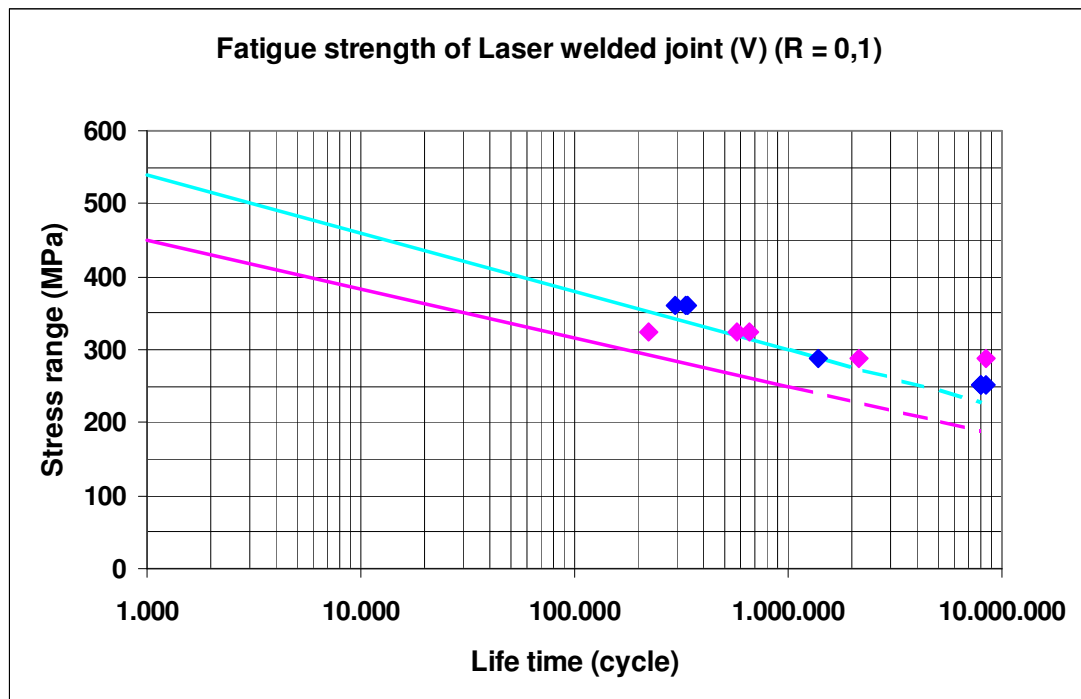


Figure 6.59: Fatigue strength of 12 mm thick LASER welded joint (V).

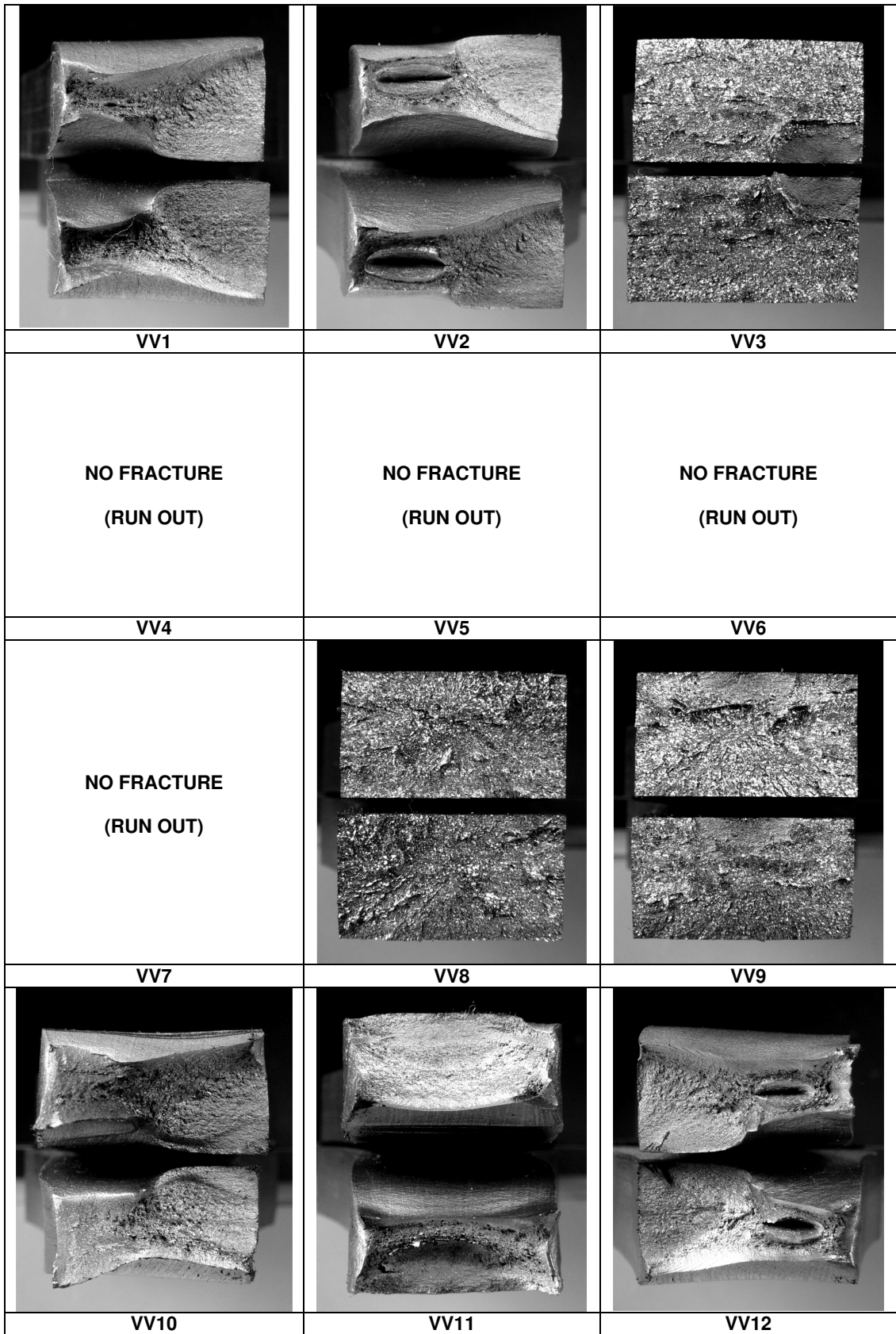


Figure 6.60: Fatigue fractographs of samples from 12 mm thick LASER weld (V).

6.8. Microstructural Analysis

Relevant macro- and micrographs obtained from the samples of 6 mm thick GMAW welded modified X2CrNi12 stainless steel are illustrated in the figure below. Micrographs from base metal (BM), weld metal (WM) and heat affected zones (HAZ) are included.

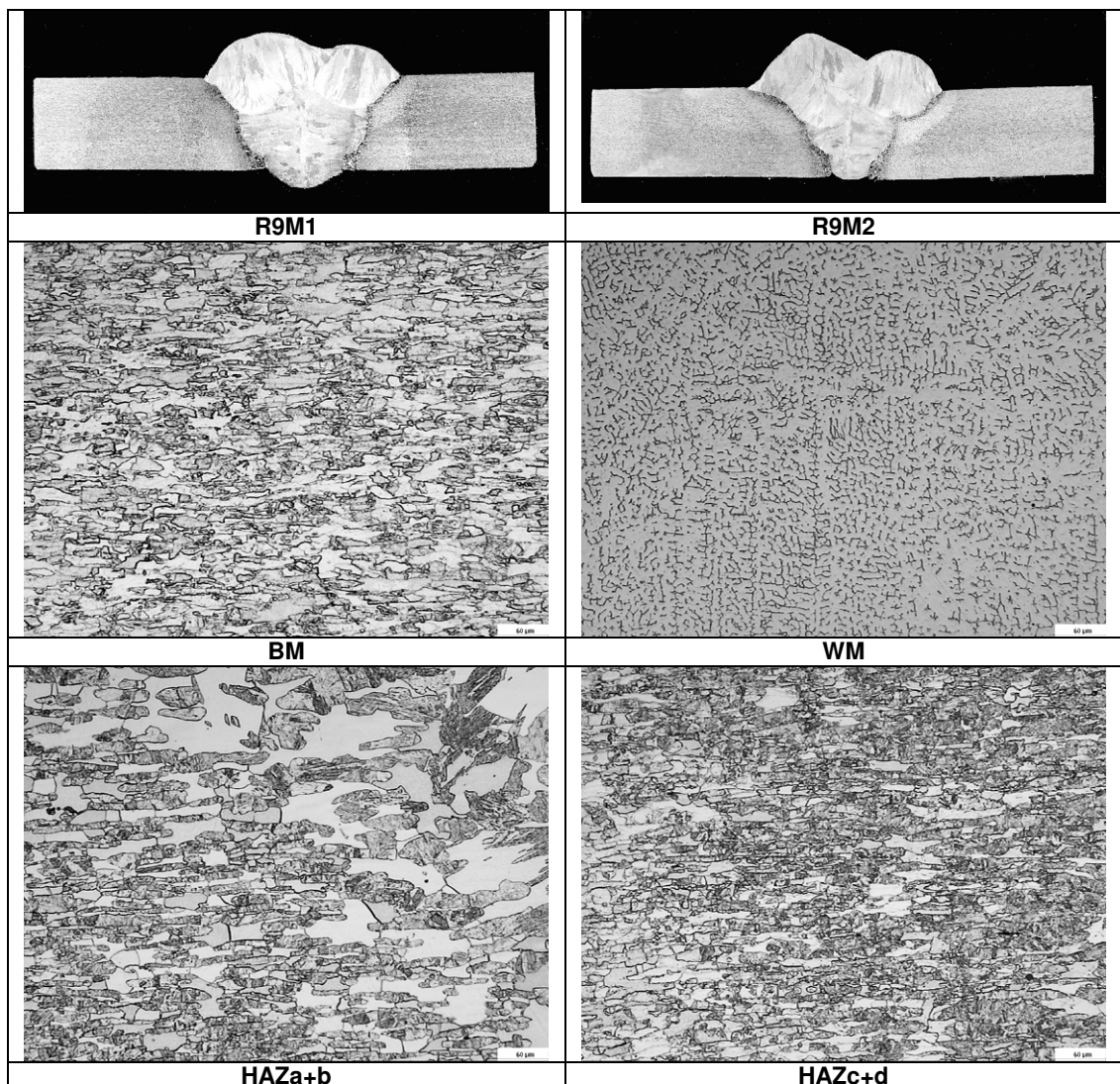


Figure 6.61: Macro and microphotographs of 6 mm thick GMAW weld (R9).

Macro- and micrographs of plasma arc welded (PAW) modified 12 Cr stainless steel without filler metal are exhibited in Figure 6.62.

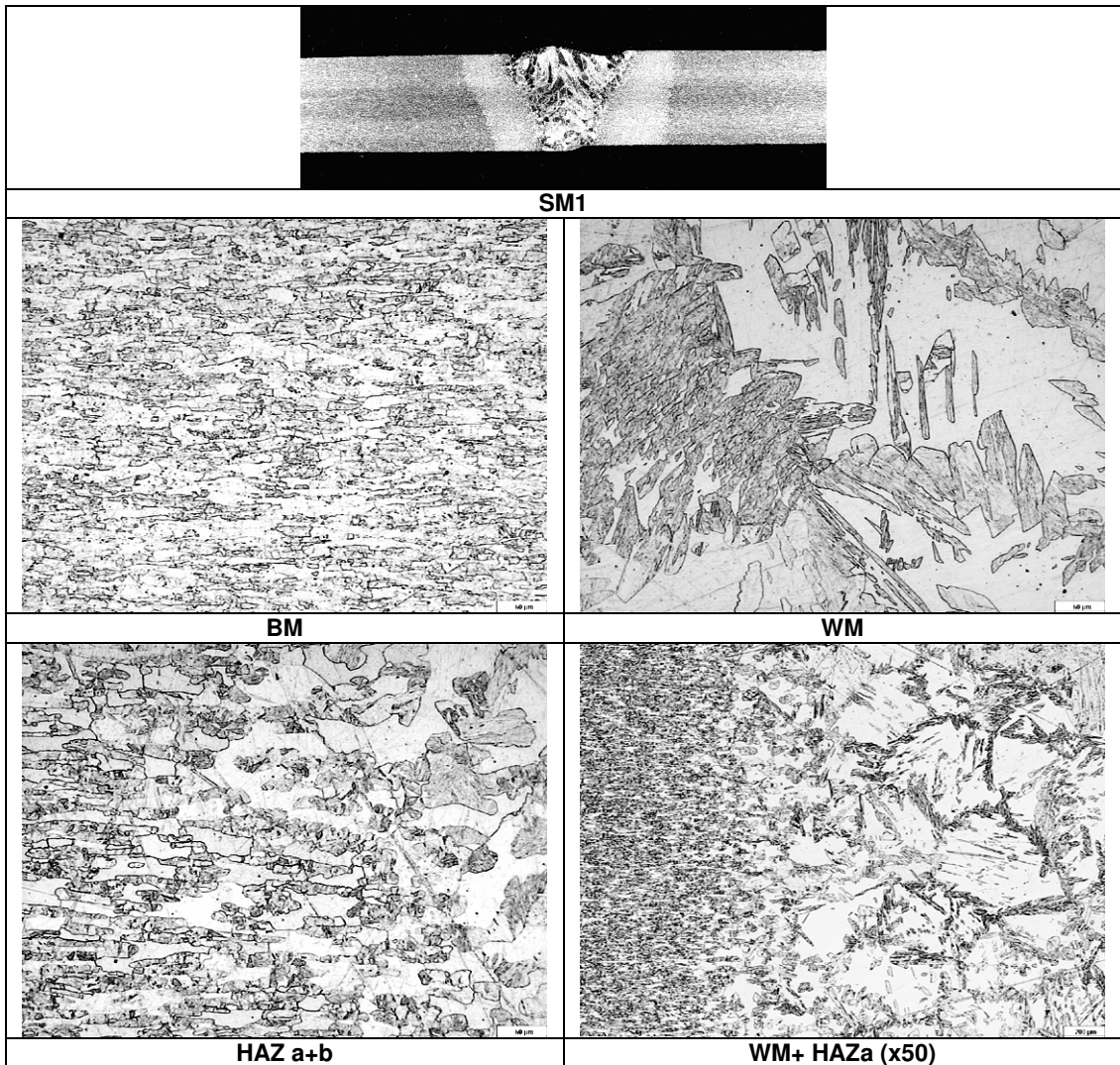


Figure 6.62: Macro and microphotographs of 6 mm thick Plasma weld without filler metal (S).

Relevant photographs obtained from the samples of plasma arc welded (PAW) plates with a thickness of 6 mm with 316 type of filler metals.

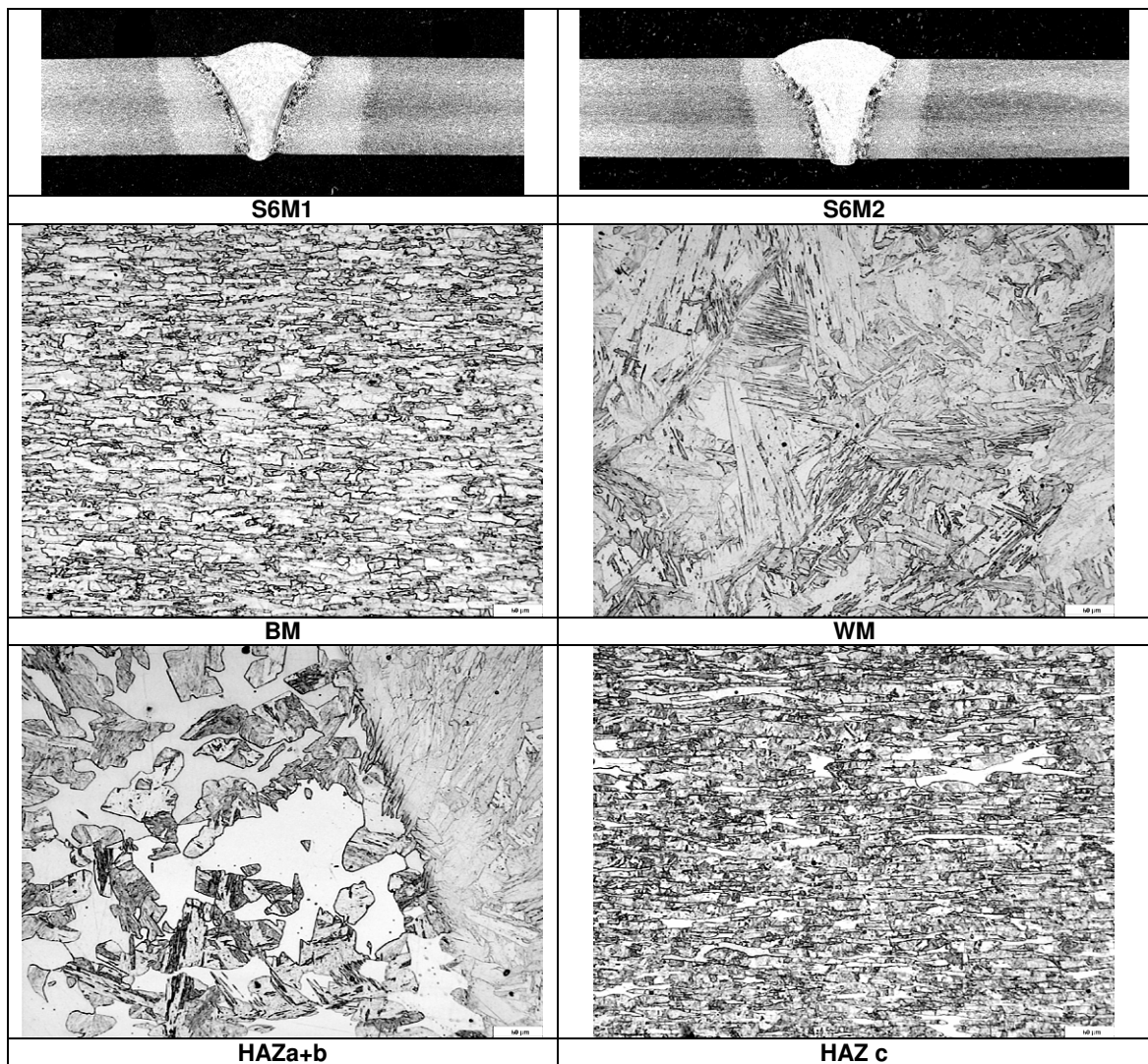


Figure 6.63: Macro and micrographs of 6 mm thick Plasma weld with 316L filler (S6).

Photographs from SMAW welded 12 mm thick similar welds are as below:

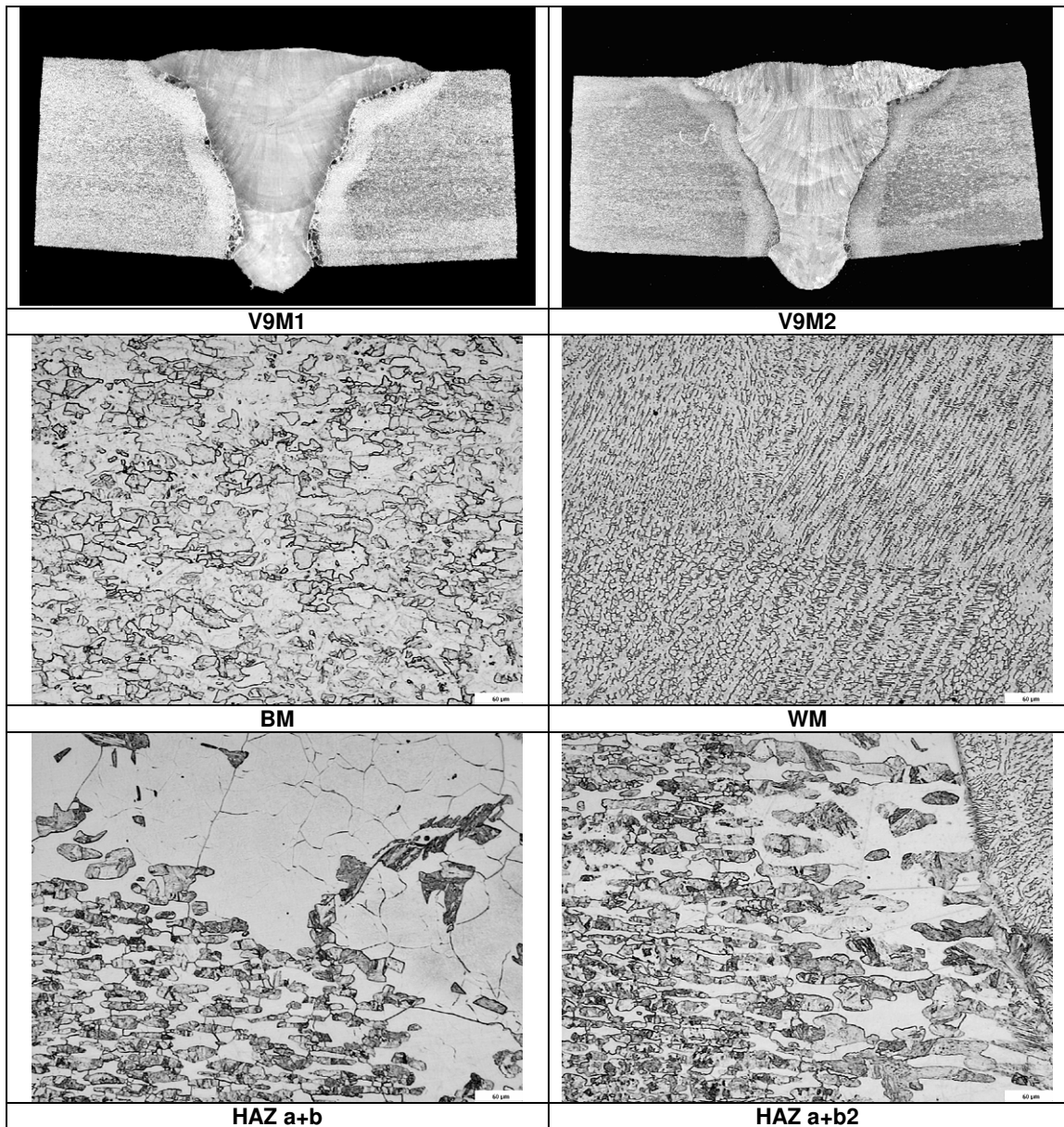


Figure 6.64: Macro and micrographs of 12 mm thick SMAW weld with 309 filler (V9).

Photographs from GMAW welded 12 mm thick similar welds with 309 consumables are illustrated below:

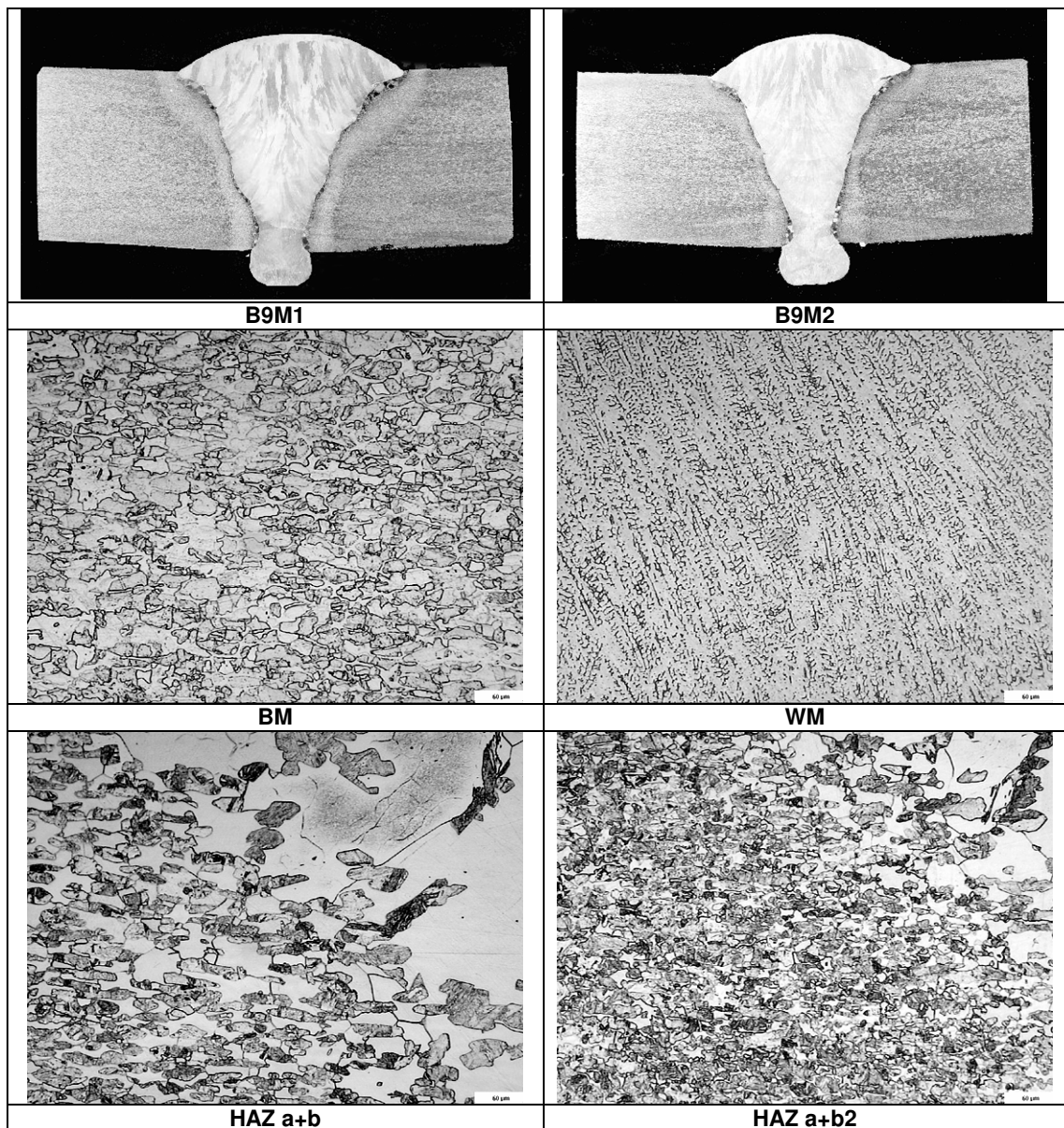


Figure 6.65: Macro and micrographs of 12 mm thick GMAW weld with 309 filler (B9).

Macro and microphotographs from GMAW welded 12 mm thick similar welds with 308 type of filler metals are illustrated below:

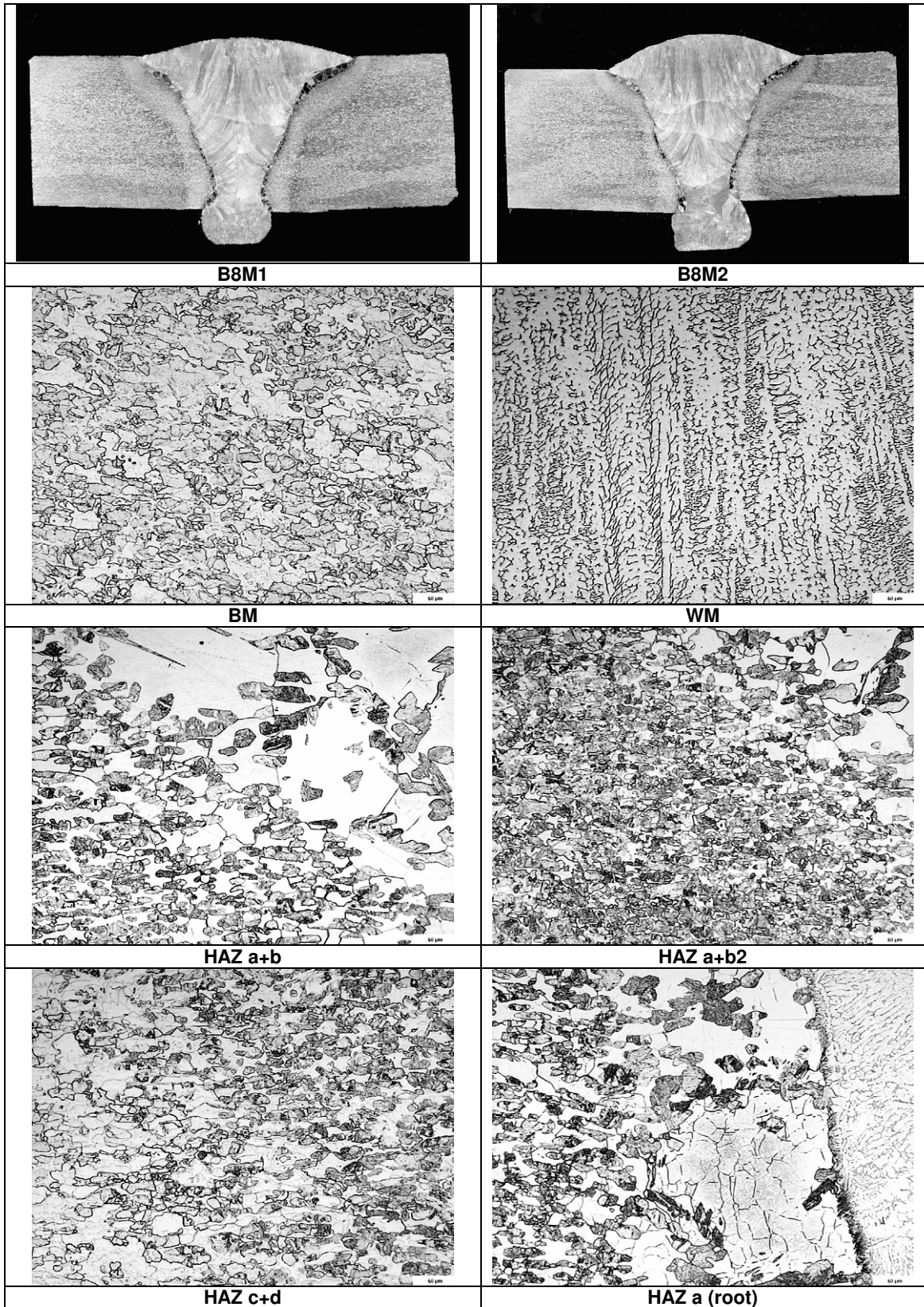


Figure 6.66: Macro and micrographs of 12 mm thick GMAW weld with 308 filler (B8).

Macro and microphotographs obtained from the cross sections of 12 mm thick GMAW welded homogeneous welds by means of 308 type of filler metals are as follows.

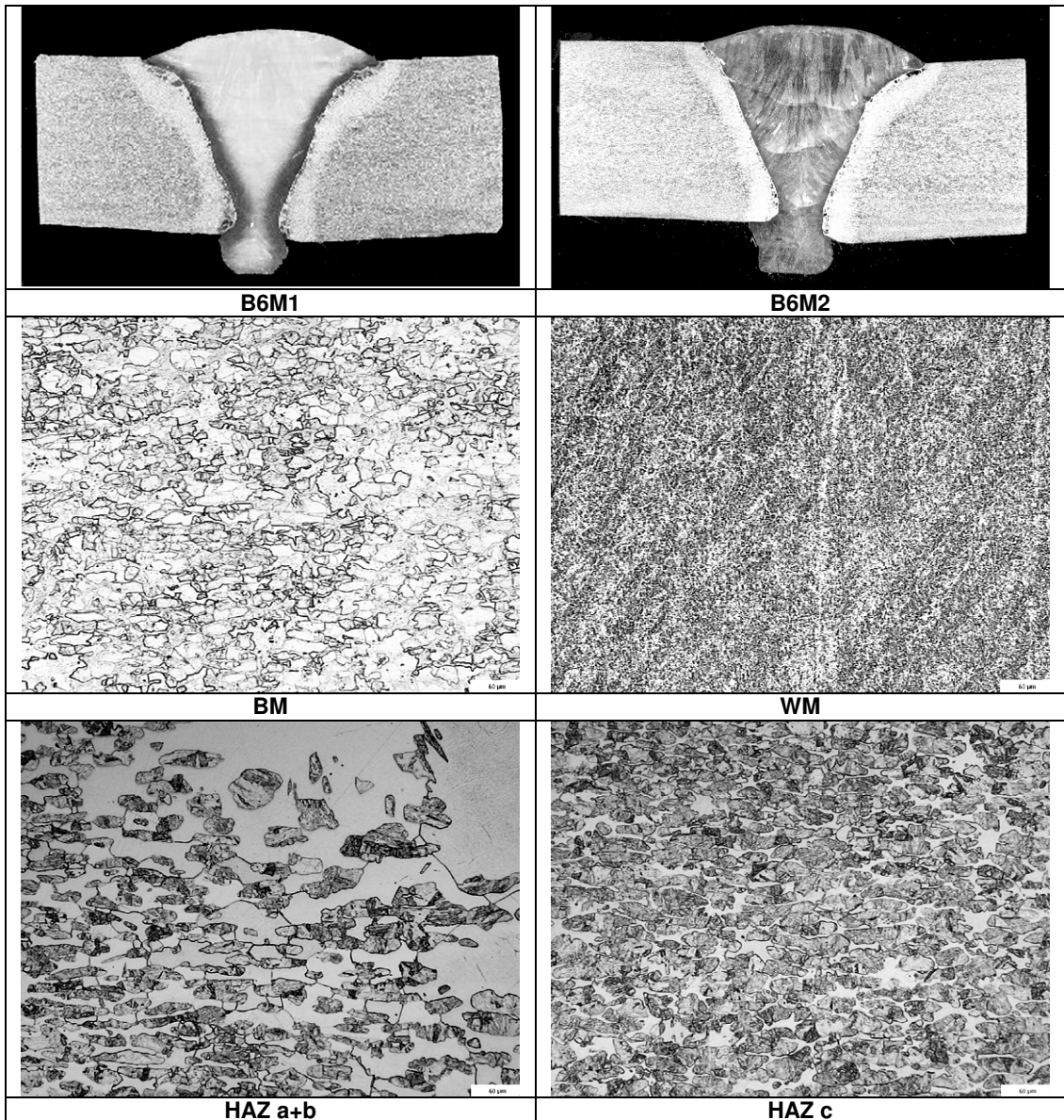


Figure 6.67: Macro and microphotographs of 12 mm thick GMAW weld with 306 type of consumables (B6).

Macro and microphotographs from SAW welded 12 mm thick similar welds with 309 type of filler metals are as below:

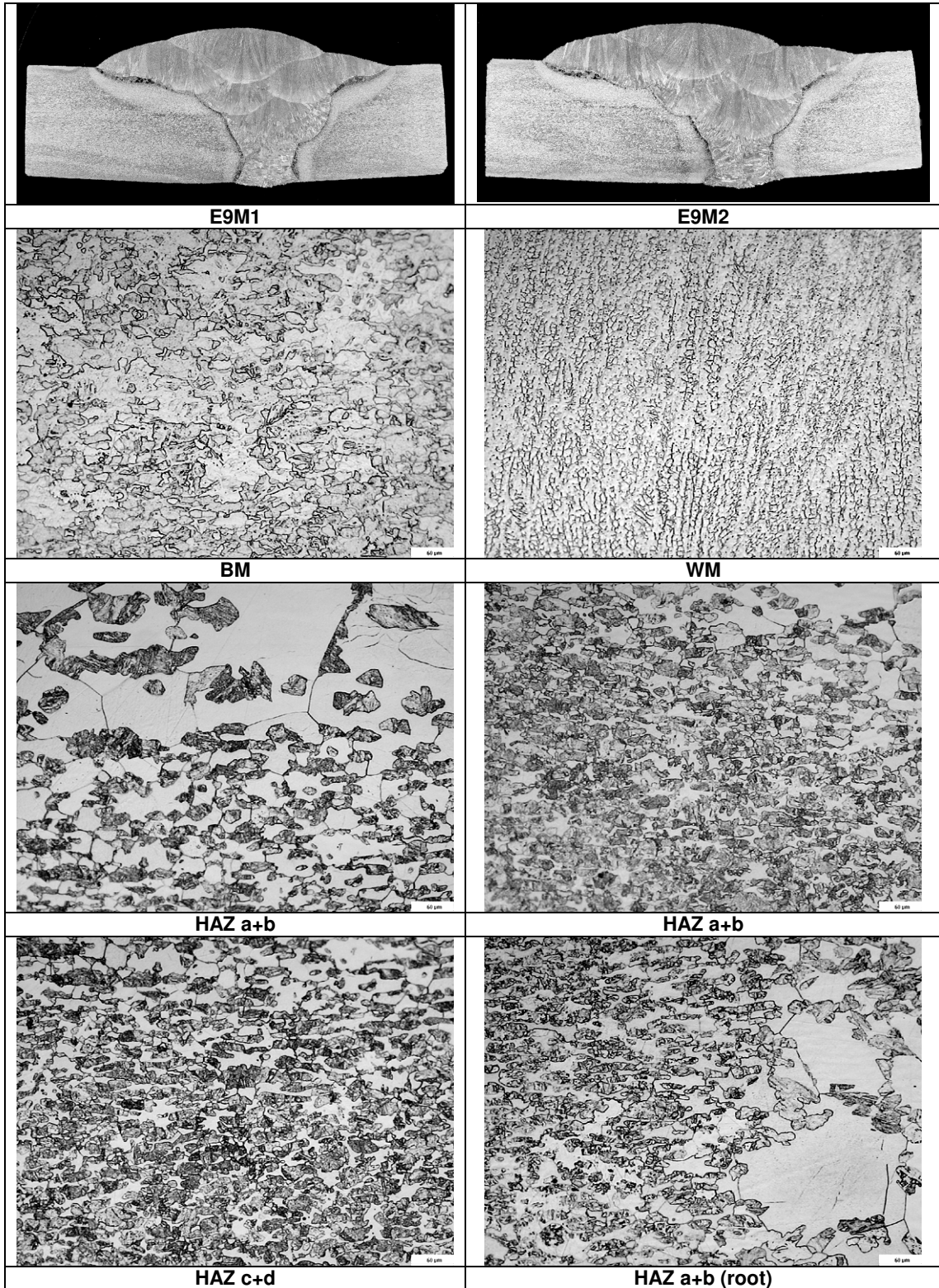


Figure 6.68: Macro and microphotographs of 12 mm thick SAW weld with 309 filler (E9).

Relevant photographs of the SAW weld made with 316 filler metals are seen below.

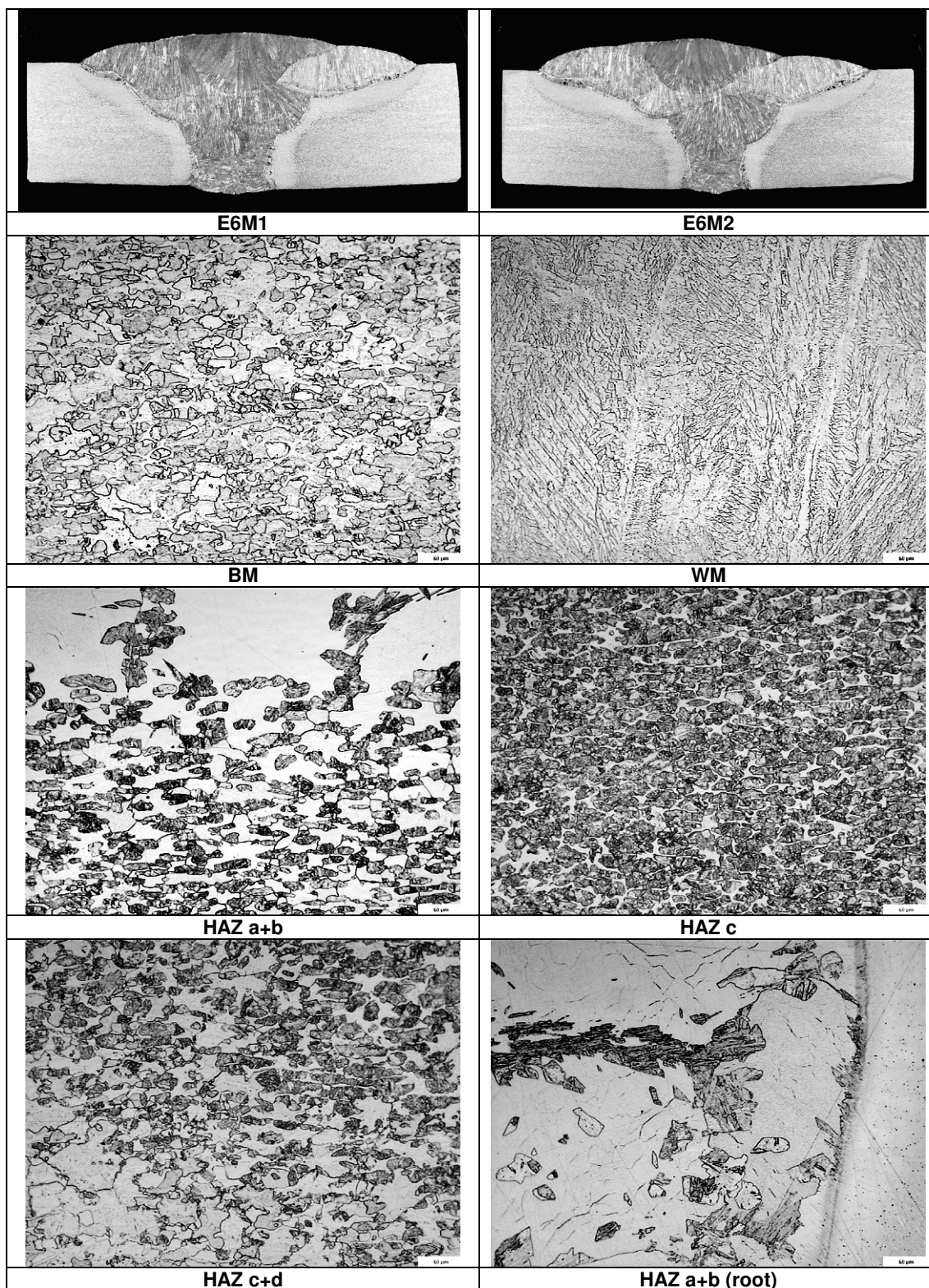


Figure 6.69: Macro and micrographs of 12 mm thick SAW weld with 316 filler (E6).

The macro and microphotographs of the LASER weld without filler metal made in the modified X2CrNi12 stainless steel are observed in the following figure.

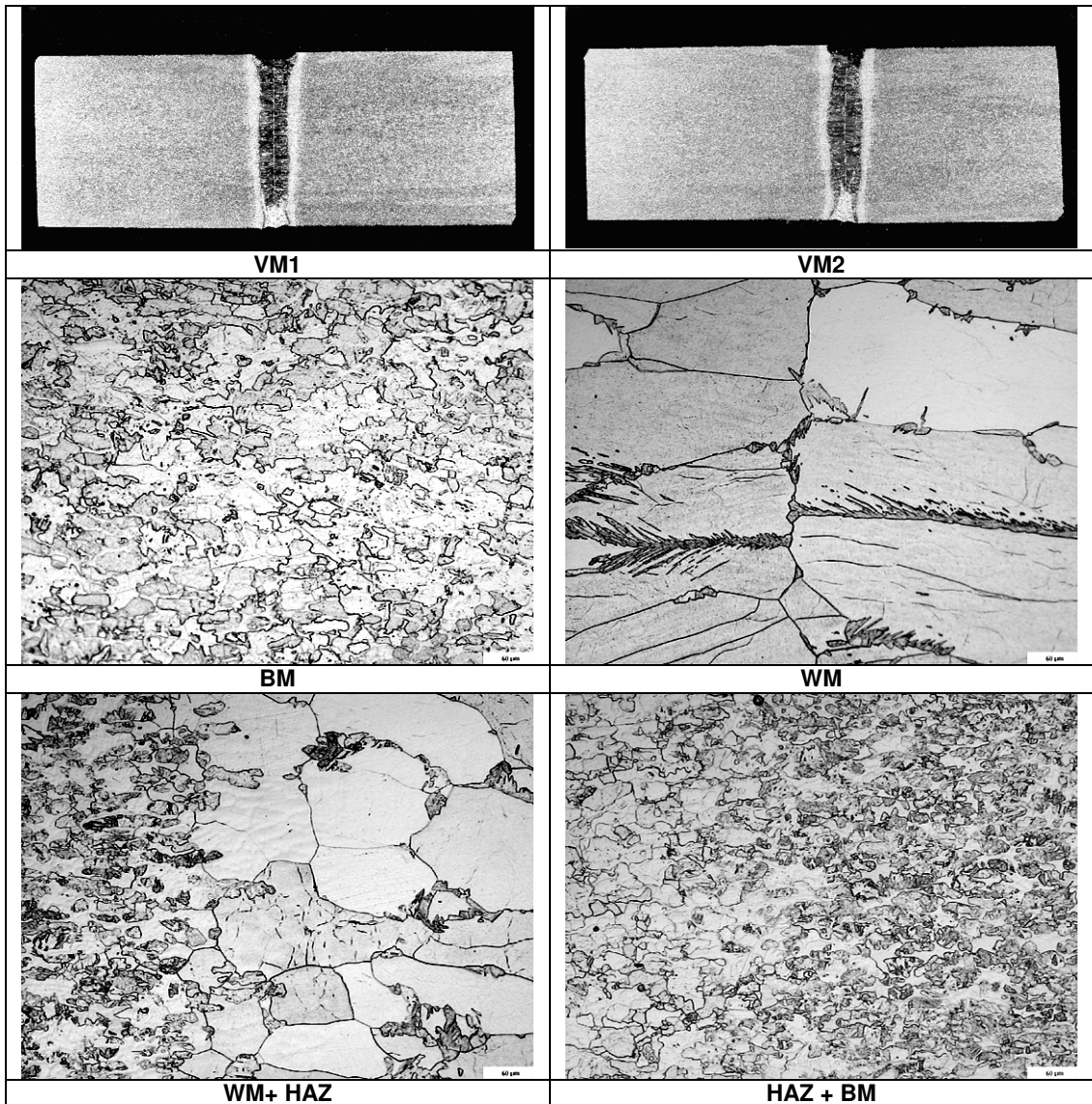


Figure 6.70: Macro and microphotographs of 12 mm thick LASER weld without filler metal (V).

The photographs of HYBRID welded (PAW+TIG) plates of 12 mm thick 12 Cr steel are presented below.

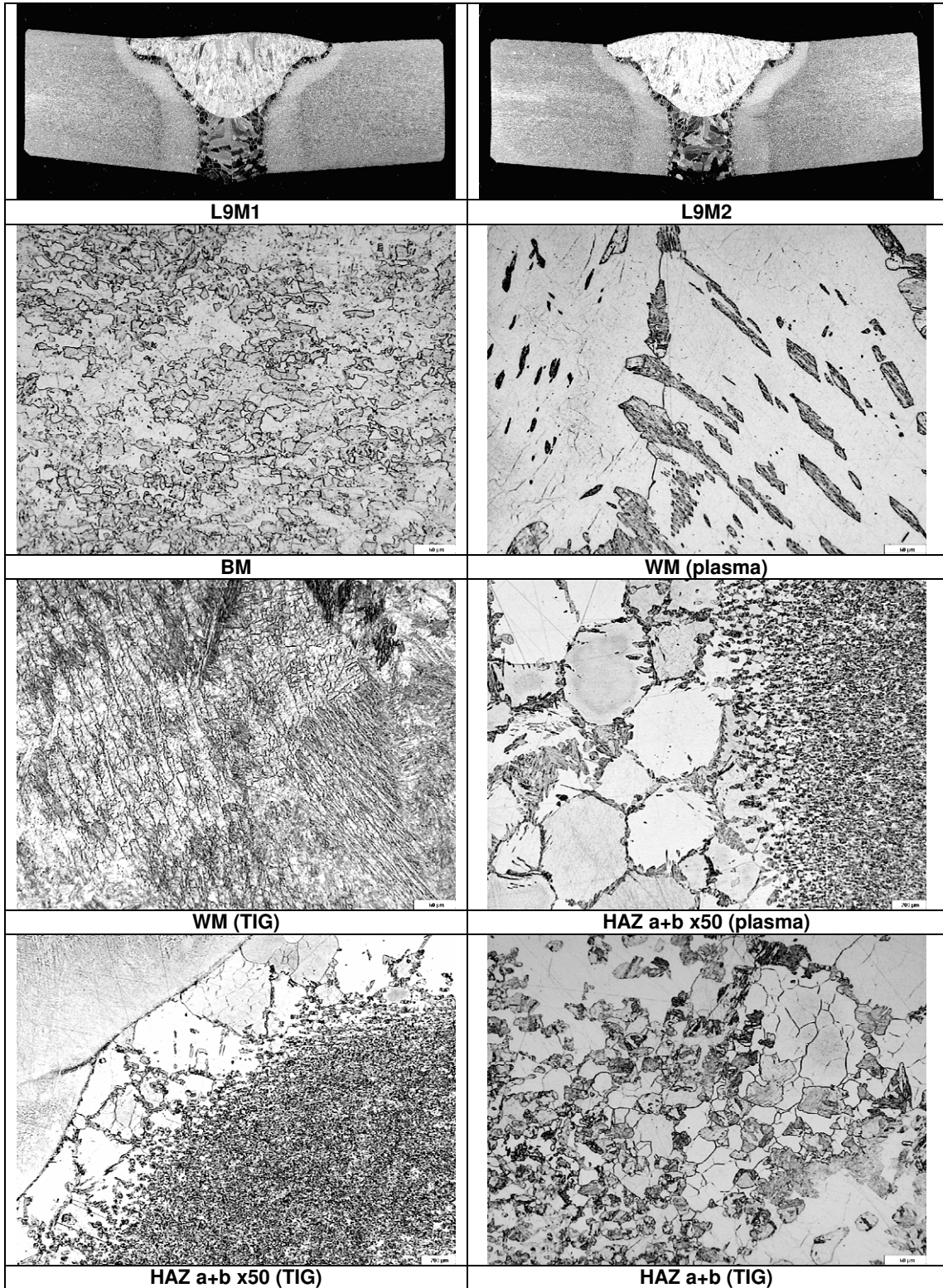


Figure 6.71: Macro and micrographs of 12 mm thick PAW + TIG weld with 309 filler metal (L9).

The macro and microphotographs of the samples extracted from the 12 mm thick HYBRID welded (PAW+TIG) plates of modified 12 Cr steel are presented as follows.

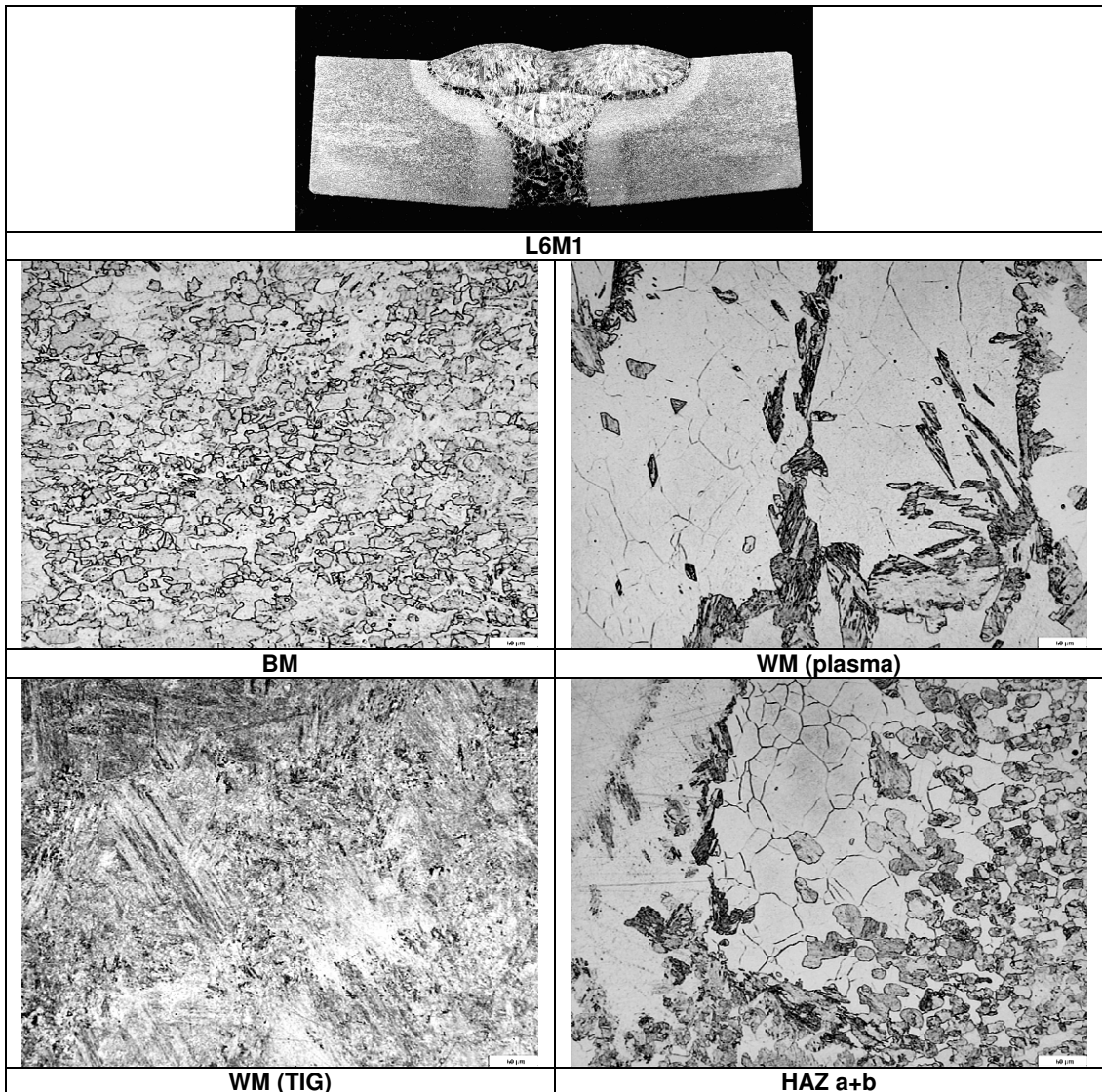


Figure 6.72: Macro and microphotographs of 12 mm thick PLASMA + TIG weld with 316 filler metal (L6).

Photographs from the 20 mm thick plates welded with FCAW process with 309 type of electrodes are given in the following figure.

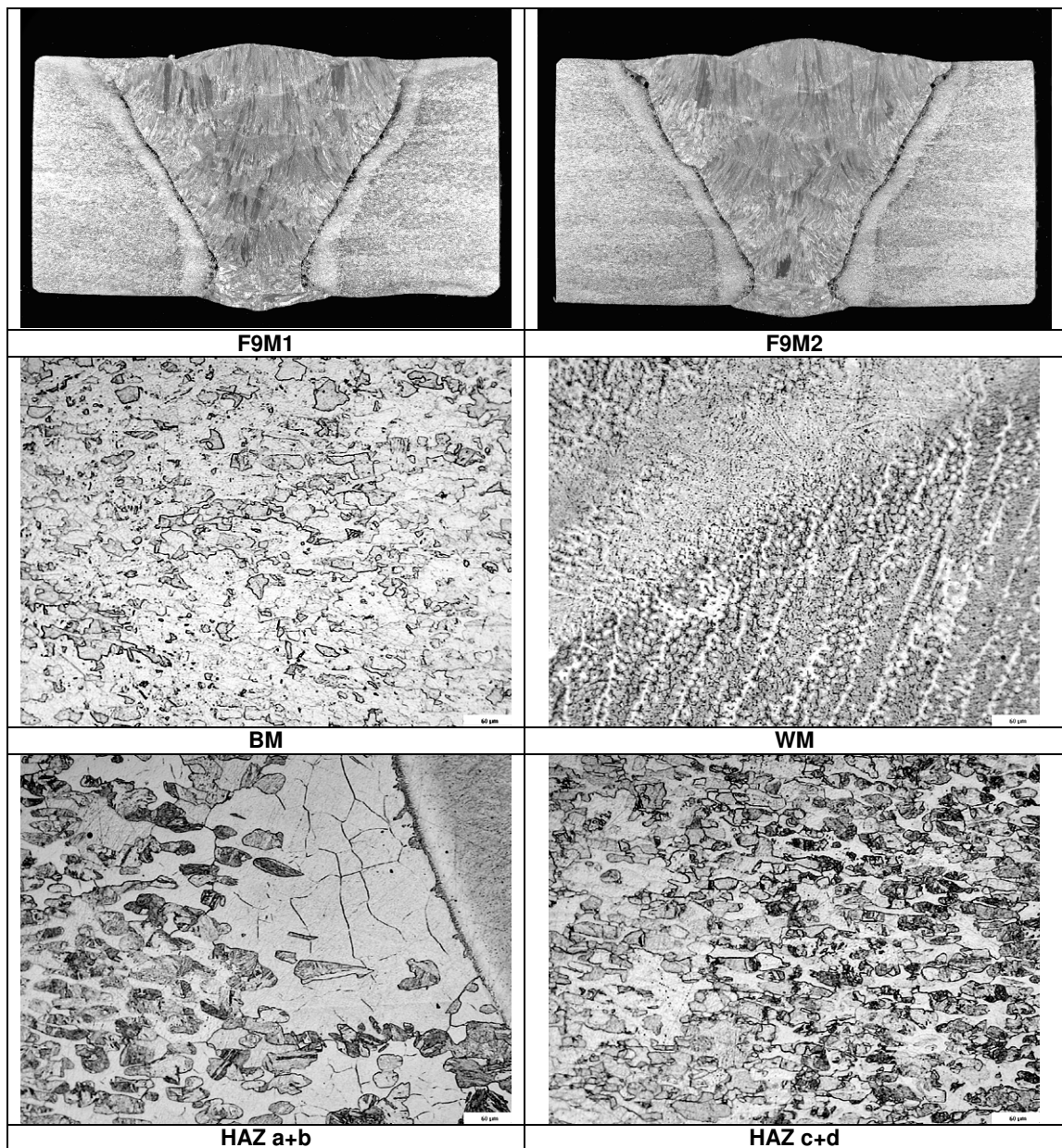


Figure 6.73: Macro and microphotographs of 20 mm thick FCAW weld with 309 filler metal (F9).

Figure below shows the macro and microphotographs of the samples derived from SAW welded 20 mm thick weld with 309 type of filler metals.

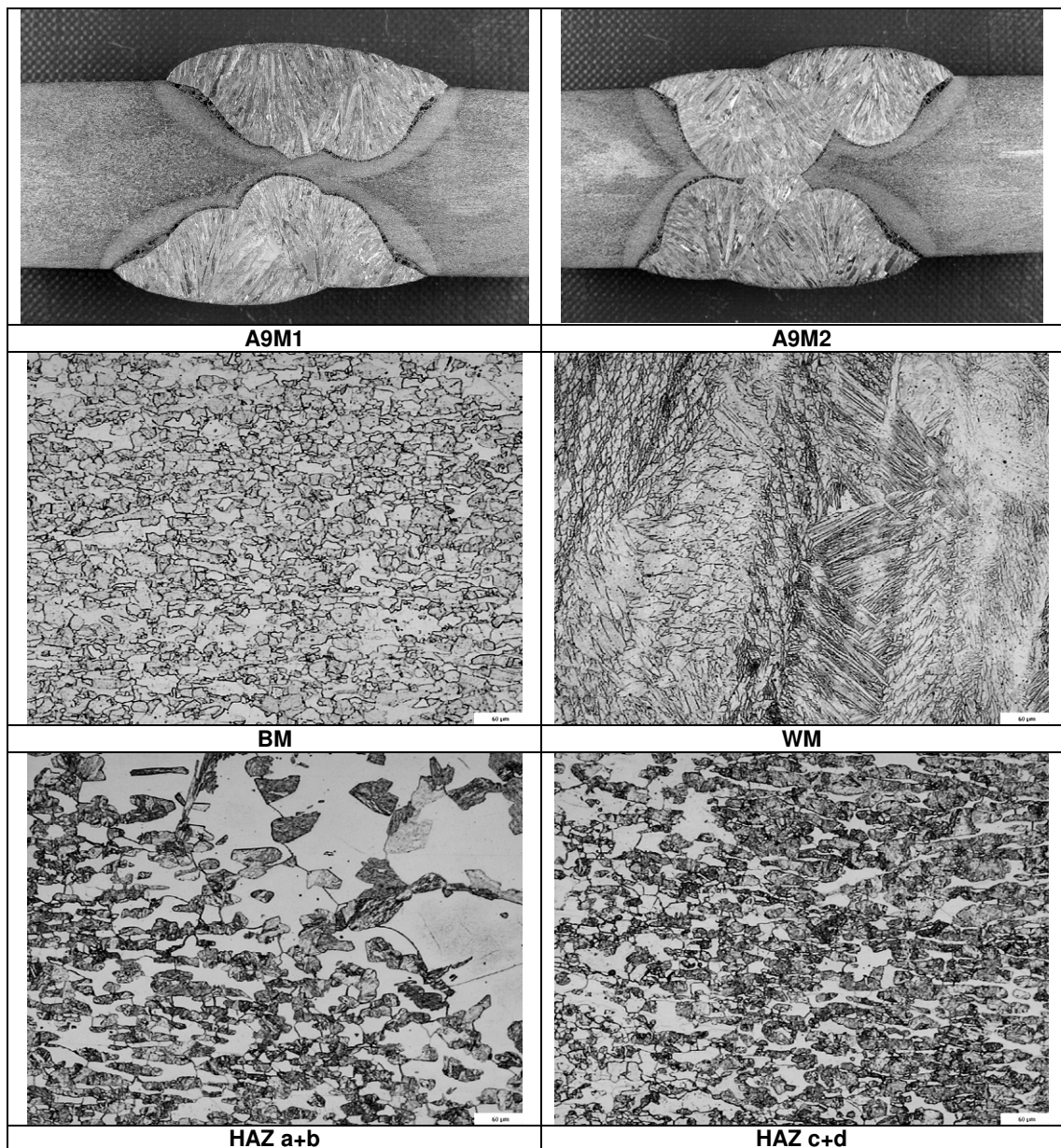


Figure 6.74: Macro and microphotographs of 20 mm thick SAW weld with 309 filler metal (A9).

Macro and microphotographs of 30 mm thick SMAW weld with 309 type of consumables are presented below.

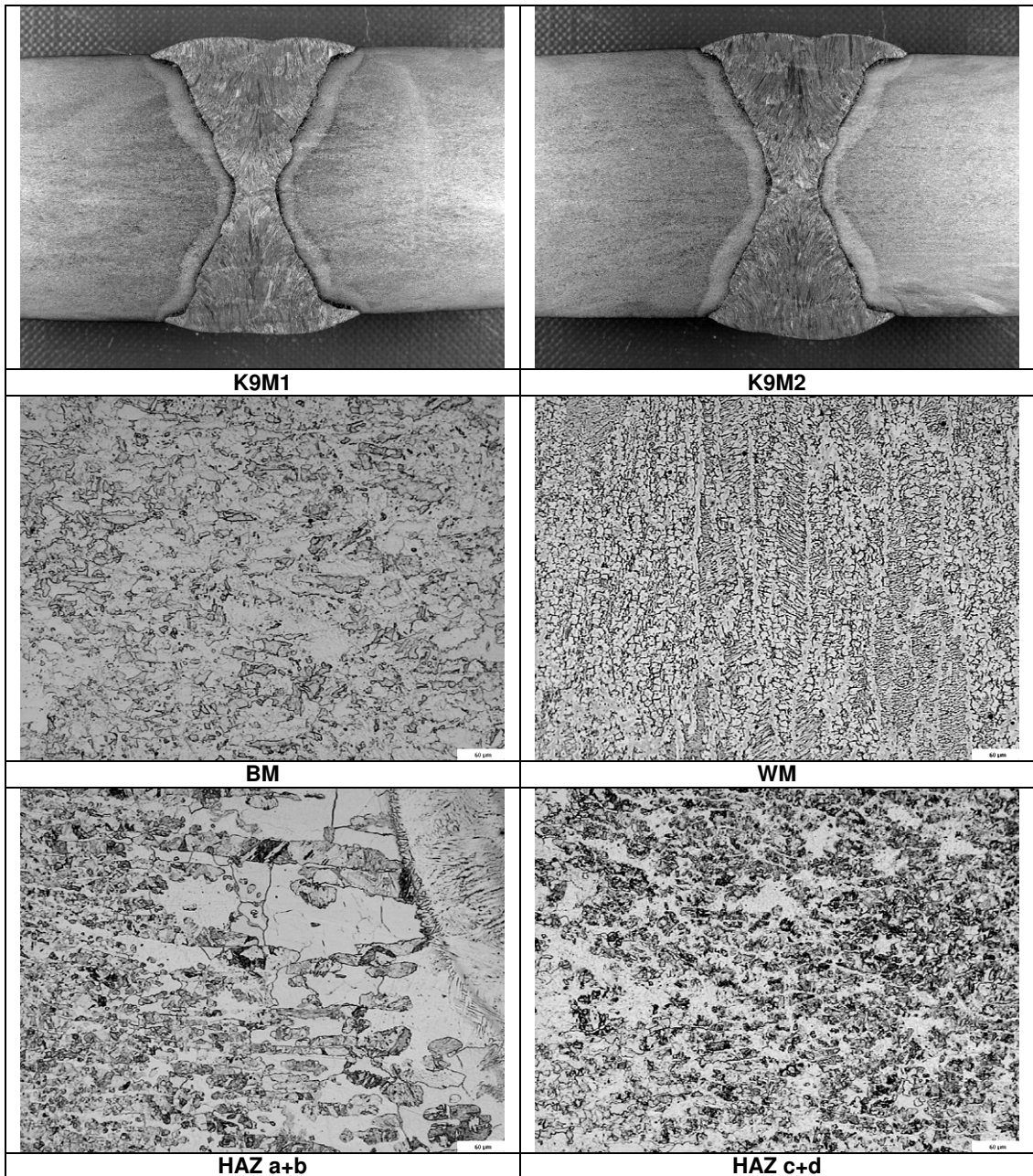


Figure 6.75: Macro and microphotographs of 30 mm thick SMAW weld with 309 filler metal (K9).

Macro and micrographs of the SAW welded 30 mm thick modified X2CrNi12 stainless steel with 309 type of filler metals are presented in the following figure.

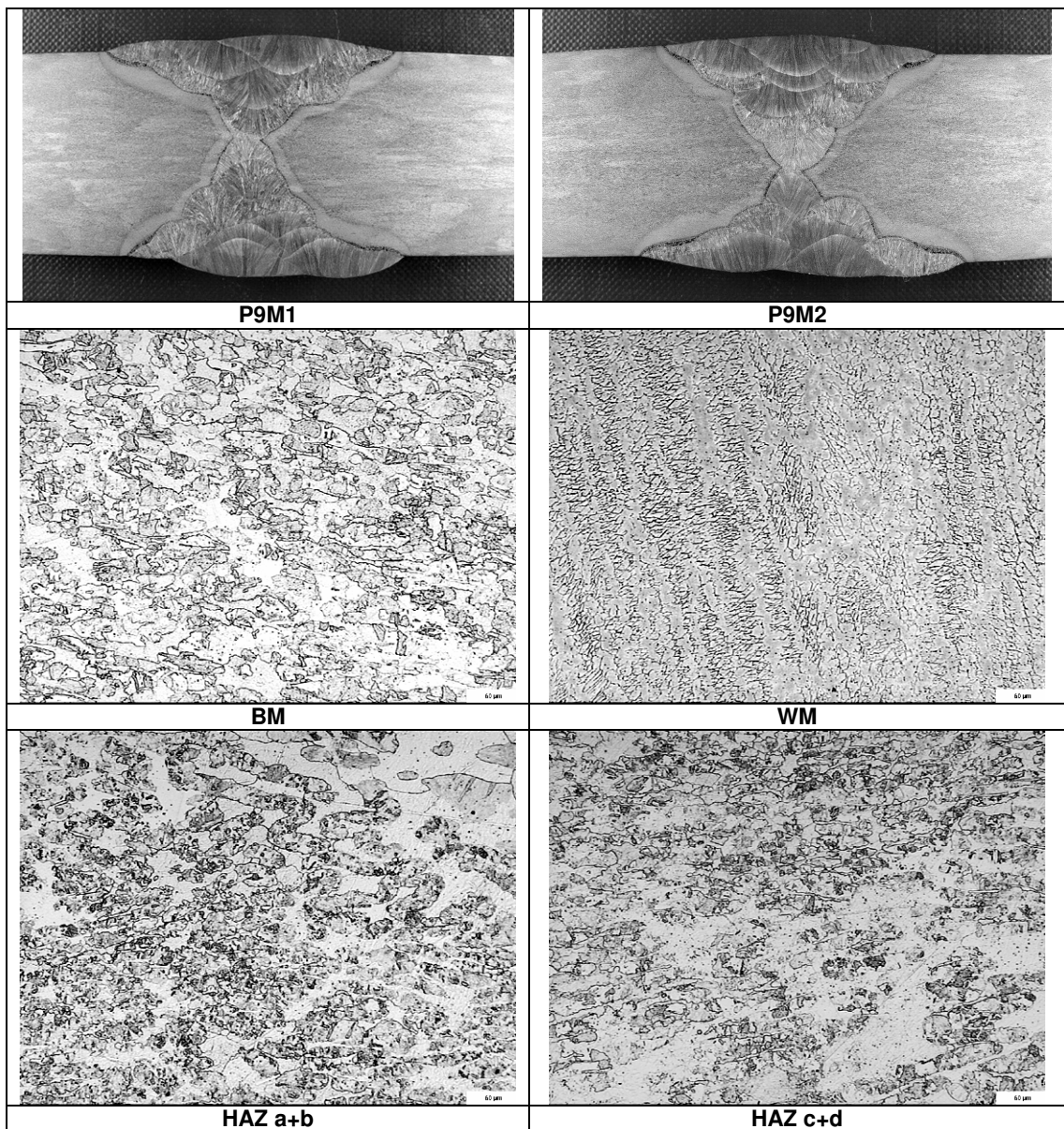


Figure 6.76: Macro and microphotographs of 30 mm thick SAW weld with 309 filler metal (P9).

LOM macro and microphotographs of 30 mm thick SAW welded modified 12 % Cr stainless steel with duplex type of consumables are given below (Deleu et al 2007).

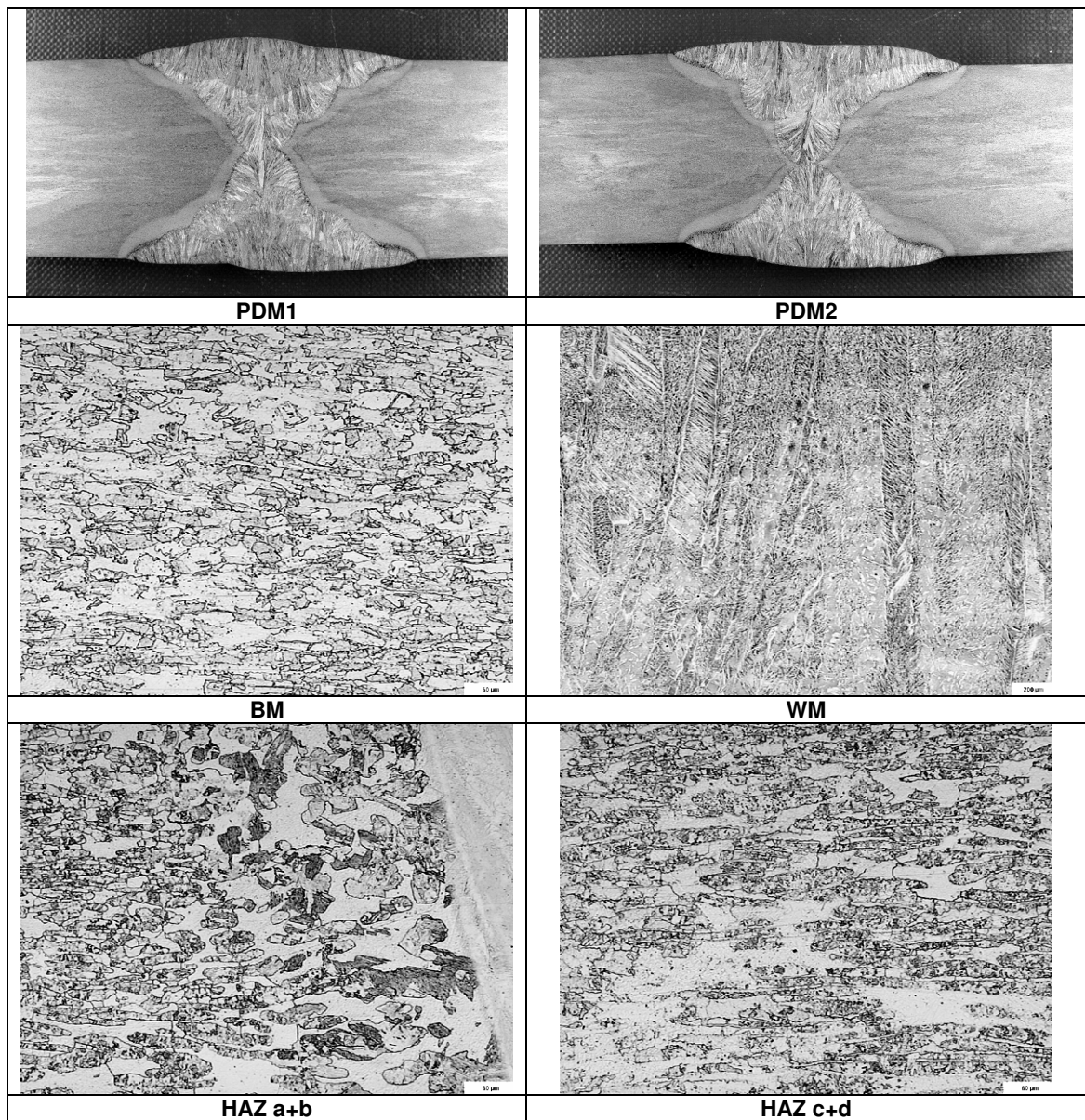


Figure 6.77: Macro and microphotographs of 30 mm thick SAW weld with duplex filler metal (PD).

Relevant photographs obtained from the dissimilar FCAW welded joints made between the 12 mm thick modified X2CrNi12 stainless steel and S355 steel with 309 type of filler metals are illustrated in the figure below.

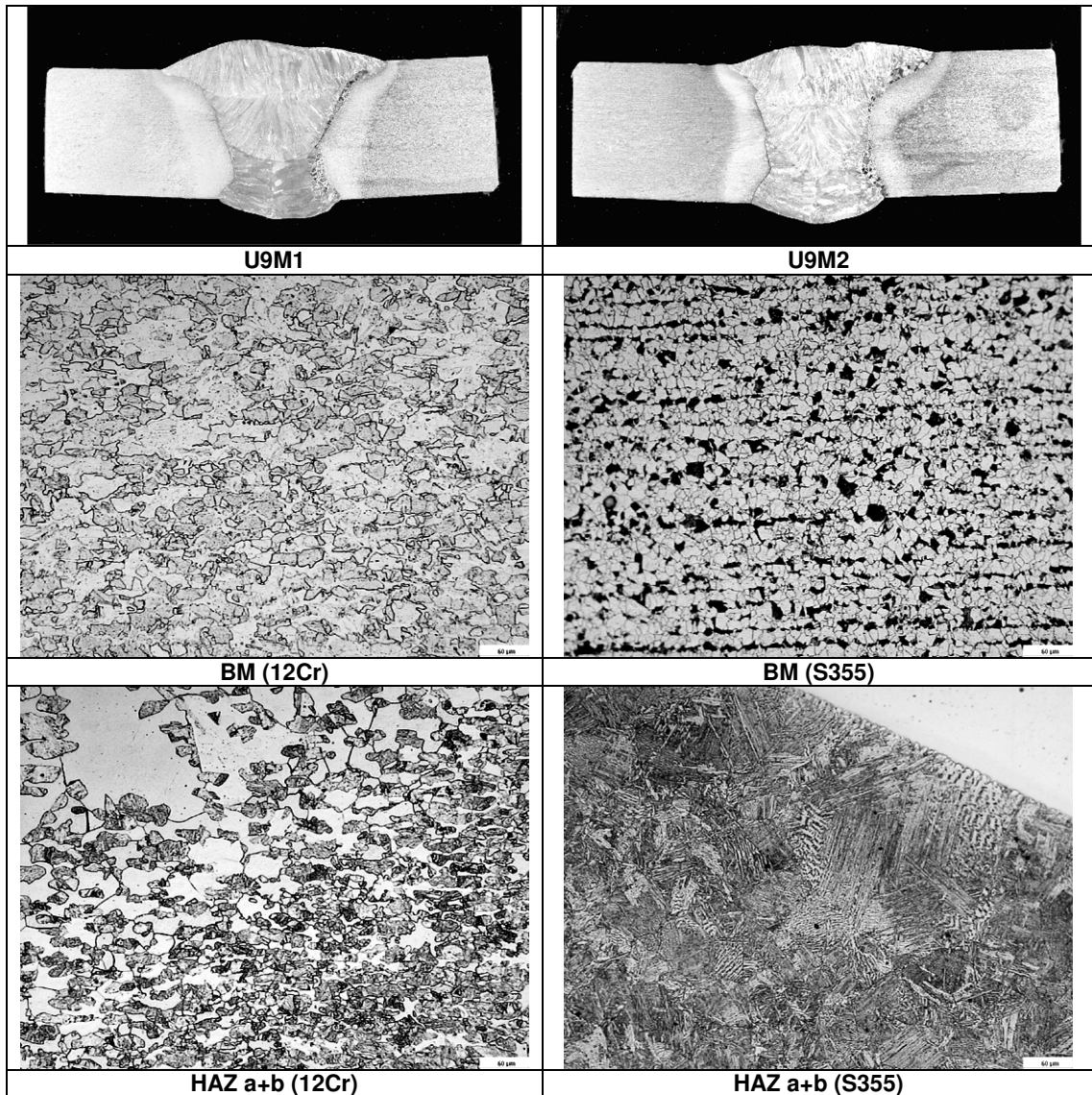


Figure 6.78: Macro and microphotographs of 12 mm thick FCAW weld with 309 filler metal (U9).

Macro and microphotographs of 20 mm thick dissimilar SAW weld with 309 type of consumables are presented in the following figure.

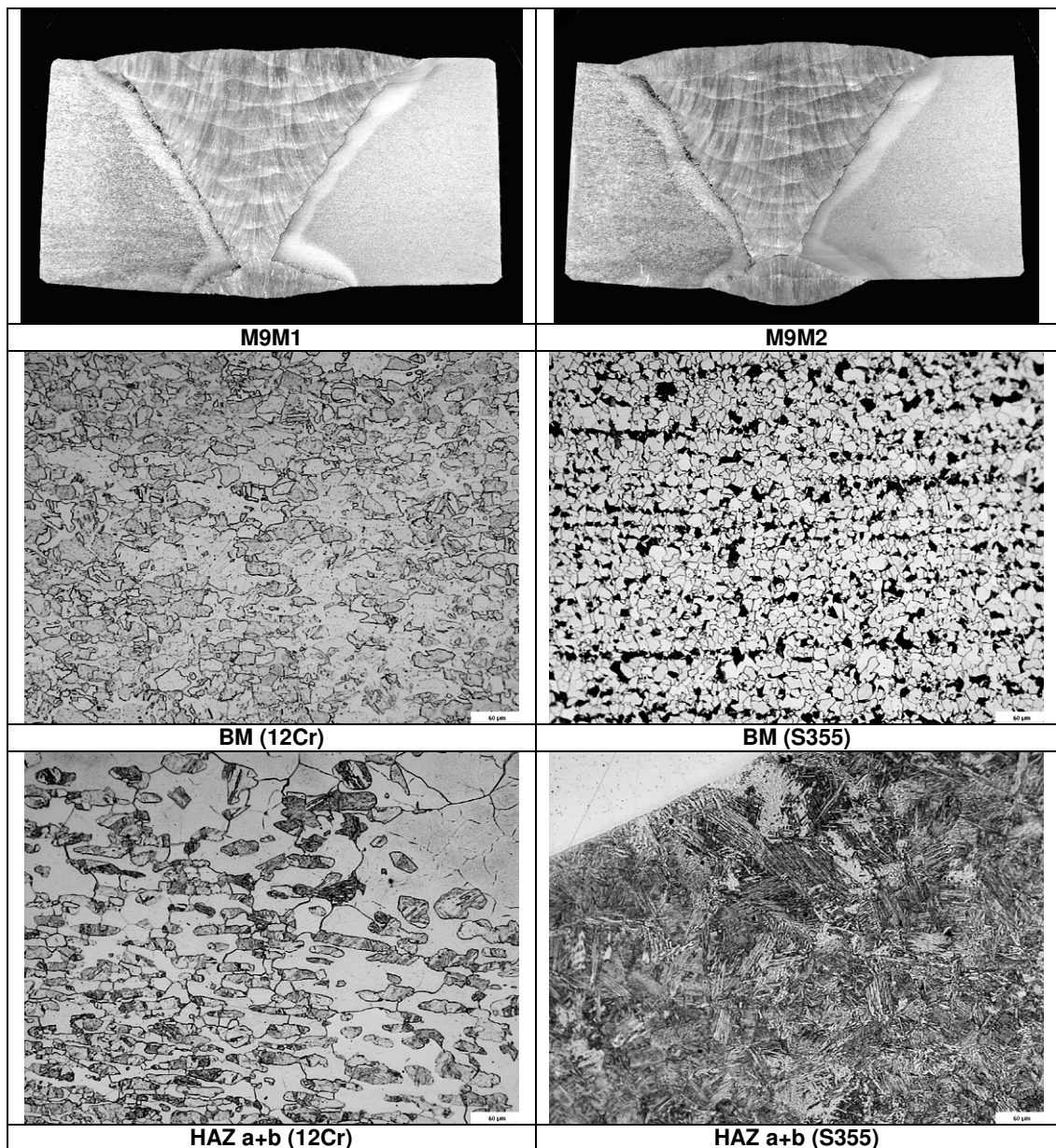


Figure 6.79: Macro and microphotographs of 20 mm thick SMAW weld with 309 filler metal (M9).

Photographs obtained from the cross sections of the dissimilar FCAW welded joints made between the 12 mm thick modified X2CrNi12 stainless steel and S355 steel with 309 type of filler metals are given in the below figure.

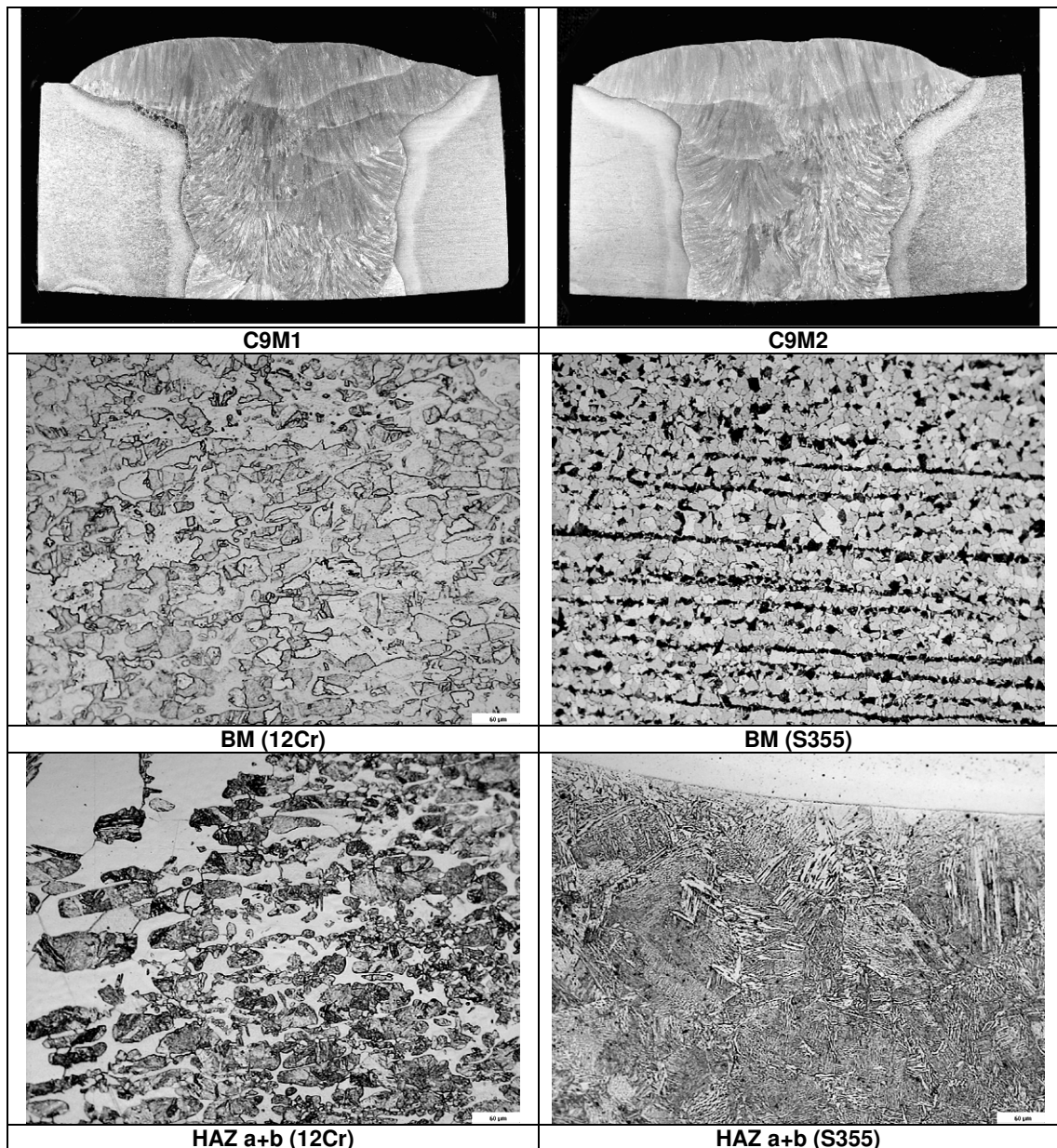


Figure 6.80: Macro and microphotographs of 20 mm thick SAW weld with 309 filler metal (C9).

6.9. Hardness Measurement Results

Vickers hardness measurement (HV5) results for each weld are given in the form of tables and hardness graphs.

In those HV5 data tables, maximum values measured at the weld metal and at both heat affected zones are given in bold for each hardness traverse. Values between brackets are valid for locations 0,7 mm respectively above and below the line of indentations for the left HAZ and for locations 0,7 mm respectively below and above the line of indentations for the right HAZ. Therefore, open symbols are used for the corresponding data in the relevant figures.

HV5 measurement data and HV5 graph of 6 mm thick GMAW welded joints presented below.

Table 6.49: HV5 hardness of the 6 mm thick GMAW weld with ER309LSi wires (R9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
R9M1	Face	168-170-173	278-280-246(-229-240)	186-203-192	(281-246)-254-299-296	172-169-162
	Root	174-175-178	229-264-222(-234-225)	196-192-206	(220-213)-215-281-258	168-168-168
R9M2	Face	169-164-162	278-257-233(-226-227)	185-185-186	(255-239)-258-274-250	174-186-174
	Root	166-169-169	268-244-216(-229-224)	206-214-199	(193-224)-192-205-214	174-175-181

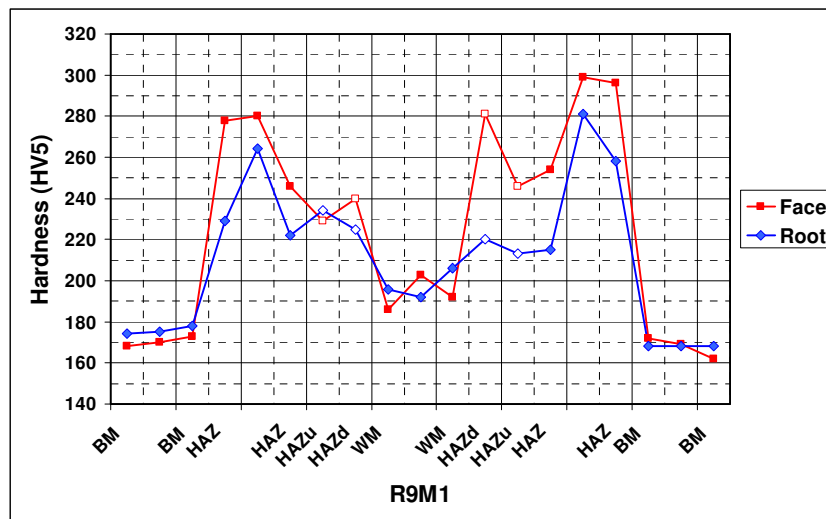


Figure 6.81: HV5 graph of R9M1.

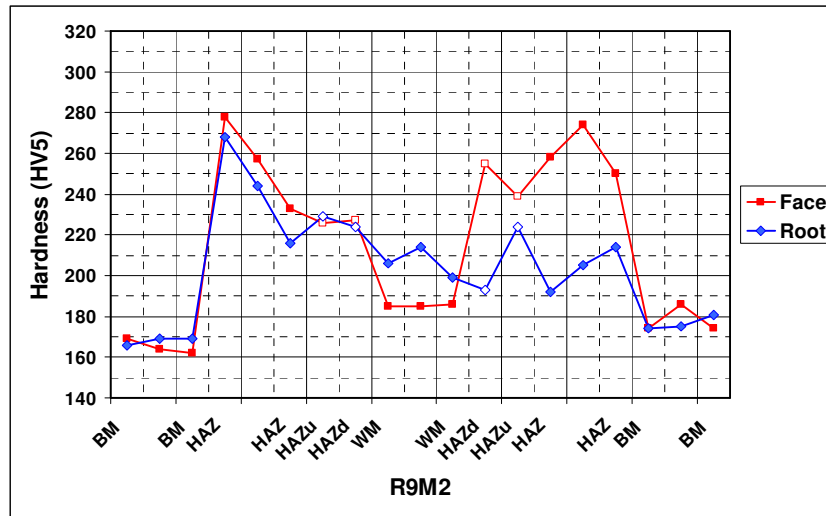


Figure 6.82: HV5 graph of R9M2.

Hardness results and graph of the PLASMA welded joint of 6 mm thick panels without filler metal are given below.

Table 6.50: HV5 hardness of the 6 mm thick Plasma weld without filler metal (S).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
SM1	Face	172-171-169	251-262-202(-234-224)	207-198-200	(178-206)-192-265-269	167-169-170
	Root	171-173-170	229-280-254(-232-235)	210-199-220	(238-243)-235-259-274	168-168-168

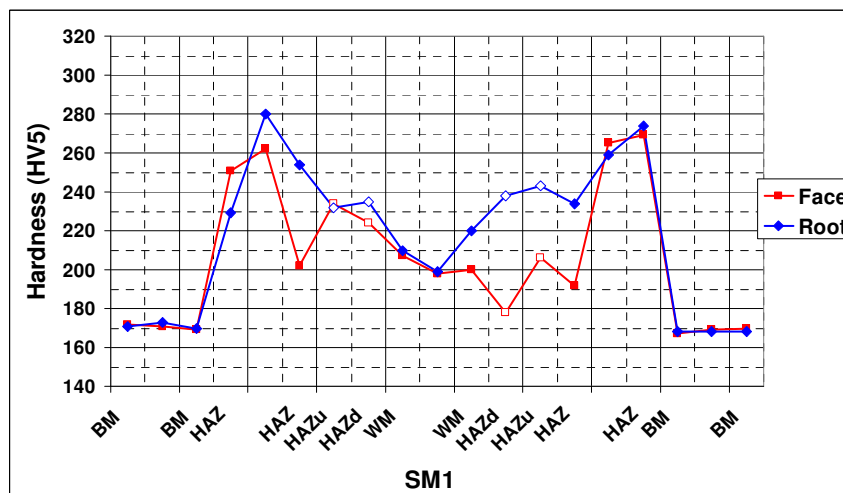


Figure 6.83: HV5 graph of SM1.

HV5 result table and the relevant graphs for the PLASMA welded joint of 6 mm thick modified 12 Cr stainless steel with 316 type of consumables are summarized below.

Table 6.51: HV5 hardness of the 6 mm thick PAW weld with ER316L type of wires (S6).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
S6M1	Face	171-168-162	278-283-244(-216-246)	332-328-315	(214-204)-227-249-258	167-169-170
	Root	172-166-166	277-281-200(-208-229)	335-319-334	(229-212)-229-265-268	169-171-169
S6M2	Face	168-171-176	206-260-254(-233-239)	320-317-322	(229-211)-234-251-243	171-166-166
	Root	173-176-169	281-262-236(-245-240)	245-282-289	(231-238)-231-272-278	170-174-170

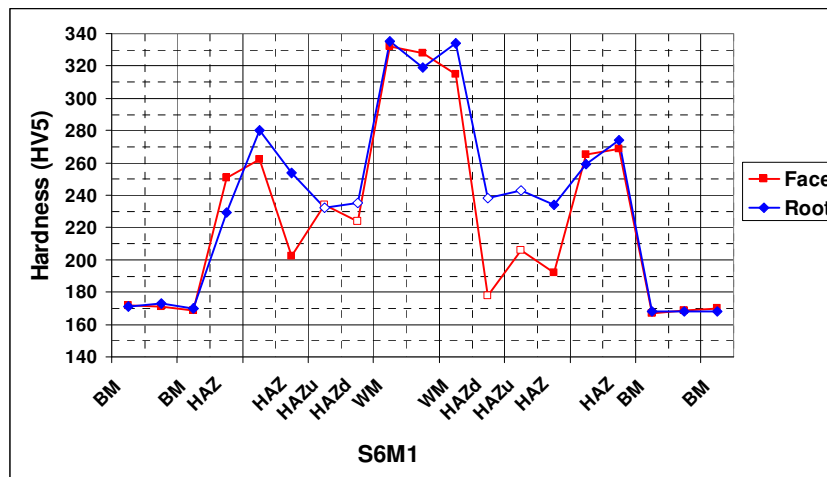


Figure 6.84: HV5 graph of S6M1.

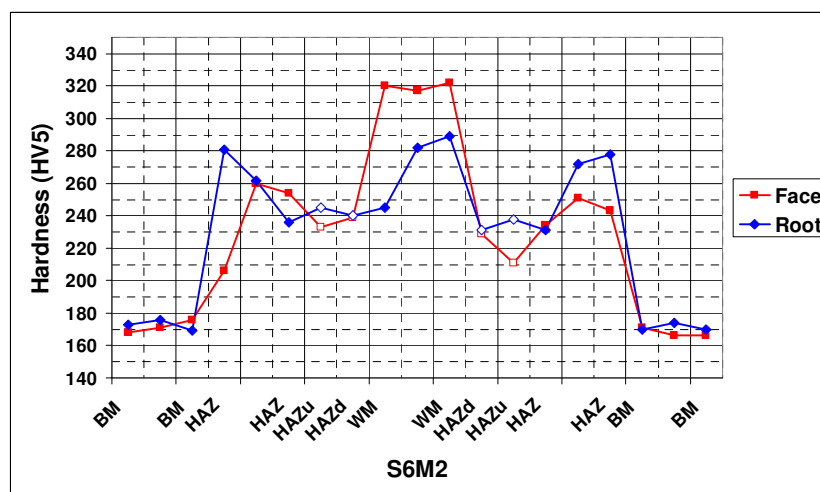


Figure 6.85: HV5 graph of S6M2.

HV5 table and figures obtained from the samples of 12 mm thick SMAW weld with ER309 type of electrodes are illustrated as follows:

Table 6.52: HV5 hardness of the 12 mm thick SMAW weld (V9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
V9M1	Face	168-169-169	277-215-195(-201-195)	199-192-189	(193-187-)183-217-281	179-173-176
	Root	171-166-169	202-239-201(-224-201)	224-216-214	(185-201-)181-221-213	171-172-169
V9M2	Face	166-165-174	262-235-196(-207-201)	181-197-195	(189-236-)201-264	175-175-174
	Root	167-171-171	265-255-194(-232-226)	234-221-227	(234-249-)216-258-268	174-176-172

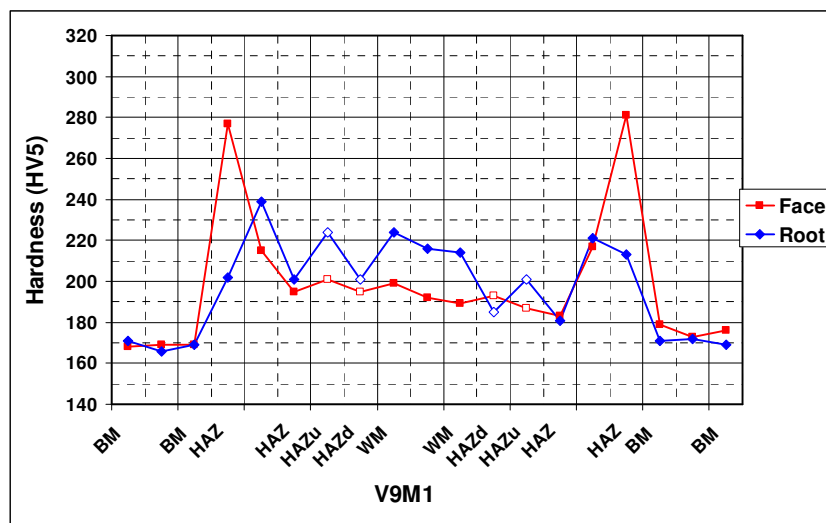


Figure 6.86: HV5 graph of V9M1.

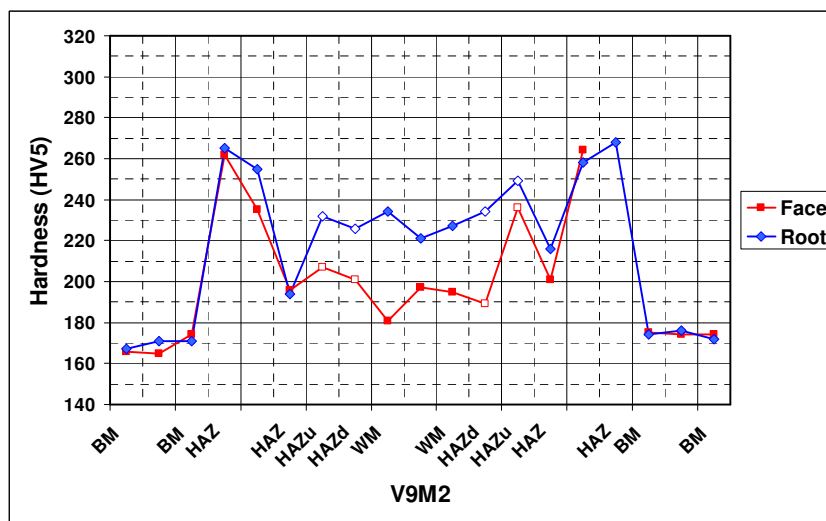


Figure 6.87: HV5 graph of V9M2.

Relevant table and figures of HV5 measurements of 12 mm thick GMAW weld with ER309LSi type of wires are presented below.

Table 6.53: HV5 hardness of the 12 mm thick GMAW weld (B9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
B9M1	Face	174-173-178	215-271-205(-169-203)	172-186-179	(218-198)-200-262-268	170-175-180
	Root	173-171-173	210-181(-186-204)	213-218-218	(204-212)-199-210	170-174-175
B9M2	Face	166-164-167	253-275-194(-185-200)	178-176-178	(185-196)-191-268-265	166-174-173
	Root	169-168-168	234-228-249(-253-205)	224-211-227	(206-244)-203-233-269	178-170-171

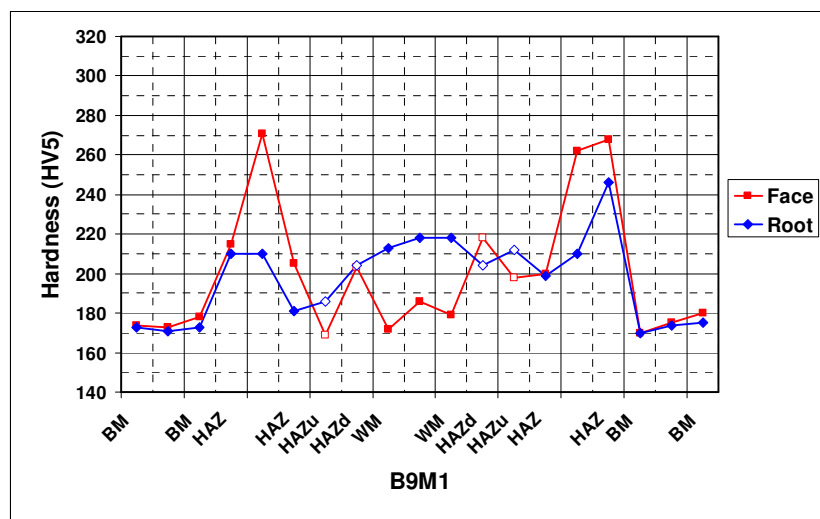


Figure 6.88: HV5 graph of B9M1.

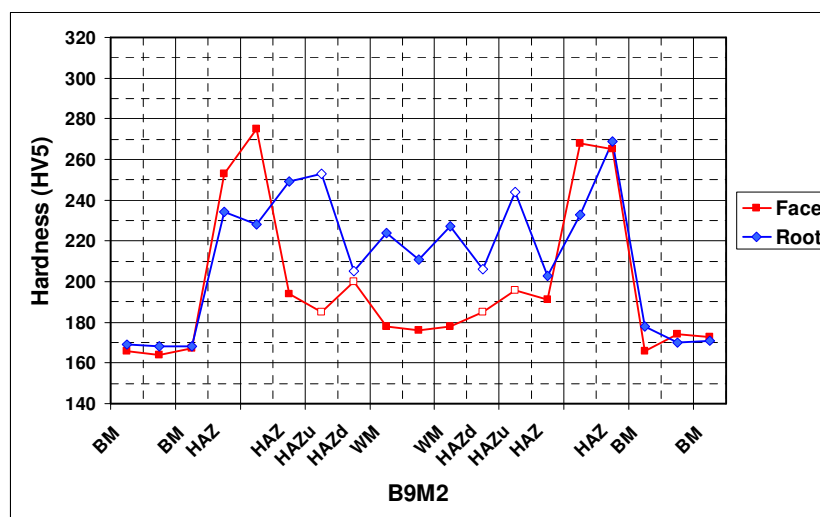


Figure 6.89: HV5 graph of B9M2.

Hardness values and graphs of the 12 mm thick GMAW weld with ER309LSi type of wires are presented in the following paragraphs.

Table 6.54: HV5 hardness of the 12 mm thick GMAW weld (B8).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
B8M1	Face	166-170-168	262-275-187(-201-195)	188-183-177	(203-200)-178-229-278	174-168-169
	Root	169-169-175	292-275-239(-223-210)	226-235-235	(261-229)-236-291-299	189-178-178
B8M2	Face	175-171-168	267-227-168(-183-184)	169-161-172	(186-188)-191-238-278	166-169-166
	Root	174-178-175	255-272-224(-246-210)	213-239-229	(211-223)-232-257-228	178-171-171

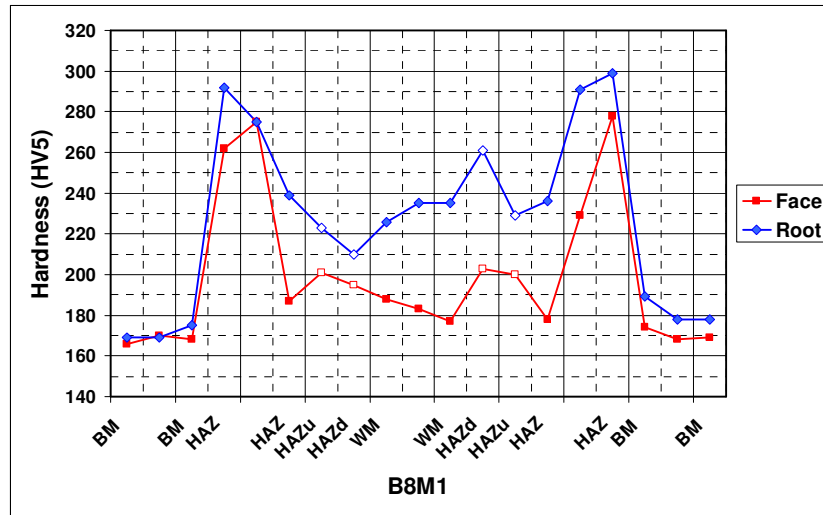


Figure 6.90: HV5 graph of B8M1.

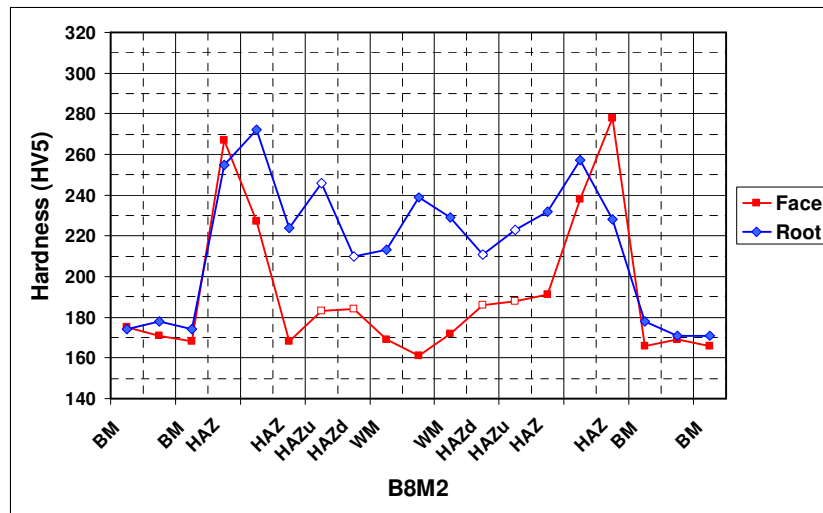


Figure 6.91: HV5 graph of B8M2.

Relevant HV5 data of 12 mm thick GMAW weld with ER316LSi wires are as follows.

Table 6.55: HV5 hardness data of the 12 mm thick GMAW weld (B6).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
B6M1	Face	174-183-181	275-243-178(-202-185)	178-178-168	(176-212)-212-271-278	185-197-186
	Root	178-178-179	211-240-205(-209-203)	222-223-226	(201-216)-203-234-194	188-184-192
B6M2	Face	164-170-171	275-264-203(-231-197)	186-191-169	(212-194)-206-235-267	169-177-171
	Root	171-171-169	254-251-231(-204-209)	213-213-205	(227-220)-216-246-217	175-175-178

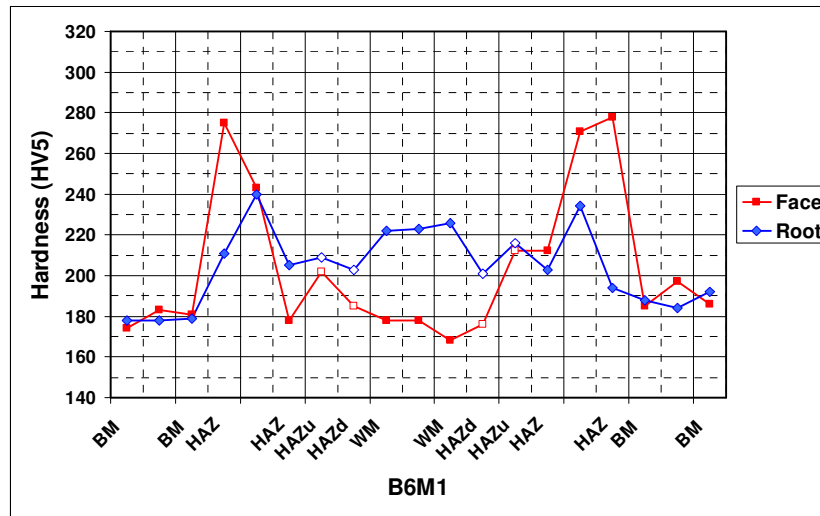


Figure 6.92: HV5 graph of B6M1.

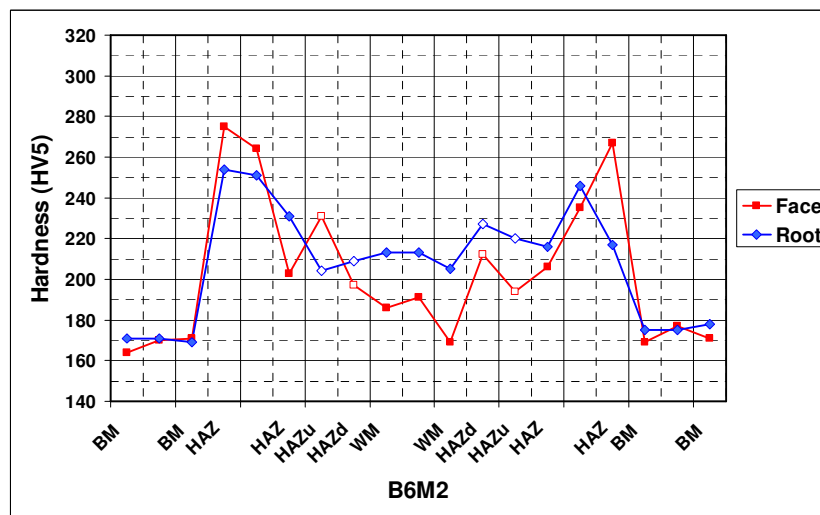


Figure 6.93: HV5 graph of B6M2.

Hardness measurements and HV5 graphs of 12 mm thick SAW weld with ER309L type of wires are presented below.

Table 6.56: HV5 hardness of the 12 mm thick SAW weld with ER309L wires (E9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
E9M1	Face	169-167-167	275-203-208(-195-192)	188-183-201	(176-200-)206-234-283	173-171-165
	Root	172-164-169	207-201(-201-196)	210-217-208	(197-236-)210-244	169-172-168
E9M2	Face	170-167-169	277-261-194(-187-201)	173-183-193	(206-211)-200-258-265	173-172-171
	Root	163-172-166	240-223-220(-208-227)	224-231-226	(218-229)-225-212-210	173-175-173

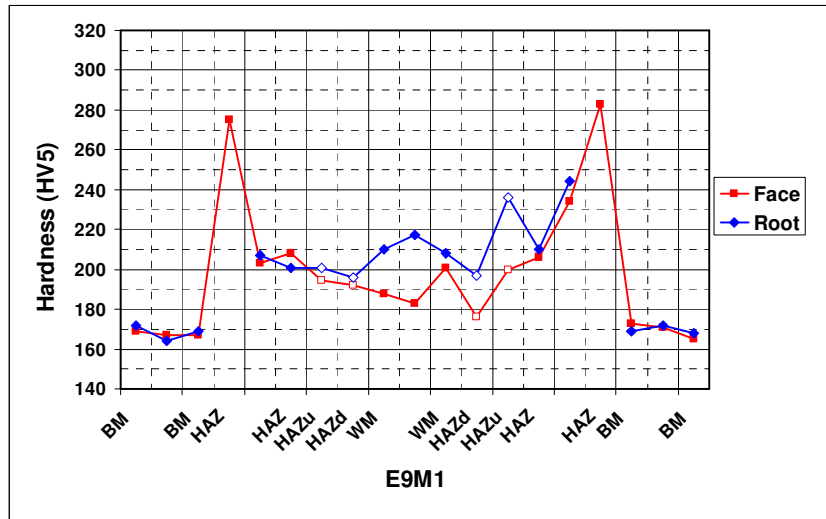


Figure 6.94: HV5 graph of E9M1.

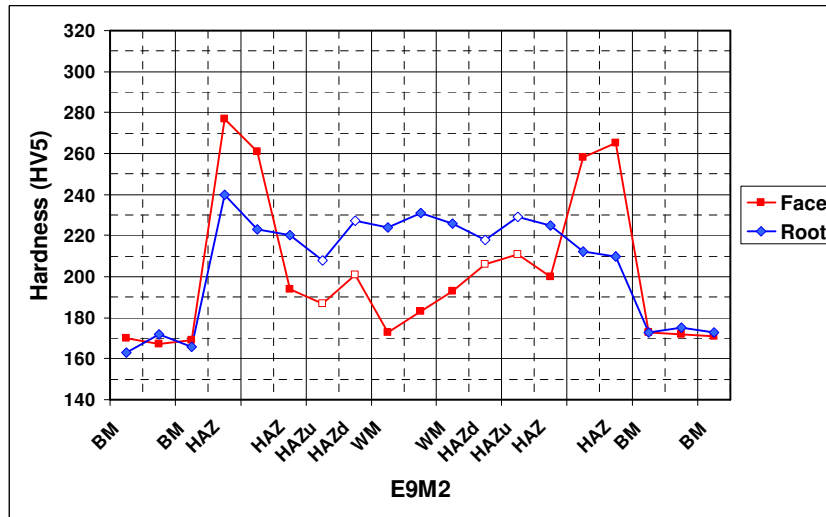


Figure 6.95: HV5 graph of E9M2.

Relevant HV5 data for the SAW weld with ER316L type of wires of 12 mm thick modified 12 Cr stainless steel base metal are given below.

Table 6.57: HV5 hardness of the 12 mm thick SAW weld with ER316L wires (E6).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
E6M1	Face	172-175-178	278-244-180(-208-214)	204-178-223	(186-194-)188-229-281	177-177-167
	Root	169-171-171	222-229-211(-197-214)	224-221-214	(228-208-)187-228-215	174-175-168
E6M2	Face	174-170-171	286-189-177(-201-213)	186-175-207	(179-200)-201-271-272	165-171-174
	Root	171-171-170	254-232-206(-216-218)	221-227-229	(221-239)-218-255-234	175-174-171

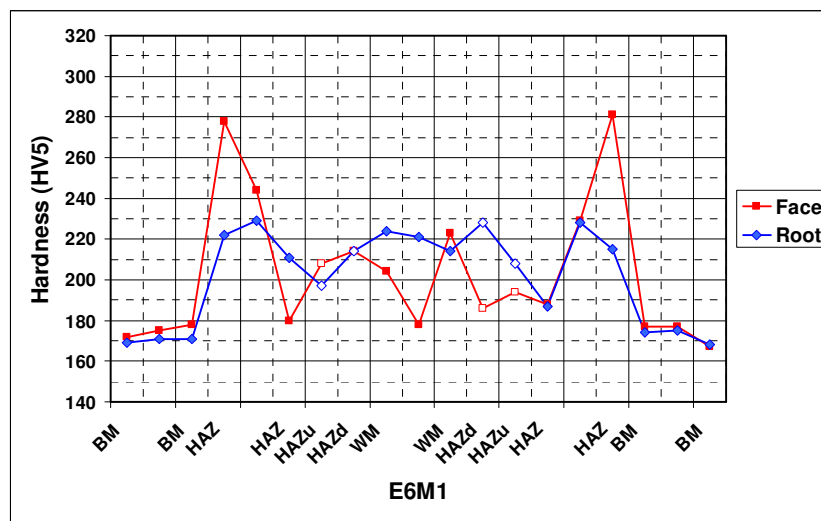


Figure 6.96: HV5 graph of E6M1.

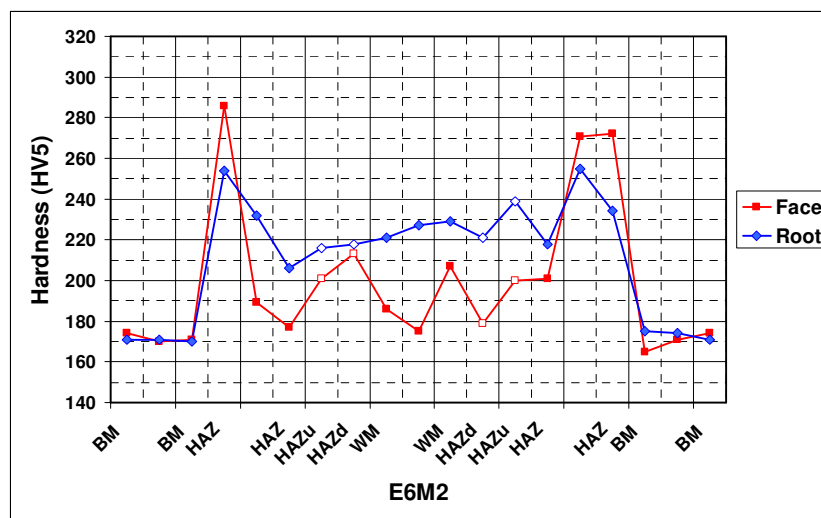


Figure 6.97. HV5 graph of E6M2.

HV5 results and graphs of the 12 mm thick LASER weld without filler are below.

Table 6.58: HV5 hardness of the 12 mm thick LASER weld without filler metal (V).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	FM	HAZ	BM
VM1	Face	164-164-165	267(-274-269)	202-210-197	(278-264)-278	162-161-160
	Root	160-162-162	250(-254-265)	212-223-198	(277-268)-283	165-166-159
VM2	Face	162-162-160	261(-274-267)	178-198-197	(261-272)-265	160-163-165
	Root	159-163-162	261(-272-265)	215-267-258	(270-240)-262	165-166-165

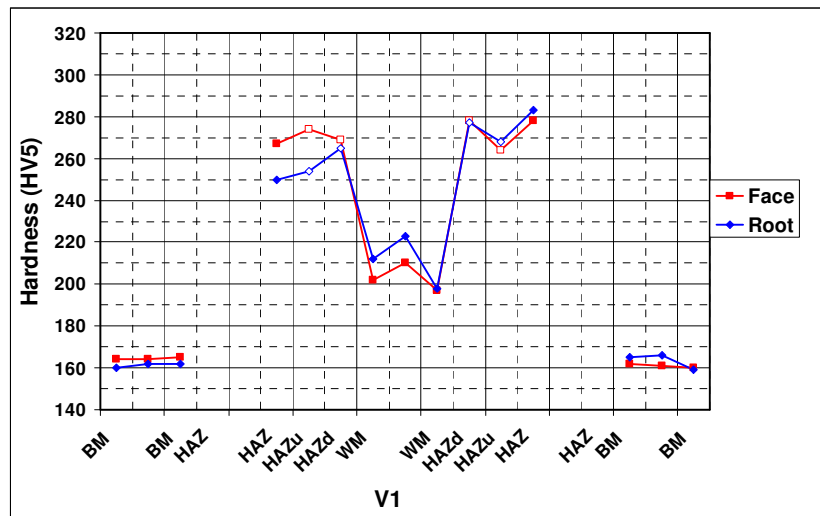


Figure 6.98. HV5 graph of VM1.

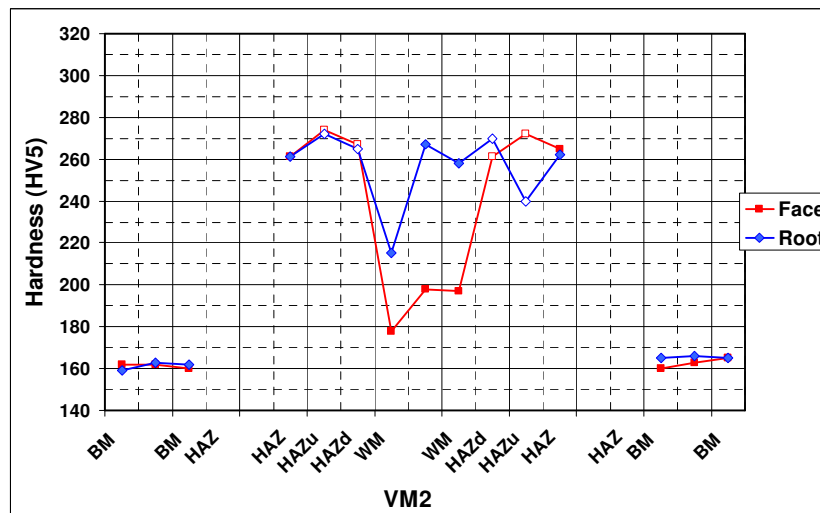


Figure 6.99. HV5 graph of VM2.

HV5 hardness for the HYBRID (PAW+TIG) welded 12 mm thick panels with ER309 type of wires are presented as follows.

Table 6.59: HV5 hardness of the 12 mm thick PAW+TIG weld with 309 wires (L9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	FM	HAZ	BM
L9M1	Face	164-169-166	244-267-189-(196-188)	193-195-192	(203-216)-218-241-283	171-165-162
	Root	162-171-166	204-208-213-(194-202)	185-185-169	(186-190)-201-208-211	164-162-162
L9M2	Face	162-165-164	262-245-183-(188-188)	180-166-175	(175-188)-199-261-249	167-162-164
	Root	162-166-169	221-214-183-(195-188)	189-183-173	(192-192)-209-224-233	174-169-171

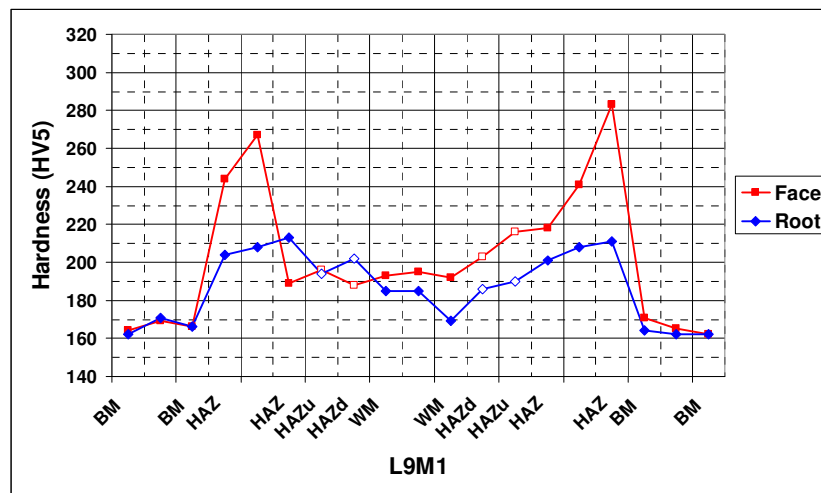


Figure 6.100: HV5 graph of L9M1.

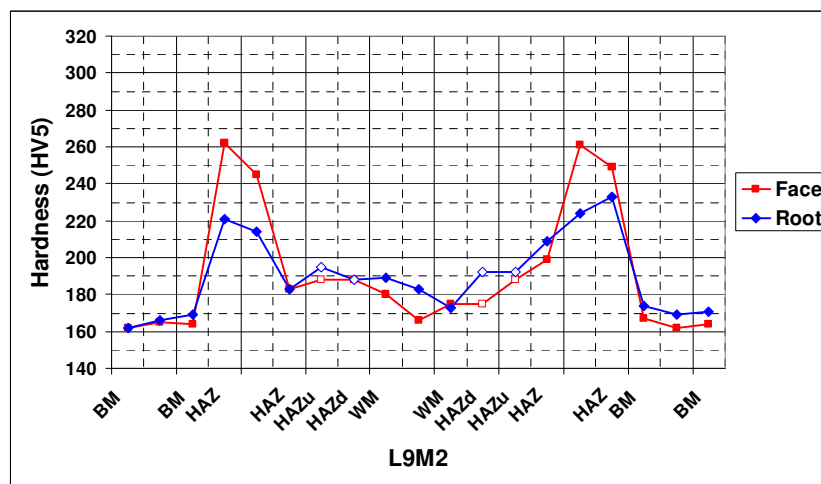


Figure 6.101: HV5 graph of L9M2.

Vickers hardness values and HV5 graphs are given below for the evaluation of the hardness properties of 12 mm HYBRID welded plates by means of ER316L type of consumables.

Table 6.60: HV5 hardness of the 12 mm thick PAW+TIG weld with ER316L wires (L6).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	FM	HAZ	BM
L6M	Face	164-168-174	265-257-186-(178-185)	194-175-228	(178-203)-201-266-267	172-170-169
	Root	168-169-175	195-207-191-(191-189)	174-173-162	(200-189)-194-210-226	169-168-171

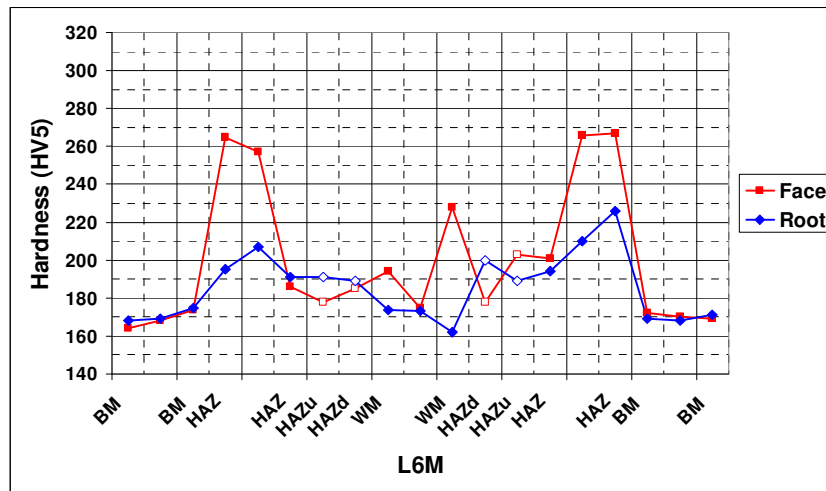


Figure 6.102: HV5 graph of L6M.

HV5 data for FCAW welded 20 mm thick panels with E309LT0-4 type of wires are below.

Table 6.61: HV5 hardness of the 20mm thick FCAW weld (F9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
F9M1	Face	181-181-174	265-251-187(-176-182)	188-193-201	(204-203)-194-268-267	182-182-182
	Root	171-178-177	271-251-235(-243-246)	227-223-227	(249-236)-236-253-275	179-171-171
F9M2	Face	177-174-181	268-257-190(-214-187)	190-190-191	(216-213)-206-269-265	180-177-182
	Root	172-176-180	286-268-257(-240-269)	231-231-228	(261-235)-238-286-285	186-171-165

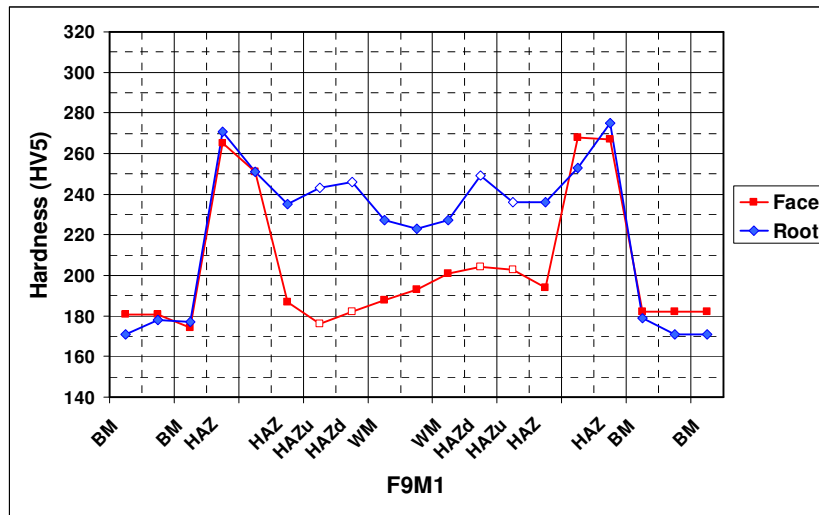


Figure 6.103: HV5 graph of F9M1.

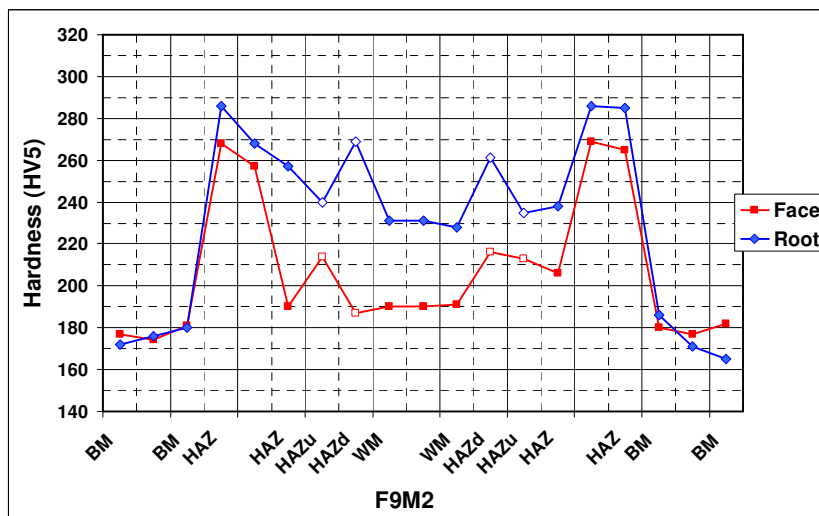


Figure 6.104: HV5 graph of F9M2.

Relavant data for HV5 of 20 mm thick SAW weld with ER309L are below.

Table 6.62: HV5 hardness of the 20 mm thick SAW weld with ER309L wires (A9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
A9M1	Face 1	170-174-175	260-227-209(-184-168)	193-182-206	(231-213-)178-224-267	172-170-173
	Face 2	167-171-164	278-250-169(-206-210)	239-204-210	(192-213-)188-184-268	177-171-169
A9M2	Face 1	173-173-176	274-257-220(-194-225)	268-239-320	(177-179-)173-192-265	178-177-174
	Face 2	167-173-167	277-240-204(-194-177)	218-218-303	(200-209-)192-275-261	176-176-173

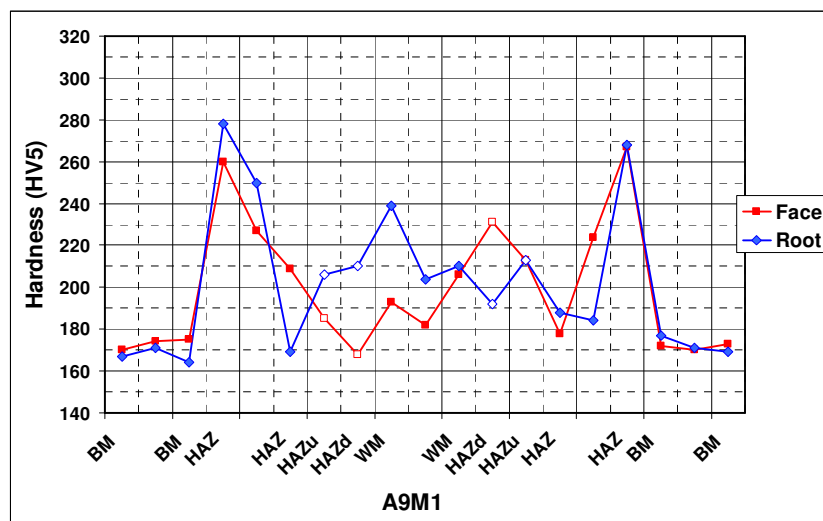


Figure 6.105: HV5 graph of A9M1.

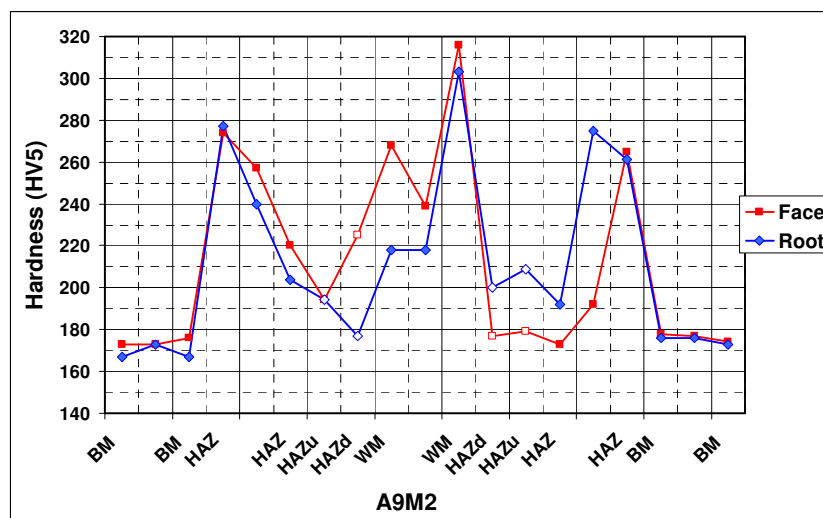


Figure 6.106: HV5 graph of A9M2.

HV5 data for SMAW welded 30 mm thick 12 Cr with E309LT wires are below.

Table 6.63: HV5 hardness of the 30 mm thick SMAW weld with E309LT wires (K9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
K9M1	Face 1	181-176-193	277-251-201(-208-223)	188-204-204	(205-224-)210-210-281	189-194-185
	Face 2	187-181-181	281-213-198(-194-220)	205-197-192	(222-216-)208-236-286	184-182-177
K9M2	Face 1	176-178-183	288-246-234(-205-248)	204-200-204	(229-192-)215-244-283	189-182-186
	Face 2	185-196-186	275-262-218(-262-226)	194-198-206	(191-262-)223-262-283	187-185-186

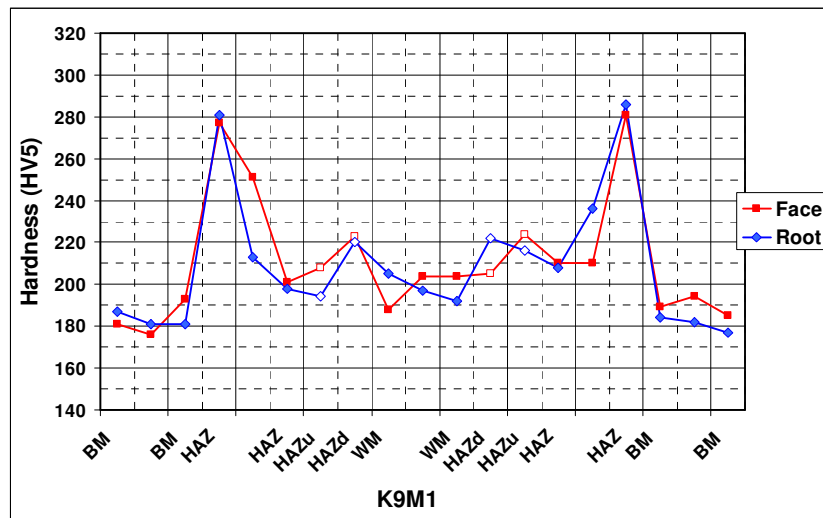


Figure 6.107: HV5 graph of K9M1.

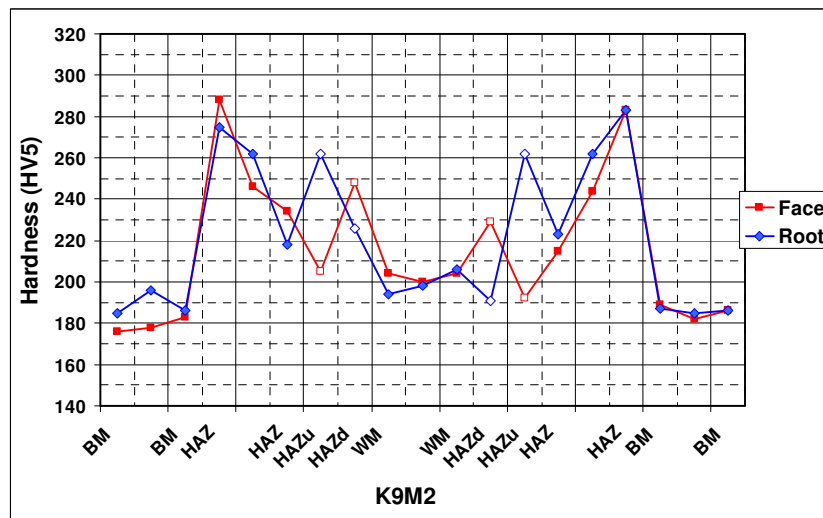


Figure 6.108: HV5 graph of K9M2.

Data for HV5 of 30 mm thick SAW weld with ER309L wires are given below.

Table 6.64: HV5 hardness of the 30 mm thick SAW weld with ER309L wires (P9).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
P9M1	Face 1	178-190-182	271-228-201(-202-199)	189-186-193	(208-199-)215-242-277	197-195-185
	Face 2	181-184-183	286-227-201(-208-218)	190-178-186	(227-198-)211-229-275	181-184-186
P9M2	Face 1	181-181-180	280-234-197(-206-206)	192-184-174	(232-211-)205-251-283	178-186-182
	Face 2	186-184-184	275-254-186(-200-210)	187-171-184	(218-214-)206-234-271	186-178-178

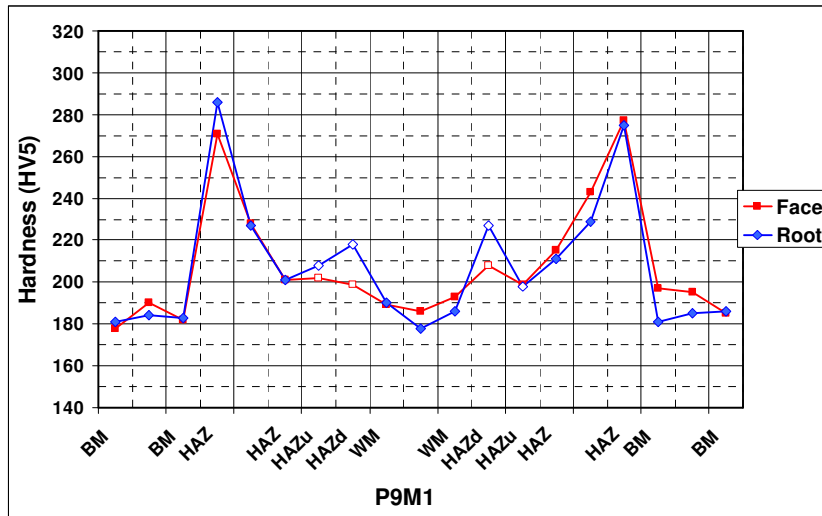


Figure 6.109: HV5 graph of P9M1.

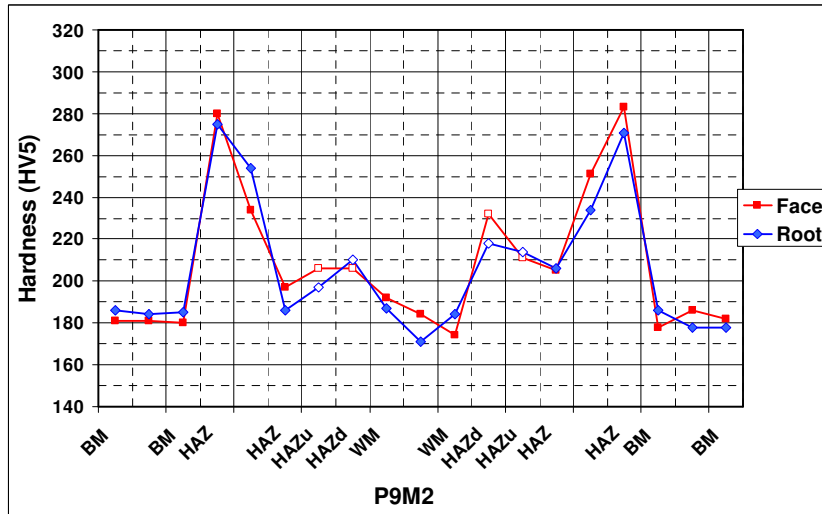


Figure 6.110: HV5 graph of P9M2.

HV5 of 30 mm thick similar SAW weld with duplex type of consumables are below.

Table 6.65: HV5 hardness of the 30 mm thick SAW weld with ER2209 wires (PD).

Sample code	Thickness location	BM	HAZ	WM	HAZ	BM
PDM1	Face 1	188-183-186	274-216-180(-221-181)	236-243-229	(208-221-)227-239-274	195-185-191
	Face 2	185-186-185	285-248-210(-197-235)	240-251-239	(208-244-)199-231-264	181-188-191
PDM2	Face 1	192-182-196	274-268-202(-234-206)	249-234-245	(207-229-)224-249-275	186-202-187
	Face 2	180-187-184	269-232-202(-222-231)	244-241-239	(229-208-)232-206-293	195-190-186

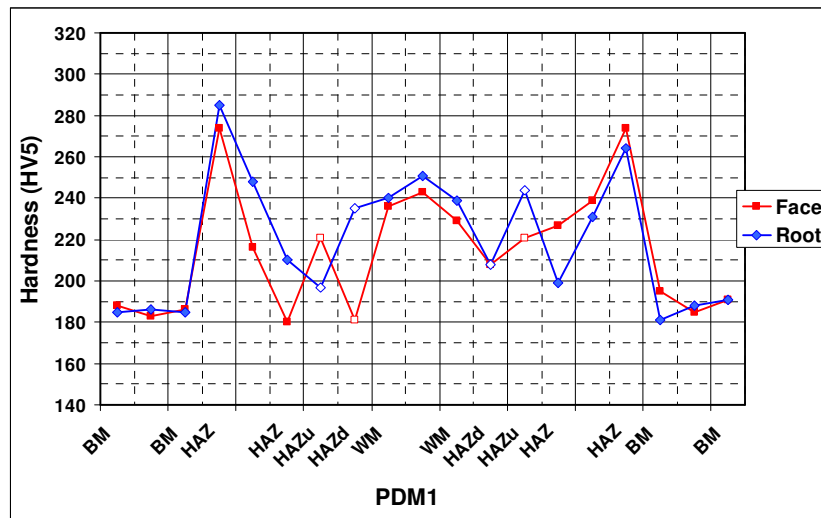


Figure 6.111: HV5 graph of PDM1.

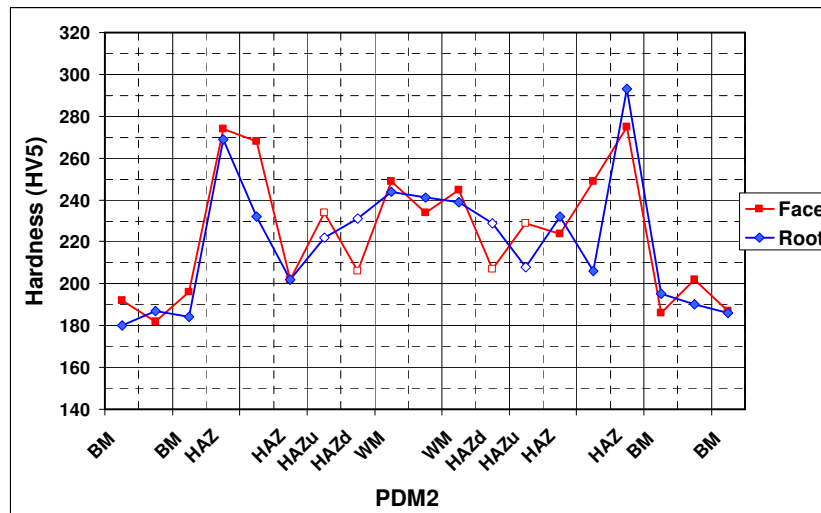


Figure 6.112: HV5 graph of PDM2.

Hardness data given in the following tables and figures for heterogeneous welds are arranged from the X2CrNi12-side (left) to the S355-side (right). HV5 data and relevant figure for the dissimilar weld between modified 12 Cr stainless steel and S355 steel with E309LT-1 type of wires are given below.

Table 6.66: HV5 hardness of the 12 mm thick dissimilar FCAW weld (U9).

Sample code	Thickness location	BM (12Cr)	HAZ	WM	HAZ (S355)	BM (S355)
U9M1	Face	165-166-172	255-265-182(-200-192)	194-181-175	(228-265)-255-238-203	160-164-156
	Root	166-168-172	272-269-225(-217-192)	187-190-185	(200-203)-208-190-181	157-158-156
U9M2	Face	162-167-164	268-265-192(-200-191)	190-178-192	(296-278)-296-239-208	153-159-157
	Root	163-169-168	217-223-200(-206-174)	190-193-198	(218-211)-195-192-174	153-150-158

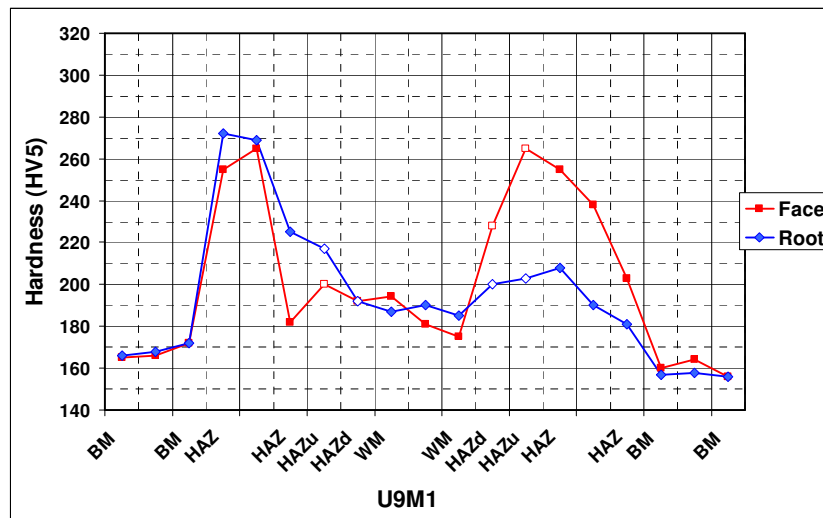


Figure 6.113: HV5 graph of U9M1.

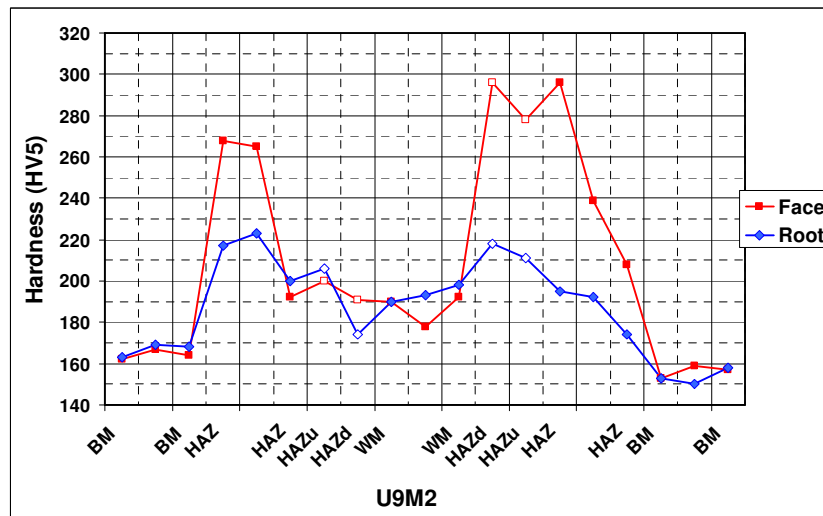


Figure 6.114: HV5 graph of U9M2.

Hardness results and graphs of the dissimilar SMAW weld of 20 mm thick panels with E309L-16 type of electrodes are presented below.

Table 6.67: HV5 hardness of the 20 mm thick dissimilar SMAW weld (M9).

Sample code	Thickness location	BM (12Cr)	HAZ	WM	HAZ (S355)	BM (S355)
M9M1	Face	169-177-172	275-236-185(-185-194)	212-220-186	(291-280)-286-249-201	167-165-169
	Root	174-173-178	266-191-176(-185-205)	176-177-177	(328-351)-315-330-288	170-160-160
M9M2	Face	172-181-175	239-257-187(-223-186)	194-192-206	(323-271)-296-227-208	165-162-146
	Root	172-177-181	268-255-223(-216-217)	188-183-182	(309-270)-301-290-233	166-163-159

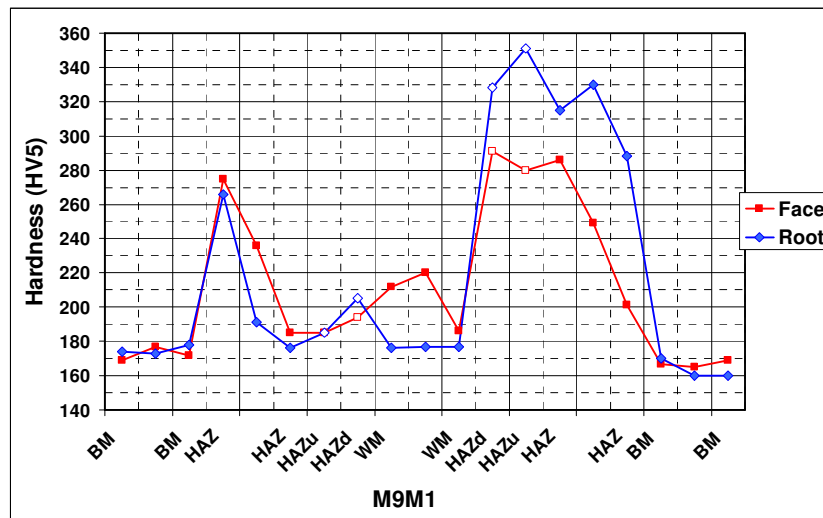


Figure 6.115: HV5 graph of M9M1.

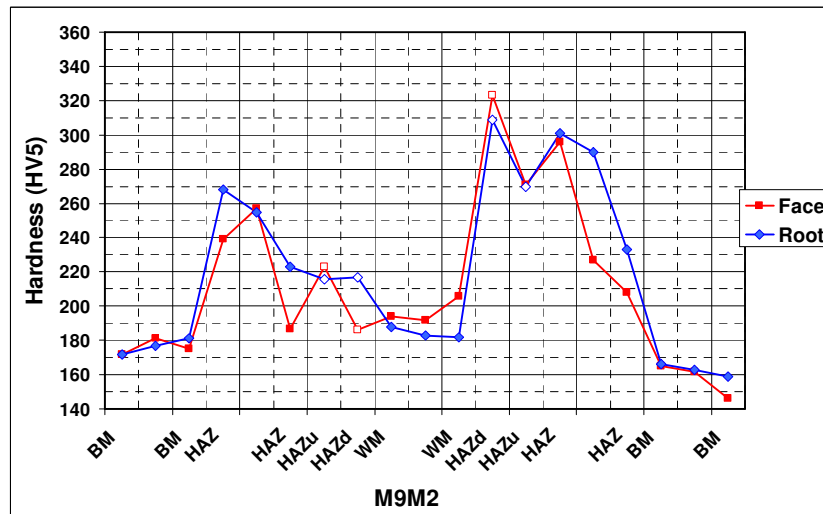


Figure 6.116: HV5 graph of M9M2.

Hardness data and graphs of the SAW weld between 20 mm thick modified 12 Cr stainless steel and S355 steel with ER309L type of wires are as follows:

Table 6.68: HV5 hardness of the 20 mm thick SAW weld (C9).

Sample code	Thickness location	BM (12Cr)	HAZ	WM	HAZ (S355)	BM (S355)
C9M1	Face	161-169-172	265-260-195(-187-186)	203-219-200	(229-226)-239-199-183	172-169-170
	Root	180-181-187	239-217(-216-231)	267-227-231	(195-218)-206-193-190	172-173-178
C9M2	Face	176-180-178	271-260-222(-218-215)	215-214-195	(236-223)-233-223-222	207-186-169
	Root	216-210-198	218-270-259(-234-273)	249-214-218	(206-208)-210-192-174	166-162-164

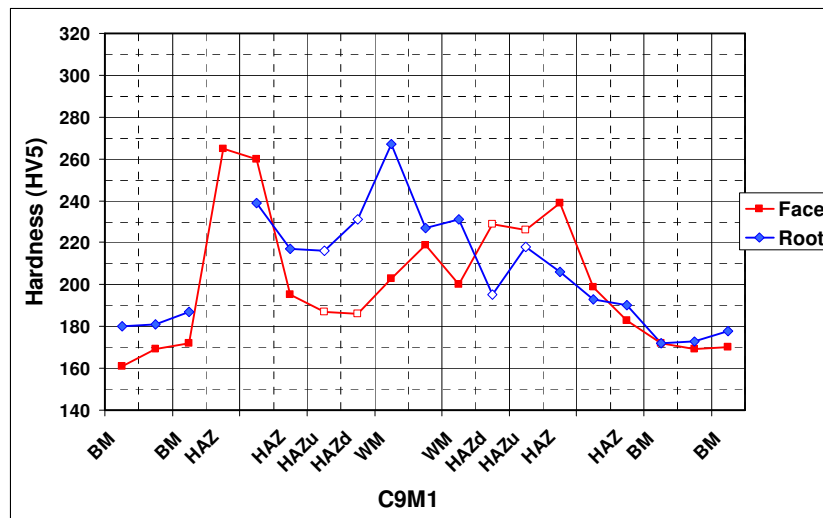


Figure 6.117: HV5 graph of C9M1.

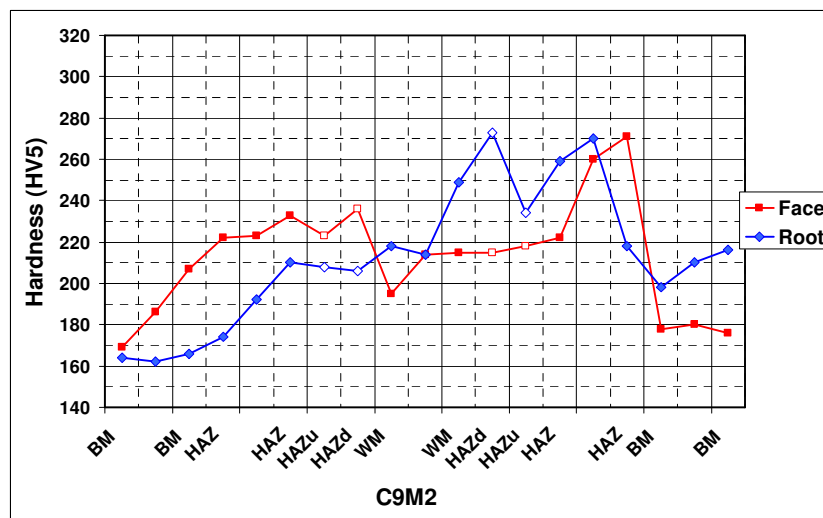


Figure 6.118: HV5 graph of C9M2.

6.10. Correlation Between Grain Size and Impact Toughness

Results obtained from grain size analysis are related to impact toughness result corresponding to the FL, HAZ and BM. Relevant table is exhibited below.

Table 6.69: Grain size and impact toughness relationship of all welds.

Welding process / Type of consumables	Notch position (-)	Impact toughness (J)	Max. grain size No. of microstructures	
			Left HAZ	Right HAZ
R9	FL	9 – 11 – 8 / 9	2	2
	FL+2mm	54 – 54 – 62 / 57	4	4
	FL+5mm	43 – 41 – 45 / 43	3 or 4	3 or 4
S6	FL	20 – 14 – 12 / 15	2 or 3	2
	FL+2mm	146 – 44 – 28 / 73	5	5
	FL+5mm	82 – 92 – 90 / 88	6	6 or 7
V9	FL	19 – 20 – 19 / 19	2 or 3	3
	FL+2mm	12 – 165 – 51 / 76	4	8
	FL+5mm	229 – 255 – 233 / 239	9	9
B8	FL	18 – 17 – 77 / 37	3	1
	FL+2mm	5 – 178 – 13 / 65	1 - 2	2 or 1
	FL+5mm	23 -9 – 87 / 40	8 - 9	8 - 10
E9	FL	47 – 41 – 40 / 43	6 or 7	5
	FL+2mm	58 – 28 – 30 / 39	3 - 5	2 - 4
E6	FL	56 – 69 – 35 / 53	7	7
	FL+2mm	47 – 49 – 33 / 43	2 - 4	2
	FL+5mm	19 – 23 – 21 / 21	9	9
V	FL	13 – 4 – 4 / 7	(straight line)	(straight line)
	FL+2mm	36 – 212 – 15 / 88	4	4
	FL+5mm	8 – 188 – 193 / 130	9	9
L9	FL	35 – 31 – 47 / 38	3 or 4	4
	FL+2mm	16 – 20 – 16 / 18	2	2
A9	FL (Face)	17 – 48 – 12 / 26	4	4 or 5
	FL+2mm (Face)	17 – 17 – 9 / 14	2	2 or 3
	FL+5mm (Face)	99 – 98 – 102 / 100	9	9
P9	FL (Face)	42 – 49 – 45 / 45	5	5
	FL+2mm (Face)	79 – 101 – 81 / 87	7	8
	FL+5mm (Face)	91 – 89 – 91 / 90	8	9
U9	FL	14 – 18 – 16 / 16	2	S355
	FL+2mm	16 – 14 – 13 / 14	1	

6.11. Ferrite Percentage Measurements

Ferrite % analysis results obtained from the weld zones of all weld cross sections are illustrated with the following table. Depending on the weld bead the analysis started from the left side of the WM and continued to the right and down sides.

Table 6.70: Ferrite percentage analysis of the welded joints.

Welded joint code	WM left	WM middle	WM right	WM down middle	WM down middle 2
R9M1	8,60	10,76	10,42		
R9M2	10,21	11,66	12,56		
SM1	92,52	92,67	82,60		
S6M1	73,04	75,69	69,89		
S6M2	75,06	78,98	74,02		
V9M1	15,21	15,45	15,85	18,98	14,59
V9M2	18,49	15,85	16,00	15,03	16,36
B9M1	12,52	11,78	15,72		
B9M2	10,77	11,01	11,42	9,54	12,69
B8M1	11,75	8,38	10,15		
B8M2	8,59	8,82	9,35	8,22	9,89
B6M1	11,77	9,01	10,43		
B6M2	8,49	10,56	11,01	7,91	9,62
E9M1	11,19	11,85	12,72	12,19	17,08
E9M2	13,08	12,59	11,67	15,56	16,48
E6M1	7,78	7,37	8,39	10,82	10,60
E6M2	8,80	6,65	9,68	7,58	10,54
V1M	102,3	97,60	102,1		
V2M	95,33	102,7	97,34		
L9M1	15,32	14,27	18,48	69,02	88,97
L9M2	15,48	13,79	16,29	49,67	89,57
L6M1	17,63	25,97	19,96	36,83	89,33
F9M1	20,28	23,28	22,72	21,42	20,66
F9M2	17,60	22,46	23,12	22,78	15,24
A9M1- 1. pass	26,04	16,58	18,93	18,21	
A9M1- 2. pass	18,46	16,30	18,73	16,29	
A9M2- 1. pass	20,88	20,32	28,61	34,79	
A9M2- 2. pass	20,93	21,66	40,44	22,76	
K9M1- 1. pass	22,54	23,49	19,82	22,98	
K9M1- 2. pass	21,20	22,45	19,70	20,93	
K9M2- 1. pass	22,22	22,88	19,51	21,76	
K9M2- 2. pass	23,33	23,46	22,12	21,09	
P9M1- 1. pass	9,63	8,77	8,82	10,63	9,87
P9M1- 2. pass	9,77	7,92	10,66	10,33	8,69
P9M2- 1. pass	8,26	10,02	9,24	9,00	7,45
P9M1- 2. pass	11,51	7,47	9,17	11,48	11,95
PDM1- 1. pass	39,23	38,99	40,91	43,43	58,39
PDM1- 2. pass	44,30	40,78	42,09	43,34	62,02
PDM2- 1. pass	44,85	39,34	40,26	42,28	63,98
PDM2- 2. pass	41,10	44,01	41,33	42,38	49,24
U9M1	20,74	20,78	10,56		
U9M2	18,51	16,48	11,01		
M9M1	13,87	13,21	10,52	15,31	13,75
M9M2	10,42	10,51	7,81	12,24	12,00
C9M1	17,87	19,62	19,45	19,69	14,58
C9M2	17,83	15,69	18,57	17,07	14,25

6.12. Corrosion Test Results

Salt spray and blister corrosion tests were executed in order to assess the resistance against atmospheric attack of all welds produced for the present study.

6.12.1. Salt Spray Test Results

The observations made after several periods for samples in uncoated and coated condition are given in the relevant tables in the following pages.

Photographs of uncoated and coated samples are also shown in the relevant figures for an exposure time respectively of 24 hours, 350 hours and of 1000 hours.

6.12.1.1. Salt Spray Test Results of Uncoated Samples

Relevant salt spray test observations after 24, 48, 71, 167, 237 and 350 hours of testing for the uncoated samples are given in the following tables respectively.

Some ranking between welds is given in the following paragraphs but this should be treated with great care as interpretation of such type of observations is often distorted by personnel bias. The purpose therefore is not to distinguish between good and bad combinations but rather between resistant and less resistant welds.

Each table only describes the changes in observations, i.e. any worsening or new observations, with regard to the former period.

As a rule of thumb, damage caused in a salt spray test over an exposure time of 1000 hours may be extrapolated to about 5 years of atmospheric attack.

Observations after respectively 24 and 48 hours of salt spray testing of uncoated samples are given as follows:

Table 6.71: Observations during salt spray test after 24 hrs for uncoated samples.

Weld combination	Description of observations *
GMAW / 309LSi / R9	RbA _L above and below W and RbA at W with 2 drains from above W
SMAW / 309L / V9	RbA _L above and below W
GMAW / 309LSi / B9	wide RbA above and below W with drains from above W
GMAW / 308LSi / B8	same as previous combination
GMAW / 316LSi / B6	same as previous combination
SAW / 309L / E9	RbA above and wide RbA below W with 1 drain from above W
SAW / 316L / E6	RbA above and wide RbA below W with several drains from above W
Laser / V	RbA at W with drains from W
FCAW / 309L / F9	heavy RbA at W and wide RbA below and above W with drains from W
SAW / 309L / A9	RbA _L at, above and below W
FCAW / 309L / K9	some RbA _L below W
SAW / 309L / P9	RbA at W and wide RbA below W
SAW / duplex / PD	RbA above and below W and drains from above and below W
Heter. FCAW / 309L / U9	RbA above W with some drains from above W and over lower part of spec.
Heter. SMAW / 309L / M9	wide RbA above W over lower part of spec.
Heter. SAW / 309L / C9	same as previous combination

* RbA = red-brown attack ; RbA_L = line-shaped red-brown attack ; W = weld

Table 6.72: Observations during salt spray test after 48 hrs for uncoated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	increase of bA at W together with brown drains from above W
SMAW / 309L / V9	drains from above W
GMAW / 309LSi / B9	increase of wide bA above and below W and of drains from above W
GMAW / 308LSi / B8	same as previous combination
GMAW / 316LSi / B6	increase of bA at surface in the shape of drains from above and below W
SAW / 309L / E9	increase of bA above and below W and of drains from above W
SAW / 316L / E6	same as previous combination
Laser / V	increase of drains from W
FCAW / 309L / F9	increase of brown drains from above and below W
SAW / 309L / A9	small increase of bA at W
FCAW / 309L / K9	slight RbA above W and drains from upper part of spec. across W
SAW / 309L / P9	increase of RbA at and below W
SAW / duplex / PD	slight increase of RbA above and below W
Heter. FCAW / 309L / U9	increase of RbA at lower part of spec. and increase of drains from above W
Heter. SMAW / 309L / M9	increase of wide bA above and below W and drains from above W
Heter. SAW / 309L / C9	same as previous combination

* bA = brown attack ; RbA = red-brown attack ; W = weld

The salt spray corrosion test observations after 71 and 167 hours of testing respectively are presented in the following tables.

Table 6.73: Observations made during salt spray test after 71 hrs for uncoated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.74: Observations made during salt spray test after 167 hrs for uncoated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	increase of BbA at W
SMAW / 309L / V9	increase of BbA above W and of drains from above W
GMAW / 309LSi / B9	increase of Bb drains from above W
GMAW / 308LSi / B8	same as previous combination
GMAW / 316LSi / B6	increase of Bb drains from below W
SAW / 309L / E9	increase of Bb drains from above and below W
SAW / 316L / E6	same as previous combination
Laser / V	brown drains from upper edge and increase of drains from W
FCAW / 309L / F9	increase of brown drains from above and below W
SAW / 309L / A9	Bb drains from just above W (near edges)
FCAW / 309L / K9	increase of drains from just below W
SAW / 309L / P9	increase of BbA below W and drains from just above W
SAW / duplex / PD	increase of Bb drains from above and below W
Heter. FCAW / 309L / U9	increase of brown attack above W and of BbA at lower part of spec.
Heter. SMAW / 309L / M9	increase of a lot of BbA above W and drains at lower part of spec.
Heter. SAW / 309L / C9	same as previous combination

- BbA = black-brown attack ; Bb = black-brown ; W = weld

After respectively 237 hours and 350 hours of salt spray corrosion testing the uncoated samples of the welds has revealed the following observations.

Table 6.75: Observations made during salt spray test after 237 hrs for uncoated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	none
SMAW / 309L / V9	slight increase of brown attack below W
GMAW / 309LSi / B9	slight increase of BbA at upper part of spec.
GMAW / 308LSi / B8	same as previous combination
GMAW / 316LSi / B6	increase of BbA at lower part of spec.
SAW / 309L / E9	slight increase of Bb drains from above and below W
SAW / 316L / E6	increase of BbA at lower part of spec. in the shape of drains from below W
Laser / V	slight increase of Bb drains from above and below W
FCAW / 309L / F9	increase of brown attack at W and of drains from W
SAW / 309L / A9	slight increase of brown attack at W and of drains from above W (at edges)
FCAW / 309L / K9	increase of drains from below W and from upper part of spec.
SAW / 309L / P9	strong increase of BbA at lower part of spec. and increase of drains from above W
SAW / duplex / PD	increase of drains from just above and below W and drains from upper edge
Heter. FCAW / 309L / U9	some drains from upper edge and increase of bA above W with drains of BbA at lower part of spec.
Heter. SMAW / 309L / M9	increase of a lot of BbA at lower part of spec. and some increase of bA above W
Heter. SAW / 309L / C9	same as previous combination

* BbA = black-brown attack ; Bb = black-brown ; bA = brown attack ; W = weld

Table 6.76: Observations made during salt spray test after 350 hrs for uncoated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	None : all exposure tests terminated

Photographs of the uncoated salt spray corrosion test samples after 350 hours of testing are illustrated in the following figure.

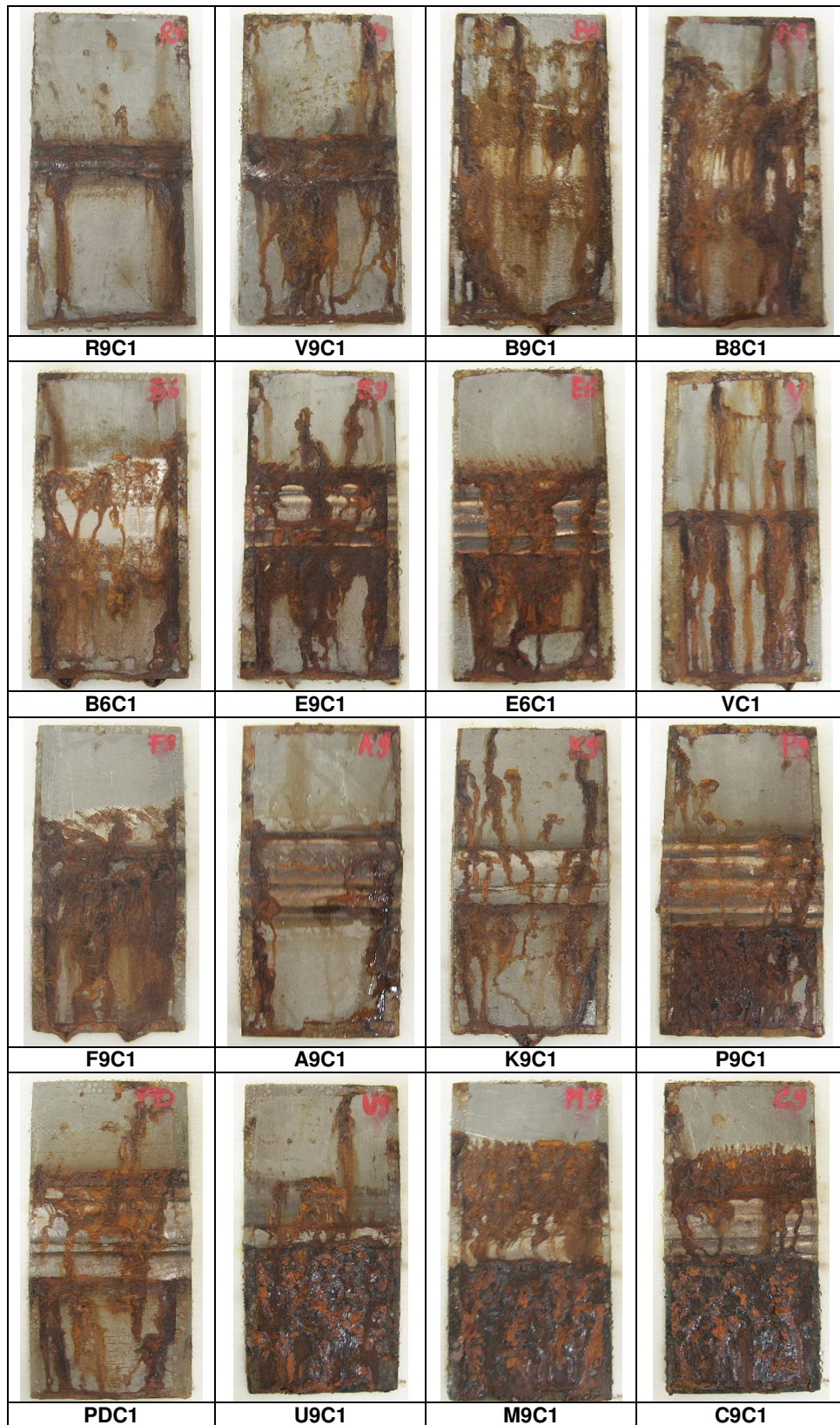


Figure 6.119: Photographs of uncoated salt spray test samples after 350 hrs.

Figure 6.120 summarizes the damage factor due to the weld combinations after 24 and 350 hours of salt spray testing of uncoated samples. And the following figure represents the mean damage factor of short and long time exposure for uncoated samples of the welds.

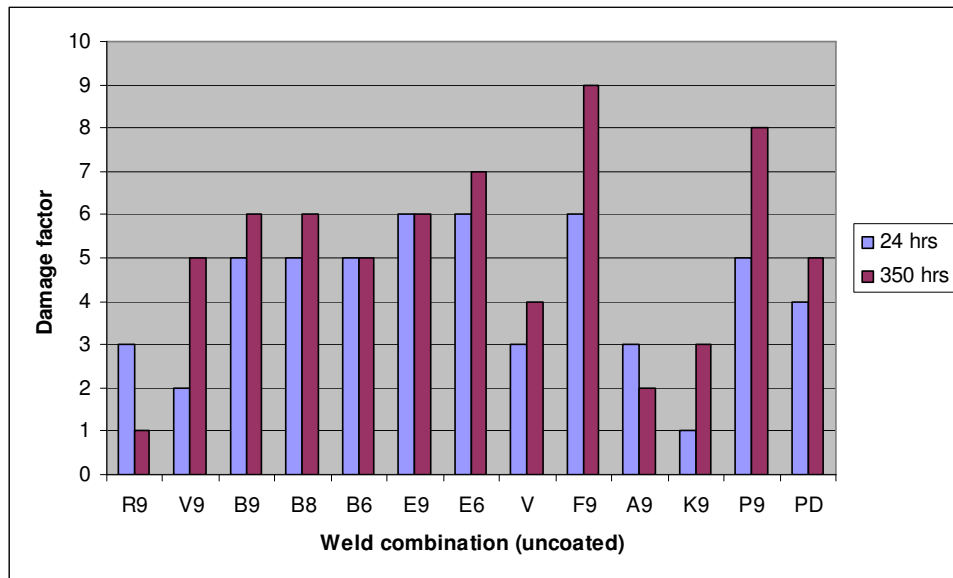


Figure 6.120: Damage factor during salt spray corrosion test after 24 hrs and 350 hrs for uncoated samples

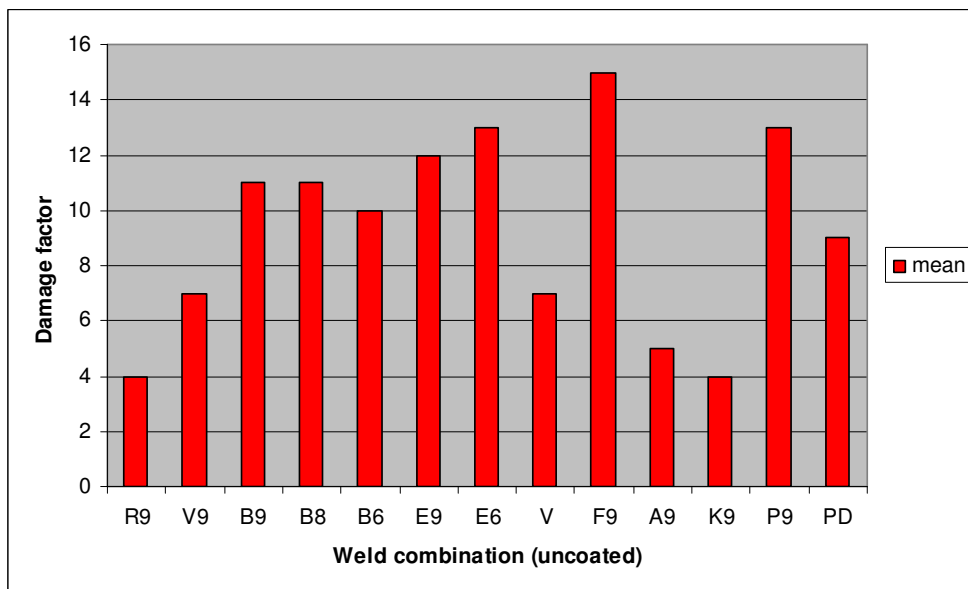


Figure 6.121. Mean damage factor during salt spray test after 24 hrs and 350 hrs for uncoated samples.

6.12.1.2. Salt Spray Test Results of Coated Samples

Observations made during the salt spray corrosion testing of coated samples prepared from all welds are presented as follows for the testing durations of respectively; 24, 49, 67, 141, 215, 309, 453, 500, 617, 779, 972 and 1000 hours.

Table 6.77: Observations made during salt spray testing after 24 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of observations *
GMAW / 309LSi / R9	bA at scratch
SMAW / 309L / V9	same as previous combination
GMAW / 309LSi / B9	same as previous combination
GMAW / 308LSi / B8	same as previous combination
GMAW / 316LSi / B6	same as previous combination
SAW / 309L / E9	bA at scratch and small brown spots at coated part of W
SAW / 316L / E6	same as first combination
Laser / V	same as previous combination
FCAW / 309L / F9	same as previous combination
SAW / 309L / A9	same as sixth combination
FCAW / 309L / K9	same as previous combination
SAW / 309L / P9	same as first combination
SAW / duplex / PD	same as previous combination
Heter. FCAW / 309L / U9	strong BbA at scratch and small brown spots at coated part of W
Heter. SMAW / 309L / M9	same as previous combination
Heter. SAW / 309L / C9	same as previous combination

* BbA = black-brown attack ; bA = brown attack ; W = weld

Table 6.78: Observations made during salt spray test after 49 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	increase of bA at scratch
SMAW / 309L / V9	same as previous combination
GMAW / 309LSi / B9	same as previous combination
GMAW / 308LSi / B8	same as previous combination
GMAW / 316LSi / B6	same as previous combination
SAW / 309L / E9	increase of bA at scratch and of small brown spots at coated part of W
SAW / 316L / E6	same as first combination
Laser / V	same as previous combination
FCAW / 309L / F9	same as previous combination
SAW / 309L / A9	same as sixth combination
FCAW / 309L / K9	same as previous combination
SAW / 309L / P9	same as first combination
SAW / duplex / PD	same as previous combination
Heter. FCAW / 309L / U9	same as sixth combination
Heter. SMAW / 309L / M9	same as previous combination
Heter. SAW / 309L / C9	strong increase in bA at scratch

* bA = brown attack ; W = weld

Table 6.79: Observations made during salt spray test after 67 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
All	slight increase of bA at scratches and start of drains from scratches

* bA = brown attack

Table 6.80: Observations made during salt spray test after 141 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	none
SMAW / 309L / V9	small brown spots at coated part of W
GMAW / 309LSi / B9	same as first combination
GMAW / 308LSi / B8	same as previous combination
GMAW / 316LSi / B6	same as previous combination
SAW / 309L / E9	increase of small brown spots at coated part of W
SAW / 316L / E6	same as second combination
Laser / V	development of small blister at scratch
FCAW / 309L / F9	same as first combination
SAW / 309L / A9	same as sixth combination
FCAW / 309L / K9	same as previous combination
SAW / 309L / P9	same as first combination
SAW / duplex / PD	same as previous combination
Heter. FCAW / 309L / U9	same as sixth combination
Heter. SMAW / 309L / M9	same as previous combination
Heter. SAW / 309L / C9	same as previous combination

* W = weld

Table 6.81: Observations made during salt spray test after 215 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
All	slight increase of bA at scratches and of drains from scratches

* bA = brown attack

Table 6.82. Observations made during salt spray test after 309 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
All	slight increase of bA at and nearby scratches and at the coating in the shape of drains from scratches

* bA = brown attack

Table 6.83: Observations made during salt spray test after 453 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.84: Observations made during salt spray test after 500 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none, except for laser weld (increase in size of blister)

Table 6.85: Observations made during salt spray test after 617 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none, except for heterogeneous SAW-weld (C9) (small blisters at coating)

Table 6.86: Observations made during salt spray test after 779 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none, except for heterogeneous SAW-weld (C9) (increase in size of blisters)

Table 6.87: Observations made during salt spray test after 972 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new or changes in observations *
All	increase of bA at surface in the shape of drains from scratches and increase of size of blisters for the two earlier described welds

* bA = brown attack

Table 6.88. Observations made during salt spray test after 1000 hrs for coated samples.

Weld combination	Description of new a or changes in observations
All	none : all exposure tests terminated

Photographs after 1000 hours salt spray corrosion testing of coated samples are illustrated as follows:

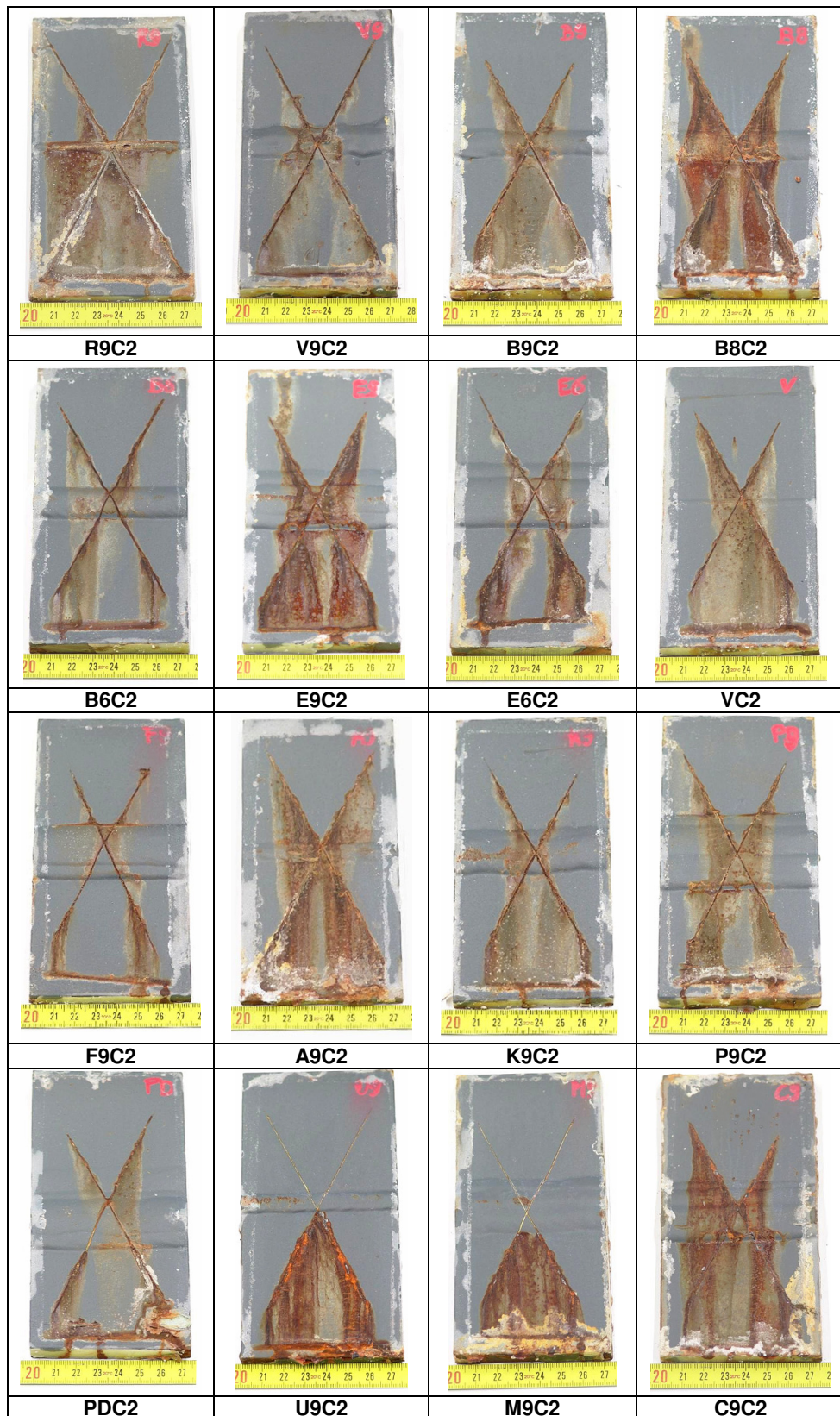


Figure 6.122: Photographs of coated salt spray corrosion test samples after 1000 hrs.

Again damage factors during the short and long time salt spray testing of the coated samples are given in the below figures.

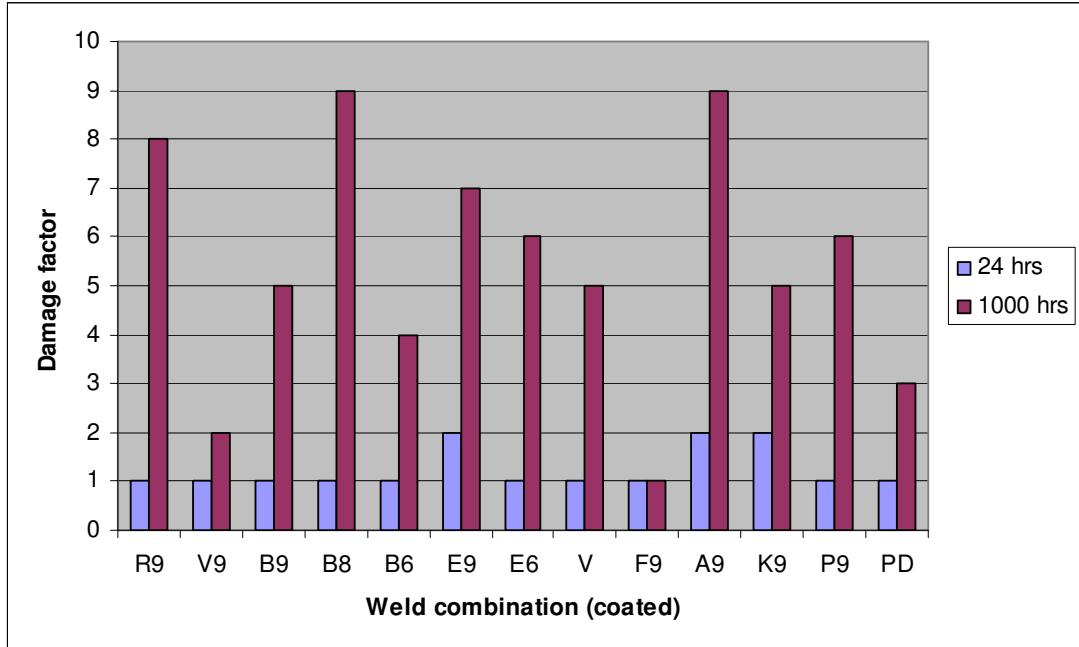


Figure 6.123: Damage factor during SS test after 24 and 1000 hrs (coated samples).

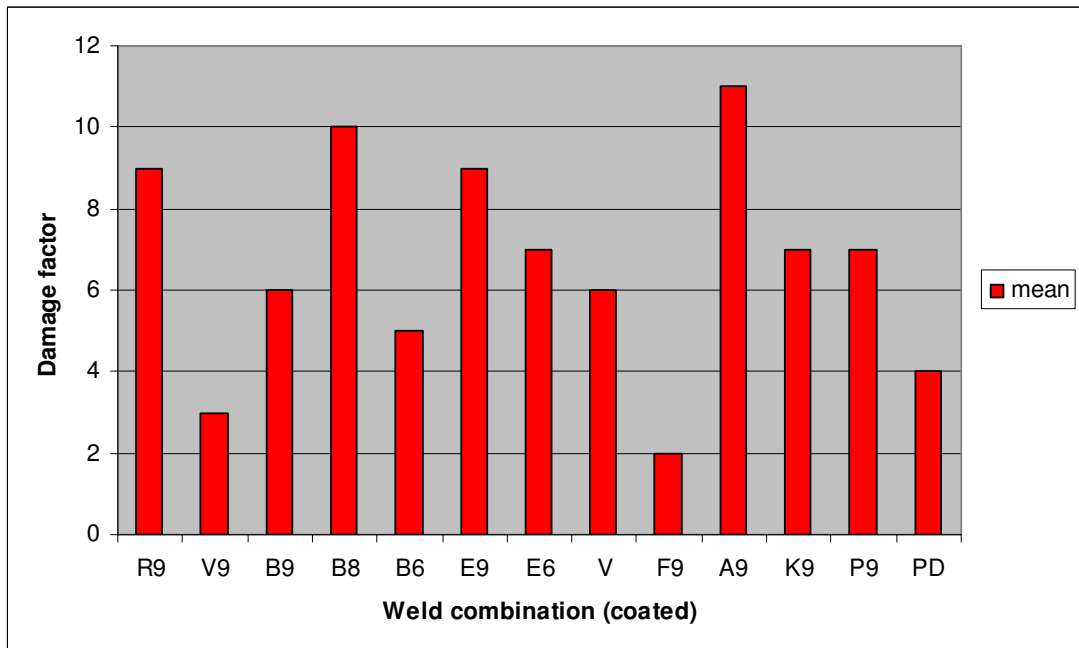


Figure 6.124: Mean damage factor for SS test after 24 and 1000 hrs (coated samples).

6.12.2. Blister Test Results

Observations during the blister test of coated samples are given in the following pages. Tables are arranged due to the testing durations of respectively 96, 192, 288, 360, 528, 648, 816, 1008, 1176, 1344, 1632, 1872, 2088, 2544 and 3120 hours.

Table 6.89: Observations made during blister test after 96 hrs (outside temp.: 0,4 °C).

Weld combination	Description of observations
All	none

Table 6.90: Observations made during blister test after 192 hrs (outside temp.: 2,5 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none, except for heterogeneous FCAW weld and SMAW weld (bA at lower part of scratch)

Table 6.91: Observations made during blister test after 288 hrs (outside temp.: 5,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.92: Observations made during blister test after 360 hrs (outside temp.: 6,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	three very small spots at scratch
SMAW / 309L / V9	none
GMAW / 309LSi / B9	none
GMAW / 308LSi / B8	very small bA at unscratched part of W
GMAW / 316LSi / B6	none
SAW / 309L / E9	none
SAW / 316L / E6	none
Laser / V	two very small spots at scratch
FCAW / 309L / F9	very small bA at unscratched part of W
SAW / 309L / A9	none
FCAW / 309L / K9	three very small spots at scratch
SAW / 309L / P9	very small bA at unscratched part of W
SAW / duplex / PD	none
Heter. FCAW / 309L / U9	increase of bA at lower part of scratch
Heter. SMAW / 309L / M9	increase of bA at lower part of scratch
Heter. SAW / 309L / C9	bA at upper part of scratch

* bA = brown attack ; W = weld

Table 6.93: Observations made during blister test after 528 hrs (outside temp.: 6,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.94: Observations made during blister test after 648 hrs (outside temp.: 3,5 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	small increase of bA at scratch and two very small brown spots at coating
SMAW / 309L / V9	small bA at scratch and two very small brown spots at coating
GMAW / 309LSi / B9	same as previous combination
GMAW / 308LSi / B8	very small increase of bA at unscratched part of W
GMAW / 316LSi / B6	none
SAW / 309L / E9	small brown spots at coating (upper part)
SAW / 316L / E6	none
Laser / V	none
FCAW / 309L / F9	very small bA at scratch
SAW / 309L / A9	none
FCAW / 309L / K9	very small increase of bA at scratch
SAW / 309L / P9	none
SAW / duplex / PD	none
Heter. FCAW / 309L / U9	none
Heter. SMAW / 309L / M9	none
Heter. SAW / 309L / C9	very small brown spots at W

* bA = brown attack ; W = weld

Table 6.95: Observations made during blister test after 816 hrs (outside temp. 5,5 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.96: Observations during blister test after 1008 hrs (outside temp. 10,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	very small increase of bA at scratch and some very small dark brown spots at W
SMAW / 309L / V9	very small increase of bA at scratch
GMAW / 309LSi / B9	none
GMAW / 308LSi / B8	very small increase of bA at scratch
GMAW / 316LSi / B6	none
SAW / 309L / E9	small increase of brown spots at coating (upper part)
SAW / 316L / E6	none
Laser / V	none
FCAW / 309L / F9	none
SAW / 309L / A9	none
FCAW / 309L / K9	none
SAW / 309L / P9	none
SAW / duplex / PD	none
Heter. FCAW / 309L / U9	none
Heter. SMAW / 309L / M9	none
Heter. SAW / 309L / C9	none

* bA = brown attack ; W = weld

Table 6.97: Observations during blister test. after 1176 hrs (outside temp. 3,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.98: Observations during blister test after 1344 hrs (outside temp.: 15,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.99: Observations during blister test after 1632 hrs (outside temp.: 10,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	very small increase of bA at scratch
SMAW / 309L / V9	very small increase of bA at scratch and small brown spot at coating
GMAW / 309LSi / B9	very small increase of bA at scratch
GMAW / 308LSi / B8	very small increase of bA at scratch
GMAW / 316LSi / B6	none
SAW / 309L / E9	none
SAW / 316L / E6	none
Laser / V	none
FCAW / 309L / F9	very small increase of bA at scratch
SAW / 309L / A9	none
FCAW / 309L / K9	none
SAW / 309L / P9	none
SAW / duplex / PD	none
Heter. FCAW / 309L / U9	increase of bA at scratch
Heter. SMAW / 309L / M9	???
Heter. SAW / 309L / C9	???

* bA = brown attack

Table 6.100: Observations during blister test after 1872 hrs (outside temp.: 10,5 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.101: Observations during blister test after 2088 hrs (outside temp.: 20,5 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none

Table 6.102: Observations during blister test after 2544 hrs (outside temp.: 24,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations *
GMAW / 309LSi / R9	very small increase of bA at scratch
SMAW / 309L / V9	none
GMAW / 309LSi / B9	none
GMAW / 308LSi / B8	none
GMAW / 316LSi / B6	none
SAW / 309L / E9	none
SAW / 316L / E6	none
Laser / V	none
FCAW / 309L / F9	none
SAW / 309L / A9	none
FCAW / 309L / K9	none
SAW / 309L / P9	none
SAW / duplex / PD	none
Heter. FCAW / 309L / U9	increase of bA at lower part of scratch and drains from scratch
Heter. SMAW / 309L / M9	increase of bA at lower part of scratch and drains from scratch
Heter. SAW / 309L / C9	increase of bA at upper part of scratch

* bA = brown attack

Table 6.103: Observations during blister test. after 3120 hrs (outside temp.: 42,0 °C).

Weld combination	Description of new or changes in observations
All	none, all exposure tests terminated

Photographs of the coated samples after 3120 hours of blister testing are illustrated in the following page.

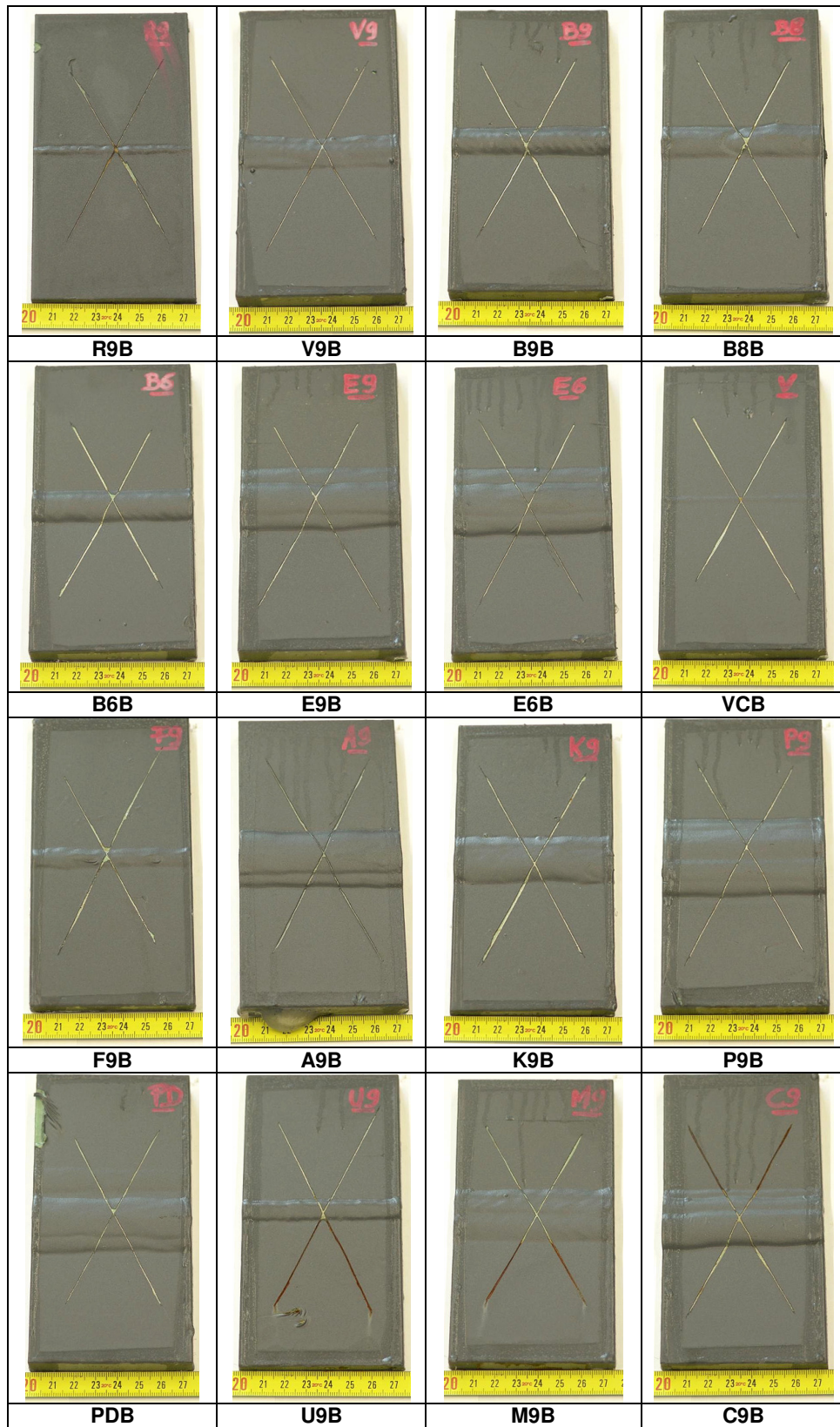


Figure 6.125: Photographs of coated blister corrosion test samples after 3120 hrs.

7. DISCUSSION

In this section, the results of this research work are evaluated and discussed.

This comprehensive study deals with weldability and welding properties of modified X2CrNi12 stainless steel recently designed to be used for structural applications.

Homogeneous and heterogeneous welded joints were produced with this 12 Cr stainless steel but also S355 steel by means of several types of welding processes (i.e. GMAW, PAW, SMAW, SAW, PAW+TIG, LASER, FCAW). 6 mm, 12 mm, 20 mm and 30 mm thick plates were welded with a variety of consumables such as AISI 309L, AISI 309LSi, AISI 308LSi, AISI 316L, AISI 316LSi and 2205 duplex stainless steel.

In order to investigate all aspects of the properties of welded joints, all butt welds were properly investigated, evaluated and compared in detail.

7.1. Chemical Analysis

As expected, the Si-content was higher for the LSi types of consumables than for the L types although the heterogeneous weld with an E309L-16 type of electrode (M9) contained the highest amount of Si.

The Cr and Ni content of the 20 mm thick SAW weld with an E309L type (A9) was surprisingly low (respectively 18,8% and 6,61%) while also the Ni-content of the 30 mm thick SAW weld with duplex stainless steel type of consumable (PD) was lower (8,93%) than for the other welds. The latter value was obtained for two positions at about 9 mm from the outer surface of the minor side of the weld.

Elements like vanadium and nitrogen throughout increased strongly while niobium decreased compared to the base metal.

7.2. Tensile Properties

7.2.1. Transverse tensile properties

The results of transverse, full-thickness, rectangular tensile tests demonstrate without exception the actual overmatching strength of the weld versus the base metal. Weld metals deposited with 309, 308, 316 and duplex stainless steel type of consumables therefore possess ultimate tensile properties that are most probably beyond that of the base metal.

Fracture in heterogeneous welds occurred as well in the stainless steel as in the structural steel because the actual strength for both steels is very similar.

The present tensile tests give a good idea about the actual mean base metal strength perpendicular to rolling direction for each plate thickness. These were (including also the heterogeneous welds that failed at the X2CrNi12 stainless steel):

536 MPa for a thickness of 6 mm (varying from 535 MPa to 536 MPa)

489 MPa for a thickness of 12 mm (varying from 471 MPa to 504 MPa)

506 MPa for a plate thickness of 20 mm (varying from 503 MPa to 509 MPa)

579 MPa for a plate thickness of 30 mm (varying from 567 MPa to 587 MPa)

Splitting over about 10 mm long of the stainless steel base metal was generally observed close to the fracture surfaces and parallel with the plate surface of all samples, irrespective of thickness, as confirmed from the literature earlier.

7.2.2. All weld metal tensile properties of cylindrical test samples

The tensile strength of cylindrical test samples, completely positioned at the weld metal, was generally above the actual base metal strength measured during transverse tensile testing and above the strength values mentioned on the base metal certificates.

No safety margin though was obtained for the 30 mm thick weld (P9) where the weld metal strength (562 MPa to 569 MPa) was lower than the measured base metal strength (567 MPa to 587 MPa) and the level indicated on the certificate (582 MPa to 591 MPa). Fracture during transverse tensile testing occurred at the base metal and this may be explained by the difference in direction and specimen shape and size between the former transverse and the present longitudinal test samples.

The duplex stainless steel weld metal made in the 30 mm thick SAW weld, as expected, possessed a much higher tensile strength than the guaranteed and in this case high actual base metal strength of about 570 MPa.

Except again for the weld made with duplex consumables, weld metal yield strength overmatching is not generally accomplished, especially not for consumables with increased Si-content supplied by one of the consumable manufacturers. SMAW welds demonstrated superior yield strength values.

Two welds showed some peculiar weld metal yield strength properties. For instance, the 12 mm thick GMAW weld made with 316 type of consumables (B6) produced scatter on yield strength (483 MPa and 337 MPa). On the other hand, the 20 mm thick SAW weld with 309 type of consumables (A9) demonstrated a lower bound yield strength (337 MPa and 330 MPa) but, more surprisingly, a very high tensile strength, especially plate A9/2 (663 MPa and 789 MPa).

Weld metals produced with 308 or 316 type of consumables are stronger and have a slightly higher yield strength than those made with 309 type of consumables.

7.3. Bend Properties

Undercuts, mentioned in the tables, were very shallow and most often easier detectable by naked eye under normal light conditions than in an optical stereomicroscope at low magnifications equipped with an artificial light source. The summation of the observations therefore may give an exaggerated negative impression about the behaviour of the corresponding welds. So, taking account of this, none of the samples, except one, failed during bending revealing defects longer than 3 mm at the outer fibres. This demonstrates the adequate room temperature

ductility despite the eventual undercuts that were not removed by machining in order to respect as much as possible the original condition of the weld.

All welds were found to be sound except those that showed lack of side wall fusion at the specimen sides. These were the three 12 mm thick GMAW welds (B9, B8 and B6) showing defects at mid-thickness and/or near to the face or the root of the weld.

The bend sample that failed was removed from the 30 mm thick SAW weld with duplex stainless steel consumables (PD). Brittle fracture occurred already at a bend angle of about 45° mainly following to the fusion line but intersecting the weld metal at the outer fibres. The fracture surface at these outer locations revealed a lot of grain coarsening especially at the compression side but also at the tension side. SEM investigation revealed the presence of an edge crack at the test side with a depth of about 2 mm, a length of about 3 mm and a fracture appearance somewhat similar to that of a solidification crack. It is obvious that any crack of this size located at coarse grained weld metal enhances the risk for fracture initiation. Also the shallow shape and eccentric position of some capping passes with long epitaxial grains directed perpendicular to the plate surface had stimulated the failure to occur, which therefore might be avoided in practice. Improving the appearance of the weld may not be claimed as a reason for depositing such capping passes.

7.4. Charpy Impact Toughness Properties

All data obtained from Charpy impact testing were given in the relevant tables and figures in the former part. It should be taken into account that toughness of the 6 mm thick GMAW and PLASMA welds (R9, S and S6) was measured on 5 mm thick and thus on so called 'sub-sized' test samples. Multiplying these results with a factor of two, yields fairly good estimate for the equivalent toughness of a standard 10 mm thick notch impact test specimen.

Interpreting all data gathered within the present study, it is concluded that toughness was not that adequate for some welds at the reference temperature of -20°C. If 27J and 20J are considered respectively as required mean and individual toughness levels, some of the joints fail because of insufficient mean toughness at a particular zone. These are:

R9 (the 6 mm thick GMAW weld made with ER309LSi wires), failing at the FL taken account of the sub-sized test samples;

V (the 12 mm thick LASER weld made without filler metal), failing at the fused metal and the straight fusion line;

F9 (the 20 mm thick FCAW weld made with E309LT0-4 tubular wires), failing at the FL and at the HAZ at several thickness positions;

A9 (the 20 mm thick SAW weld made with ER309L consumables), failing at the FL and/or HAZ at several thickness positions;

K9 (the 30 mm thick FCAW weld made with E309LT-1 tubular wires), failing at the FL at the weld root;

PD (the 30 mm thick SAW weld made with ER2209 duplex consumables), failing at the WM and at the FL at the root of the weld;

U9 (the 12 mm thick heterogeneous FCAW weld made with E309LT-1 tubular wires), failing from the 12Cr side at the FL and at the HAZ at 2 mm from FL;

M9 (the 20 mm thick heterogeneous SMAW weld made with E309L-16 electrodes), failing from the 12 Cr side at the FL and at the HAZ at 2 mm from the FL at several thickness positions and finally

C9 (the 20 mm thick heterogeneous SAW weld made with ER309L wires), failing from the 12 Cr side at the FL and at the HAZ at 2 mm from the FL at the face side of the weld.

Taken account of all this, it is concluded again based on the obtained levels of mean toughness that the notch impact transition temperature of:

(V) the 12 mm thick laser weld is above room temperature;

(B8) the 12 mm thick GMAW weld made with ER308LSi wires, (F9) the 20 mm thick FCAW weld made with E309LT0-4 tubular wires, (A9) the 20 mm thick SAW weld made with ER309L consumables, (K9) the 30 mm thick FCAW weld made with E309LT-1 tubular wires, (PD) the 30 mm thick SAW weld made with duplex wires and all heterogeneous welds (U9, M9 and C9) is between 0°C and +10°C;

(R9) the 6 mm thick GMAW weld with ER309LSi and (V9) the 12 mm thick SMAW weld with E309L electrodes is -10°C;

(E6) the 12 mm thick (FCAW-) SAW weld with (E316LT-)ER316L wires is -15°C;

(B9) the 12 mm thick GMAW welds with ER309LSi wires, (B6) with ER316LSi wires is respectively at or slightly below -20°C;
(P9) the 30 mm thick SAW weld made with ER309L wires is slightly below -40°C;
(E9) the 12 mm thick (FCAW-)SAW weld with (E309LT-)ER309L wires is -50°C.

All transition temperatures, except one, were determined by FL or by HAZ toughness properties and in case of the welded joint made with duplex consumables also by WM toughness properties.

A post weld heat treatment between 690 C and 750°C for 30 minutes to temper the martensite present at the coarse grained fused metal of the laser weld showed no improvement with respect to toughness.

As referred in a paper by Moore 1997, submerged arc welding (SAW) is not usually applicable as its high heat input and slow cooling rate result in low toughness of the HAZ. Even though this is determined in the paper, the most promising conclusions concerning toughness were obtained for the 12 mm thick (FCAW-)SAW weld made with (E309LT-)ER309L type of wires which allows for operating temperatures down to -50°C. Also the 30 mm thick SAW weld made with ER309L wires and the 12 mm thick GMAW welds made with ER309LSi or ER316LSi demonstrate adequate toughness and are therefore fit for working temperatures ranging from -20°C to -40°C.

Various combinations yielded quite some scatter. It concerns always, except once, the heat affected zone at 2 mm or even 5 mm from the fusion line. It should be emphasised that the corresponding notches, because of the inclined fusion lines present in most of the welds, still may sample weld metal (though yielding very few scatter in toughness), fusion line and all possible heat affected zone microstructures. These observations together with those made for the laser weld containing a straight fusion line perpendicular to the plate surface prove that scatter most probably is attributed to the variation between austenitic weld metal and ferritic martensitic base metal, as confirmed by literature (Gooch and Ginn 1988).

A heat treatment done at 720°C or 750°C for 30 minutes proved to strongly reduce the scatter in impact toughness. Specimens were extracted at two different positions within the 12 mm thick welded plates. Surprisingly, HAZ samples notched at 5 mm

from the straight fusion line present in the laser weld still showed large scatter after the same heat treatments.

Another interesting remark is that tougher welds do not tend to give rise to extreme scatter. Examples of these are R9, E9, E6, B9, U9 and M9.

Finally, it is very striking that the present LASER weld with lack of toughness at the fused metal and at the fusion line at room temperature behaved surprisingly well in bending. No cracks initiated after testing till 180° and even a geometrical discontinuity in the shape of lack of fused metal still present after machining did not produce any crack extension. Conclusions from experiments evaluating the ductility or deformability of a weld may therefore not always be extrapolated to tests assessing the notch toughness.

7.5. CTOD Fracture Toughness Properties

All welds with a thickness of at least 20 mm were investigated with regard to their CTOD fracture toughness properties. CTOD samples, notched at the WM and FL, were tested at -20°C. The material's CTOD toughness is considered as being the lowest of the three experimentally determined data.

The CTOD data were given in relevant tables. The captions of these tables include the transition temperatures determined by earlier notch impact testing. In view of the rather poor toughness measured before, it was proposed for this study to consider a CTOD fracture toughness of 0,10 mm as reference.

The CTOD results are less adequate compared to the reference value mentioned above. In general weld metal toughness was found to be good to excellent, while none of the welds proved to have a fusion line CTOD fracture toughness of 0,100 mm or higher, even not the P9 with an impact transition temperature below -40°C. The similar weld made with duplex stainless steel consumables (PD), that exceptionally showed a high transition temperature for the weld metal, yielded surprisingly good weld metal results. Even in general weld metal toughness is fairly good, which most surely is attributed to the austenitic or duplex type of filler metals used.

Obviously, the ferritic stainless steel welds under consideration represent one of the exceptions where any correlation between notch impact and CTOD fracture toughness is lacking.

7.6. Fatigue Properties

The results of all fatigue tests were given in relevant tables and were illustrated in relevant figures. Four different stress ranges were explored throughout while each stress range was repeated three times. Specimens were fatigue cycled till maximum 8.000.000 (or $8 \cdot 10^6$) or complete separation, whichever occurred first.

The straight lines in the figures represented the expected fatigue resistance based on a material's tensile strength of 500 MPa (lower line) and 600 MPa (upper line). It is indeed often accepted that stress ranges of 90% and 50% of the tensile strength yield a life time respectively of 1.000 (or $1 \cdot 10^3$) cycles and of 1.000.000 (or $1 \cdot 10^6$) cycles (Bannantine et al 1990).

The results show that the (FCAW-)SAW and the laser weld possessed the highest fatigue resistance which is comparable with the 'predicted' fatigue resistance based on a tensile strength of 600 MPa. Fatigue cycles with a stress range of 252 MPa (thus varying between 28 MPa and 280 MPa) may be applied 'infinitely long' or at least for more than $8 \cdot 10^6$ cycles, which is an excellent fatigue behaviour.

The shorter life time of test sample E9V3 (408.280 cycles) was due to the presence of a defect at the fusion line clearly visible after machining and prior to testing. It is believed that a defect-free weld would have led also to an 'infinite' life time.

The SMAW-weld demonstrated a slightly lower fatigue behaviour corresponding with a material's tensile strength between 500 MPa and 600 MPa. In this case and as an exception, all fatigue tests were done on the same test equipment so that scatter from possible variance between test machines of different load capacity (100 kN and 150 kN for static loading conditions) was excluded.

The GMAW weld (B9) clearly showed an inferior fatigue resistance well below the anticipated resistance of a material with a tensile strength of 500 MPa but, as mentioned before, this was due to elongated defects present at the fusion line near to the face of the weld and/or close to mid-thickness. Therefore this inferior behaviour most probably should not be attributed to a poorer fatigue resistance but instead proves that any weld defect has a significant effect on the respective life time.

A 'defect' may also consist of a geometrical transition present for instance at the toe of a fillet weld or even a butt weld. For constructions exposed to severe fatigue stresses, it is therefore advised to eliminate any sharp transition at these areas.

As the excess of weld metal in all fatigue test samples were removed flush with the base metal, it is assumed, despite the local reduction in weld metal thickness, that the present fatigue strengths are the maximum achievable levels for the respective welds. A probable risk in removing the weld overfill may exist in cases where the weld metal is substantially undermatched in tensile strength with regard to the base metal.

Another reason why fatigue samples were machined in this way was that otherwise the fatigue strength would have been governed mainly by the geometrical transition at the weld toes, which might vary along each weld yielding additional scatter to the results. Moreover, it is extremely difficult to convert the effect of such a detail into a representative numerical factor while in a lot of cases, the present joints could hardly be regarded as representative with regard to this important detail.

The conclusion is that the fatigue behaviour of X2CrNi12 ferritic stainless steel welds is excellent provided weld defects are omitted. Under these conditions, the fatigue strength is as high as that of the base metal and this is an outstanding outcome.

7.7. Microstructural Properties

Relevant photographs were given in the former part of the thesis. Photomicrographs were taken without hardness indentations.

The excess of weld metal at the face side of the 6 mm thick GMAW weld is quite impressive.

Sound manual welds were made in (V9)- the 12 mm thick plates showing a regular weld profile only with some unusual excess of weld metal at the root side. This is also the case for the root side of the three GMAW welds (B9, B8 and B6). The weld at the face side of both SAW joints (E9, E6) is very wide and, especially the weld made with the ER309L type of wires, extremely asymmetric though based on a normal V-shaped plate preparation with an opening angle of 60° (or 2x30). As expected, the LASER weld is very narrow with some weld underfill which is mainly due to welding without filler metal. The extreme grain coarsening of the fused metal is obvious. Two GMAW welds and one SAW weld show some angular distortion.

The FCAW-weld in the 20 mm thick stainless steel (F9) shows a regular weld profile with a normal excess of weld metal at both surfaces. The SAW weld (A9) is quite wide at the outer surfaces partially due to inaccurate positioning of some capping layers while severe lack of penetration is visible on one macro section.

The FCAW-weld in the 30 mm thick stainless steel (K9) show a regular weld profile with a normal excess of weld metal at both surfaces. The SAW welds made with ER309L consumables (P9) also shows a reasonable but wide weld profile because of the plate preparation with an opening angle of 90°. The same can be said about the 30 mm thick SAW weld with duplex stainless steel wires (PD).

The 12 mm thick heterogeneous FCAW weld (U9) also shows a normal weld profile with some misalignment and/or angular distortion. The same can be said about the 20 mm thick heterogeneous SMAW weld (M9), which contains a back weld at the root side. The heterogeneous SAW weld (C9), shows straight fusion lines that are perpendicular to the plate surface. The large width of the weld is due to the wide root gap applied. Both welds showed severe angular distortions making it rather difficult to test the later described transverse tensile samples.

All macro- and microphotographs clearly reveal some grain coarsening at the heat affected zone of the 12Cr stainless steel with possible evidence in some cases of precipitates located inside the large ferrite grains.

Hardness measured over the entire weld cross sections was demonstrated earlier with tables and figures. In the tables, maximum values measured at the weld metal and at both heat affected zones are given in bold for each hardness traverse. Values between brackets are valid for locations 0,7 mm respectively above and below the line of indentations for the left HAZ and for locations 0,7 mm respectively below and above the line of indentations for the right HAZ. Therefore, open symbols are used for the corresponding data in the relevant figures. Hardness data given in tables and figures for heterogeneous welds are always arranged from the X2CrNi12-side (left) to the S355-side (right). This agrees with the respective macrophotographs where the stainless steel is always shown at the left side.

The conclusion that maximum HAZ hardness should occur away from the fusion line is confirmed in general. The absolute maximum hardness of 270HV5 to 300HV5. Weld metal hardness for all welds made with different types of austenitic stainless steel consumables varies between 200HV5 and 240HV5 and generally occurs at the root area. Exceptionally, one of the two SAW welded panels (weld A9/2) showed a maximum of 320HV5 at the face and of 303HV5 at the root area. The PAW weld made in 6 mm thick panels with 316 type of consumables showed a maximum value of 335 HV5 at the weld metal. The hybrid weld made in 12 mm thick panels with 316 type of filler metal did not show that much increase in hardness. A maximum value of only 267 HV5 was measured for this weld. As expected, also the duplex stainless steel weld metal present in the joint (PD) is harder than the 'normal' austenitic weld metals with individual values ranging from 230HV5 to 250HV5.

Maximum hardness at the non alloy structural steel in heterogeneous welds is about 350HV5 and was measured at the heat affected zone of the root of only one macro section removed from the SMAW weld (M9).

7.8. Grain Size Analysis

The investigations, undertaken to examine a correlation between impact toughness and microstructure, were summarized in the relevant table. Macro sections of all welds were examined at the HAZ adjacent to the FL but HAZs located further away from the FL were also investigated. The ASTM grain size numbers were measured

at the thickness positions from sub-surface to mid-thickness. Fine grained microstructures have high ASTM grain size numbers while coarse grained microstructures are identified by small ASTM numbers.

To be sure of the followed method, both heat affected zones (left and right) were investigated metallographically to prevent the restrictions of which side of the weld was notched during fusion line and heat affected zone impact testing. In general poor fusion line toughness corresponds indeed with coarse grains.

No grain coarsened heat affected zone microstructures were detected in the 30 mm thick SAW weld (P9) possessing indeed a low transition temperature or high toughness. And the weld with the lowest transition temperature (E9) and thus with the best impact behaviour showed also similar heat affected zone microstructures.

Depending on the data obtained by Pagani and Robinson, similar situation for less adequate toughness were observed. Examination of the fracture surfaces revealed that the fracture was dominantly transgranular and showed the presence of river patterns which is evidence of brittle fracture. The embrittlement in the HAZ could not have occurred by increased solution of carbon in the matrix, hence the poor toughness was attributed to grain coarsening. This is also confirmed by the PhD thesis by Grobler and in papers of Meyer and du Toit and Gooch and Ginn (Meyer and du Toit 2001, Pagani and Robinson 1988, Gooch and Ginn 1988, Grobler 1987).

7.9. Ferrite Content Analysis

All weld zones of the joints were subjected to ferrite percentage analysis. The data measured with this type of analysis include ferromagnetic phases and thus both ferritic and martensitic structures.

The minimum value measured within the present research from the weld metals of all the joints was 7% which was obtained from the 12 mm thick SAW weld with 316 type of filler metals (E6) while maximum of 93% from PAW welded 6 mm thick joint without filler metal and this value is as expected.

7.10. Corrosion Testing

To assess the resistance against atmospheric attack, salt spray and blister corrosion tests were executed for all welds produced for the present work. Most of the welds were exposed from the face side for V-shape welds with the excess of weld metal still present. It was agreed that the joints R9, F9 and U9 instead should be tested from the root side of the weld.

7.10.1. Salt spray corrosion properties

The observations made after several periods for samples in uncoated and in coated condition were presented before. Each table only describes the changes in observations, i.e. any worsening or new observations with regard to the former period. As a rule of thumb, damage caused in a salt spray test over an exposure time of 1000 hours may be extrapolated to about 5 years of atmospheric attack.

For an exposure time respectively of 24 hours and 350 hours and of 1000 hours, see relevant photographs of uncoated and coated samples, some ranking between welds is given; but this should be treated with great care as interpretation of such type of observations is often distorted by personnel bias. The purpose is not to distinguish between good and bad combinations but rather between resistant and less resistant welds. Data between brackets specified the type of consumables used.

In uncoated condition and for a short exposure time (24 hours) F9 may be classified as mostly resistant, followed by V9, then by A9, the R9, V and then by PD. The least short-time resistant combinations were B9, B8 and B6, P9, followed by both E9 and E6.

Long time exposure (350 hours) showed that the R9 revealed the least deterioration, then A9, followed by F9, then V with the highest attack at the weld metal. More corrosion damage was observed for V9, B6 and PD. Still 'worse' conditions were noticed for B9 and B8. The least long-term resistant combinations were the E6 followed by P9 and E9.

So, combining short- and long-term behaviour for the uncoated condition, corrosion resistance may vary between welds although the type of consumable has little effect on corrosion response, except for duplex welds which showed improved resistance with regard to 309-type of consumables. This is due to the fact that attack was often initiated from the heat affected zone rather than from the weld metal, with exception of the laser weld made without filler metal, and so factors like welding parameters, including type of protection, have more influence than weld metal composition on resistance against atmospheric attack of X2CrNi12 ferritic stainless steel weldments. The laser weld most surely profits also from the limited weld size as wide welds turn out to be least resistant.

Short-term behaviour (24 hours) of coated samples heavily scratched across the weld revealed in all cases some corrosion products at the scratch and eventually some small spots at the scratched part of the weld, i.e. for E9, A9 and F9. Both types of damage systematically worsened in the course of testing till about 140 hours of exposure. Between a duration of 49 hours and 141 hours small coloured spots at the unscratched part of the weld also occurred in case of V9, E9 and E6 while one blister was formed from the scratch in case of V, which afterwards steadily increased in size.

Long-term (1000 hours) corrosion behaviour showed that finally F9 was very resistant followed by V9, PD and B6, B9. V and F9 were less resistant followed by E9 and R9. Least resistant were B8 and A9.

In coated condition, differentiation between welds can only be made for very long exposures. Obviously the applied coating provides a good protection for all combinations as in general only scratched regions were deteriorated. Some influence of the type of consumable may be detectable in protected condition as the GMAW weld made with 308LSi wires showed to be much less resistant than the GMAW weld made with 309LSi-wires. This is confirmed by the better behaviour of the duplex SAW weld compared with the austenitic SAW weld. The two combinations produced with 309 and with 316 types of consumables instead showed no clear distinction. The laser weld containing the least fused weld metal demonstrated blistering 'already' after 141 hours which steadily increased with exposure time. Welding process and other welding conditions have no prominent effect on corrosion behaviour in coated condition.

7.10.2. Blister corrosion properties

As before, relevant tables describe the new or changes in observations with regard to the former period. Air temperatures were noted at each observation, ranging from minimum about 0 C to maximum 42 C, as this parameter can have a great effect on corrosion response.

From these it became apparent that B6, E9 and E6, A9 and PD were totally resistant against atmospheric attack over a period of 2500 hours even when damaged by a severe scratch across the entire welded joint.

V and F9 showed some small spots at the scratch already after 360 hours but this type of damage merely aggravated thereafter and so also these combinations are considered as having a good resistance. Some small spots were observed at first between 360 hours and 648 hours at the scratch, the coating and/or the weld of B9, V9 and R9 but these combinations were able to minimise development of these types of damage. B8, F9 and P9 revealed corrosion products at the scratched weld also after 360 hours of exposure but again all three combinations succeeded practically in preventing further damage to occur.

So from the present blister tests it is concluded that welds particularly made with 316 or duplex types of consumables are very resistant against atmospheric attack over periods that cover both winter and summer seasons. Also some SAW welds made with 309 types of consumables may show a similar behaviour. Other resistant welds were the laser weld and one FCAW weld made with 309-type of filler wires, but all other welds, though somewhat prone to early attack, demonstrated properties merely allowing damage extension. Any clear similarity between the corrosion behaviour of welds produced by the same company cannot be detected probably also because of the rather restricted difference in response to atmospheric conditions for all weld combinations tested.

7.11. Effect of filler metal type

The data gathered within the research permitted to compare the mechanical and corrosion behaviour between 309-(reference), 308-and 316 types of filler metals used for welding modified X2CrNi12 ferritic stainless steel.

Weld metal hardness for welds made with 308 type of consumables are 10HV5 to 20HV5 higher than that of welds made with 309 or 316 type of consumables. This was also confirmed by a higher weld metal tensile strength of the former type of filler metal but 316 type of filler metals may also produce a weld metal with increased tensile strength with regard to the reference consumables. On the other hand yield strength was lower for 308 than for 309 type of wires but the former revealed a better ductility when determined by strain at fracture. The highest yield strength was obtained with 316 type of consumables though accompanied by a slight decrease in ductility.

Weld metal notch impact toughness at -20°C was very similar for all three types of filler metals while fusion line toughness, where still a certain amount of weld metal was involved, was lower for the reference consumable than in case of the other filler metals.

Corrosion behaviour is affected by the type of consumables certainly in protected condition and artificially damaged across the entire weld. In these cases a duplex and often also a 316 type of filler metal improves the corrosion resistance of the whole system with regard to a 309 type of filler metal while 308 type of consumables, due to their lower alloying, demonstrate an inferior corrosion behaviour.

So the use of a more economical consumable like a 308 type compared with a higher alloyed 309 type results in a small concession concerning yield strength (about 345 MPa instead of about 325 MPa for GMAW). From this point of view, it is certainly worthwhile to consider using the cheaper type of consumable for many applications of X2CrNi12 ferritic stainless steel demanding less stringent corrosion properties. The highest tensile properties are achieved by using 316 type of consumables, which should also yield an improved local corrosion behavior.

8. CONCLUSIONS

The research work realised mostly at the Research Center of the Belgian Welding Institute and supported by the Belgian Government (IWT) and a group of industrial partners concerning modified X2CrNi12 stainless steel with improved weldability has permitted to draw the following conclusions.

It could be demonstrated that the new developed low carbon X2CrNi12 ferritic stainless steel, still complying with EN10088 but with reduced amount of impurities, high productivity but sound homogeneous and heterogeneous welds can be made by shielded metal arc, gas metal arc, submerged arc, laser, plasma, hybrid (PAW+TIG) and flux cored arc welding by means of highly alloyed AISI 309, lower alloyed AISI 308 and Mo-alloyed AISI 316 types of consumables with reduced risk for hot and cold cracking.

Various welds though have proven that adequate heat affected zone impact properties are achievable down to -40°C or even lower and this is a very encouraging result. Although it is very difficult because of the complexity of microstructures sampled by notches located at the 'fusion line' or the heat affected zone, microscopic investigations have shown indeed for these superior welds that the grain coarsening could be restricted to microstructures with ASTM grain size numbers of 5 or higher.

CTOD fracture toughness tests at -20°C on welds with a minimum thickness of 20 mm have delivered disappointing results at the fusion line, where, because of its slant orientation with regard to the plate surface, a mixture of weld metal, heat affected zone and base metal microstructures are tested. This can be attributed to the same reason invoking scatter in notch impact test samples as in case of CTOD fracture toughness testing much more test material is sampled by the notch travelling the entire thickness of the weld.

The weld metal in the present welds without exception was overmatched in tensile strength.

Fatigue behaviour of 'clean' X2CrNi12 ferritic stainless steel welds is excellent provided weld defects are omitted and all excess of weld metal is removed appropriately or at least the transition from weld to base metal is suitably smoothed. Under these conditions, the fatigue strength of butt welds is comparable with that of the base metal.

Hardness at the heat affected zone of this ferritic stainless steel can be limited to 300HV5. Defect-free joining of for instance 12 mm thick X2CrNi12 stainless steel is also possible by laser welding without filler metal but in this case harder fused metal microstructures are obtained, although still below 300HV5.

The major withdrawal of the stainless steel is the tendency to grain coarsening at the heat affected zone close to the fusion line where temperature cycles occur with peak temperatures above 1200°C if the heat input during welding is not properly controlled.

Grain coarsening has no adverse influence on tensile properties nor on bend properties but the heat affected zone impact toughness for sub-zero temperatures may be disappointing and this certainly depends on the amount of grain coarsened microstructures and probably also of the amount of martensite present along the notch.

Resistance against atmospheric attack in coated condition of X2CrNi12 ferritic stainless steel welds is also very promising even when evaluated under severe circumstances, i.e. artificially damaged. As expected, over-alloyed filler metals exhibit an improved resistance compared with consumables matching the 304 type of austenitic stainless steel.

Under pure atmospheric conditions, all welds demonstrated the possibility to prevent further development of corrosion products, once initiated. Surprisingly, welds that behaved mechanically extremely well were classified as less corrosion resistant than other welds.

8.1. Implementation of results for innovative applications by industry

Joining of this modified stainless steel can be accomplished by welding under economical conditions producing weldments with attractive properties for use in structural applications. Mainly due to possible grain growth, care should be taken though not to jeopardise too much the toughness of the heat affected zone and one technique to realise this is to adapt the plate preparation leading to a rather unusual weld geometry with heavily inclined fusion lines with regard to the plate surface. As this increases the width of the weld it may, as it was shown by this study, somewhat adversely affect the corrosion resistance of welds provided with a coating.

So, this grade of X2CrNi12 stainless steel with enhanced mechanical properties with regard to the regular grade can replace non alloyed structural steels with a guaranteed yield strength of maximum about 350 MPa and only needs an appropriate protection against atmospheric attack over a period that is estimated to cover several decades.

The innovative aspect for industry is that this stainless steel can be applied indeed for many welded constructions, or parts thereof, like bridges, steel girders, pipelines, vessels, etc. working under mild environments. It will allow for cheaper constructing improving the situation of the member companies against foreign competitors. Also owner companies will benefit from the achievements realised during the present research as they will be offered more economical solutions for their demands. Industrial partner companies of this research that were effectively involved with welding have learnt how to join this type of stainless steel and have been demonstrated what types of consumables could be selected in this case.

The ferritic stainless steel nature demands close control during steel production and so orders should be placed to trustworthy steel fabricators that have a lot of experience in stainless steel and that are functioning under a tight quality control system. This is mainly necessary for guaranteeing low levels of impurities but also for omitting extensive scatter in mechanical properties arising from less accurate heat treatments during production.

The interesting position of this modified steel, with regard to non alloy structural steels and expensive austenitic, martensitic and duplex stainless steels, is still valid

as it combines productivity with rather low investments and maintenance costs resulting in long-term attractive solutions.

The main objective, i.e. to upgrade the existing EN10088:X2CrNi12 ferritic stainless steel to an affordable, weldable structural stainless steel with high strength and proper resistance against atmospheric attack, is achievable, but only when stringent but commercially realisable conditions of steel production and welding are respected.

REFERENCES

Aghion, E., Ferreira, J., "The Effect of Oxidizing Environments on High Temperature Fatigue Failure of 3Cr12 Alloy", *Canadian Metallurgical Quarterly*, **32**, 4, 369-374, Oct. - Dec. (1993).

Akita, M., Nakajima, M., Tokaji, K., Shimizu, T., "Fatigue Crack Propagation of 444 Stainless Steel Welded Joints in Air and in 3%NaCl Aqueous Solution", *Materials and Design*, **27**, 92-99, (2006).

Allen, C., Ball, A., Protheroe, B.E., "The Abrasive-Corrosive Wear of Stainless Steels", *Wear*, **74**, 2, 287-305, (1981).

Allen, C., Li, C.X., Bell, T., Sun, Y., "The Effect of Fretting on the Fatigue Behaviour of Plasma Nitrided Stainless Steels", *Wear*, **254**, 1106- 1112, (2003).

Ball A, Chauhan Y, Schaffer G.B, "Microstructure, Phase Equilibria and Transformations in Corrosion Resistant Dual Phase Steel Designated 3Cr12", *Materials Science and Technology*, **3**, 189-196, March (1987).

Balmforth, M.C., Lippold, J.C., "A Preliminary Ferritic- martensitic Stainless Steel Constitution Diagram", *Welding Journal*, **77**, 1, 1s- 7s, (1998).

Balmforth, M.C., Lippold, J.C., "A New Ferritic- Martensitic Stainless Steel Constitution Diagram", *Welding Journal*, **79**, 339s- 345s, (2000).

Bannantine, J.A., Comer, J.J., Handrock, J.L., "Fundamentals of Metal Fatigue Analysis", 150 pages, *Prentice Hall*, (1990).

Bartsch, M., Hoffmann, R., "Nichtrostende Stähle in der Papier Industrie", 22 pages, www.butting.de, (2006).

Beckitt, C., "New Age Utility Stainless Steels", *Welding and Metal Fabrication (UK)*, Vol. Suppl. *Stainless Today*, **6**, March (1994).

Bennett, P., "The Weldability of 12% Chromium Ferritic Corrosion-Resisting Steels", *Materials Australasia, Australia*, **23**, 5, 15-16, June (1991).

Blum, F., Comins N.R., Welss, B.Z., "The Influence of Microstructural Parameters on the Yield Stress and Fracture Toughness of 3Cr12 Steel" *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, **92**, 7, 185-193, July (1992).

Bredenkamp, P.J., van den Berg, G.J., "The Strength of Stainless Steel Built-up I section Columns", *Journal of Constructional Steel Research*, **34**, 2-3, 131-144, (1995).

Callaghan, B.G., "The Use of 3Cr12 as Reinforcing in Concrete", **Construction and Building Materials**, **7**, 3, 131-136, September (1993a).

Callaghan, B. G., "The Performance of a 12% Chromium Steel in Concrete in Severe Marine Environments", **Corrosion Science**, **35**, 5-8, 1535-1541, (1993b).

Carrouge, D., "Transformations in Supermartensitic Stainless Steels", PhD thesis, **University of Cambridge**, 195 pages, (2002).

Cary, H., "Modern Welding Technology", **Prentice Hall Inc., New Jersey Columbus, USA**, 801 pages, (2002).

Cash, G.A., Hope, G.A., Schweinsberg, D.P., "Localised Corrosion of High Alloy steels in Cane Sugar Juice", **Corrosion Science**, **33**, 5, 751-764, May (1992).

Castner, H.R., "Cause and Prevention of 12% Chromium Steel Fillet Weld Cracks", **Welding Journal**, 193s- 199s, July (1977).

Cavazos, J.L., "Characterization of precipitates formed in a ferritic stainless steel stabilized with Zr and Ti additions", **Materials Characterization**, **56**, 96 - 101, (2006).

Che´hab, B., Bre´chet, Y., Glez, J. C., Jacques, P.J., Mithieux, J.-D., Ve´ron, M., Pardoen, T., "Characterization of the high temperature tearing resistance using the essential work of fracture - Application to dual phase ferritic stainless steels", **Scripta Materialia**, **55**, 999 – 1002, (2006).

Chong, P.H., Liu, Z., Skeldon, P., Crouse, P., "Characterisation and Corrosion Performance of Laser Melted 3Cr12 Steel", **Applied Surface Sciences**, **247**, 362-368, (2005).

Davis, J.R., Davis & Associates, editors, ASM Specialty handbook- Stainless Steels, **American Society for Metals Materials Park**, (1994).

de Cooman, B.C., Speer, J.G., Ypshinaga, N., Pychmintsev, I.Y., "Fundamentals of Steel Products Metallurgy", **Vakgroep Metallurgie en Materiaalkunde, Faculteit Toegepaste Wetenschappen, Universiteit Gent**, 419 pages, (2005).

de Santana, I.J., Paulo, B., Modenesi, P.J., "High Frequency Induction Welding Simulating on Ferritic Stainless Steels", **Journal of Materials Processing Technology**, **179**, 1-3, 225-230, (2006).

Deleu, E., Dhooge, A., Taban, E., Kaluc, E., "Weldable 12Cr Ferritic Stainless Steel With Expanded Application", **IIW document IX-H-646-07**, (2007).

Deleu, E., Dhooge, A., van Haver, W., Kaluc, E., "Stainless Steel Type X2CrNi12 for Structural Applications- Weldability, Welding Technology and Properties of Welded Joints", Progress Report No. 3, BWI Document No. EDM05187, 11 January, (2006).
Dhooge A., Deleu, E., "12% Cr Roestvast Staal voor Primaire Constructies", **BIL/NIL Lassyposium, Het Pand, Ghent, Belgium, Session 7**, 25-30 November, (2005).

Dhooge A., Deleu, E., "Ferritic Stainless Steel X2CrNi12 with Improved Weldability for Structural Applications", ***Stainless Steel World 2005 Conference&Expo, Maastricht, Netherlands, 160***, 8-10 November, (2005).

du Toit M., Van Rooyen G.T., Smith D., "An Overview of the HAZ Sensitization and SCC Behaviour 12% Chromium Type 1.4003 Ferritic Stainless Steel", ***IIW Doc IX-2213-06, IIW Doc IX-H-640-06***, (2006).

Eckenrod, J.J., Kovach, C.W., "Development of a low-chromium stainless steel for structural application" in Lula R A (ed): Toughness of Ferritic Stainless Steels, ***ASTM STP 706***, 273 – 290, (1980).

Eriksson, J.I., Johansson, L., "Welding Procedures and Toughness of Weldments in Dual Phase 12% Cr Steel", JOM-8, ***The Int. Conference on the Joining of Materials***, 325- 334, Helsing, 12-14 May (1997).

Folkhard, E., "Welding Metallurgy of Stainless Steels", ***Wien- New York: Springer-Verlag***, (1984).

Gooch, T.G., Ginn, B.J., "Heat Affected Zone Toughness of MMA Welded 12%Cr Martensitic-Ferritic Steels", ***TWI Welding Institute Members Report 373/1988***, 32 pages, July (1988).

Gordon, W., Van Bennekom, A., "Review of Stabilisation of Ferritic Stainless Steels", ***Materials Science and Technology***, **12**, 126-131, February (1996).

Greef, M.L., du Toit, M., "Looking at the Sensitization of 11–12% Chromium EN 1.4003 Stainless Steels during Welding", ***Welding Journal***, **85**, 11, 243s- 251s, (2006).

Grobler, C., "Weldability studies on 12% and 14% chromium steels", ***PhD thesis, Univ. of Pretoria, South Africa***, (1987).

HICKS, P.D., Robinson, F.P.A., "The Aqueous Corrosion Behaviour of an Ion Implanted 12 % Chromium Steel", ***Corrosion Science***, **24**, 10, 885- 900, (1984).

Hoffman, J.P., "The Welding Metallurgy of a Titanium Stabilized 12 Percent Chromium Ferritic- Martensitic Steel", ***8410-014***, 305 - 318.

IAF- Editor, "Aerospace Engineering - Keeping the Planes Fly High", ***Welding and Metal Fabrication***, 18 – 22, July/ August, (2000).

Irvine, K.J., Crowe, D.J., Cantab, M.A., A.I.M., Pickering, F.B., "The Physical Metallurgy of 12% Chromium Steels", ***Journal of the Iron and Steel Institute***, 386-405, August, (1960).

Johansson, L., Eriksson, J., Hannerz, N.E., "Fracture Behaviour of Weldments in Low Carbon 12% Chromium Steels in Vehicle Applications", ***Supermartensitic Stainless Steels 99 Conference, 88- 100, Brussels***, (1999).

Kaltenhauser, R.H., "Improving the Engineering Properties of Ferritic Stainless Steels", ***Met. Eng. Quarterly***, **11**, 2, 41-47, May, (1971).

Kaluç, E., Taban, E., "Krom-Nikelli Paslanmaz Çelikler ve Modifiye Edilmiş Türleri" ***Metal Dünyası***, **163**, 124-133, Aralık (2006).

Kaluç, E., Taban, E., "Paslanmaz Çelikler, Geliştirilen Yeni Türleri ve Kaynak Edilebilirliği", Seminer Notları, ***TMMOB Makina Mühendisleri Odası Ankara Şubesi, Ankara***, 56 sayfa, 16 Mart (2007).

Kaluç, E., Tülbentçi, K., "Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği", Seminer Notları, ***KOU KATAEM***, 240 sayfa, Kocaeli, Mart (1998).

Karjalainen, P., Kyröläinen, A., Kauppi, T., Orava, U., "Mechanical Properties and Weldability of New 12Cr Type Stainless Steel Sheets", ***in Applications of Stainless Steels***, 225-234, Stockholm, (1992).

Karlsson, L., "Stainless Steels- Past, Present and Future", ***Svetsaren***, **1**, 47- 52, 2004.

Knutsen, R.D., "Influence of Compositional Banding on Grain Anisotropy in 3Cr12 Steel", ***Materials Science and Technology***, **8**, 621- 627, July (1992).

Knutsen, R.D., Ball, A., "The Influence of Inclusions on the Corrosion Behaviour of a 12 wt Percent Chromium Steel", ***Corrosion***, **47**, 5, 359-368, May (1991).

Korvink, S.A., van den Berg, G.J., van der Merwe, P., "Web-crippling of stainless steel cold formed beams", ***Journal of Constructional Steel Research***, **34**, 2-3, 225-248, (1995).

Kotecki, D.J., "Q and A", ***Welding Journal***, **84**, 9, 14, (2005).

Krauss, G., "Steels: Heat Treatment and Processing Principles", ***OH: American Society for Metals International Materials Park***, (1989).

Ladanova, E., "Microstructural Transformations and Carbide Precipitation in the HAZ of Supermartensitic Stainless Steels", PhD thesis, ***Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Trondheim***, (2003).

Lahti, K.E., Hanninen, H., Niemi, E., "Nominal Stress Range Fatigue of Stainless Steel Fillet Welds - the Effect of Weld Size", ***Journal of Constructional Steel Research***, **54**, 161–172, (2000).

Lippold, J.C., Kotecki, D.J., "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", ***John Wiley&Sons, Amerika***, **87**, (2005).

Liu, Z., Chong, P.H., Skeldon, P., Hilton, P.A., Spencer, J.T., Quayle, B., "Fundamental Understanding of the Corrosion Performance of Laser Melted Metallic Alloys", ***Surface and Coatings Technology***, **200**, 5514- 5525, (2006).

Magnabosco, I., Ferro, P., Bonollo, F., Arnberg, L., "An investigation of Fusion Zone Microstructures in Electron Beam Welding of Copper – Stainless Steel", ***Materials Science and Engineering A***, **424**, 163- 173, (2006).

Man SIm, G., Ahn, J.C., Hong, S.C., Lee, K.J., Lee, K.S., "Effect of Nb Precipitate Coarsening on the High Temperature Strength in Nb Containing Ferritic Stainless Steels", ***Materials Science and Engineering A***, **396**, 159-165, (2005).

Marini, A., Knight, D.S., "The Use of 3Cr12 for Corrosion-Abrasion Applications in the Mining Industry", ***Corrosion and Coatings SA***, 4-11, March (1995).

Marshall, A.W., Farrar, J.C.M., "***IW Doc: IX-1975-00, IXH-494-2000***".

Maxwell, D.K., "Review of the Use of 3Cr12 Stainless Steel for Coal Wagon Bodies", ***Materials Australia (Australia)***, 20–22, November- December, (1997).

Mc Ewan, J.J., Kincer, M.U., Scheers, P.V.T., White, R.T., "Intuition, case work and testing: A holistic approach to the corrosion of a 12% chromium steel in aqueous environments", ***Corrosion Science***, 35, 1-4, 303-315, (1993).

McGannon, H.E., "The Making, Shaping and Treating of Steel", ***Herbick&Held, United States Steel Corporation***, (1971).

Meadows, C., Fritz, J.D., "Understanding Stainless Steel Heat Affected Zones", ***Welding Journal***, 84, 25-30, (2005).

Meyer, A. M., du Toit, M., "Interstitial Diffusion of Carbon and Nitrogen into Heat-Affected Zones of 11–12% Chromium Steel Welds", ***Welding Journal***, 80, 275s-280s, December, (2001).

Moore, P., "3CR12-Welding the 12% Chromium utility stainless steel" Australasian ***Welding Journal (Australia)***, Third Quarter, 42, 22-23, (1997).

Mursalo, N., Tullmin, M., Robinson, F.P.A., "The Corrosion Behaviour of Mild Steel, 3Cr12 and AISI Type 316L in Synthetic Minewaters", ***Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy***, 88, 8, 249-256, August (1988).

NN, "3Cr12 in Action", ***www.fortis-steel.ru***, April (2007).

NN, "3Cr12 Technical Data", ***www.askzn.co.za***, 7, July (2006a).

NN, "American Utility Metals- Coal Extraction, Preparation, Handling", ***www.3cr12.com***, July (2006b).

NN, "Stainless Steel- Grade 3Cr12", ***www.azom.com***, July (2006c).

NN, "CLC 4003", ***Arcelor Group, France, Product Catalogue***, (2004a).

NN, "Nirosta 4003", ***Tyssen Krupp Nirosta, Germany***, October (2004b).

NN, "3Cr12 Technical Data", ***Columbus Stainless, Technical data catalogue***, (2004c).

NN, "Wagons Roll", ***Welding and Metal Fabrication***, 5, June (2001).

Oates, W.R., Saltta, A.M., - Editors, "Welding Handbook Vol. 4- Materials and Applications Part 2", ***AWS, Ohio, America***, 621 pages, (1998).

Orava, U.H., Karjalainen, L.P., Kyröläinen, A.J., "Impact toughness of heat affected zone in non-stabilised 12%Cr ferritic stainless steel welds", ***1st European Stainless Steel Conference, Florence***, 2, 149-154, (1993).

Pagani, S.M., Robinson, F.P.A., "Microstructure and Mechanical and Electrochemical Properties of Martensitic Weld Deposits Developed for Welding of a 12% Chromium Duplex Stainless Steel" *Mater. Sci. Technol.*, **4**, 6, 554-559, June (1988).

Satyanarayana, V.V., Reddyb, G. M., Mohandas, T., "Dissimilar metal friction welding of austenitic-ferritic stainless steels", *Journal of Materials Processing Technology*, **160**, 128–137, (2005).

Sourmall, T., Bhadeshia, H.K.D.H., "Stainless Steels", Lecture Notes, University of Cambridge, 2002, www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002, February (2007).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., " Gas Metal Arc Welding of Modified X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel", *Kovove Materialy-Metallic Materials*, **45**, 2, 67-73, (2007a).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Microstructural Analysis and Structure-Property Relationship of SMAW Welded 12Cr Stainless Steel", *Metal Dünyası*, **166**, 68- 72 , Mart 2007b).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Microstructural Analysis and Structure-Property Relationship of SMAW Welded 12Cr Stainless Steel", *Deformasyon Sac İşleme (International Forming and Sheet Metal Technologies)*, **4**, 60- 64, Mart-Nisan 2007c.

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Fatigue Properties of SMAW, GMAW, SAW and LASER Welded X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel" *DVS GST 2006, Schweißen und Schneiden*, 74- 79, Germany, September (2006a).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Toughness Properties of Welded X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel" **11th. International Denizli Materials Symposium 2006, Pamukkale University Engineering Faculty, Denizli. Proceeding Book**, 917- 921, Denizli, 19-21 April (2006b).

Taban, E., Deleu, E., Kaluc, E., Dhooge, A., "Submerged Arc Welding of Thick Ferritic Martensitic Stainless Steel with a Variety of Consumables", *Science and Technology of Welding and Joining*, (2007d). (in press).

Taban, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Kromlu Paslanmaz Çelikler ve Modifiye Edilmiş Türleri", *Metal Dünyası*, **160**, 116- 123, Eylül (2006c).

Thomas, C.R., "Structure and properties of a duplex ferritic- martensitic stainless steel"-Lula R A (Ed) *Duplex Stainless Steels, Conference Proceedings, ASM*, 649-664, (1983).

Thomas, C.R., "SX 3Cr12 - A Material for Abrasion-Corrosion Control", *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*, **81**, 10, 298-302, (1981).

Thomas, C.R., Hoffmann, J.P., "Metallurgy of a 12 % Chromium Steel", in: Comins, N R and Clark J B (eds): *"Speciality Steels and Hard Materials" Conference*, 299-306, Pretoria, (1982).

Thomas, W.M., Threadgill, P.L., Nicholas, E.D., "The Feasibility of Friction Welding Steel", ***Science and Techn. of Welding and Joining***, **4**, 6, 365-372, (1999).

Topić, M., Allen C., Tait, R., "The effect of cold work and heat treatment on the fatigue behaviour of 3Cr12 corrosion resistant steel wire", ***International Journal of Fatigue***, **29**, 1, 49-56, January (2007).

Totemeier, T.C., Simpson, J.A., Tian, H., "Effect of weld intercooling temperature on the structure and impact strength of ferritic–martensitic steels", ***Materials Science and Engineering A***, **426**, 323 – 33, (2006).

Tullmin, M.A.A., Robinson, F.P.A., "Effect of Molybdenum Additions on the Corrosion Resistance of a 12% Chromium Steel", ***Corrosion Engineering***, **44**, 9, 664-670, September (1988).

van Bennekom, A., Potgieter, J.H., "An Examination of the Cause of Extensive Corrosion of the Shell of a 3Cr12 Conditioning Tower in a Cement Plant", ***Anti-Corrosion Methods & Materials***, **47**, 3, 152-155, (2000).

van Bennekom, A., Robinson, F.P.A., "Development of an Effective Color Etching Technique for Modified 3Cr12 Type Alloys", ***South African Journal of Science***, **88**, 4, 230-233, April (1992).

van Lelyveld, C., van Bennekom, A., "Autogeneously Welded 3Cr12 Tubing For Use in the Sugar Industry", ***Stainless Steel***, **16-17**, **September/October** (1995).

Veldsman, W.M., "Fracture Behaviour of 3Cr12", ***Stainless Steel***, **12-13**, **September / October** (1990).

Weiss, B.Z., Blum, F., Comins, N.R., "The Effect of Strain Rate and Temperature on the Yielding and Impact Behaviour of Dual Phase Chromium Containing 3Cr12 Steel", ***Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy***, **90**, 4, 85- 89, April (1990).

Wilke, F., "Hauptanwendungsgebiete von rostfreien Langprodukten", ***Edelstahlhandelsvereinigung Rostfrei Seminar, Krupp Edelstahlprofile***, **18** **March** (2004).

Woollin, P., "Developments in Fusion Welding of Stainless Steels", ***Welding and Metal Fabrication***, **62**, 18- 26, (1994).

PERSONAL PAPERS

Taban, E., Kaluc, E., "Microstructural and Mechanical Properties of Double-sided MIG, TIG and Friction Stir Welded 5083- H321 Aluminium Alloy", **Kovove Materialy-Metallic Materials, Vol. 44**, Issue 1, 25-34, (2006)

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., " Gas Metal Arc Welding of Modified X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel", **Kovove Materialy-Metallic Materials, Vol. 45**, Issue 2,. 67-73, (2007).

Taban, E., Deleu, E., Kaluc, E., Dhooge, A., "Submerged Arc Welding of Thick Ferritic Martensitic Stainless Steel with a Variety of Consumables" **Science and Technology of Welding and Joining**, (accepted).

Taban, E., Kaluc, E., "Comparison Between Microstructure Characteristics and Joint Performance of Al 5086-H32 Alloy Welded by MIG, TIG and Friction Stir Welding Processes", **Kovove Materialy-Metallic Materials**, (accepted).

Kaluc, E., Taban, E., "Investigation on Mechanical and Microstructural Properties of TIG, MIG and Friction Stir Welded 5083-5086 Aluminium Alloys", **DVS GST 2005, Schweissen und Schneiden, September 2005, Essen, Germany**, 489-495, (2005).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Fatigue Properties of SMAW, GMAW, SAW and LASER Welded X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel", **DVS GST 2006, Schweissen und Schneiden, September 2006, Aachen, Germany**, 74- 79, (2006).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Toughness Properties of Welded X2CrNi12 Ferritic Stainless Steel" **11th. International Denizli Materials Symposium 2006, Pamukkale University Engineering Faculty, Denizli. Proceeding Book, 19-21 April 2006, Denizli, Turkiye**, 917- 921, (2006).

Taban, E., Kaluc, E., "Mechanical, Microstructural and Fracture Properties of MIG, TIG and Friction Stir Welded 5086 Aluminium Alloy", **11th. International Denizli Materials Symposium 2006, Pamukkale University Engineering Faculty, Denizli. Proceeding Book, 19-21 April 2006, Denizli, Turkiye**, 922- 927, (2006).

Çelik, A., Alsarar, A., Karakan, M., Taban, E., "İyon Nitrürleme Sonrası Isıl İşlemin Yapısal ve Mekanik Özelliklere Etkisi", **9. Denizli Malzeme Sempozyumu 8-9-10 Mayıs 2002 Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Denizli, Bildiriler Kitabı**, 254-258, (2002).

Taban, E., Kaluc, E., "Çinko Kaplı Çeliklerin Kaynağında Ortaya Çıkan Problemler ve Giderilmesi", **Malzeme Bilimi ve Üretim Yöntemleri Sempozyumu (MBÜY 2003), Bildiriler Kitabı,. Ege Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, 15- 17 Ekim 2003, Atatürk Kültür Merkezi, İzmir**, 322- 331, (2003).

Taban, E., Kaluc, E., "Petrol ve Doğalgaz Boru Hatlarının Yapımında Kullanılan Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynak Edilebilirliği", Kaynak Teknolojisi IV. Ulusal Kongresi, Bildiriler Kitabı, **TMMOB Makina Mühendisleri Odası İzmit Şubesi, 24- 25 Ekim 2003, KOÜ Derbent Uygulama Oteli, Kocaeli**, 257- 267, (2003).

Taban, E., Kaluc, E., "Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler, Kaynak Kabiliyetleri ve Korozyon Davranışları", **10. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 14-15- 16 Nisan 2004 Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Denizli**, 989-1000, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Petrol ve Doğalgaz Boru Hatlarının Yapımında Kullanılan Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynak Edilebilirliği", **Metal Dünyası, Mayıs 2004, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, Sayı: 132, s. 77- 83, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Elektron Işın Kaynağındaki Gelişmeler", **MakinaTek, Haziran 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 102- 110, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler, Kaynak Kabiliyetleri ve Korozyon Davranışları", **Metal Dünyası, Haziran 2004, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, Sayı: 133, 117- 125, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynağı ve Endüstriyel Uygulamaları", **Metal Dünyası, Ağustos 2004, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, Sayı 135, 79- 84, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Laser Işını ile Kaynak Yöntemi", **MakinaTek, Ağustos 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 76- 85, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Sürtünen Eleman ile Birleştirme Kaynağında (FSW) Kaynak Bölgesinin Mikroyapısal Özellikleri", **Metal Dünyası, Eylül 2004, Sayı 136, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 131- 140, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Petrol ve Doğalgaz Boru Hatlarının Yapımında Kullanılan Süpermartenzitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynak Edilebilirliği", Mühendis ve Makina, Eylül 2004, Cilt 45, Sayı 536, **TMMOB Makina Mühendisleri Odası Yayını, Ankara**, s. 26- 37 (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Plazma Arkı ile Kaynak ve Endüstriyel Uygulamaları" Bölüm I, **MakinaTek, Ekim 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 116- 123, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Plazma Arkı ile Kaynak ve Endüstriyel Uygulamaları" Bölüm II, **MakinaTek, Kasım 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 97- 101, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynaklı EN AW-5083 Alüminyum Alaşımı Bağlantıların Mekanik ve Mikroyapısal Özellikleri", **Metal Dünyası, Ekim 2004, Sayı 137, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 125- 130, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynaklı EN AW-5086 Alüminyum Alaşımı Bağlantıların Mekanik ve Mikroyapısal Özellikleri", **Metal Dünyası, Kasım 2004, Sayı 138, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 63- 68, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Katı Oksit Yakıt Pillerindeki Gelişmeler", **Metal Dünyası, Aralık 2004, Sayı 139, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 95- 101, (2004).

Taban, E., Kaluc, E., "Yakıt Pilleri ve Endüstriyel Uygulamaları", **MakinaTek, Aralık 2004, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 120- 127, (2006).

Taban, E., Kaluc, E., "Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynaklı EN AW-5083- EN AW-5086 Alüminyum Alaşımı Bağlantıların Mekanik ve Mikroyapısal Özellikleri", **Metal Dünyası, Ocak 2005, Sayı 140, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 84- 90, (2005).

Taban, E., Kaluc, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımaları- Endüstriyel Uygulama Alanları", **Metal Dünyası, Şubat 2005, Sayı 141, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 107- 114, (2005).

Taban, E., Kaluc, E., "EN AW-5083-H321 Alüminyum Alaşımının MIG, TIG ve Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynaklı Bağlantılarının Mekanik ve Mikroyapısal Özellikleri", **Mühendis ve Makina, Şubat 2005, Cilt 46, Sayı 541, TMMOB Makina Mühendisleri Odası Yayını, Ankara**, 40- 51, (2005).

Taban, E., Kaluc, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımının Standard Gösterimleri", **MakinaTek, Mart 2005, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 178- 185, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., "Doğalgaz Boru Hatlarında Kullanılan Polietilen Boruların Kaynağı- Bölüm 1: Elektro ergitme Kaynağı", **MakinaTek, Nisan 2005, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, s. 118- 125.

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımının Kaynak Kabiliyeti", **Metal Dünyası, Nisan 2005, Sayı 143, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 154- 162, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., "Doğalgaz Boru Hatlarında Kullanılan Polietilen Boruların Kaynağı- Bölüm 2: Alın ergitme ve ekstrüzyon Kaynağı" **MakinaTek, Mayıs 2005, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 118- 124, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımının MIG Kaynağı", **Metal Dünyası, Mayıs 2005, Sayı 144, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 130- 141, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., "Termit Kaynağı ve Uygulama Alanları", **MakinaTek, Kasım 2005, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 116-121, (2005).

Kaluc, E., Taban, E., Dhooge, A., "Elektroeritme Kaynağı ve Endüstriyel Uygulamaları", **Metal Dünyası, Ocak 2006, Sayı 156, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 100-106 (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımının TIG Kaynağı- Bölüm 1", **MakinaTek, Mayıs 2006, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 118- 124, (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımının TIG Kaynağı- Bölüm 2", **MakinaTek, Haziran 2006, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 122- 126, (2006).

Taban, E., Kaluc, E., "Paslanmaz Çeliklerin Laser Kaynağı", **Metal Dünyası, Haziran 2006, Sayı 157, , Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 96- 103, (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı İçin Kaynak Ağızlarının Hazırlanması- Bölüm 1", **MakinaTek, Temmuz 2006, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 106- 110, (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alüminyum Alaşımlarının Kaynağı İçin Kaynak Ağızlarının Hazırlanması- Bölüm 2", **MakinaTek, Ağustos 2006, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 116- 121, (2006).

Taban, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Kromlu Paslanmaz Çelikler ve Modifiye Edilmiş Türleri", **Metal Dünyası, Eylül 2006, Sayı 160, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 116-123, (2006).

Kaluc, E., Taban, E., "Krom-Nikelli Paslanmaz Çelikler ve Modifiye Edilmiş Türleri" **Metal Dünyası, Aralık 2006, Sayı 163, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 124-133, (2006).

Taban, E., Kaluc, E., "Havacılık, Uzay, Taşıt ve Gemi Yapım Endüstrilerinde Kullanılan Sürtünen Eleman ile Birleştirme (FSW) Kaynak Yönteminin Esasları", **MakinaTek, Aralık 2006, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 52- 57, (2007).

Kaluc, E., Taban, E., "Alüminyum ve Alaşımlarının Plazma Ark Kaynağındaki Gelişmeler" **Metal Dünyası, Ocak 2007, Sayı 164, Prestij Yayıncılık, İstanbul**. s. 104-112, (2007).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Microstructural Analysis and Structure-Property Relationship of SMAW Welded 12 Cr Stainless Steel", **Metal Dünyası, Mart 2007, Sayı 166, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 68- 72, (2007).

Taban, E., Deleu, E., Dhooge, A., Kaluc, E., "Microstructural Analysis and Structure-Property Relationship of SMAW Welded 12 Cr Stainless Steel", **Deformasyon Sac İşleme (International Forming and Sheet Metal Technologies) Mart-Nisan 2007, Sayı 4, Prestij Yayıncılık, İstanbul**, 60- 64, (2007).

Kaluc, E., Taban, E., "Sürtünen Eleman ile Kaynak (FSW) Yöntemi Makinaları- Bölüm I: Alışılmış FSW Makinaları", **MakinaTek, Mart 2007, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, 100- 105, (2007).

Kaluc, E., Taban, E., "Sürtünen Eleman ile Kaynak (FSW) Yöntemi Makinaları Bölüm 2.- Özel Geliştirilmiş FSW Makinaları", **MakinaTek, Nisan 2007, Bileşim Yayıncılık, İstanbul**, (2007).

Kaluc, E., Taban, E., "İleri Kaynak Teknolojisi Ders Notları", **Kocaeli Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Yayın No: 138, 189 sayfa, Nisan 2004, Kocaeli**, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Elektrik Direnç Kaynak Yöntemleri", **Assan Hyundai Fabrikası, Kocaeli**, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Doğalgaz Boru Hatlarında Kullanılan Polietilen Boruların Kaynağı" Polietilen Doğalgaz Boru Kaynakçısı Eğitim ve Uygulama (Sertifikasyon)

Programı Kursu Notları, **KOÜ KATAEM- TMMOB Seminer Salonu, 18 Haziran 2004, Kocaeli**, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Paslanmaz Çeliklerin Örtülü Elektrod İle Ark Kaynağı Seminer Notları", **İstanbul Döküm San. Ve Tic. Ltd. Şti. Eğitim Salonu, Gebze/ Kocaeli (2004)**.

Kaluc, E., Taban, E., "Örtülü Elektrod İle Ark Kaynağı ve MIG/MAG Gazaltı Kaynağı Seminer Notları", **Polteknik Endüstri Ürünleri İnşaat Tic. A.Ş. Eğitim Salonu, Körfez/Kocaeli**, (2004).

Kaluc, E., Taban, E., "Paslanmaz Çelikler, Yeni Geliştirilen Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri", Söyleşi Notları, **MMO Ankara Şubesi Seminer Salonu, 16 Mart 2007, Ankara**, (2007).

CURRICULUM VITAE

Emel Taban, born in 1980 in Erzurum, was graduated from the Mechanical Engineering Department of Ataturk University in 2002 as a Mechanical Engineer, followed by from the Mechanical Engineering Dept. of Natural and Applied Science Institute of Kocaeli University in 2004 with MSc degree with supervising of Prof. Dr. Erdinç KALUÇ. At the same year, she has started to the PhD programme at the same department. Between August 2005 and October 2006, she has been to the Research Center of the Belgian Welding Institute as a guest researcher and as an exchange student with the supervising of Prof. Ir. Alfred DHOOGHE at the Mechanical Engineering Dept. of University of Gent. Since 2002, she has been working as a research assistant at the subdivision of Materials and Manufacturing Processes at the Mechanical Engineering Dept. of Kocaeli University. She has about 50 international and national articles, papers and lecture notes with the topics of welding, weldability, welding metallurgy and materials science.



T.C.
KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
REKTÖRLÜĞÜ



Sayı : B.30.2.KOÜ.0.00.00.01-

/ /2007

Konu :

Üniversitemiz Senatosu'nun 22.03.2007 tarih ve 2007/4 nolu toplantısında alınan 12 sıra sayılı karar aşağıya çıkarılmıştır.

KARAR SURETİ

Fen Bil. Enst. Makine Mühendisliği ABD. Doktora Öğrencisi Emel TABAN hk. 12- Üniversitemiz Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürlüğü'nün 21.03.2007 tarih ve 1034 sayılı yazısında belirtilen 21.03.2007 tarih ve 2007/12 Enstitü Yönetim Kurulu toplantısında alınan 16 sıra sayılı karar okundu.

Yapılan görüşmelerde; Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı Doktora Öğrencisi Emel TABAN'ın II. tez danışmanının yabancı ülkeden olduğu göz önünde bulundurularak tezin hem Türkçe hem İngilizce olarak iki dilde hazırlanması ve jürinin talebi doğrultusunda tezin savunmasının, Türkçe veya İngilizce yapılmasının uygun olduğuna oybirliği ile karar verildi.


ASLI GIBİDİR
Prof. Dr. Ayşe Sevim GÖRALP
Rektör Yardımcısı

Gt: 239

Umuttepe Merkez Yerleşkesi Eski İstanbul Yolu 10. km 41380 Umuttepe - İZMİT
Telefon: (0 262) 303 10 01 - 02 Faks: (0 262) 303 10 33
Elektronik Ağ : www.kou.edu.tr