

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**KORUYUCU GAZ KOMPOZİSYONUNUN ÖZLÜ TEL ARK
KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEN PASLANMAZ
ÇELİKLERİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

DOKTORA TEZİ

Mustafa TÜMER

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Tez Danışmanı : Doç. Dr. Ramazan YILMAZ

Temmuz 2012

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**KORUYUCU GAZ KOMPOZİSYONUNUN ÖZLÜ TEL
ARK KAYNAK YÖNTEMİ İLE BİRLEŞTİRİLEN
PASLANMAZ ÇELİKLERİN MEKANİK VE
MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

DOKTORA TEZİ

Mustafa TÜMER

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Bu tez 06 / 07 / 2012 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.


Prof. Dr. Ramazan KAÇAR
Jüri Başkanı


Doç. Dr. Ramazan YILMAZ
Üye


Prof. Dr. Hüseyin UZUN
Üye


Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ
Üye


Doç. Dr. Sakıp KÖKSAL
Üye

TEŞEKKÜR

Bu tezde kıymetli fikir ve önerileriyle katkıda bulunan ve bana her konuda göstermiş olduğu destekten dolayı Sayın Hocam Doç. Dr. Ramazan YILMAZ'a çok teşekkür ederim. Bu çalışma 2011-50-02-018 nolu, BAPK projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. Bu bağlamda destekleri için Sakarya Üniversitesi Rektörlüğüne, BAPK yetkililerine ve elemanlarına teşekkürü borç bilirim.

Tez izleme komitesinde bulunan ve çalışmam süresince değerli görüş ve önerileri ile çalışmaya destek sağlayan Sayın Prof. Dr. Hüseyin UZUN ve Doç. Dr. Sakıp KÖKSAL'a, iş yoğunluğum arasında eğitimimin tamamlanması için her türlü desteği veren değerli yöneticim Yrd. Doç. Dr. Tuba KARAHAN'a (Gedik Üniversitesi – Gedik Eğitim Vakfı), Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü SEM uzmanı olarak mikroyapı çalışmalarında yardımcı olan Fuat KAYIŞ ve Murat KAZANCI'ya, TEM numunelerin hazırlanması ve XRD deneylerinde yardımlarını esirgemeyen İTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü öğretim üyeleri Sayın Prof. Dr. Eyüp Sabri KAYALI, Prof. Dr. Hüseyin Çimenoğlu ve proje asistanı Aziz GENÇ'e, TEM-EDS deneylerinde yardımlarını esirgemeyen Dr. Özgür DUYGULU'ya (TÜBİTAK-MAM), kimyasal analiz çalışmalarında yardımcı olan Mithat Zaim KERİMAK (Anadolu Döküm), ferrit ölçümleri için destek veren Özgür KÖKSAL'a (Tekfen), bir kısım çalışmalarım için laboratuvar imkanlarını bana açan Sayın Prof. Dr. Erdiñ Kaluç ve Yrd. Doç. Dr. Emel TABAN'a, deneysel çalışmalarda kullanılan gazların temini konusunda yardımcı olan LINDE GAS'a, kaynak işlemlerinin gerçekleştirilmesini sağlayan Servel BAYDAR'a, tez çalışmalarını esnasında kullanılan ilave metallerin temini konusunda yardımcı olan değerli arkadaşım Metalurji Mühendisi Ersin DUMAN'a (Gedik Kaynak), metalografi numunelerini hazırlanmasında yardımlarını esirgemeyen Cem GÖREN'e, Tülay ÖZGÜL ve Filiz KUMDALI ACAR'a (Gedik Kaynak), tez çalışmam sürece bana her türlü desteği veren Gedik Holding Yönetim Kurulu Başkanı Sayın Hülya GEDİK ve CEO Dr. Mustafa KOÇAK'a,

Bu günlere ulaşmamda maddi ve manevi desteğini esirgemeyen Anne ve Babam'a, çalışmalarım boyunca bana fazlasıyla sabır gösteren sevgili eşim Saniye TÜMER ve ailesine teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	ii
İÇİNDEKİLER	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	viii
ŞEKİLLER LİSTESİ	ix
TABLolar LİSTESİ.....	xxii
ÖZET.....	xxv
SUMMARY.....	xxvi
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
PASLANMAZ ÇELİKLER.....	7
2.1. Giriş.....	7
2.2. Paslanmaz Çeliklerin Faz Diyagramları.....	9
2.2.1. Fe-Cr sistemi.....	9
2.2.2. Fe-Cr-C sistemi.....	11
2.2.3. Fe-Cr-Ni sistemi.....	12
2.3. Paslanmaz Çeliklerde Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	13
2.3.1. Krom.....	14
2.3.2. Nikel.....	16
2.3.3. Molibden.....	16
2.3.4. Mangan.....	18
2.3.5. Azot.....	18
2.3.6. Silisyum.....	19
2.3.7. Karbon.....	20
2.3.8. Bakır.....	20

2.4. Yapısal Saptama Diyagramlar.....	21
2.4.1. Schaeffler diyagramı	22
2.4.2. DeLong diyagramı.....	23
2.4.3. WRC diyagramı.....	25
BÖLÜM 3.	
PASLANMAZ ÇELİK MALZEMELERİN KAYNAK KABİLİYETİ.....	27
3.1. Giriş.....	27
3.2. Ostenitik Paslanmaz Çelikler.....	28
3.2.1. Katılaşma tipleri.....	30
3.2.2. Sınıflandırılması, kullanım alanları ve mekanik özellikleri.....	32
3.2.3. Kaynak Kabiliyeti.....	37
3.2.3.1. Katılaşma çatlakları.....	38
3.2.3.2. Karbür çökmesi.....	40
3.2.3.3. Sigma fazı.....	41
3.3. Duplex Paslanmaz Çelikler.....	42
3.3.1. Sınıflandırılması, kullanım alanları ve mekanik özellikleri.....	45
3.3.2. Kaynak kabiliyeti.....	48
3.4. Benzer Olmayan Malzemelerin Kaynak Kabiliyeti.....	49
3.4.1. Mikroalaşımli çelikler (HSLA).....	50
3.4.2. Paslanmaz çelikler ile mikro alaşımli çelikler ile birleştirilmesi.....	51
BÖLÜM 4.	
ÖZLÜ TEL ARK KAYNAK YÖNTEMİ (FCAW).....	55
4.1. Özlü Telin Özellikleri.....	55
4.2. Seramik Altık ile Özlü Tel Gazaltı (CB-FCAW) Kaynağı.....	61
4.3. Paslanmaz Çeliklerin Özlü Tel ile Birleştirilmesinde Kullanılan Gazlar.....	63
4.3.1. Karbondioksit.....	65
4.3.2. Argon-Karbondioksit.....	68

BÖLÜM 5.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	69
5.1. Giriş.....	69
5.2. Birleştirilecek Malzemelerin Özellikleri	70
5.3. Deney Malzemelerinin Birleştirilmesi.....	70
5.3.1. Benzer olmayan malzemelerin (AH36-316L) birleştirilmesi.....	72
5.3.2. AISI 316 L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin birleştirilmesi.....	73
5.3.3. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin birleştirilmesi.....	74
5.4. Mikroyapı İncelemeleri.....	75
5.4.1. Kimyasal analiz.....	75
5.4.2. XRD analizleri.....	76
5.4.3. Mikroyapı hazırlama işlemleri.....	76
5.4.4. Stereo mikroskop incelemeleri.....	77
5.4.5. Optik mikroskop incelemeleri.....	77
5.4.6. SEM-EDS analizleri.....	77
5.4.7. TEM-EDS analizleri.....	77
5.5. Ferrit Miktarı Analizi.....	78
5.6. Mekanik Deneyler.....	79
5.6.1. Çekme deneyi.....	79
5.6.2. Çentik darbe deneyi.....	80
5.6.2. Mikrosertlik deneyi.....	81

BÖLÜM 6.

DENEYSEL SONUÇLAR ve TARTIŞMA.....	83
6.1 AH36-AISI 316L Malzeme Çiftinin Özlü Tel ile Birleştirilmesi.....	83
6.1.1. Mikroyapı incelemeleri.....	83
6.1.2. SEM-EDS incelemeleri.....	96
6.1.3. Çentik darbe deneyi ve kırılma yüzeyi incelemeleri.....	109
6.1.4. Çekme deneyi sonuçları.....	118
6.1.5. Kimyasal analiz sonuçları.....	120

6.1.6. Ferrit miktarı analizleri.....	122
6.1.7. XRD analizleri.....	126
6.1.8. Mikrosertlik ölçümleri.....	127
6.2 AISI 316L Ostenitik Paslanmaz Çelik Malzemenin Özlü Tel İle Birleştirilmesi.....	131
6.2.1. Mikroyapı incelemeleri.....	131
6.2.2. SEM-EDS incelemeleri.....	138
6.2.3. Çentik darbe deneyi ve kırılma yüzeyi incelemeleri.....	143
6.2.4. Çekme deneyi sonuçları.....	150
6.2.5. Kimyasal analiz sonuçları.....	154
6.2.6. Ferrit miktarı analizleri.....	157
6.2.7. XRD analizleri.....	159
6.2.8. Mikrosertlik ölçümleri.....	161
6.2.9. TEM/EDS analizleri.....	165
6.3 AISI 2205 Duplex Paslanmaz Çelik Malzemenin Özlü Tel ile Birleştirilmesi.....	174
6.3.1. Mikroyapı incelemeleri.....	174
6.3.2. SEM-EDS incelemeleri.....	184
6.3.3. Çentik darbe deneyi ve kırılma yüzeyi incelemeleri.....	189
6.3.4. Çekme deneyi sonuçları.....	197
6.3.5. Kimyasal analiz sonuçları.....	199
6.3.6. Ferrit miktarı analizleri.....	201
6.3.7. XRD analizleri.....	205
6.3.8. Mikrosertlik ölçümleri.....	204
6.3.9. TEM/EDS analizleri.....	210

BÖLÜM 7.

SONUÇLAR ve ÖNERİLER.....	219
7.1. AH36-316L Malzeme Çiftinin Birleştirilmesi.....	219
7.2. AISI 316L Ostenitik Paslanmaz Çelik Malzemenin Birleştirilmesi.....	222
7.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Malzemenin Birleştirilmesi.....	225
7.4. Öneriler.....	229

KAYNAKLAR.....	230
ÖZGEÇMİŞ.....	243

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

FCAW	: Özlü tel ile ark kaynağı
ITAB	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
PREN	: Çukurcuk korozyonu eşitlik numarası
$Wm^{-1}k^{-1}$: Isı İletkenlik Katsayısı
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
$Cr_{eş}$: Krom Eşdeğeri
$Ni_{eş}$: Nikel Eşdeğeri
ASTM	: Amerikan Malzeme Test Birliği
AISI	: Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
NDT	: Tahribatsız muayene
WRC	: Kaynak Araştırma Konseyi
UNS	: Birleştirilmiş Numaralandırma Sistemi
FN	: Ferrit Numarası
σ	: Sigma fazı
O	: Ostenit
OF	: Ostenit-Ferrit
FO	: Ferrit-Ostenit
F	: Ferrit
δ -ferrit	: Delta ferrit
α	: Ferrit
γ	: Ostenit
γ_2	: İkincil ostenit
Rm	: Çekme dayanımı
Rp	: Akma dayanımı

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	Fe- Cr ikili faz denge diyagramı.....	10
Şekil 2.2.	Fe-Cr denge diyagramında gama halkasının genişlemesinde karbonun etkisi.....	11
Şekil 2.3.	Cr ve Ni miktarına göre Fe-Cr-Ni denge diyagramları.....	12
Şekil 2.4.	Alaşım elementlerinin ferrit ve ostenit yapısına etkileri a) ferrit oluşturunucular, b) ostenit oluşturunucular.....	13
Şekil 2.5.	Anodik polarizasyon eğrisinde alaşım elementlerinin etkisinin şematik özeti.....	15
Şekil 2.6.	Çeşitli çökeltilerin oluşmasında, alaşım elementlerinin etkilerinin şematik özeti.....	17
Şekil 2.7.	Schaeffler Diyagramı.....	23
Şekil 2.8.	Ferrit içeriği ve katılaşma tarzı tahmini için DeLong diyagramı.....	24
Şekil 2.9.	Ferrit içeriği ve katılaşma tarzı tahmini için WRC92 diyagramı.....	26
Şekil 3.1.	Paslanmaz çelik alaşım ailesi.....	27
Şekil 3.2.	Ostenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı.....	29
Şekil 3.3.	Ostenit paslanmaz çeliklerin düşük sıcaklıklarda çentik darbe dayanımları.....	30
Şekil 3.4.	Ostenit – Ferrit katılaşma dönüşümü faz diyagramı.....	31
Şekil 3.5.	Ostenit paslanmaz çeliklerde kaynak metalinin katılaşma tipleri.....	32
Şekil 3.6.	AISI 316L Ostenit paslanmaz çeliklerin petrol ve kimya endüstrisinde kullanımı.....	35
Şekil 3.7.	Ostenitik paslanmaz çeliklerin katılaşma çatlağına karşı duyarlılığı.....	39

Şekil 3.8.	%0,05 C içeren 304 paslanmaz çelikte tanelerarası korozyon.....	40
Şekil 3.9.	Sigma fazı.....	42
Şekil 3.10.	Dubleks paslanmaz çeliğin mikroyapısı.....	43
Şekil 3.11.	Kargo bölümü 2205 dubleks paslanmaz çelik kullanılarak imal edilmiş bir kimyasal tanker.....	46
Şekil 3.12.	2205 dubleks paslanmaz çelik kullanılarak imal edilmiş bir kimyasal tankerin kargo bölümü.....	46
Şekil 3.13.	E309L ilave metal ile birleştirilmiş paslanmaz çeliğin geçiş bölgesi ve ergime sınır çizgisi.....	52
Şekil 3.14.	Şekil 3.14. Karbon çeliği ile paslanmaz çelik kaynak metalinin arayüzeyi.....	54
Şekil 4.1.	Özlü tel imalatının akış şeması.....	56
Şekil 4.2.	Özlü telin makro görüntüsü.....	57
Şekil 4.3.	Paslanmaz çelik Özlü teller ile yarı otomatik ve otomatik kaynak uygulamaları.....	60
Şekil 4.4.	Farklı yöntemler ile gerçekleştirilen kaynak işlemlerinin görüntüsü.....	60
Şekil 4.5.	Gaz korumalı Özlü teli ile ark kaynağı.....	61
Şekil 4.6.	Farklı yöntemler ile yapılan köşe kaynağında metal yığılma oranının karşılaştırılması.....	62
Şekil 4.7.	Seramik altlık ile gerçekleştirilen tek taraflı Özlü tel kaynağı.....	63
Şekil 4.8.	CO ₂ atmosferinde oluşan reaksiyonlar.....	65
Şekil 5.1.	Osilatörlü cihaz yardımı ile birleştirme işleminin gerçekleştirilmesi.....	71
Şekil 5.2.	Pasolararası sıcaklık ölçümü.....	71
Şekil 5.3.	AISI 316L – AH36 malzeme çiftinin birleştirilmesinde kullanılan kaynak ağzı dizaynı.....	72
Şekil 5.4.	Ostenitik paslanmaz çelik levhaların kaynak ağzı dizaynı.....	74

Şekil 5.5.	Dubleks paslanmaz çelik levhaların kaynak ağzı dizaynı.....	74
Şekil 5.6.	Kimyasal analiz yapılan bölgeler.....	75
Şekil 5.7.	Kimyasal analiz test cihazı.....	75
Şekil 5.8.	Elektrolitik dağlama işleminin şematiksel gösterimi.....	76
Şekil 5.9.	TEM-EDS cihazı.....	78
Şekil 5.10.	Kaynak metali üzerinde Ferrit ölçümü yapılan bölgeler.....	79
Şekil 5.11.	Ferrit ölçüm cihazı.....	79
Şekil 5.12.	Kaynaklı numunelere ait çekme deney numunesi boyutları.....	80
Şekil 5.13.	Çentik-darbe numunesi boyutları.....	81
Şekil 5.14.	Mikrosertlik ölçüm bölgeleri.....	82
Şekil 5.15.	Mikrosertlik deney cihazı.....	82
Şekil 6.1.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 CO ₂ d) %100 CO ₂ birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin makro görüntüleri.....	84
Şekil 6.2.	AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin mikroyapısı..	85
Şekil 6.3.	AH36 yüksek mukavemetli çelik malzemenin mikroyapısı.....	86
Şekil 6.4.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metali orta bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	87
Şekil 6.5.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metali üst bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	88
Şekil 6.6.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metali alt bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	89

Şekil 6.7.	6.7. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin ITAB-316L bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	90
Şekil 6.8.	Şekil 6.8. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36-AISI316L malzeme çiftinin kaynak metali-AH36 geçiş bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	91
Şekil 6.9.	Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36-AISI316L malzeme çiftinin kaynak metali-AH36 geçiş bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	93
Şekil 6.10.	Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin AH36 ergime sınırı bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	94
Şekil 6.11.	Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kaynak metali-AH36 ergime sınırından alınan mikroyapı görüntüleri.....	96
Şekil 6.12.	Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri....	97
Şekil 6.13.	Kaynak banyosu üzerinde oksit tabakasının davranışı.....	98
Şekil 6.14.	Oksijen içeriği sıvı demirin yüzey gerilimi üzerinde etkisi.....	99
Şekil 6.15.	%100 CO ₂ koruyucu gaz ile birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonlardan alınan EDS noktasal analiz sonuçları.....	100
Şekil 6.16.	%100 CO ₂ koruyucu gaz ile birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonlardan alınan EDS çizgisel analiz sonuçları.....	101
Şekil 6.17.	Özlü tel yöntemi farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin geçiş bölgesinden alınan SEM görüntüleri.....	102

Şekil 6.18.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzemenin geçiş bölgesinden alınan EDS çizgisel analiz sonuçları.....	103
Şekil 6.19.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin geçiş bölgesinden alınan noktasal SEM-EDS analizi.....	105
Şekil 6.20.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzemenin geçiş bölgesinden alınan çizgisel SEM-EDS analizi.....	106
Şekil 6.21.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzemenin geçiş bölgesinden alınan SEM-EDS elementel haritalama analizi.....	108
Şekil 6.22.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarda birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çentik darbe deneylerinde elde edilen tokluk değerlerinin değişimi.....	110
Şekil 6.23.	Farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar-%12 CO ₂ b) Ar-%20 CO ₂ c) Ar-%50 d) %100 CO ₂ Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri – (20 °C).....	111
Şekil 6.24.	Farklı gaz kompozisyonları a) %12 CO ₂ b) %20 CO ₂ c) %50 CO ₂ d) %100 CO ₂ ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin 20 °C’de çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri.....	114
Şekil 6.25.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin malzemenin farklı sıcaklıklarda a) 20 °C b) 0 °C c) -20 °C d) -40 °C gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri.....	115
Şekil 6.26.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 - AISI 316L malzeme çiftinin kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonun görüntüsü.....	116
Şekil 6.27.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 - AISI 316L malzeme çiftinin çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyon üzerinden alınan SEM/EDS analizi.....	116

Şekil 6.28.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonların SEM-EDS lineer analizi.....	118
Şekil 6.29.	Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin çekme deneyi sonucu oluşan görüntüleri.....	119
Şekil 6.30.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO ₂ b) %100 CO ₂ ve Özlü tel ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin çekme deneyi sonucu oluşan kopma yüzeyi SEM görüntüleri.....	119
Şekil 6.31.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan kimyasal analizinde C, Mn ve Si miktarının koruyucu gaz kompozisyonuna göre değişimi.....	121
Şekil 6.32.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinden ölçülen ortalama % δ-ferrit miktarı grafiği.....	124
Şekil 6.33.	Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinin a) Üst b) Orta c) Alt bölgelerinden alınan δ-ferrit miktarının koruyucu gaz miktarına göre ortalama değişimi.....	125
Şekil 6.34.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO ₂ b) %100 CO ₂ ile birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan XRD analizleri.....	127
Şekil 6.35.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metali enine yönde mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	128
Şekil 6.36.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna a) % 12 CO ₂ b) %100 CO ₂ göre kaynak metalinden alınan mikrosertlik izlerinin görüntüleri.....	129
Şekil 6.37.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna a) Ar-%20 CO ₂ b) Ar-%50 CO ₂ c)%100 CO ₂ göre geçiş bölgesinden alınan mikrosertlik izlerinin görüntüleri.....	129
Şekil 6.38.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	130

Şekil 6.39.	Öz­lü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L ana malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) Ar-%12 CO ₂ b) %100 CO ₂ göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik izlerinin görüntüsü.....	130
Şekil 6.40.	Öz­lü tel ile farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 CO ₂ d) %100 CO ₂ birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin makro görüntüleri.....	131
Şekil 6.41.	AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin mikroyapı görüntüsü.....	132
Şekil 6.42.	Öz­lü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metaline orta bölgesinden alınan büyütülmüş mikroyapı görüntüleri.....	133
Şekil 6.43.	Öz­lü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metaline orta bölgesinden alınan büyütülmüş mikroyapı görüntüleri.....	134
Şekil 6.44.	Öz­lü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metaline üst bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	135
Şekil 6.45.	Öz­lü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metaline alt bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	136
Şekil 6.46.	Öz­lü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin ITAB bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	137
Şekil 6.47.	AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin SEM görüntüsü ve genel EDS analizi.....	139
Şekil 6.48.	Öz­lü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri.....	140

Şekil 6.49.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO ₂ b)Ar-%20 CO ₂ c)Ar-%50 d)%100 CO ₂ birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden yüksek büyütmede alınan SEM görüntüleri.....	141
Şekil 6.50.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinde oluşan inklüzyonlardan alınan noktasal EDS analiz sonuçları.....	142
Şekil 6.51.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan çizgisel analiz sonuçları.....	143
Şekil 6.52.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarda birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çeliğin kaynak metalinin farklı sıcaklıklarda çentik darbe deneyinde elde edilen tokluk değerlerinin değişimi.....	144
Şekil 6.53.	Farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar-%12 CO ₂ b) Ar-%20 CO ₂ c) Ar-%50 d) %100 CO ₂ Özlu tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri – (20 °C).....	146
Şekil 6.54.	Farklı gaz kompozisyonları a) Ar-%12 CO ₂ b) Ar-%20 CO ₂ c) Ar-%50 CO ₂ d) %100 CO ₂ ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin 20 °C’de çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri.....	148
Şekil 6.55.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin farklı sıcaklıklarda a) 20 °C b) 0 °C c) -20 °C d) -40 °C gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri.....	149
Şekil 6.56.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin kırılma yüzeylerinde bulunan inklüzyonun görüntüsü.....	150
Şekil 6.57.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonların SEM-EDS noktasal analizi.....	151

Şekil 6.58.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin kırılma yüzeylerinde bulunan inklüzyonların üzerinden alınan çizgisel SEM-EDS analizi.....	152
Şekil 6.59.	Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonucu oluşan görüntüleri.....	153
Şekil 6.60.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO ₂ b) %100 CO ₂ ve Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonucu oluşan kopma yüzeyi SEM görüntüleri.....	154
Şekil 6.61.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analizinde C, Mn ve Si miktarının koruyucu gaz kompozisyonuna göre değişimi.....	155
Şekil 6.62.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinden ölçülen ortalama % δ -ferrit miktarı grafiği.....	158
Şekil 6.63.	Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin a) Üst b) Orta c) Alt bölgelerinden alınan δ -ferrit miktarının koruyucu gaz miktarına göre ortalama değişimi.....	159
Şekil 6.64.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO ₂ b) %100 CO ₂ Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan XRD analizleri.....	161
Şekil 6.65.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metali enine yönde mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	162
Şekil 6.66.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) %12 CO ₂ b) %100 CO ₂ göre kaynak metalinden alınan mikrosertlik izlerinin görüntüleri.....	163
Şekil 6.67.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	164

Şekil 6.68.	Öztlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) Ar-%12 CO ₂ b) %100 CO ₂ göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik izlerinin görüntüsü.....	164
Şekil 6.69.	Öztlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali TEM görüntüleri a)Ar - %12 CO ₂ b)%100 CO ₂	165
Şekil 6.70.	a)Kaynak metalinin TEM görüntüsü b) Seçili alan difraksiyon paterni c)EDS analizi.....	167
Şekil 6.71.	Kaynak metalinden alınan TEM görüntüsünün çizgisel EDS analizi ve grafiği.....	168
Şekil 6.72.	Öztlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik malzemenin kaynak metalinden alınan TEM görüntüsüne yapılan elementel haritalama analizi.....	169
Şekil 6.73.	Kaynak mikroyapısında bulunan inklüzyonun TEM görüntüsü.....	170
Şekil 6.74.	İnklüzyondan alınan noktasal EDS analizi.....	171
Şekil 6.75.	a) Kaynak metali içerisindeki inklüzyonların TEM görüntüsü üzerinde çizgisel analiz ve grafiği b) Oksit yapıcı elementlerin lineer analiz grafikleri.....	172
Şekil 6.76.	İnklüzyondan alınan TEM görüntüsüne yapılan elementel haritalama analizi.....	173
Şekil 6.77.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında a)Ar+%12 CO ₂ b)Ar+%20 CO ₂ c)Ar+%50 CO ₂ d) %100 CO ₂ Öztlü tel ark kaynak yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 malzemenin kaynak metali makro görüntüleri.....	174
Şekil 6.78.	AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin mikroyapı görüntüsü.....	175
Şekil 6.79.	Öztlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO ₂ b) Ar - %20 CO ₂ c) Ar - %50 d) %100 CO ₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali orta bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	177
Şekil 6.80.	Öztlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO ₂ b) Ar - %20 CO ₂ c) Ar - %50 d) %100 CO ₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali üst bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	178

Şekil 6.81.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO ₂ b) Ar - %20 CO ₂ c) Ar - %50 d) %100 CO ₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali alt bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	179
Şekil 6.82.	%100 CO ₂ koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemedede pasolar arasında oluşan γ_2 (ikincil ostenit) görüntüleri.....	180
Şekil 6.83.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO ₂ b) Ar - %20 CO ₂ c) Ar - %50 d) %100 CO ₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin ITAB bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri.....	182
Şekil 6.84.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO ₂ b) Ar - %20 CO ₂ c) Ar - %50 d) %100 CO ₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin ITAB bölgesinden alınan sıralı mikroyapı görüntüleri.....	184
Şekil 6.85.	AISI2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin SEM görüntüsü ve genel EDS analizi.....	185
Şekil 6.86.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO ₂ b) Ar - %20 CO ₂ c) Ar - %50 d) %100 CO ₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri.....	186
Şekil 6.87.	Özlu tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO ₂ b) Ar - %20 CO ₂ c) Ar - %50 d) %100 CO ₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri.....	187
Şekil 6.88.	%100 CO ₂ koruyucu gaz ortamında birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinde oluşan inklüzyondan alınan noktasal analiz sonuçları.....	188
Şekil 6.89.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin malzemenin kaynak metalinden alınan çizgisel analiz sonuçları.....	189
Şekil 6.90.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarda birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin kaynak metalinin farklı sıcaklıklarda çentik darbe deneyinde elde edilen tokluk değerlerinin değişimi.....	190

Şekil 6.91.	Farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar-%12 CO ₂ b) Ar-%20 CO ₂ c) Ar-%50 d) %100 CO ₂ Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri – (20 °C).....	192
Şekil 6.92.	Farklı gaz kompozisyonları a) Ar-%12 CO ₂ b) Ar-%20 CO ₂ c) Ar-%50 CO ₂ d) %100 CO ₂ ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin 20 °C’de çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri.....	195
Şekil 6.93.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin farklı sıcaklıklarda a) 20 °C b) 0 °C c) -20 °C d) -40 °C gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri.....	196
Şekil 6.94.	%100 CO ₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 levhanın çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonların SEM-EDS noktasal analizi.....	197
Şekil 6.95.	Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonucu oluşan görüntüleri.....	198
Şekil 6.96.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO ₂ b) %100 CO ₂ ve Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonucu oluşan kopma yüzeyi SEM görüntüleri.....	199
Şekil 6.97.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analizinde C, Mn ve Si miktarının koruyucu gaz kompozisyonuna göre değişimi.....	200
Şekil 6.98.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinden ölçülen ortalama % δ-ferrit miktarı grafiği.....	202
Şekil 6.99.	Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin a) Üst b) Orta c) Alt bölgelerinden alınan δ-ferrit miktarının koruyucu gaz miktarına göre ortalama değişimi.....	204
Şekil 6.100.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO ₂ b) %100 CO ₂ Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan XRD analizleri.....	206

Şekil 6.101.	Öztlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metali enine yönde mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	207
Şekil 6.102.	Öztlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) %12 CO ₂ b) %100 CO ₂ göre kaynak metalinden alınan mikrosertlik izlerinin görüntüleri.....	208
Şekil 6.103.	Öztlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik değerlerinin değişimi.....	209
Şekil 6.104.	Öztlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) Ar-%12 CO ₂ b) %100 CO ₂ göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik izlerinin görüntüsü.....	207
Şekil 6.105.	Öztlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin TEM görüntüleri a)%12 CO ₂ b)%100 CO ₂	210
Şekil 6.106.	a)Kaynak metalinin TEM görüntüsü b) Seçili alan difraksiyon paterni c)EDS analizi.....	211
Şekil 6.107.	Kaynak metalinden alınan TEM görüntüsünün çizgisel EDS analizi ve grafiği.....	213
Şekil 6.108.	Öztlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan TEM görüntüsüne yapılan elementel haritalama analizi.....	214
Şekil 6.109.	Öztlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik mikroyapı içerisinde oluşan inklüzyonların TEM görüntüsü.....	215
Şekil 6.110.	a) Kaynak metali içerisindeki inklüzyonların TEM görüntüsü üzerinde çizgisel analiz ve grafiği b) Oksit yapıcı elementlerin lineer analiz grafikleri.....	216
Şekil 6.111.	İnklüzyonların üzerinden alınan EDS analizleri.....	217
Şekil 6.112.	İnklüzyondan alınan TEM görüntüsüne yapılan elementel haritalama analizi.....	218

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1.	Alaşım elementlerinin genel etkisi.....	14
Tablo 3.1.	Ostenitik paslanmaz eliklerin AISI'ye göre simgelenendirilmesi ve kimyasal bileşimleri.....	33
Tablo 3.2.	Paslanmaz eliklerin oda sıcaklığındaki mekanik zellikleri.....	34
Tablo 3.3.	Çeşitli karbon içeriğindeki paslanmaz çelikler için kritik sıcaklıklar.....	41
Tablo 3.4.	Duplex (Ferritik- Ostenitik) paslanmaz eliklerin AISI'ye göre simgelenendirilmesi ve kimyasal bileşimleri,.....	47
Tablo 3.5.	Duplex paslanmaz çeliklerin mekanik zellikleri.....	48
Tablo 4.1.	Özlu tel elektrodu oluşturan öz maddeleri ve zellikleri.....	58
Tablo 5.1.	Birleştirme işleminde kullanılacak malzemeler ve standartları.....	69
Tablo 5.2.	Ana malzemelerin spektral analiz değerleri.....	70
Tablo 5.3.	Ana malzemelerin mekanik zellikleri.....	70
Tablo 5.4.	Özlu tel yönteminde kullanılan koruyucu gazlar.....	72
Tablo 5.5.	Östenitik paslanmaz elik ilave metalin kimyasal bileşimi.....	72
Tablo 5.6.	AH36-AISI 316L malzeme çiftinin zlu tel ile birleştirilmesinde kullanılan parametreleri	73
Tablo 5.7.	Östenitik paslanmaz elik ilave metalin kimyasal bileşimi.....	73
Tablo 5.8.	AISI 316L ostenitik paslanmaz elik malzemenin zlu tel ile birleştirilmesinde kullanılan parametreler,.....	73
Tablo 5.9.	Dubleks paslanmaz elik esas ve ilave metalin kimyasal bileşimi.....	74
Tablo 5.10.	Dubleks paslanmaz elik malzemenin (AISI 2205) zlu tel ile birleştirilmesinde kullanılan parametreler.....	74

Tablo 6.1.	Farklı kompozisyonlarda birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin farklı sıcaklıklarda çentik darbe deney sonuçları.....	110
Tablo 6.2.	Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin çekme deneyi ortalama sonuçları.....	119
Tablo 6.3.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçları.....	120
Tablo 6.4.	Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçlarına göre saptama diyagramları kullanılarak elde edilen $Cr_{eş}$, $Ni_{eş}$ ve ferrit değerleri.....	122
Tablo 6.5.	Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre ölçülen % δ -ferrit miktarları.....	123
Tablo 6.6.	Farklı kompozisyonlarda birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin farklı sıcaklıklarda çentik darbe deney sonuçları.....	143
Tablo 6.7.	Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonuçları.....	153
Tablo 6.8.	Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçları.....	155
Tablo 6.9.	Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçlarına göre saptama diyagramları kullanılarak elde edilen $Cr_{eş}$, $Ni_{eş}$ ve ferrit değerleri.....	157
Tablo 6.10.	Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre ölçülen % δ -ferrit miktarları.....	158
Tablo 6.11.	Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz malzemenin ortalama çentik darbe deneyi sonuçları.....	190
Tablo 6.12.	Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonuçları.....	198

Tablo 6.13. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçları.....	200
Tablo 6.14. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçlarına göre saptama diyagramları kullanılarak elde edilen $Cr_{eş}$, $Ni_{eş}$ ve ferrit değerleri.....	199
Tablo 6.15. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre ölçülen % δ -ferrit miktarları.....	202

ÖZET

Anahtar kelimeler: Ostenitik Paslanmaz Çelik, Dupleks Paslanmaz Çelik, AH36, Özlü Tel Ark Kaynağı, Koruyucu Gaz, Mekanik Özellikler, Mikroyapı, Tokluk

Bu çalışma kapsamında, AH36–AISI 316L farklı malzeme çifti, AISI 316L-AISI 316L östenitik ve AISI 2205–AISI 2205 dupleks paslanmaz çeliklerin, özlü tel kaynak tekniği ile yatay pozisyonda farklı koruyucu gaz kompozisyonları kullanılarak birleştirilmiştir. Birleştirme işleminde kullanılan dört farklı koruyucu gaz kompozisyonunun (Ar-%12CO₂, Ar-%20 CO₂, Ar-%50 CO₂ ve %100 CO₂) birleştirilen malzemelerin mekanik özelliklerine ve kaynak bölgesindeki mikroyapı değişimine etkisi incelenmiştir. Birleştirilen çeliklerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla çekme, çentik darbe ve mikrosertlik deneyleri yapılmış, mikroyapı karakterizasyonunu gerçekleştirmek amacıyla da stereo, optik, taramalı elektron (SEM), geçirgen elektron (TEM) mikroskopları kullanılmıştır. Ayrıca kaynak bölgesinin kimyasal analizi, ferrit ölçümü, noktasal ve çizgisel enerji dağılımı (EDS) ve XRD analizleri de gerçekleştirilmiştir. Kırılma yüzey morfolojisinin belirlenmesinde de SEM mikroskobu kullanılmıştır.

Yapılan deneysel çalışmalar sonucunda, farklı koruyucu gaz kompozisyonlarının, birleştirilen tüm malzeme çiftlerinde, birleştirmenin hem mekanik hem de mikroyapı özelliklerini etkilediği belirlenmiştir. Koruyucu gaz olarak kullanılan argon gazı içerisindeki CO₂ miktarının artırılması, birleştirmenin çentik darbe tokluğunun düşmesine neden olduğu tespit edilmiştir. Bu durumun, koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazının kaynak metalinde inklüzyon oluşturma eğiliminde olması, CO₂ miktarının artması ile kaynak metali içerisinde inklüzyon miktarının ve boyutlarının da artmasına ve birleştirilen malzemelerin tokluk değerlerin daha çok düşmesine neden olmaktadır. EDS analizleri inklüzyonların karmaşık oksitlerden oluştuğunu göstermektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gaz miktarının artması, ergime miktarını ve dolayısıyla kaynak metali alanının genişletmesine ve kaynak metali kompozisyonundaki Si ve Mn elementlerinin bir miktar azalmasına neden olurken birleştirilen malzemelerin çekme dayanımı değerlerine ise önemli bir etkisinin olmadığı gözlenmiştir. Farklı malzemelerin birleştirilmesinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak oluşan ergime sınırı yanındaki geçiş bölgesi genişlemekte ve bu bölgenin mikroyapısında değişmelere neden olmaktadır. AH36 ile kaynak metali arasında oluşan geçiş bölgesinde AH36 tarafından kaynak metali tarafına karbon göçü olduğundan bu bölgede karbür ve martenzit oluşumu sonucu sertlik değerlerinde artış gözlenmektedir. Diğer taraftan karbon göçü nedeniyle AH36 tarafında karbonca azalma ve ferrit bölgesi genişlemektedir. Ayrıca, koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışı ile kaynak metali içerisindeki δ-ferrit oranı azalmakta ve mikroyapı ostenit alanı genişlemektedir. Ancak oluşan inklüzyonların birleştirilen malzemenin tokluk değerlerinin belirlenmesinde daha etkili olduğu anlaşılmaktadır.

THE EFFECT OF SHIELDING GAS COMPOSITION ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STAINLESS STEELS WELDED BY FLUX CORED ARC WELDING

SUMMARY

Key words: Austenitic Stainless Steel, Duplex Stainless Steel, AH36, Flux Cored Arc Welding (FCAW), Shielding Gases, Mechanical Properties, Microstructure, Toughness

In this study, dissimilar steels couples of AH36–AISI 316L, AISI 316L–AISI 316L austenitic and AISI 2205–AISI 2205 duplex stainless steels were joined by flux cored arc welding (FCAW) in flat position under four shielding gas compositions of Ar - 12% CO₂, Ar - 20% CO₂, Ar - 50% CO₂ and 100% CO₂ gases. The effects of shielding gas compositions on the microstructure and mechanical properties of the weldments were investigated. In order to determine mechanical properties of the weldments, tensile test, notch impact test and micro-hardness measurements were carried out. In addition, stereo, optical, scanning electron (SEM) and transmission electron microscope, (TEM) were used for performing microstructural characterizations. Chemical analysis, ferrite content measurements, point and linear elemental energy dispersive spectroscopy (EDS), mapping and XRD analysis on the weld metals were also performed. Fracture surfaces of the samples after impact tests were examined using the scanning electron microscope.

After experimental studies performed, it is observed that based on an increase in amount of CO₂ in shielding gas, impact toughness values of all the weldments decreased. In this case, CO₂ in the shielding gas has a tendency to promote inclusions in the weld metal as a result of increasing the amount of CO₂ gas. The amount and dimension of inclusions in the weld metal is increased and caused degradation of the toughness values. EDS analysis shows that those inclusions are composed of multiple complex oxides. Depending on increase in CO₂ amount in shielding gas, melting rate increases in the weld metal and therefore, weld metal area expands. The increase amount of CO₂ in the shielding gas led to a little decrease in amount of Si and Mn elements in weld metal. On the other hand, shielding gas compositions has no great influence on tensile strength values of those weldments. During welding of AH36–AISI 316L dissimilar steels couple, depending on the amount of CO₂ in the shielding gas, transition zone expanded and its microstructures were changed. It is also observed that hardness values increase due to generation of hard phases and carbon migration from AH36 side to transition zone between weld metal and AH36 steel. On the other hand, it is detected that as a results of carbon migration, ferrite zone, which is decarbonised on AH36, occurs and expands depending on CO₂ amount in the shielding gas. In addition, the increase in the amount of CO₂ in the shielding gas resulted in decreasing δ -ferrite content in the weld metal microstructure are austenite area to expand. It is understood that composed inclusions in the weld metal is more effective than other factors for determining of toughness values the joined materials.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Gemi inşa endüstrisi her geçen gün biraz daha önemini artırmaktadır. Çünkü dünya ticaret hacminin yaklaşık olarak % 95'i deniz yolu taşımacılığıyla yapılmaktadır. Bu nedenle teknik ve ekonomik açıdan kaliteli ve uzun ömürlü gemilerin yapılması gerekmektedir. Deniz taşımacılığının önem kazanması gemilerin üretimi talebinde artırmaktadır. Gemi sahiplerinin filo yenileme ihtiyaçları, uluslararası kurallar, yaygınlaşan toplu taşımacılık anlayışı, ABD ve Avrupa Birliği ülkelerinin kısıtlamaları vb. zorunluluklar da gemi inşa sektörünün gelişmesini etkilemektedir. Ülkemizdeki gemi imalat endüstrisi; yeni gemi imalatı, yat üretimi, gemi tamiri ve bakımı, gemi yan sanayi ve çelik konstrüksiyon isleri ve diğer teknik hizmetler gibi sektörleri içermektedir. Teknolojik alanlardaki gelişmeler gemi üretimi açısından önemlidir. Bu bakımdan kaliteli ve ekonomik gemilerin üretimi ile araştırma geliştirme çalışmaları gemi üreticilerinin uluslararası rekabet bakımından oldukça önemlidir. Kaliteli tasarım ile düşük maliyetli ve yüksek kaliteli gemi üretimi gerçekleştirilerek rekabet gücü artırılmaktadır (DPT, 2001). Ülkemiz gemi üretim sanayi son yıllarda önemli gelişmeler göstermiştir. Son yıllarda dünyanın en gelişmiş ülkeleri de dahil olmak üzere bir çok ülke, çok büyük tonajlara sahip olan gemileri ülkemizde büyük başarı ile üretmekte ve pazar payını geliştirmektedir (Yılmaz ve Tümer, 2009; Uzun ve Hayat, 2009; Arıkan vd., 2005; DPT, 2005; Asarkaya, 2006).

Paslanmaz çeliklerin gemi inşa sanayinde kullanımı çok zor ve riskli bir durumdur. Bu nedenle paslanmaz çelik ile oluşturulmuş kargo tankı imalatını çok az tersane üstlenmektedir (Nowacki, 2009). Kimyasal tankerlerin kargo tankları ostenitik veya dubleks paslanmaz çeliklerden üretilmekte ve servis süresi boyunca çok sayıda farklı yükler taşımaktadır. (Nowacki, 2009; Nowacki ve Zapaj, 2011; Nowacki ve Zapaj, 2008; Nowacki vd., 2009; Nowacki, 2004) Çeşitli kargo malzemeleri ile temas eden paslanmaz çelik yüzeylerin hem zarar görmemeleri hem de taşıdıkları

kargoya zarar vermeden güvenli ve ekonomik olarak kullanım amaçlarını yerine getirmelidir. Bundan dolayı öncelikle taşınan kargonun korozif bir madde olması durumunda tüm yüzeylerin korozyona karşı dirençli olması gerekmektedir. İkinci olarak seyir esnasında dinamik olarak çalışan gemi sisteminin bir parçası olan kargo tanklarının yapısal bütünlüklerini diğer alt sistemlerle beraber korumaları ve mekanik dayanımlarının servis şartlarını yerine getirmesi gerekmektedir (Tanrıverdi, 2009)

Gemi inşasında kimyasal tankerlerin kargo bölümleri imalatında yüksek mukavemetli gemi sacları ile paslanmaz çeliklerin birleştirilmesi gerekebilmektedir. Farklı iki malzemenin ergitme kaynak yöntemlerinden biri ile birleştirilmesi ve bunun için en uygun ilave kaynak metalinin seçilmesi oldukça önemli bir husustur. Ayrı iki cins malzemenin birleştirilmesi ile elde edilen kaynak dikişi yalnız ek kaynak metalinden oluşmaz. Bağlantı bir geçiş bölgesini içerdiği gibi, iki esas malzemenin de önemli miktarda alaşım elementleri bulundurulur. Her kaynak işleminde, ek kaynak metali ile farklı esas metalin karışımından oluşan bir kaynak banyosu ortaya çıkar. (Kaçar ve Acarer, 2003; Wang vd.,2009).

Mühendis ve tasarımcıların işletme şartları ve üretimin metalurjik davranış üzerindeki etkilerini dikkate alarak paslanmaz çelik seçimini yapılması gerekmektedir. 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; Taban, 2007; Davis, 1994). Paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetleri iyi olarak nitelendirilmektedir. Ancak hatasız kaynak edilebilmeleri ve servis şartlarında yeterli özellikleri sağlamaları için bu tür çeliklerin kaynağında izlenmesi gereken birçok kural bulunmaktadır. Çoğu durumda, kaynak mikroyapısının yeterince kontrol edilememesi ya da malzeme veya mikroyapısı için uygun olmayan kaynak yöntemlerinin kullanımı gibi bazı problemlerle karşılaşmaktadır (Taban, 2007).

Bileşimlerinde en az %12 oranında krom içeren paslanmaz çelikler, sanayi ve ortamlarında yaygın olarak kullanılan mühendislik malzemelerinin önemli bir sınıfıdır. Sahip oldukları üstün mekaniksel özellikleri ve korozyon dirençlerinden

dolayı günümüz endüstrisinin en önemli malzemelerinden biridir. Bu malzemeler günümüzde gıda endüstrisinde, depolama tankı olarak, basınçlı kaplar yapımında, fırın parçalarında, çeşitli dekoratif işlemlerde kullanılmakta olup, kullanma alanları da her geçen gün biraz daha artmaktadır. Paslanmaz çelik 540°C'ye kadar oksidasyona direnç göstermektedir. Paslanmaz çeliklerin uygulanma alanları yukarıda bahsedilmiş olup, bunlara ilave olarak paslanmaz çelikler ev eşyalarından başlayarak, kimya, petro-kimya, gıda, fırın parçaları, yanma odaları, ısıtma ekipmanları, ısıtıcılar, çeşitli taşıtların kasalarının imalatı, gemi inşası ve pompa milleri gibi birçok alanda yaygın kullanıma sahiptirler. (Smith, 1999; Odabaş, 2004; Kaluç ve Tülbentçi 1998). Farklı türdeki metaller birçok mühendislik uygulamalarında beraber kullanıldığından bu malzemelerin çeşitli kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi gerekmektedir.

Son zamanlarda yüksek yığılma kabiliyeti, otomasyona uygunluğu, her pozisyonda kaynak yapabilme özelliği, diğer kaynak yöntemlerine göre kolay ve uygulanabilir olması, yüksek mekanik özelliklere sahip kaynak dikişlerinin yapılabilmesi ve kalın kesitli malzemelerin birleştirilmesinde ekonomik olması gibi birçok avantajları nedeniyle özlü tel ark kaynak yönteminin (FCAW) kullanımı giderek artmaktadır (Lathabai, 1985; Mukhopadhyay, 2006; Gençkan ve Saraçoğlu, 2009; Gençkan vd., 2010). Özlü tel ark kaynak yönteminin özellikle otomotiv, makine ve gemi imalat sektöründe kullanımı %75-80 oranlarında olduğu belirtilmektedir (Gençkan ve Saraçoğlu, 2009). Özlü tel ark kaynak yöntemi; örtülü elektrod ile ark kaynağı, gazaltı kaynağı ve tozaltı kaynak yöntemlerinin kombinasyonudur. Kaynak esnasında ilave metalin öz kısmı curuf haline geçerek banyo üzerinde koruyucu ortam oluşturabilmektedir. Ayrıca sıçrama kayıpları azalmakta ve derin nüfuziyetli birleştirmeler elde edilebilmektedir.

Kaynak işlemi esnasında koruyucu gaz eriyen metali atmosferin içerisinde bulunan azot ve oksijenin etkisinden korumaktadır. Ayrıca koruyucu gaz kaynak esnasında kararlı ark ve uniform metal transferi sağlamaktadır. Bunlara ilaveten, gerçekleştirilen birleştirmenin kalitesi, metal transfer oranı ve kaynağı verimliliği kullanılan koruyucu gaz kompozisyonuna bağlı olarak değişmektedir. Kaynak işlemi esnasında koruyucu gaz kompozisyonu birleştirilen malzemelerin mikroyapısını

dolayısı ile mekanik özelliklerini etkilemektedir. Argon - CO₂ karışım ya da %100 CO₂ gazı koruyucu gaz olarak FCAW kaynak yönteminde kullanılmaktadır. Koruyucu gaz kompozisyonunun seçimi, birleştirmenin optimum özelliklere sahip olabilmesi için önemlidir. Bu bakımdan koruyucu gazın ostenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi araştırmacının ilgisini çekmiştir (^{1,2}Liao ve Chen, 1998; Liao ve Chen, 1999; Sathiya vd., 2009; Yılmaz ve Barlas, 2005; Yılmaz ve Abuç, 2008; Arivazhagan, 2009)

Gemi inşa endüstrisinde kalın kesitli malzemeler kullanıldığında hızlı ve etkili birleştirme tekniklerinin kullanılması gerekmektedir. Bu bakımdan özlü tel ark kaynak yöntemi daha çok tercih edilmektedir. Birleştirilen malzemelerin darbe tokluğu, çekme dayanımı, yorulma davranışı, sertlik dağılımı gibi mekanik özelliklerin belirlenmesi uygulama alanlarında güvenli kullanımı açısından oldukça önemlidir.

Metal gemilerin yapılarının kalitesi, güvenirliliği ve ekonomikliği gemi kaynak bağlantılarının kalitesine, güvenirliliğine ve ekonomikliğine bağlıdır. Gemi inşasında kaynaklı imalat üretimin hemen hemen tamamını oluşturmaktadır. Örtülü elektrotlar ile ark kaynağı ilk kaynak yöntemi olması nedeniyle gemi üretiminde bir süre kullanılmış olup, zamanla bu kaynak yöntemin dezavantajları nedeniyle yarı-otomatik bir yöntem olan gazaltı kaynak yöntemleri kullanılmaya başlanmıştır. (Asarkaya, 2004; Asarkaya, 2006; Hayat, 2009). Gemi inşa endüstrisinde kalın kesitli malzemeler kullanılması nedeni ile hızlı ve etkili birleştirme tekniklerinin kullanılması nedeni ile özlü tel ark kaynak yöntemi (FCAW) daha çok tercih edilmektedir. Özlü tel ile yapılan kaynak, yüksek ergime gücü ve sürekli bir kaynak işlemi için otomasyona uygunluğu, her pozisyonda kullanılabilmesi, kolay uygulanabilir olması ve yüksek mekanik özelliklere sahip düzgün kaynak dikişlerin elde edilmesi nedeniyle daha ekonomik olmaktadır. Günümüzde değişik kaynak yöntemleri ve değişik malzemeler için geliştirilmiş olan çeşitli özlü teller bulunmaktadır. Özlü teller ile gerçekleştirilen birleştirmelerde geleneksel olarak CO₂ koruyucu gazı ucuz olması nedeni ile kullanılmaktadır.

İlave metal üreticileri, paslanmaz çeliklerin özlü tel ile birleştirilmesinde Ar - CO₂

veya CO₂ koruyucu gaz kompozisyonları önerilmektedirler (Ahmed, 2005; Norrish, 2006). Fakat Ar ve CO₂ gazları farklı özelliklere sahiptir ve bu durum özellikle paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde istenmeyen sonuçlar elde edilmektedir (^{1,2}Liao ve Chen 1998; Liao ve Chen 1999; Arivazhagan vd., 2009; Sathiya vd., 2009; Kahraman, 2002).

Gemilerin imalatında kalitenin artırılması ve istenen servis özelliklerinin sağlanabilmesi için bazı hususların önemle dikkate alınması gerekmektedir. Bunlar: Gemi inşa çeliklerinin yapısı ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi, uygun kaynak yöntemi, dolgu metalinin ve koruyucu gaz kompozisyonunun seçimi kaynak esnasında yüksek ısı sonucunda oluşan deformasyonların nedenleri ve çareleri, kaynak planları ve kaynak parametrelerinin seçimidir. Üretimde uygun kaynak yöntemi seçimine ve kaynak kalitesinin kontrolüne dikkat edilmeli, yapılacak kaynak uzunlukları ve sırası önceden tespit edilmelidir. Gemi gibi yük taşıyan malzemelerin dinamik yüklere karşı davranışı oldukça önemli olup, dinamik yükler altında göstereceği kırılmaların mekanizmaları, mekanik özellikler ile mikroyapı ilişkilerinin belirlenmesi üretilen konstrüksiyonların daha güvenli olmaları bakımından oldukça önemlidir (Asarkaya, 2004; Asarkaya, 2006; Yılmaz ve Tümer, 2009).

Farklı koruyucu gaz kompozisyonları altında özlü teller ile birleştirilen aynı veya farklı cins malzemelerin, paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyeti hakkında detaylı çalışmalar literatürde bulunmamaktadır. Bu çalışmada gemi inşa sanayinde sıklıkla kullanılan AH36 yüksek mukavemetli çelik, AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzeme kullanılmıştır. Çalışmalar aşağıda belirtildiği gibi üç aşamada gerçekleştirilmiş ve birleştirme işleminde özlü tel ark kaynak yöntemi kullanılmıştır.

- a. AH36 - AISI 316L malzeme çiftinin birleştirilmesi
- b. AISI 316L - AISI 316L malzemelerin birleştirilmesi
- c. AISI 2205 - AISI 2205 malzemelerin birleştirilmesi

Farklı koruyucu gaz ortamlarında özlü teller ile birleştirilen malzemelerin, koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının kaynaklı bağlantının çekme, çentik darbe tokluğu,

mikrosertlik, kimyasal analiz, mikroyapısal özellikler ve faz miktarlarının değişimine etkileri incelenmiştir. Darbe tokluğu ve mikroyapı arasındaki ilişki araştırılmıştır. Çentik darbe deneyi sonucu oluşan kırılma yüzeyleri SEM-EDS (Taramalı elektron mikroskobu ve enerji dağılımlı spektrometresi) analizleri ile incelenmiştir. Ayrıca kaynak metalinin mikroyapısına SEM-EDS ve bazı seçilen malzemelerde TEM-EDS (Geçirimli elektron mikroskobu ve enerji dağılımlı spektrometresi) analizleri uygulanmıştır.

Bu çalışmada hazırlanan tez altı bölümden oluşmaktadır. Birinci bölümde paslanmaz çeliklerin tanımı ve önemi, çeşitleri ve çalışma gerekçesi hakkında bilgiler bu tezin giriş bölümünde verilmiştir. İkinci bölümde ise paslanmaz çelikler hakkında genel bilgiler, faz diyagramları ve mikroyapı saptama diyagramları hakkında bilgiler sunulmaktadır. Üçüncü bölüm paslanmaz çeliklerin birleştirilmesi, kaynaklı birleştirmelerde karşılaşılan problemler, kullanılan koruyucu gazlar ve kaynaklı birleştirmelere etkileri verilmiştir. Dördüncü bölümde ise, birleştirme işleminde kullanılan paslanmaz çelik çeşitleri, kullanım yerleri, çeşitli mekanik ve fiziksel özellikleri ve kaynak kabiliyeti hakkında bilgiler sunulmaktadır. Beşinci bölümde bu çalışmada yapılan deney çalışmaları ve izlenen deneysel yöntemler açıklanmıştır. Altıncı bölüm doktora çalışmasının en can alıcı kısmını oluşturmakta; kaynaklı numunelere uygulanan mikroyapı, mekanik ve karakterizasyon çalışmalarının sonuçları verilmiştir. Koruyucu gazların birleştirilen malzemelerin mukavemetine ve mikroyapısına etkileri açıklanmıştır. Elde edilen sonuçlar literatür bilgilerine bağlı olarak tartışılmıştır. Son kısım olan yedinci bölümde ise elde edilen genel sonuçlar ve gelecekte aynı konuda araştırma yapacaklar için oluşturulan öneriler kısmı bulunmaktadır.

BÖLÜM 2. PASLANMAZ ÇELİKLER

2.1. Giriş

Alaşımli çelikler ile karşılaştırıldığında paslanmaz çeliklerin kimyasal yapısı çok daha karmaşıktır. Paslanmaz çelikleri oluşturan alaşım elementlerine bağlı olarak fazları ve kristal kafes yapıları değişir. Alaşım elementlerinin miktarının çok olması saf demirin yapısında büyük değişme meydana getirecektir; dolayısı ile faz yapısının hesaplanması bu durumda çok daha zor olacaktır. Paslanmaz çelikler üç temel faz yapısı olan ferrit, ostenit ve martenzit fazlarından oluşur (Blondeau, 2008). Alaşımların geniş çeşitliliği aşağıdaki koşullara bağlıdır;

- Fazların kombinasyonuna
- Fazların kompozisyonunun değişmesine
- Belirli amaçlar için ikincil fazların eklenmesine (McGuire, 2008)

Paslanmaz çelikler en az % 10,5 Cr içeren demir bazlı alaşımlardır. Çok az paslanmaz çelik tipi % 30'dan daha fazla Cr veya % 50'den daha az Fe içerir. Çeliğin paslanmazlık özelliği, görünmez ve yapışık kromca zengin oksit tabakası vasıtası ile elde edilir. Oksijenin varlığı, oksit formunun oluşmasında ve kendini iyileştirmesinde önemlidir. Belirli özellikleri geliştirmek için eklenen diğer elementler; nikel, molibden, bakır, titanyum, alüminyum, silisyum, niyobyum, azot, kükürt ve seleniyumu içerir. Karbon içeriği % 0,03'den daha az veya % 1'in üzerinde martenzitik çeşitlerde bulunabilir (Washko ve Aggen, 2005).

Esasen paslanmaz çelikler demir-krom, demir-krom-karbon ve krom-nikel sistemine dayalıdır. Geniş bir çerçevede olan bu çeliklerin mikroyapı kompozisyonun tanımlamak maksadı ile, mikroyapısal dönüşümü sağlayan normalize edici elementlerin ilavesi ve krom/nikel eşdeğeri fikri geliştirilmiştir. Krom ve nikel eşdeğerleri sayesinde karşıt ekseninde bir grafik oluşturulmuş ve bu da paslanmaz çelik kaynaklarının kimyasal kompozisyona bağlı olarak kaynaklı yapıların mikroyapısı

hakkında bilgi edinmemizi sağlamıştır. Kimyasal kompozisyon aralıklarına göre ferritik, ostenitik, martenzitik ve duplex paslanmaz çelikler bu diyagramlar üzerinde gösterilmiştir (Lippold, 2005; Lippold ve Kotecki, 2005; Blondeau, 2008; Kotecki 1992). Ferrit seviyeleri ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında yüzde 5-10 arası, dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağında % 50'den fazla farklılık gösterebilir. Mikroyapı içerisinde ferrit içeriği tahmin etmek birçok nedenden dolayı önemlidir. Büyük ölçüde, son ferrit içeriği mukavemet, tokluk ve korozyon direnci vb. gibi kaynaklı bağlantının birçok önemli özelliklerini belirlemektedir (Vitek vd., 2003).

Krom, ferrit yapıcıdır ve yeterli miktarda kromun demir içinde çözünmesi ile alaşım yaptığı metallerin 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 (Taban 2006; Lippold ve Kotecki, 2005; Gunn, 1997).

Paslanmaz çeliklerin seçiminde; korozyon direnci, üretim özellikleri, kullanılabilirlik, özel sıcaklık aralıklarında mekanik özellikleri ve üretim maliyetleri baz alınmalıdır (Washko ve Aggen, 2005). Korozyon direncine ilave olarak paslanmaz çelikler onları diğer uygulamalar için elverişli yapan diğer birçok arzu edilir özelliklere sahiptirler. Düşük sıcaklıktaki mükemmel toklukları onları kriyojenik sıcaklıklarda kullanılan tankların imalatı (sıvı gazlar gibi düşük sıcaklıklardaki sıvıların bulunduğu tanklar) için elverişli yapar. Bu çeliklerin özelliklerinin anlaşılmasında paslanmaz çeliklerin metalurjisinde önemli iki alaşım elementi olan krom ve nikelin rolleri büyüktür (Abington Publishing, 1994).

Paslanmaz çelikler, diğer çeliklere oranla fiyat bakımından pahalı olmalarına karşın bakım ve işlenmesi daha kolay ve uzun ömürlü olmaları, geri kazanımın mümkün

olması ve çevre dostu bir malzeme olması nedenlerinden dolayı birçok uygulamada büyük avantajlar sağlamaktadır. Günümüzde ve gelecekte üretim teknolojisinde kaydedilen gelişmeler sayesinde diğer malzemelerle arasında olan fiyat farkları azalacağı düşünülmektedir. Günümüzde değişik amaçlarla kullanılan çeşitli paslanmaz çelik türleri bulunmakta (Lippold ve Kotecki, 2005; Blondeau, 2008) ve aşağıdaki gibi sıralanmaktadır:

- Ostenitik paslanmaz çelikler
- Ferritik paslanmaz çelikler
- Martenzitik paslanmaz çelikler
- Dupleks paslanmaz çelikler
- Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler

2.2. Paslanmaz Çeliklerin Faz Diyagramları

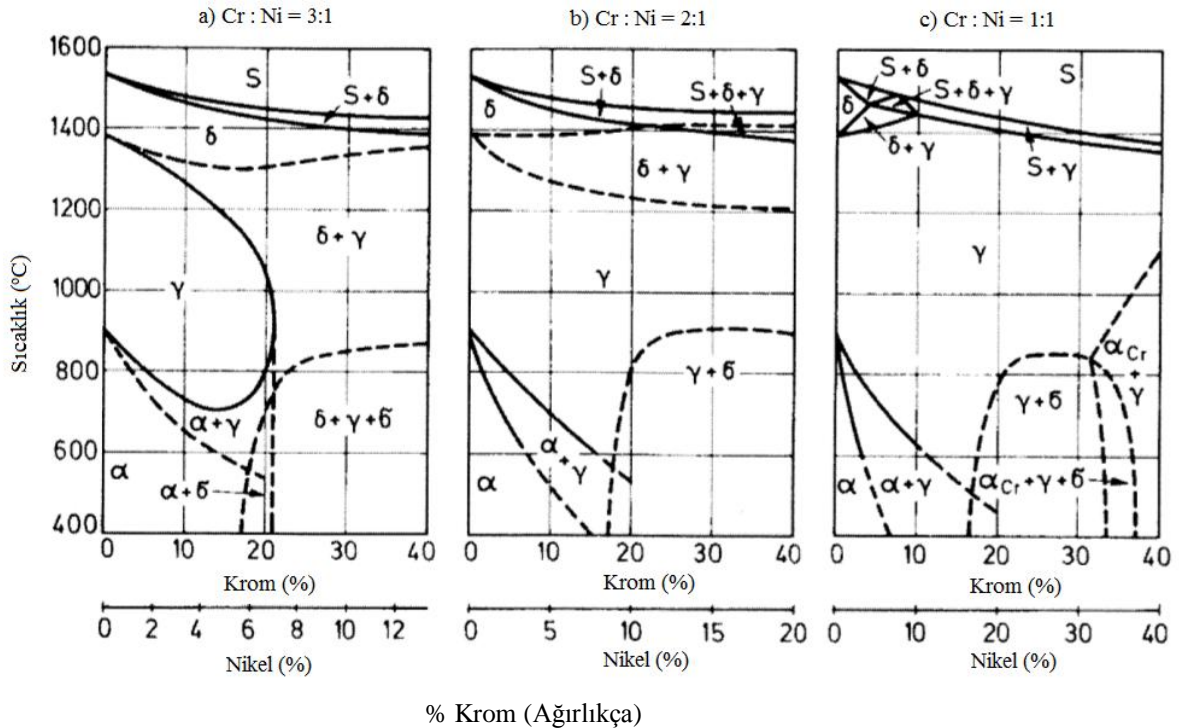
Faz diyagramları, paslanmaz çeliklerin faz dengesi ve faz dönüşümlerinin tanımlanmasında kullanılmaktadır. Paslanmaz çeliklerin faz yapılarının tanımlanmasında Fe-Cr ikili sistemi ve Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni üçlü sistemi önemli bir yer tutmaktadır. Bu diyagramlar sadece kaynak sonrası mikroyapı değişimlerini yaklaşık olarak açıklanmaktadır. Paslanmaz çelik ana malzeme ve dolgu metali içeriğinde 10 dan fazla alaşım elementi içermektedir. Standart diyagramlar bu yapıya kolayca uyum sağlayamazlar. Faz diyagramları eşdeğer koşullar göz önünde bulundurularak değerlendirilmektedir. Buna karşın eşdeğer olmayan koşullardaki kaynak sonuçları hızlı ısıtma ve soğutma ile ilgili olmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005, Landanova, 2003).

2.2.1. Fe-Cr sistemi

İkili demir-krom faz diyagramında %13'den fazla krom içeren bölgenin dışında ostenit alanının görülmediği ve her sıcaklık aralığında da yapının ferritik olduğu ve sadece %12-13Cr aralığında dar bir $\alpha + \gamma$ bölgesinin bulunduğu görülmektedir.

Buradaki ferrit normal olarak çeliğin sıvı halden itibaren katılaşmasında ortaya çıktığı için δ -ferrit olarak adlandırılmaktadır. Şekil 2.1, kromun başlıca alaşım elementi olduğu demir-krom denge diyagramını göstermektedir. Fe-Cr sistemi paslanmaz çelikler grubunun temelini oluşturmaktadır. Krom hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafes yapısına sahip ferriti kararlı hale getirmektedir (Kaluç ve Taban, 2007). Yüksek sıcaklıklarda, demir içinde Cr tamamen çözünmektedir ve tüm Fe-Cr alaşımlarının katılaşması ferritik olarak görülmektedir.

Düşük Cr miktarlarında, 912-1394°C sıcaklık aralığında ostenit halkası bulunmaktadır. Ferrit alanı genişledikçe γ alanı daralmaktadır. 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 fazı martenzite dönüşebilir.



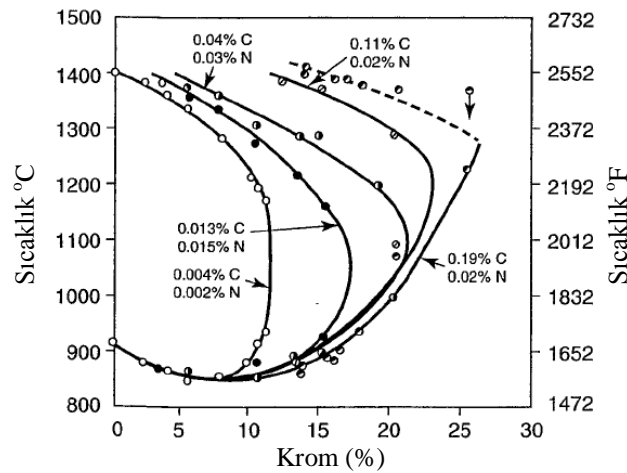
Şekil 2.1. Fe- Cr ikili faz denge diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005)

Düşük sıcaklık eşdeğer fazı Fe-Cr sisteminde sigma fazı olarak adlandırılmaktadır. Bu faz tetragonal kristal kafes yapısına sahiptir. Sigma fazı Cr miktarı 20% (Ağırlık) geçtiğinde çok kolay ortaya çıkar. Çünkü sigma (σ) formları düşük sıcaklıklarda hareketlenme oluşumları oldukça zayıf ve 600-800°C sıcaklık aralığında uzun zaman aralıklarında çökelmektedir. Sigma fazı sert ve kırılğan bir fazdır ve paslanmaz çelikler içerisinde istenmeyen bir yapıdır (Lippold ve Kotecki, 2005; Abington Publishing, 1994; Sieurin ve Sandstrom, 2007; Brozda ve Lomozik, 2002; Lo vd., 2009).

2.2.2. 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 (Şekil 2.2). Diğer elementlerin varlığı faz diyagramlarının şeklini değiştirmektedir. C ve Mn gibi bazı elementler osteniti dengelemeye eğilimlidir (Lippold ve Kotecki, 2005; Abington Publishing, 1994).

Ostenitik faz sınırı %0,6 C'la maksimum %18 Cr'a yükselmektedir. Karbon miktarındaki %0,6 'nın üzerindeki bir yükselme serbest karbürlerin oluşumuna neden olabilmektedir (Smith, 1999).

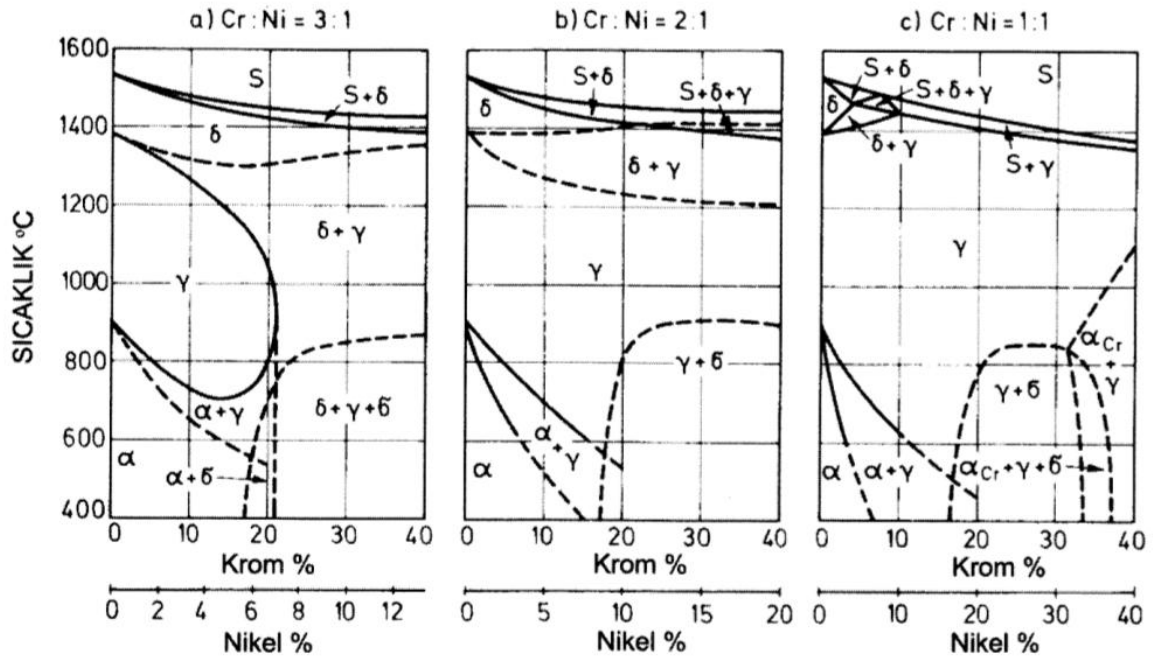


Şekil 2.2. Fe-Cr denge diyagramında gama halkasının genişlemesinde karbonun etkisi (Lippold ve Kotecki, 2005)

2.2.3. Fe-Cr-Ni sistemi

Nikel demire katıldığında, ostenit fazını kararlı hale getirmektedir. Çünkü nikel ostenit gibi YMK yapıya sahiptir. Nikel bu nedenle demirde ostenit kararlaştırıcıdır ve paslanmaz çeliklerde kromun ferrit oluşturuucu etkisini önlemektedir. Düşük karbonlu çeliklere yeterli miktarda nikel katıldığında oda sıcaklığında ostenitik yapı oluşturulabilmektedir (Smith 1999).

Fe-Ni-Cr denge diyagramında Ni ve Cr 'un etkileri Şekil 2.3 'den izlenebilir. Burada, Cr:Ni = 3.1 oranında, 12/4 ve 15/5 Cr-Ni alaşımının soğuma ve katılaşmasında oluşan fazlar da görülmektedir. Başlangıçta bu alaşımlar delta fazı (δ) taneleri biçiminde katılaşır ve 1300 °C civarında $\delta \rightarrow \gamma$ dönüşümü başlar ve 1200°C civarında da denge koşullarına bağlı olarak biter (Kaluç ve Taban 2007; Lippold ve Kotecki, 2005)

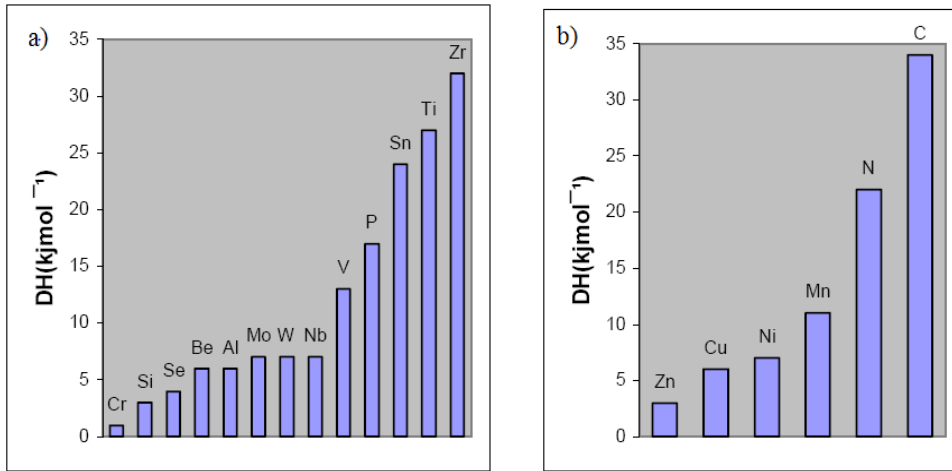


Şekil 2.3. Cr ve Ni miktarına göre Fe-Cr-Ni denge diyagramları (Lippold ve Kotecki, 2005)

2.3. Paslanmaz Çeliklerde Alaşım Elementlerinin Etkisi

Paslanmaz çeliklerin içerisinde paslanmazlık özelliği sağlayan elementlerin dışında, mikroyapı ve mekanik değerler açısından önemli olan alaşım elementleri mevcuttur. Bu elementlerin çelik içerisindeki çeşitli oranlarda bulunmaları özelliklerinin geliştirilmesinde büyük katkı sağlamaktadır (Karasakal, 2005).

Paslanmaz çelik malzemelerin içerisinde, paslanmazlık özelliğini sağlayan elementlerin yanısıra, diğer bazı gereksinimleri karşılamak üzere isteyerek katılan diğer alaşım elementleri veya kaçınılmaz olarak bulunan karbon bulunmaktadır (Kaluç ve Tülbentçi 1998). Paslanmaz çelikler demir bazlı alaşımlardır ve demir içeriği yapı içerisinde %50-88 arasındadır. Demir dışında eklenen başlıca elementler; martenzitik ve ferritik türleri için krom ve karbon, dubleks ve ostenitik türler için ise nikel 'dir. Bütün paslanmaz çeliklerin tiplerinde içerisinde mangan ve silisyum bulunması gerekmektedir.



Şekil 2.4. Alaşım elementlerinin ferrit ve ostenit yapısına etkileri a) ferrit oluşturmaya, b) ostenit oluşturmaya etkileri (Karasakal, 2005)

Paslanmaz çeliklere ilave edilen diğer alaşım elementleri molibden, niyobyum, titanyum, alüminyum, bakır, tungsten, azot gibi elementleri kapsar. Bu elementler, işleme kabiliyeti, spesifik özelliklerinin geliştirilmesi, korozyon dayanımının artırılması veya mikroyapıya etki etmektedir. Paslanmaz çeliklerde bulunan yaygın kalıntı elementler oksijen, azot, sülfür ve fosfor'dur. Tüm bu elementler paslanmaz

çeliğin performansına ve kaynaklanabilirliği üzerinde önemli etkisi vardır. Çoğu durumda bu elementlerin seviyeleri malzeme şartnamelerinde öngörülen şartları yerine getirebilmesi için ana veya ilave metal tarafından sağlanmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005). Tablo 2.1’de paslanmaz çeliklerin içeriğinde bulunan alaşım elementlerinin genel etkisi gösterilmiştir.

Tablo 2.1. Paslanmaz çeliklere alaşım elementlerinin etkisi (Gunn, 1997)

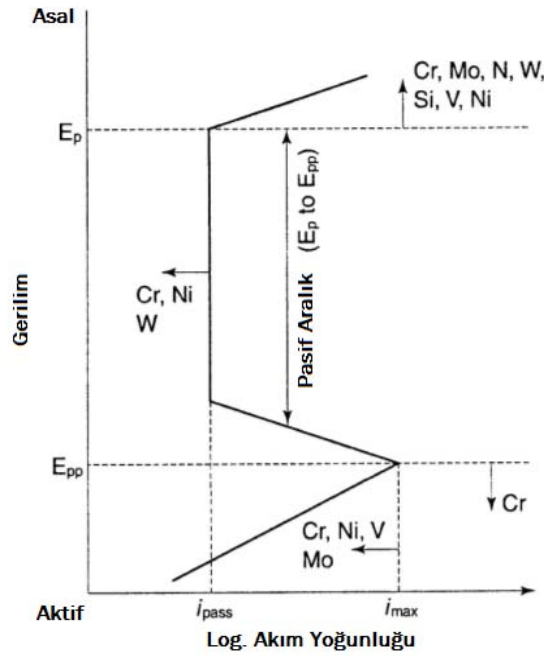
Elementlerin etkisi	Element
Katı Çözelti Güçlendirici	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
γ' - Ni ₃ (Al,Ti) Yapıcı	Al, Ti
γ' 'in Katı Çözelti Güçlendirici	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
γ'' -Ni ₃ Nb Yapıcı	Nb
Karbür yapıcılar:	
MC ve M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo, W
TCP Fazı (σ , P, μ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Yüzey oksit (Cr ₂ O ₃ /Al ₂ O ₃) oluşturuçular	Cr, Al

2.3.1. Krom

En önemli avantajı bölgesel korozyon direncini geliştirmektir. Bu yüzeyde meydana gelen kromca zengin oksit-hidroksit film tabakası (Fe,Cr)₂O₃ sayesinde meydana gelir. Pasif aralığın genişliği (Şekil 2.5), genel korozyon hızını azaltır (i_{pass}). Farklı elementlerin etkisi çeşitlilik göstermesine rağmen, krom ve diğer elementler ferriti stabilize etmektedir. En fazla tercih edilen eşitlik için (krom eşdeğeri) elementlerin etkisini sayıyla ifade etmek için türetilmiştir.

$$Cr_{eş} = \%Cr + \%Mo + 0,7*Nb \quad (2.1)$$

Krom ferrit yapıcı bir element olup, demir-krom alaşımları %12 ‘den fazla krom içerdiği takdirde tamamen ferritik yapıda oluşacaktır. Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni-C alaşımları içerisinde Cr oranı artırıldığında ferrit formasyonu meydana gelecek ve martenzitik, ostenitik ve dubleks yapı engellenecektir. Krom ferrit stabilize eden elementlerin başında yer almaktadır. Şekil 2.5’de alaşım elementlerinin anodik polarizasyon eğrisine etkisi gösterilmektedir.



Şekil 2.5. Anodik polarizasyon eğrisinde alaşım elementlerinin etkisinin şematik özeti (Gunn 1997)

Krom aynı zamanda karbür yapıcı bir elementtir. En yaygın olarak görülen kromca zengin karbür $M_{23}C_6$, burada “M” baskın element kromu temsil eder ama aynı zamanda bazı bölümlerinde demir ve molibden mevcut olabilir. Paslanmaz çelik sistemlerin çoğunda, bu normal bir durumdur ve baskın krom elementi $M_{23}C_6$ terimi anlayışı ile kullanılır. Bu karbür çeşidi aslında bütün paslanmaz çelik türlerinde bulunmaktadır. Diğer muhtemel karbür çeşidi Cr_7C_3 olmakla beraber çok yaygın değildir. Krom, karbür yapıcı etkisinin yanında azot ile nitrür (Cr_2N) ve karbonitrür [$M_{23}(C,N)_6$] oluşturabilir. Cr_2N formunda oluşan krom-nitrit daha çok ferritik ve dubleks tiplerinde meydana gelmektedir (Lo vd., 2009; Alsarraf, 2010; Gunn, 1997 ; Lippold ve Kotecki, 2005).

Çelik içerisine eklenen Cr miktarının bir limiti vardır ve yüksek miktarlarda eklenmesi intermetalik fazların oluşumu gibi negatif sonuçlara yol açabilir. Bu fazların çoğalması gevrekliği, tokluğu ve korozyon özelliklerini düşürmektedir. Bu faz sigma (σ) olarak adlandırılmakta ve $815^\circ C$ 'nin altındaki formlarda Fe-Cr sisteminin içerisindeki bir bileşiktir. Paslanmaz çeliklerin birçok formunda sigma fazı oluşabilmektedir. Ancak sigma fazı oluşturmaya en yatkın olanları yüksek

kromlu ostenitik, ferritik ve dubleks alaşımlarıdır (Gunn, 1997 ; Lippold ve Kotecki, 2005).

2.3.2. Nikel

Nikel, ostenit fazı oluşturuucu bir elementdir. Yeterli miktarda nikel ilavesi, ostenit faz alanını büyük miktarda genişletebilir ve buna ilave olarak, oda sıcaklığında ve daha aşağı sıcaklıklarda ostenit fazını kararlı hale getirir. Nikel karbür yapıcı bir element değildir ve genellikle intermetalik bileşikler meydana getirmez. Ancak buna rağmen elde edilen bazı sonuçlar alaşımın çökeltme kinetiğini etkileyebileceğini göstermektedir.

Kromun ferriti stabilize etme etkisine karşı olarak, osteniti stabilize eden başka grup elementler de vardır:

$$Ni_{eş} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0,25 \times \%Cu \quad 2.2$$

%40 ila %60 arasında ferrit, kalanı ostenit olacak şekilde bir içerik sağlamak için, ostenit stabilize edicilerle birlikte, ferrit stabilize eden elementlerin dengelenmesi ihtiyaç vardır. Bu sebepten dolayı, dubleks alaşım için ilave nikel düzeyi, ilk olarak krom içeriğine bağlıdır.

Fazla nikel içeriğinde, ostenit seviyesi %50'nin üzerine çıkmaktadır, bunun sonucu olarak arta kalan ferritte Cr ve Mo seviyesi artmaktadır. Sonuç olarak, 650-950°C sıcaklık aralığında, ferritten intermetalik faza dönüşüm artabilir. İlaveten yüksek nikel içeriği, ferrit içersinde intermetalik fazı gevrekletiren alfa dizilimini hızlandırır. Nikelin malzeme içerisinde ana görevi ise element oranlarını ve dengesini kontrol etmektir (Gunn 1997 ; Lippold ve Kotecki, 2005).

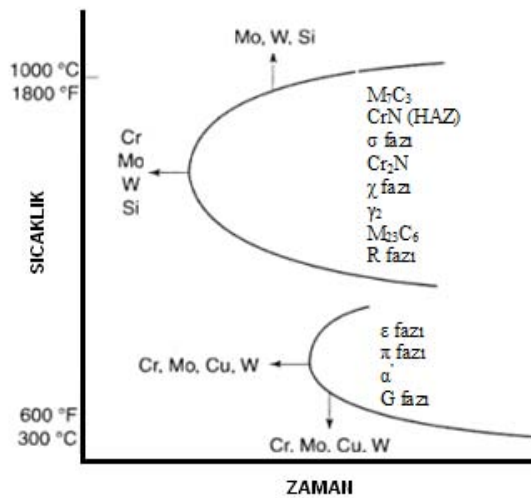
2.3.3. Molibden

Molibden'in paslanmaz çelik içerisine belirlenen miktarda eklenmesi, paslanmaz çelik sınıfına göre farklı fonksiyonlar olarak kendini göstermektedir. Mo %6'ya

kadar veya daha fazla süper ostenitik paslanmaz çeliklerin içerisine eklenmesi, korozyon direncini geliştirmek amacı ile yapılmaktadır. Ostenitik paslanmaz çeliklerde Mo ilavesi, çeliği yüksek sıcaklıklardaki dayanımı artırır. Örneğin; 18Cr-8Ni içeren paslanmaz çeliklerde % 2 Mo ilavesi 760°C sıcaklıkta malzemenin çekme dayanımını artırır. Mo içeriğinin negatif etkileri de bulunmaktadır. Örneğin; bazı martenzitik paslanmaz çelik tiplerinde molibden karbür yapıcıdır ve alaşımın sıcak çalışma kabiliyetlerini düşürmektedir.

Mo ferrit yapıcı bir elementdir ve yapı içerisinde bulunması ferrit oluşumunun başlamasına ve mikroyapı içerisinde alıkoymasına neden olur. Bu durum martenzitik paslanmaz çelikler için potansiyel bir problemdir. Oda sıcaklığında kalıntı ferrit, kırılma tokluğunu ve sünekliği azaltmaktadır.

Uzun yıllardır bilinen molibdenin, klorlu çözeltilerde, çukurcuk ve oyuklanma korozyonuna karşı olumlu etkisi vardır. Krom ve molibden pasifleşme aralığını genişletirken, aktif bölgede korozyon akım yoğunluğunu düşürürler (Şekil 2.5). Yüksek sıcaklıktaki deniz suyunda, oyuklanma korozyonunu önlemek için en az %3 Mo ilavesi önerilmektedir, üst sınır ise %4 Mo olarak belirtilmiştir. Bu sınır, yüksek sıcaklıklarda artan sigma oluşumunu eğiliminden kaynaklanmaktadır (Şekil 2.6) (Gunn, 1997 ; Lippold ve Kotecki, 2005).



Şekil 2.6. Çeşitli çökeltilerin oluşmasında, alaşım elementlerinin etkilerinin şematik özeti (Gunn, 1997)

2.3.4. Mangan

Mangan tüm çelik tiplerinde kullanılan bir elemendir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde, 1 - 2 % aralığında mevcuttur. Ferritik ve martenzitik paslanmaz çeliklerde ise %1'den daha az miktarda bulunmaktadır. Üretim esnasında eklenmesinin nedeni sıcak gevrekliği önlemektir.

Mn, ostenitik ve dubleks paslanmaz çelikler için kararlaştırıcı olarak bilinir. Mn dubleks fazın dengelenmesinde küçük bir etkiye sahiptir ve Ni-Cr eşdeğerliliğinin dışında bırakılır.

Paslanmaz çeliğe ilave edilen Mn'm aşınma dayanımı ve süneklik kaybı olmadan çekme dayanımı arttırmaktadır. İlave olarak Mn, azotun katı çözünlülüğünü artırmakta ve böylece gaz çıkışı riski olmadan yüksek azot içeriği elde edilmektedir. Diğer taraftan sırasıyla azot yüzdesi % 0,1 ve % 0,23 için, Mn düzeyi %3 ve %6'yı aşarsa, kritik oyuklanma sıcaklığında (CPT) gözle görülür bir düşüş olmaktadır. Muhtelemen bunun sebebi ise çukurlar için başlama yeri gören MnS'lerdir. Modern paslanmaz çeliklerde Mn ve N 'un birleştirilmiş olarak eklenmesi, çukurcuk dayanımı artırmakta ve Mn'dan kaynaklanan problemleri yok etmektedir. (Sathiya vd.,2009; Gunn, 1997; Lippold ve Kotecki, 2005; Narayanan, 2009).

2.3.5. Azot

Azot , çelikte çukurcuk korozyonu dayanımı, ostenit içeriğini ve dayanımı arttırmak gibi bir çok etkiye sahiptir. Cr ve Mo gibi E_p 'yi yükseltmekte ve böylece potansiyel pasif bölgeyi artırmaktadır (Şekil 2.1). Bu etki Mo varlığı ile artmıştır ve çukurcuk karakteristiği üzerinde Mo ve N'un sinerjik etkisi olduğu belirtilmiştir. Metal-film arayüzeyindeki konsantrasyonun ve fazdaki çözünlülüğün artmasından dolayı, azot tercihli olarak osteniti bölümlere ayırmaktadır. Asit çözeltisinde paslanmaz çeliğin uzun pasifizasyonu sırasında, azotun yeniden pasifleşmeye etkisini açıklayan, yüzde azot zenginleşmesi oluşur. Diğer taraftan pasif film kırmak için, A/cm^2 'de anodik akım yoğunluğu yüksek olmalıdır. 4M HCl çözeltinde 316L paslanmaz çelikte azotun davranışı, yüzeyde azot atomları zenginleşmesinden dolayı çözünmeyi

engellemektedir. Amonyum iyonlarına şekil vermek için azot hidrojen atomlarıyla birleşmesi sonucunda, azotun bu engelleyici etkisinin onun çözünmesinden kaynaklandığı varsayılmaktadır. Bu katodik reaksiyondur, metalin anodik çözünmesinde yüksek potansiyelden dengeye ulaşınca kadar çok yavaş gerçekleşmekte ve yüzeyde azot birikmesine izin vermektedir. Azotun ayrıca oyuklanma korozyonu dayanımı arttırdığı da gözlenmiştir.

Azotun diğer önemli özelliği, sigma (σ) ve chi (χ) gibi intermetalik fazların çökmesine karşı dubleks alaşımları stabilize eder. Ayrıca artan azot seviyesi, nitrür dizilimi riskini de azaltır. Azot çelik alaşımları içerisinde ostenit oluşturuca çok etkin bir elementtir. Bu çelişkili görülebilir, ancak bu yapıda ostenit miktarının artması ve böylece ostenit taneleri arasındaki mesafenin azalmasından dolayı olmaktadır. C ve N ilavesi, katı çözümlerde dokular arasında çözünerek ferrit ve osteniti güçlendirir. Azotun ostenit fazından ferrite dönüşümü hızlandırdığı bulunmuştur. Buna ilave olarak bu iki fazın içerisinde Cr dağılımının homojenizasyonuna yardımcı olabilir. Hassaslaştırma riskinden dolayı paslanmaz çelikte karbon arzu edilmez, ilave azot tercih edilmektedir. İlâveten azot ostenit dengeleyicidir. Dubleks paslanmaz çeliğe ilavesi ostenit çözünmesini engeller ve ITAB'da yeniden ostenit oluşmasına yardımcı olur (Bhatt vd., 1999; Gunn, 1997). Azot paslanmaz çeliklerde dayanımı artırmakta fakat önemli olmamakla beraber kırılma tokluğunda azalmaya yol açmaktadır (du Toit, 2002).

2.3.6. Silisyum

Silisyum hemen hemen tüm paslanmaz çelik çeşitlerinde bulunur ve ergime esnasında oksidasyon önleyici olarak ilave edilir. Çoğu alaşımlarda % 0,3 – 0,6 arasında bulunur. Bazı durumlarda oksijen giderici olarak Alüminyum yerine kullanılabilir. Fakat bu paslanmaz çeliklerde ender görülen bir durumdur. Silisyum paslanmaz çelikler içerisinde korozyon dayanımını artırmak amacı ile % 4'den % 5'e kadar eklenir. Isıya dayanıklı alaşımların bazılarında, yüksek sıcaklıklarda oksit direnç ölçөгünü geliştirmek amaçlı %1'den %3'e kadar eklenmektedir.

Silisyum'un ferrit veya ostenit yapıcı rolü tam olarak belli değildir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde, %1'e kadar Si bulunmasının hiçbir etkisi yoktur. Fakat daha yüksek seviyelerde görülmesi ferrit yapıcı bir etki oluşturur. Yüksek silisyum içeriği (%3,5-5,5) dubleks paslanmaz çeliklerde çukurcuk korozyonu direncini geliştirir. Yüksek sıcaklık oksidasyon direncini arttırmada ve konsantre nitrik asit servis şartları için faydalı bir elementtir (Gunn, 1997 ; Lippold ve Kotecki, 2005).

2.3.7. Karbon

Karbon bütün çeliklerde bulunan bir elementtir, fakat aksine C-Mn ve düşük alaşımlı yapı çeliklerinde genellikle % 0,1'den az olması arzu edilmektedir. Bu alaşımların martenzitik tipleri hariç, şekil değiştirme dayanımları için karbon kritik bir elementtir. Eriyik içerisinde, yüksek sıcaklık şartlarında, tanelerarası dayanımı geliştirir. Çoğu alaşımlarda, karbon diğer elementler ile karbür formu oluşturmaktadır. Kromca zengin karbür ($M_{23}C_6$) 'ün oluşması halinde sonuç olarak korozyon direnci azalır. Bu nedenden ötürü düşük karbonlu alaşımlarda karbon seviyesi % 0,04 'den aşağı tutulmaktadır.

Karbon ostenit yapıcı bir elementtir ve eğer mikroyapı dengesinin kusursuz olması sağlanmak isteniyorsa bu elementlerin seviyeleri kontrol altında tutulmalıdır (Lippold ve Kotecki, 2005; Narayanan, 2009).

2.3.8. Bakır

Yüksek alaşımlı ostenitik paslanmaz çeliklerde bakır ilavesi, sülfürik asit gibi oksitlenme olmayan ortamlarda korozyon oranını azaltmaktadır. Bazı %25Cr içeren dubleks alaşımlarda, %1.5 bakır ilavesi, 60 °C sıcaklıkta % 70'lik H_2SO_4 çözeltisinde optimum korozyon dayanıcını verir. Kaynayan HCl çözeltisinde %0.5 bakır ilavesi aktif çözünmeyi ve oyuklanma korozyonu oranını azaltmaktadır. Yüksek düzeyinin sıcakta sünekliliği azaltması ve sertleşmeye olumsuz etkisinden dolayı genel olarak dubleks paslanmaz çeliklerde bakır ilavesi yaklaşık %2 ile sınırlandırılmıştır (Gunn, 1997).

2.4. Yapısal Saptama Diyagramları

Çeliklerin kaynak işlemi ile birleştirilmelerinde amaç hatasız bir dikiş elde etmektir. Bu hatalar kaynak dikişindeki gözenekler olabileceği gibi kaynak sonrası sertleşme çatlakları şeklinde de olabilir. Çeliklerin kaynak edilebilirlikleri öncelikle içyapıya bağlı olarak değişmektedir. Kaynağa uygunluk, alaşımsız çeliklerde C oranı $< 0,22$ ile sınırlanırken, az alaşımlı çeliklerde karbon eşdeğerliği, ince taneli yapı çeliklerinde özgül ısı enerjisi ve yüksek alaşımlı çeliklerde ise Schaeffler Diyagramı ile belirlenmektedir. Paslanmaz çeliklerde kaynak sonrası oluşacak yapıların tahmininde kullanılan Schaeffler Diyagramı yanında teknolojik ilerlemelere paralel olarak yeni diyagramlar da geliştirilmiştir.

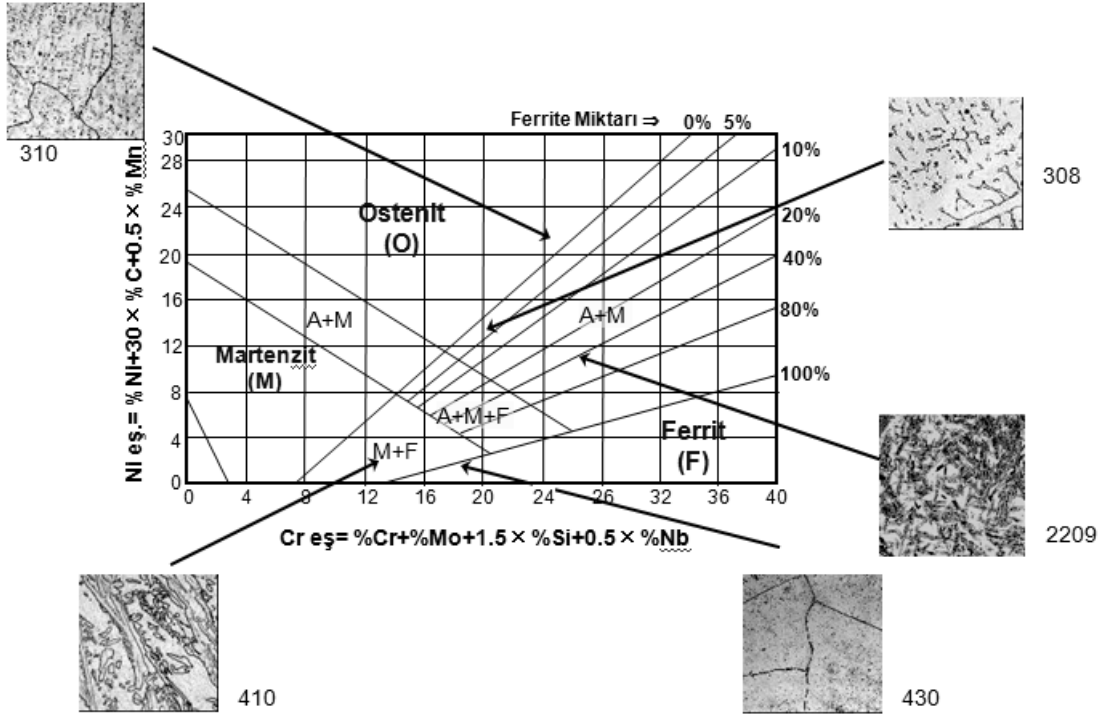
Paslanmaz çeliklerde kaynak sonrası oluşabilecek içyapıların tespiti için 4 ayrı diyagram geliştirilmiştir. Paslanmaz çeliklerin birbirleri ile ya da farklı çeliklerle kaynakla birleştirilmeleri sonrası kaynak bölgesinde oluşacak iç yapıları belirlemede kullanılan Schaeffler, DeLong, Espy ve WRC diyagramlar arasında krom eşdeğerleri ve nikel eşdeğerlerinin hesaplanmasındaki formüllerdeki farklılıklar yanında diyagramların belirledikleri alanların sınırlarında da farklılıklar vardır. Kaynak işlemi ile birleştirilen parçaların kimyasal bileşimlerinin bilinmesi durumunda, kaynak dikişindeki ferrit oranını ya da ferrit numarasını hesaplamada bu dört diyagramdan yararlanılmaktadır. Son 20 yıl boyunca, mikroyapı tahmini diyagramlarının ikisi (Schaeffler ve DeLong) geniş uygulama alanı bulmuştur. Delta-ferrit oranının öncelikle krom ve nikel oranları belirlenmektedir. Diğer alaşım elementleri de ilk katılma süreci boyunca etkilidir. Bu nedenle krom eşdeğeri ve nikel eşdeğeri tanımları yapılmaktadır. Krom eşdeğeri ve nikel eşdeğeri malzemenin içyapısında bulunan alaşım elementlerine göre belirlenmiş formüllerdir ve ostenit ve ferrit yapıcı elementlerin etkinliklerine göre belirlenen katsayılarla birlikte alaşım elementlerinin kimyasal bileşimdeki oranları da bu formüllerde yer almaktadır (Yüksel vd.,1997; Lippold ve Kotecki 2005; Rao ve Kumar, 1988; Olson, 1985). Saptama diyagramlarının yanında Magne Gage, Severn Gage, Fischer Gage ve Feritscope gibi cihazlar yardımı ile paslanmaz çelikler içerisindeki ferrit miktarı ölçülebilmektedir (Siewert vd., 1988; Kotecki, 1997; Balmforth ve Lippold, 2000; Dhanuka, 2003; Smith, 1983; Kotecki, 1998; Palani vd., 2006)

2.4.1. Schaeffler diyagramı

Krom- nikelli paslanmaz çelik kaynak metallere ostentit katılması sırasında ortaya çıkan delta ferrit fazı üzerine yapılan uygulamalı araştırma sonuçları, bu fazın varlığının kaynak metalinin mikroyapı içerisindeki miktarına bağlı olarak sıcak çatlama eğilimini arttırdığını göstermektedir. Bu açıdan delta ferrit kristallerinin oluşumunun katılma ile kontrol edilebilmesi ostentik paslanmaz çelik kaynak metalinin sıcak çatlama direncinin düzeltilmesinde bu fazın ölçülmesinin önemini ortaya çıkarmaktadır. Paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılan farklı elektrodlar kaynak metalinin yapısını değiştirmektedir. Bu amaç ile, kaynak metalinde delta ferritin kontrolü kullanılan kaynak yöntemine göre, kullanılacak kaynak elektroduna ve hatta kaynağın uygulanmasına bağlı olarak yapılabilir. Bu gerçeklerden yola çıkan araştırmacılar kaynak metalinin kimyasal bileşimini saptamak üzere çeşitli diyagramlar geliştirmişlerdir (Lippold ve Kotecki, 2005; Gunn 1997).

Ostentik paslanmaz çelik kaynak metallere kimyasal bileşiminde delta ferritin saptanması ile ilgili ilk çalışmalar 1949 yılında Anton SCHAEFFLER tarafından gerçekleştirilmiştir. Schaeffler diyagramında (Şekil 2.7), ferriti dengeleyici elementler $Cr_{eş}$ olarak yatay eksen, ostentit dengeleyici elementler ise $Ni_{eş}$ olarak dikey eksende yerleştirilmiştir. Schaeffler diyagramında yüksek azot içerikleri dikkate alınmamıştır. Bu açıdan diyagram sadece % 0.05- 0.1 azot içerikleri için uygulanabilir. Ayrıca, karbonun %0.03'lük minimum miktarı ve %0.3'lük Si miktarı da tamamen tahmini olarak ele alınmaktadır. Bir diğer konu da, bu diyagramın yüksek Mn içeren paslanmaz çelikler için de kullanılması pek uygun değildir. Schaeffler diyagramının geliştirilerek yayımlanmasından sonraki tarihlerde bir çok araştırmacı diyagram üzerinde çalışmış ve diyagramı tekrar tekrar düzenleyerek daha hassas sonuçlar alınabilecek şekilde geliştirmişlerdir.

Schaeffler diyagramı bugün hala paslanmaz çeliklerin üretimi, paslanmaz çelik elektrodların geliştirilmesi ve bu tür çeliklerin kaynak edilmeleri konusunda çalışan bir çok mühendis ve teknik eleman tarafından yaygın olarak kullanılan bir diyagramdır (Kaluç ve Tülbentçi, 1998; Lippold ve Kotecki 2005).



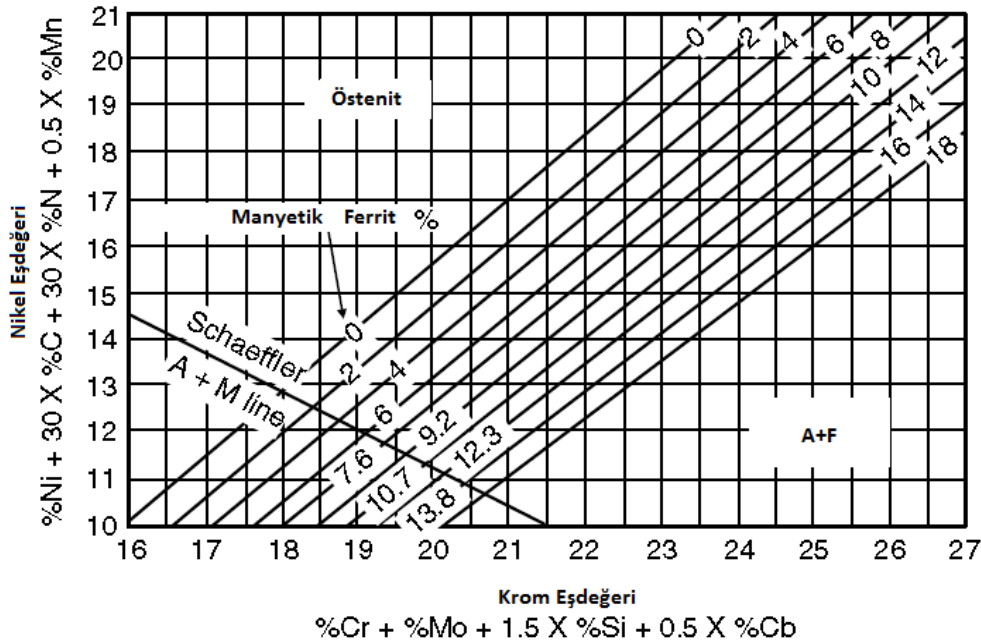
Şekil 2.7. Schaeffler Diyagramı (Tetsunao)

2.4.2. DeLong diyagramı

Schaeffler diyagramının dezavantajı denge diyagramı olmasında gizlidir. Denge diyagramı özelliği, ısınma ve soğumaların sonsuz yavaş bir tempoda olmasını gerektirir. Uygulamada karşılaşılan soğuma hızlarının çok farklı ve hiçbir zaman denge durumuna uymaması nedeniyle Schaeffler diyagramının yayınından hemen sonra da diyagramı tamamlamaya çalışan çalışmalar başlatılmış ve ilk önce, ostenit dokuyula birlikte bulunan ferrit oranının hassas olarak nasıl ölçüleceği tartışılmıştır. Krom-nikel çeliklerinin kaynak dikişinde ferrit bulunmasının önemi, ferrit dokuda kükürtün daha yüksek oranda çözünebilmesi ve kaynak dikişinin sıcak çatlak tehlikesini bertaraf edebilmesindedir. Bu yüzden dikişte biraz ferrit bulunması tercih nedeni olmaktadır (Yüksel vd., 1999; König ve Yüksel, 1997).

Bu deneyimler üzerine DeLong, kaynak metallere sıcak çatlama direncinin artırılması için delta ferrit miktarını ölçen yöntemlerin getirdiği problemleri mükemmel bir şekilde çözümlenmiştir. DeLong' un araştırmaları sonucu geliştirdiği DeLong diyagramı ilk defa 1956 yılında yayınlanmıştır (DeLong vd., 1956).

DeLong diyagramında (Şekil 2.8), Schaeffler diyagramında $Ni_{eş}$ bağıntısında yer almayan N'un kuvvetli ostenit dengeleyici etkisi dikkate alınır. Zira, ostenit dengelemede C ve N, Ni'den 30 kat daha etkilidir. Hatta, ostenitik paslanmaz kaynak metalinde bulunabilecek az miktardaki bazı elementler dahi mikroyapıyı etkileyebilir; örneğin titanyumun bulunması kaynak metalindeki ferrit miktarını birkaç ferrit sayısı arttırabilir. DeLong diyagramında geniş bir skalada birbirine yakın bölüntülerle delta ferritin saptanmasında hata payı oldukça düşürülmüş ve delta ferrit içeriği %0 ila %15 arasında optimum olarak gösterilmiştir. Bu diyagram aslında Schaeffler diyagramının küçük bir alanından başka bir şey değildir. Bu diyagramların kullanımı basit hesaplamalar ile diyagram üzerinde çizim yapılarak olabildiği gibi bu konuda geliştirilmiş bilgisayar programları da bulunmakta ve yaygın olarak kullanılmaktadır (Kaluç ve Tülbentçi, 1998; Lippold ve Kotecki 2005).



Şekil 2.8. Ferrit içeriği ve katılaşma tarzı tahmini için DeLong diyagramı (Kou, 2003)

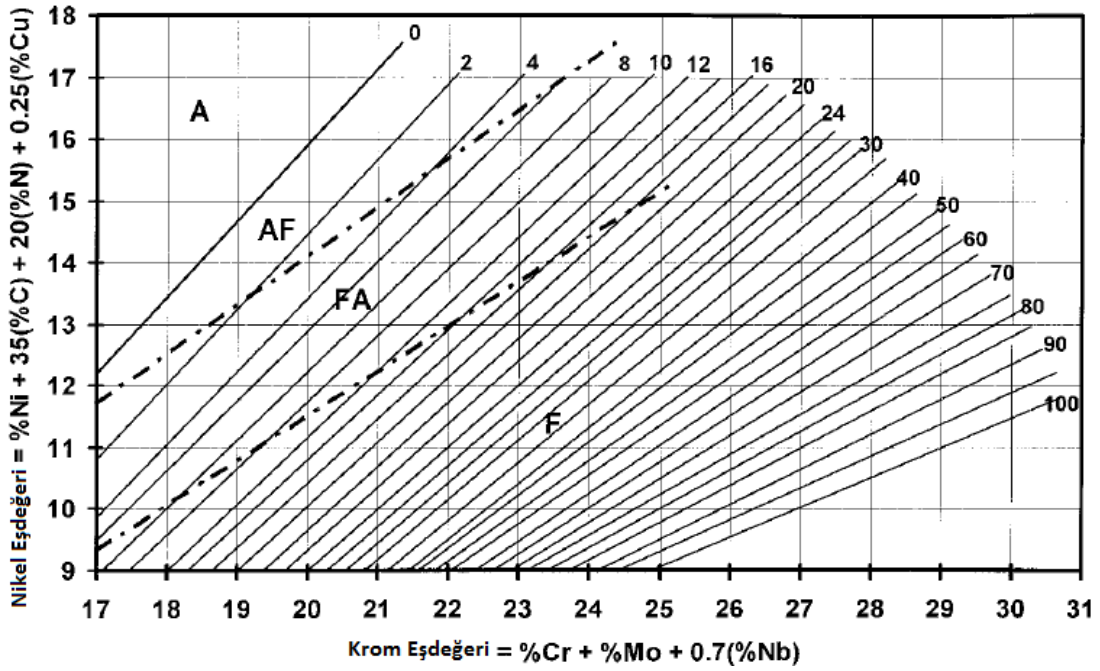
DeLong diyagramında ferrit oranı yerine ferrit numarası (FN) kullanılarak, ferrit miktarının daha kolay ifade edileceği düşünülmektedir. Ferrit miktarını belirlemede kullanılan manyetik yöntemlerde ferrit bileşiminin tanımlanması ferrit numarası ile yapılmaktadır. Kaynak metalinde ferrit miktarının mutlak olarak ölçümünü veren ve yapıda bulunan ferrit miktarının zararlı ya da zararsız olduğunu mutlak olarak veren

deneysel yöntemler mevcut değildir. Bu durumda yardımcı metotlar geliştirilmiş ve kullanılmıştır. Uluslararası platformda, “Ferrit Numarası” (FN) kabul görmüştür. Ferrit numarası ISO 8249 ve AWS A42-74 ‘de belirlenen prosedüre göre kaynak metalinin ferrit içeriğinden tanımlanmaktadır. Kaynak metalinin ferrit numarası özellikle düşük FN değerlerinde ferrit içeriği yüzdesi ile hemen hemen aynıdır.

DeLong diyagramındaki ölçülenle hesaplanan ferrit oranlarındaki sapmalar, ferrit oranı yükseldikçe artmaktadır. DeLong diyagramı için krom ve nikel eşdeğerleri Schaeffler diyagramına göre daha sınırlandırılmış içerik aralığı ile kaynak sonrası için yapılan içyapı tahminlerinin doğruluğunu artırmaktadır. Diyagram 18 FN ‘na kadardır. Sınırlanan aralık tüm ostenitik paslanmaz çelik kaynak metallerini kapsamaktadır (Yüksel vd., 1997; Can, 1999).

2.4.3. WRC diyagramı

1980’lerin ortalarında, Kaynak Araştırma Konseyi Alt Komitesi paslanmaz çelik kaynağında, paslanmaz çelik kaynak metali için ferrit miktarını tahmin ve doğruluğunu geliştirmek, revize etmek ve Schaeffler ve DeLong diyagramlarını genişletmek için faaliyet başlatmıştır. 1988 yılında, WRC (Welding Research Council) tarafından finanse edilen bir çalışma Siewert ve arkadaşları; Delong diyagramı ile karşılaştırıldığında 0’dan 18’e kadar olan FN aralığı yerine 0’dan 100’e kadar genişletilmiş FN aralığını gösteren bir diyagram geliştirdiler. WRC 1988 diyagramı farklı metal bağlantıları ve Cu içeren paslanmaz çelikler için daha doğru FN tahmini için WRC 1992 diyagramı şeklinde yeniden düzenlenmiştir. Cu’nun nikel eşdeğerine olan etkisi doğrusal bir eşitlikle belirlenerek, Cu içeriği ile birlikte katsayıda nikel eşdeğerinin belirlenmesini sağlayan formüle eklenmiştir. WRC 1988 diyagramında Cu içeriği yüksek olduğu zaman kaynak metalinin FN ‘i yanlış tahmin etme ihtimali bulunmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005 ; Kotecki ve Siewert, 1992).



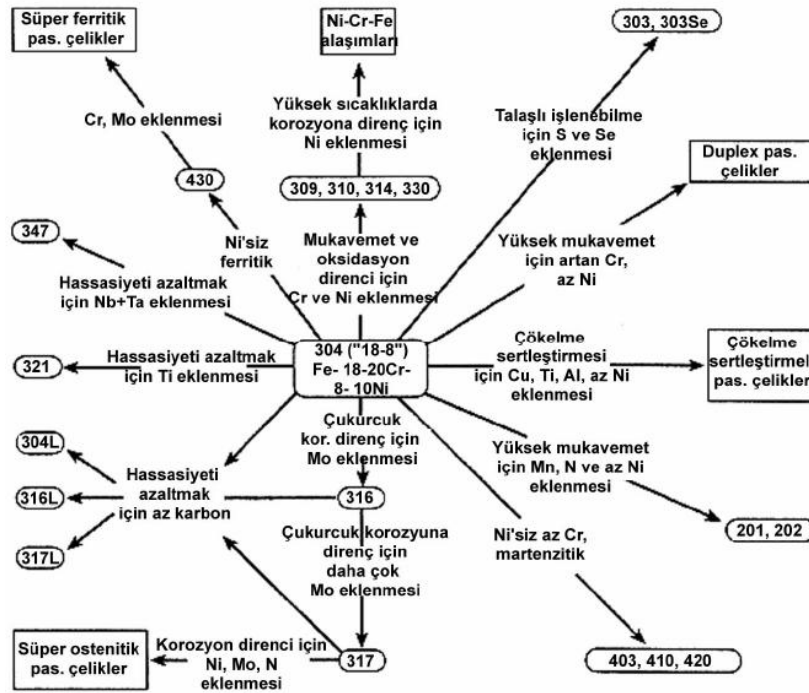
Şekil 2.9. Ferrit içeriği ve katılaşma tarzı tahmini için WRC 92 diyagramı (Lippold ve Kotecki 2005)

Bu diyagram (Şekil2.9), konusunda en son geliştirilmiş olanıdır ve ferrit oranlarını ferrit numaraları (FN) olarak ele almaktadır. Analiz edilen ve hesaplanan ferrit oranları birbirlerine çok yakındır. 1992 tarihli son WRC Diyagramına göre hesaplar, Si ve Mn oranlarını; etkilerinin önemsiz olmasından dolayı dikkate almazlar. Amerikan çeliklerinden 300 serisi ve onlara tekabül eden EN 10088'deki Avrupa çeliklerinde ve dubleks çeliklerde uygulaması vardır. % 0,2 ve üzerinde azot içeren çelikler ile % 10 ve üzerinde mangan içeren çelikler için WRC Diyagramı uygun değildir (Konig ve Yüksel, 1997).

BÖLÜM 3. PASLANMAZ ÇELİK MALZEMELERİN KAYNAK KABİLİYETİ

3.1. Giriş

Dövme paslanmaz çelikler Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI) tarafından ve paslanmaz çelik dökümler de Amerikan Çelik Döküm Birliği tarafından sınıflandırılmıştır. Temel alaşım elementi olarak krom ve nikel kullanılan ostenitik çelikler AISI 300 serisi olarak adlandırılır. Krom ve nikel ilave olarak ana alaşım elementi olarak manganez kullanılan ostenitik çelikler 200 serisi olarak adlandırılır. En önemli alaşım elementi krom olan ferritik ve martenzitik çelikler 400 serisi olarak sınıflandırılır. Çökeltme sertleşmesi alaşımların kompozisyonuna bağlıdır. Özel bileşim gereksinimlerini göstermek için ilave yazılar AISI seri numarasından sonra yer alabilir, düşük karbonu belirtmek için L simgesi kullanılır (Abington Publishing, 1994). Paslanmaz çelik alaşım ailesi Şekil 3.1’de şematik olarak gösterilmiştir.



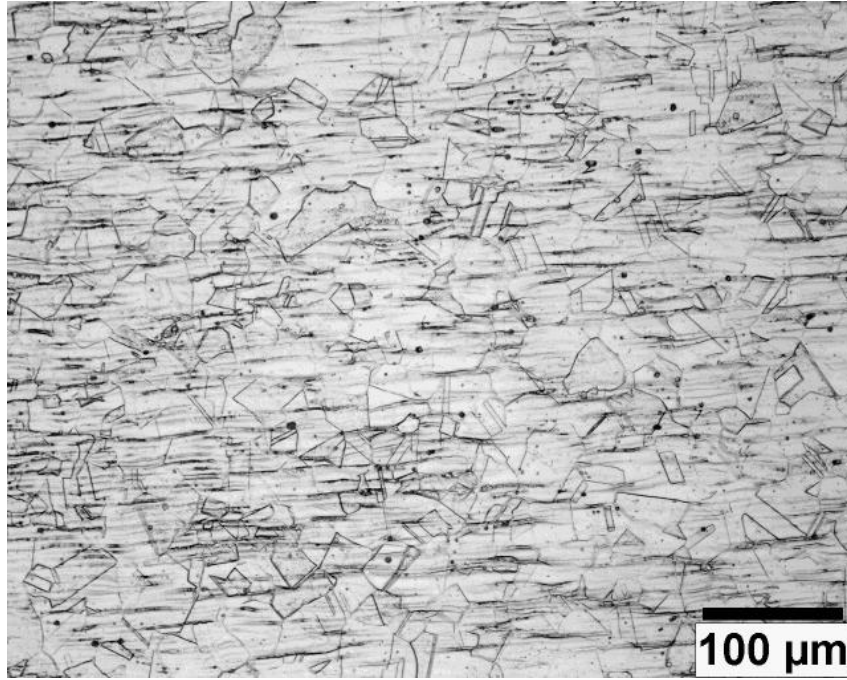
Şekil 3.1. Paslanmaz çelik alaşım ailesi (Taban, 2006; Davis, 1994)

3.2. Ostenitik Paslanmaz Çelikler

Ostenitik paslanmaz çelikler, paslanmaz çelik gruplarının içerisinde yüksek tonajlı üretime sahip en büyük bölümünü temsil etmektedir. Çevresel şartlara karşı iyi korozyon direncine sahiptir. Dayanımları, hafif çeliklere eşdeğerdir. Oda sıcaklığında Yaklaşık 210 MPa minimum akma dayanımına sahiptir. Bu tip çeliklerde sertleşme dönüşümü olmamaktadır. Düşük sıcaklıklarda darbe özellikleri iyi olması nedeni ile 0°C'den daha düşük sıcaklıklardaki altındaki uygulamalarda rahatlıkla kullanılabilir. Servis sıcaklıkları 760°C ve daha yüksek olabilmektedir. Ancak dayanımı ve oksidasyon direnci sıcaklığa bağlı olarak sınırlı kalmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005 ; Smith 1999)..

Ostenitik paslanmaz çelikler esas olarak % 16-25 Cr ve % 7-20 Ni içeren üçlü demir-krom-nikel alaşımlarıdır. Bu alaşımların yapıları bütün ısı işlemlerde ostenit (YMK-Yüzey Merkezli Kübik) yapıda kaldığı için ostenitik olarak adlandırılırlar. Ostenitik paslanmaz çelikler, prensip olarak ostenit kararlaştırıcı yüksek nikel içermeleri nedeni ile yüksek sıcaklık tavlamalarından sonra oda sıcaklığında ostenit (YMK) yapılarını korumaktadır. Bununla beraber Mn, C ve N'da ostenit yapının korunması ve kararlaştırılması için katkıda bulunmaktadır. Demir-krom alaşımlarına nikelin katılması ostenitin dengede olduğu bölgeyi genişlemektedir (Lippold ve Kotecki 2005 ; Smith 1999).

Karbonun iç yapıda bir başka etkisi de yapıda karbür oluşumunda kendini gösterir. Ostenit paslanmaz çeliklerde $M_{23}C_6$ karbürü oluşan en önemli karbür olup, bunun çeliğin korozyon direnci üzerinde önemli etkisi vardır. Az karbonlu ve %18 Cr içeren alaşıma katılan nikel, γ fazı oluşum bölgesini genişletir ve Ni miktarı %8 'e eriştiği zaman γ alanı oda sıcaklığına kadar inmektedir. Bu olay, en tanınmış ostenitik çelik türü olan %18Cr ve %8Ni içeren çelik grubunun doğmasına neden olmuştur. Ostenitik paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü Şekil 3.2'de gösterilmiştir.

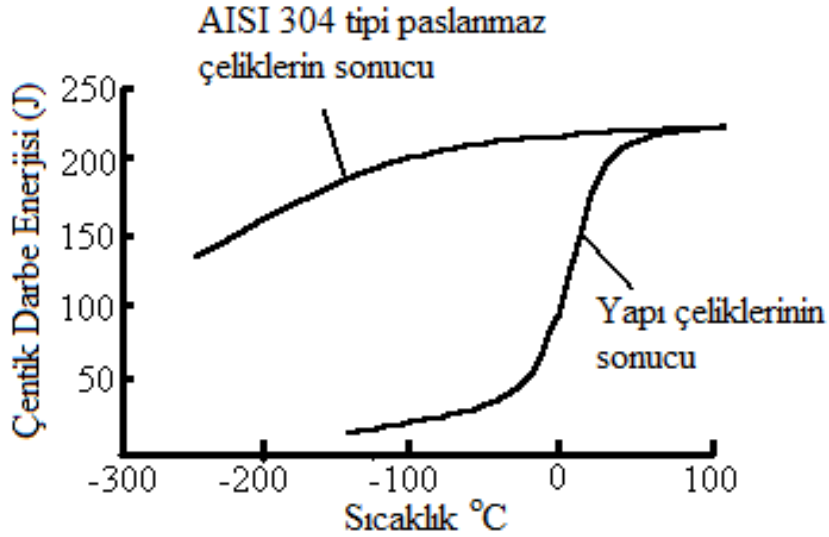


Şekil 3.2. Ostenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısı

Ostenitik çeliklerin en yararlı özellikleri mükemmel tokluklarıdır. Ostenit çeliğin YMK yapısı düşük sıcaklıkta HMK yapılı klasik karbon çeliği gibi gevrek değildir. Bundan dolayı çok düşük sıcaklıklarda bile sünek kalmaktadır. Düşük sıcaklıklarda tipik bir ostenitik çeliğin darbe özelliklerine örnek Şekil 3.3’de gösterilmiştir. Ostenit krom-nikelli paslanmaz çeliklerin üretimlerinde, sıvı halden itibaren katılaşmaya başlayınca, yapı içinde ostenit ve delta ferrit taneleri oluşmaya başlar. Delta ferrit (δ -ferrit) doğrudan doğruya katılaşma sırasında oluşan ferrittir. Bu yapı ostenitin normal dönüşümü ile oluşan ferrit değildir. Bu faz krom ve ferriti dengeleyen elementler yönünden zengin, nikel ve osteniti dengeleyen elementler yönünden fakirdir. δ -ferrit fazının sürekli olarak tane sınırlarında bulunması çeliğin korozyon direncini azaltıcı yönde etkilemektedir (Abington Publishing, 1994 ; Smith, 1999 ; Kaluç ve Taban, 2007).

Yüksek sıcaklıklarda uzun süre δ -ferrit fazı ile karşı karşıya kalınması sonucunda malzemenin mukavemetinde ve biçimlendirilme yeteneğinde kötü yönde etkileyen sert ve gevrek sigma fazının (σ) oluşumu gibi sorunlar ile karşı karşıya kalınır. Yüksek krom içeren paslanmaz çeliklerde karşılaşılan σ -fazı, tetragonal bir kafes yapısına

sahiptir (Kaluç ve Taban, 2007; Lo vd., 2009; Nakade vd., 2001; Lippold ve Kotecki 2005).



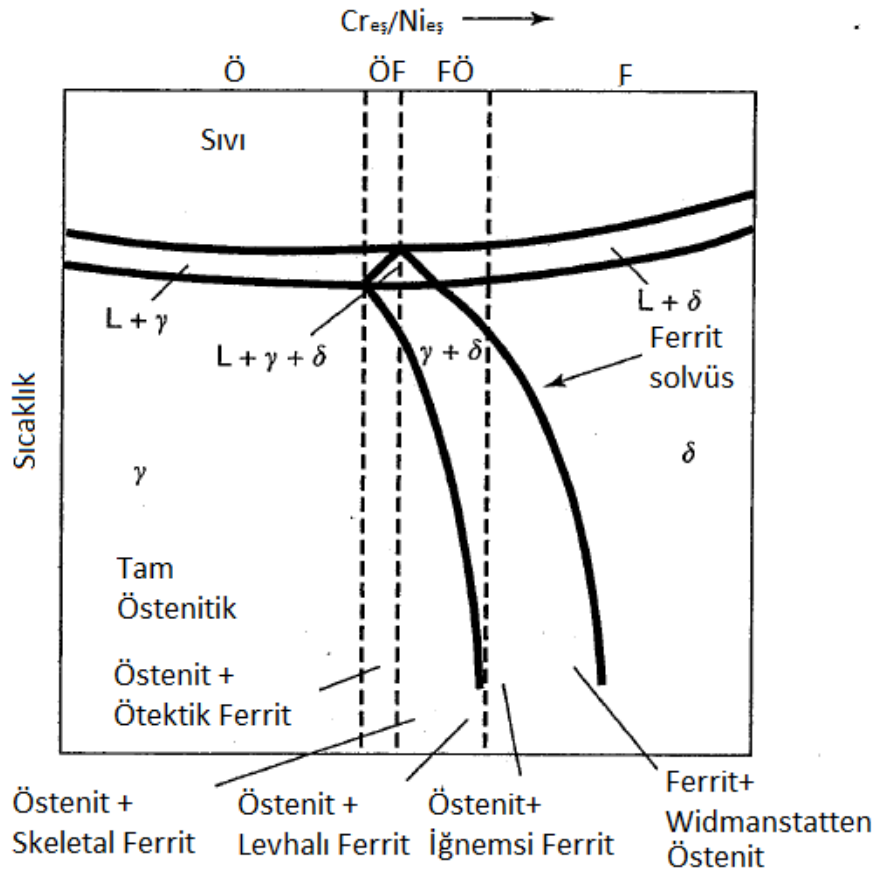
Şekil 3.3. Ostenit paslanmaz çeliklerin düşük sıcaklıklarda çentik darbe dayanımları (Abington Publishing 1994)

3.2.1. Katılaşma tipleri

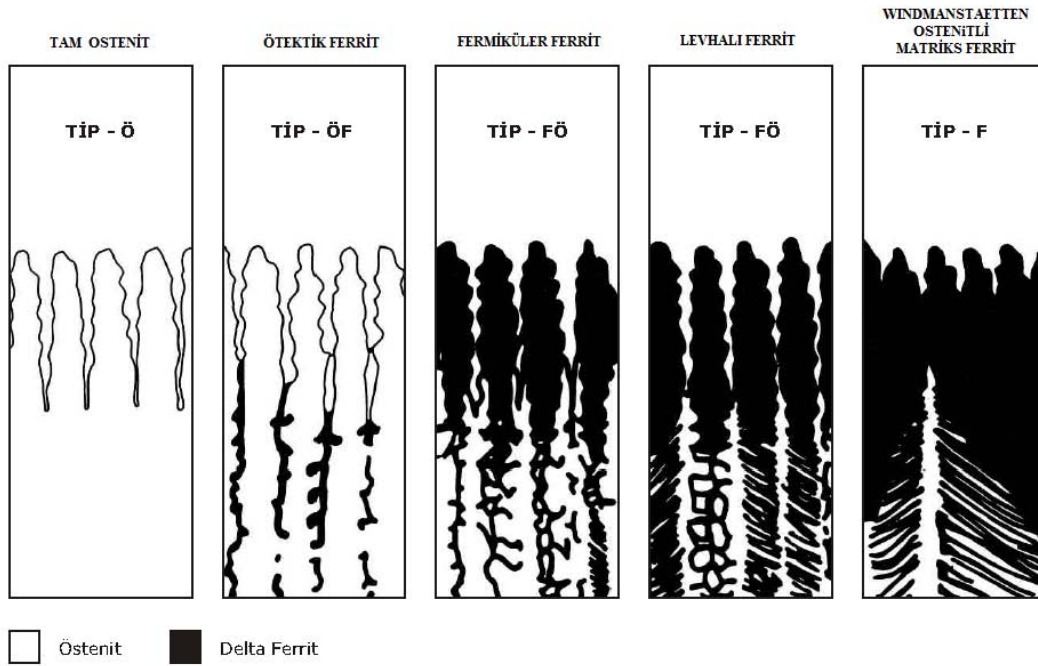
Ostenitik paslanmaz çelikler dört değişik yapıda katılaşma eğilimine sahiptir. Ostenit – Ferrit katılaşma dönüşümü faz diyagramı Şekil 3.4 ve katılaşma tipleri Şekil 3.5’de gösterilmiştir. Ostenit (O) ve ötektik ferrit (OF) katılaşma modlarında birincil katılaşma ostenit olarak gerçekleşmekte ve katılaşma formunda oluşan ilk faz ostenittir. FO (Fermiküler-Skeletal Ferrit) ve F tipi katılaşmalarda birincil faz delta ferrittir. Katılaşmayı takiben, FO ve F tiplerinde katı hal içerisinde ek mikroyapısal değişiklikler meydana gelmektedir. Bu nedenle ferrit düşük sıcaklıklarda kararsızdır (Lippold ve Kotecki, 2005).

OF (Ötektik Ferrit), birincil ostenitin katılaşması sonucu oluşur ve alt tane sınırları boyunca katılaşma eğilimi gösterir (hücresele dentritler arasında oluşurlar). Oldukça dar bir bileşim aralığı için geçerlidirler ve katılaşmanın son aşamalarında ötektik reaksiyon ürünü olarak ortaya çıkarlar. FO tipi katılaşma, özellikle ostenit paslanmaz

çeliklerin kaynağında ortaya çıkar. Bu doku elemanı katı durumda ferritin yayınma kontrollü olarak ostenite dönüşmesi sırasında oluşur ve katılaşmayı takip eden aşamada ise birincil ferrit olarak görülür. Ferritin bu tipi, birincil ferrit katılaşması sonrasında dentrit kolları arasında bulunmaktadır. FO tip katılaşmanın diğer bir formu ise levha ya da iğne morfolojisinde olmasıdır. Yüksek ferritli ve düşük ferritli kaynak metalinde hızlı soğuma ürünü olarak ortaya çıkmaktadır. Levhalı ve fermiküler mikroyapıların birlikte bulunduğu dokulara sık olarak rastlanır. Kaynak metalinde ferrit fazı giderek daha karalı bir duruma geçecek olursa ostenit dönüşümü zorlukla gerçekleşmektedir. Bunun nedeni, katılaşma sırasında ferritin delta ferrit olarak oluşmasıdır (F). Bunun sonucunda, ostenit kristalleri ferrit-ferrit tane sınırlarında Widmanstaetten osteniti olarak çekirdeklenmektedir. Ferritin bu morfolojisi ostenit yapılarında ender görülmekle birlikte, çift fazlı paslanmaz çeliklerde etkin olarak ortaya çıkmaktadır (Odabaş, 2002; Nishimoto, 2001; Lippold ve Kotecki, 2005).



Şekil 3.4. Ostenit – Ferrit katılaşma dönüşümü faz diyagramı (Lippold ve Kotecki, 2005)



Şekil 3.5. Ostenit paslanmaz çeliklerde kaynak metalinin katılaşma tipleri (Lippold ve Kotecki, 2005; Odabaş, 2002)

3.2.2. Sınıflandırılması, kullanım alanları ve mekanik özellikleri

Paslanmaz çelikler çok değişik kalitelere üretilen malzemelerdir. Bu nedenle malzeme seçiminde sadece mekanik ve kimyasal değerler göz önünde bulundurulmalıdır. Daha öncede belirtildiği üzere ostenitik paslanmaz çelikler 200 ve 300 seri alaşımlarının her ikisinde dahildir ve Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI) tarafından tanımlanmıştır. 200 serisi alaşımlar yüksek seviyelerde C, Mn ve az miktarda N içerirler ve özel uygulamalarda kullanılırlar. 300 serisi alaşımlar en çok kullanılan ostenit paslanmaz çelik sınıfıdır (Lippold ve Kotecki, 2005). Paslanmaz çelik üretiminin yaklaşık % 75'ini ostenitik paslanmaz çelik oluşturur. Ostenitik paslanmaz çeliklerde yapılan iyileştirmeler sonucunda karbon içeriği % 0,03 seviyesine indirilmiştir. Çeliğin alaşımına Ti, Mo ve Nb elementleri katılarak sürünme dayanımı ve tanelerarası korozyon minimum seviyeye indirilmiştir (Doruk, 2005). Ostenitik paslanmaz çelik alaşımların sınıflandırılması Tablo 3.1'de verilmiştir.

Tablo 3.1. Ostenitik paslanmaz çeliklerin AISI'ye göre simgelenirilmesi ve kimyasal bileşimleri

AISI (UNS)***	EURO NORM	Kimyasal Bileşim (%)					
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
201(S20100)	-	≤0.15	5.50/7.50	1.00	16.00/18.00	3.50/5.50	-
202(S20200)	X8CrMnNiN18-9	≤0.15	7.50/10.00	1.00	17.00/19.00	4.00/6.00	-
205(S20500)	-	0.12/0.25	14.00/15.50	0.50	16.50/18.00	1.00/1.75	-
301(S30100)	X12CrNi17-7	≤0.15	2.00	1.00	16.00/18.00	6.00/8.00	-
302(S30200)	X10CrNi18-9	≤0.15	2.00	1.00	17.00/19.00	8.00/10.00	-
302B(S30215)	-	≤0.15	2.00	2.00/3.00	17.00/19.00	8.00/10.00	-
303(S30300)	X10CrNiS18-9	≤0.15	2.00	1.00	17.00/19.00	8.00/10.00	0.60*
303Se(S30323)	-	≤0.15	2.00	1.00	17.00/19.00	8.00/10.00	-
304(S30400)	X5CrNi18-10	≤0.08	2.00	1.00	18.00/20.00	8.00/10.50	-
304L(S30403)	X2CrNi19-11	≤0.030	2.00	1.00	18.00/20.00	8.00/12.00	-
S30430	-	≤0.08	2.00	1.00	17.00/19.00	8.00/10.00	-
304N(S30451)	X5CrNiN18-10	≤0.08	2.00	1.00	18.00/20.00	8.00/10.50	-
305(S30500)	X8CrNi18-12	≤0.12	2.00	1.00	17.00/19.00	10.50/13.00	-
308(S30800)	-	≤0.08	2.00	1.00	19.00/21.00	10.00/12.00	-
309(S30900)	-	≤0.20	2.00	1.00	22.00/24.00	12.00/15.00	-
309S(S30908)	-	≤0.08	2.00	1.00	22.00/24.00	12.00/15.00	-
310(S31000)	-	≤0.25	2.00	Oca.50	24.00/26.00	19.00/22.00	-
310S(S31008)	-	≤0.08	2.00	Oca.50	24.00/26.00	19.00/22.00	-
314(S31400)	-	≤0.25	2.00	1.50/3.00	23.00/26.00	19.00/22.00	-
316(S31600)	X5CrNiMo17-12- ₂	≤0.08	2.00	1.00	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00/3.00
316F(S31620)	-	≤0.08	2.00	1.00	16.00/18.00	10.00/14.00	1.75/2.50
316L(S31603)	X2CrNiMo17-13- ₂	≤0.030	2.00	1.00	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00/3.00
316N(S31651)	-	≤0.08	2.00	1.00	16.00/18.00	10.00/14.00	2.00/3.00
317(S31700)	X5CrNiMo17-13	≤0.08	2.00	1.00	18.00/20.00	11.00/15.00	3.00/4.00
317L(S31703)	X2CrNiMo18-16- ₄	≤0.030	2.00	1.00	18.00/20.00	11.00/15.00	3.00/4.00
321(S32100)	X6CrNiTi1810	≤0.08	2.00	1.00	17.00/19.00	9.00/12.00	-
329**(S32900)	X4CrNiMoN2752	≤0.10	2.00	1.00	25.00/30.00	3.00/6.00	1.00/2.00
330(N08330)	-	≤0.08	2.00	0.75/1.50	17.00/20.00	34.00/37.00	-
347(S34700)	X6CrNiNb18-10	≤0.08	2.00	1.00	17.00/19.00	9.00/13.00	-
348(S34800)	-	≤0.08	2.00	1.00	17.00/19.00	9.00/13.00	-
384(S38400)	-	≤0.08	2.00	1.00	15.00/17.00	17.00/19.00	-

* Üreticisi tarafından katılabilir **Çift fazlı alaşım- ostenit+ ferrit ***ASTM- SAE Unified Numbering System (Tanımlanmış numaralama sistemi).

Ostenitik paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığında mekanik özellikleri Tablo 3.2’’de verilmektedir. Bu özellikler sıcak işlem görmüş ve tavllanmış koşulları yansıtmaktadır.

Tablo 3.2. Paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri (Lippold, 2005)

Paslanmaz Çelik Tipleri	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama(%)
302	515	205	40
304	515	205	40
304L	480	170	40
308	515	205	40
309	515	205	40
310	515	205	40
316	515	205	40
316L	480	170	40
317	515	205	40
321	515	205	40
330	480	205	30
347	515	205	40

X5CrNi18.10 (304) paslanmaz çeliği, korozyon direnci ve iyi biçimlendirebilme kabiliyeti bakımından çok yaygın kullanılan bir ostenitik paslanmaz çeliktir. Bu tür çeliğin şekil değiştirme sertleşmesi de artırılmış olduğundan yüksek mukavemet gerektiren makina parçalarının yapımında oldukça sık kullanılmaktadır.

X10CrNi18.8 (302) çeliği, yüksek karbonludur ve soğuk şekil değiştirme sertleşmesi ile de yüksek mukavemete sahip olurlar. X10CrNiS18.9 (303) çeliği, kükürt katkısı ile otomat çeliği haline dönüştürülmüş olup, paslanmaz cıvata, mil ve vana yapımında kullanılır (Kaluç ve Taban, 2007).

X2CrNi19.11 (304L) çeliği, X5CrNi18.10 (304) çeliğinin karbon miktarı azaltılmış türüdür. Çok düşük karbonlu paslanmaz çelikler olarak tanınan bu çeliklerin geliştirilmesinin sebebi, kaynak sırasında ısının etkisinde kalan bölgede oluşan ve tanelerarası korozyona neden olan karbür çökelmesinin önlenmesidir (Kaluç ve Taban, 2007).

X15CrNiSi20.12, X5CrNiSi25.20, X15CrNiSi25.20 çelikleri yüksek sıcaklıklarda korozyon ve çatlamaya dirençli, nikel ve krom içerikleri yüksek olan çeliklerdir, yanma odalarının ve yüksek sıcaklıkta çalışan parçaların üretiminde kullanılırlar (Kaluç ve Taban, 2007).

Molibden içeren X5CrNiMo17.12.2 (316), X2CrNiMo17.13.2 (316L) çelikleri denizcilik ve kimya endüstrisinde X5CrNi18.10 (304) çeliğinden daha yaygın olarak kullanılırlar. X2CrNiMo17.13.2 (AISI 316L) çeliği de düşük karbon içeriği ile tanelerarası korozyon problemini önlemek amacı ile üretilmiştir (Kaluç ve Taban, 2007).

X6CrNiTi18.10 (321) ve X6CrNiNb18.10 (347) çelikleri titanyum ve niyobyum ile stabilize edilerek, yüksek sıcaklıklarda kaynak bağlantılarındaki tanelerarası korozyona eğilim önlenmiştir. Şekil 3.6'da ostenitik paslanmaz çeliklerin petrol ve kimya endüstrisinde kullanımı gösterilmektedir (Kaluç ve Taban, 2007).



Şekil 3.6. AISI 316L Ostenit paslanmaz çeliklerin petrol ve kimya endüstrisinde kullanımı

Ostenitik krom- nikel paslanmaz çelikler genellikle nemli ortamlarda kullanılırlar. Artan krom ve molibden içerikleri agresif çözeltilere karşı korozyon dirençlerini artırıcı rol oynar. Yüksek nikel içeriği gerilmeli korozyon çatlamasına karşı riski azaltır. Ostenitik paslanmaz çelikler, katılan alaşım elementlerinin miktarına bağlı olarak genel korozyona, çukurcuk ve aralık korozyonuna dirençleri yükselir; bu olay çeliğin klor içeren ortamlarda kullanılması durumunda daha da önemlidir. Çukurcuk ve aralık korozyonuna dirençleri artan molibden ve krom ile artar (Kaluç ve Taban, 2007).

Ostenitik paslanmaz çelikler iç yapılarına göre kararlı veya yarı kararlı ostenitik paslanmaz çelikler olarak iki grupta incelenirler. Yarı kararlı ostenitik paslanmaz çelikler soğuk şekillendirme sonucu iğnemsiz veya martenzitik türde bir iç yapı gösterirler. Kararlı ostenitik paslanmaz çelikler ise oldukça yüksek derecede soğuk şekil değiştirme sonucunda bile ostenitik iç yapılarını korurlar. Bu iki tür arasındaki belirgin fark, gayet açık bir biçimde bunların çekme diyagramlarından görülebilir. Kararlı ostenitik paslanmaz çeliklere örnek olan AISI 304 çeliği normal gerilme-gerinim diyagramında bir ostenitik davranış gösterir. Çekme eğrisinin parabolik değişimi gerilme uygulandıkça şekil değiştirme sertleşmesinin devam ettiğinin işaretidir. Buna karşın, AISI 301 ostenitik paslanmaz çeliği yarı kararlı ostenitik paslanmaz çeliklere güzel bir örnek olmaktadır. Yaklaşık olarak %10-15' lik bir % uzamadan sonra şekil değiştirme sertleşmesi hızlanan bir şekilde kendini belli eder. Yarı kararlı ostenitik paslanmaz çeliklerde şekil değiştirme sertleşmesinde görülen bu artış doğrudan ostenitin dengesizliğinin bir göstergesidir. Burada plastik şekil değiştirme sonucu martenzit oluşmaya başlamıştır (Kaluç ve Taban, 2007).

Şekil değiştirme sırasında oluşarak, ostenitik paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerini etkileyen, martenzitin oluşumunun çeliğin kimyasal bileşimine ve özellikle şekil değiştirmenin yapıldığı sıcaklığa bağlı olduğu birçok araştırmacı tarafından ortaya konmuştur. Yapılan çalışmalar sonucunda bu çeliklerdeki martenzit oluşumunun yalın karbonlu çeliklerdekine benzer olması ilginçtir. Ayrıca belli bir sıcaklığın üzerinde martenzit oluşumunun sıcaklığa bağlı olmadığı da saptanmıştır. Çeliğin kimyasal bileşimindeki elementlerin etkileri de araştırıldığında bunların martenzitik

dönüşüm sıcaklığını düşürdükleri dolayısı ile de ostenitin kararlılığını artırdıkları görülmüştür.

Yüksek derecede şekil değiştirme sertleşmesinin bu çeliklerin çok yüksek akma ve çekme mukavemetine sahip olmalarını sağladığı daha önce de belirtilmişti ki burada ilginç olan bu tür çeliklerin yüksek akma ve çekme mukavemetlerinde dahi süneklik ve tokluklarının bir kısmını korumalarıdır. Bu bakımdan ostenit paslanmaz çelikler soğuk haddelenmiş veya çekilmiş halde yüksek mukavemetli ve yüksek korozyon dirençli çeliklerdir. Doğal olarak kaynak işlemi gibi bir üretim yönteminin uygulanması durumunda parçanın tümü veya bir bölümü soğuk şekil değiştirme ile kazanılmış özellikleri yitirecektir. Ancak çok iyi düşünülmüş bir kaynak yöntemi ve çok iyi tasarlanmış bir bağlantı ile bu tür paslanmaz çelikler rahatlıkla birleştirilmektedir. Hatta uygulamada, soğuk şekil değişiminin mukavemet üzerine yapmış olduğu tüm etkilerden yararlanılmaktadır. Bu konuda en iyi uygulama örnekleri soğuk şekil değiştirilmiş ostenitik paslanmaz çeliklerin kullanıldığı demiryolu taşıtları, kamyon, treyler kasaları ve atlas roketlerdir (Kaluç ve Taban, 2007).

3.2.3. Kaynak kabiliyeti

Ostenit paslanmaz çelikler kolaylıkla birleştirilebilmektedir. Kaynaklı bağlantıların toklukları düşük sıcaklıklarda dahi yüksektir ve martenzit dönüşümü göstermezler. Bu yüzden martenzitik paslanmaz çeliklerde karşılaşılan soğuk çatlama problemlerine yatkın değildir. Bu nedenle ön ısıtma ve kaynak sonrası ısıtma işlemi gerektirmezler. Bu karakteristiklerinden dolayı benzer olmayan metallerin dolgu malzemelerinde ve kırılğan martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağında sık sık kullanılmaktadır. Ancak, ostenit paslanmaz çeliklerde diğer hataları önlemek için alınacak önlemler, katılma çatlaklarına ve hassasiyete neden olabilmektedir (Lleweuyn ve Hudd, 1998).

Bu tür çeliklerin kaynak metalurjilerini incelemeyen önce fiziksel özelliklerini ve bunların kaynak işlemi sırasında ve sonrasında yaratacağı etkileri hatırlayacak olursak;

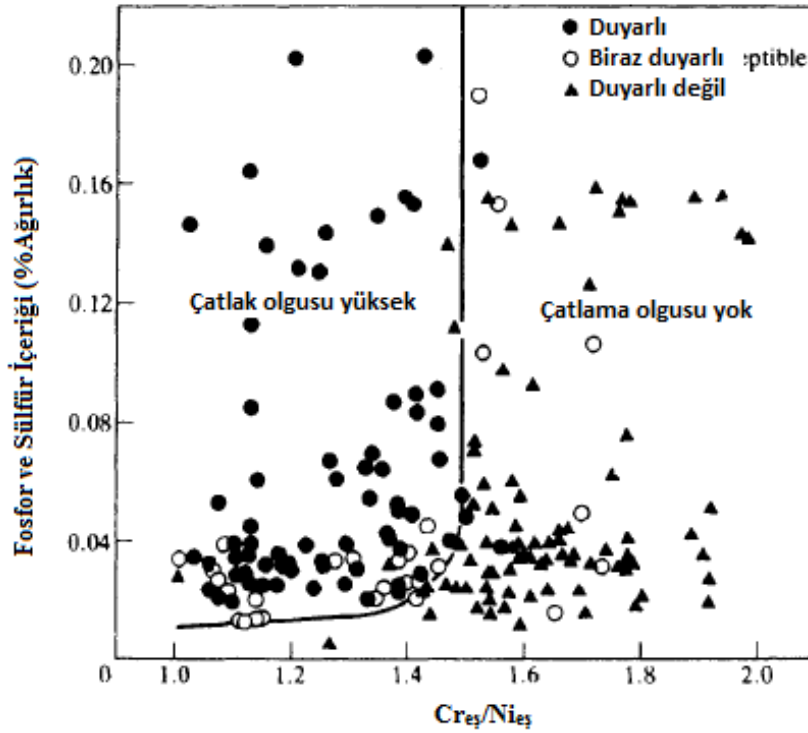
- Isı iletme katsayıları oda sıcaklığında, karbonlu ve az alaşımli çeliklerin 1/3 'ü kadardır.
- Isıl genleşme katsayıları karbonlu ve az alaşımli çeliklerim yaklaşık 1,5 katı yanı %50 daha fazlasıdır.
- Bu tür çeliklerin elektrik iletme dirençleri, alaşimsız çeliklere nazaran 4-7 kat daha büyüktür.

Bu fiziksel özelliklerinden dolayı, krom-nikelli çeliklerin kaynağında, karbonlu ve az alaşımli çeliklerin kaynağından daha fazla kendini çekme oluşur. Kaynak dikişinin soğuması sırasında bu bölgede oluşan şiddetli iç gerilmeler çatlama tehlikesine yol açar. Ostenit krom-nikelli çeliklerin kaynak edilebilirliklerini etkileyen fiziksel özelliklerinin yanında bir dizi metalurjik etkende bu tür çeliklerin kaynağında önemli rol oynar; bunlar delta ferrit fazının oluşumu, tanelerarası korozyona hassasiyet ve sigma fazının oluşmasıdır (Kaluç ve Taban, 2007).

3.2.3.1. Katılma çatlakları

Bir ostenitik krom-nikel çeliği katılma çatlama duyarlılığı, katılma moduna, kükürt ve fosfor içeriğine, manganez içeriği ve varlığı ya da başka nadir toprak elementlerinin içeriğine bağlıdır. Katılma çatlağı çok önemli bir faktördür. Şekil 3.7'de ostenitik paslanmaz çeliklerin katılma çatlağına karşı duyarlılığını göstermektedir.

Schaeffler diyagramındaki Cr ve Ni eşdeğerlilik bağıntısı formülü kullanarak, $Cr_{eş}/Ni_{eş}$ 1.48'den az ise katılma ostenitiktir ve çatlak duyarlılığı yüksektir. $Cr_{eş}/Ni_{eş}$ 'i 1.5 ve 1.95 arasında ise katılma ferritik-ostenitiktir. Yani birincil dentritler ferritiktir ve bunlar peritektik katılma reaksiyonu esnasında ostenite dönüşürler. Ferritik katılmadan sonra ostenit çekirdeklendiği zaman $Cr_{eş}/Ni_{eş}$ 1.95'den büyük oluşur. Ferritik-ostenit modun katılma direnci yüksektir (Lancaster, 1999).

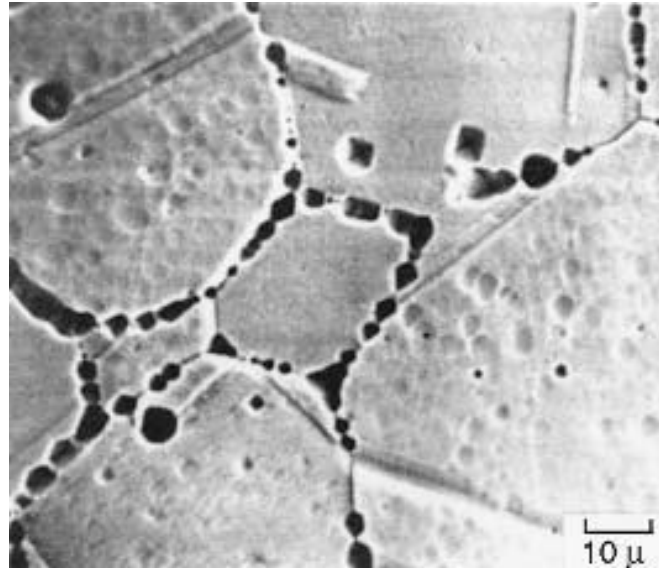


Şekil 3.7. Ostenitik paslanmaz çeliklerin katılma çatlama karşı duyarlılığı (Lancaster, 1999)

Krom-nikelli ostenitik paslanmaz çelikler üretimlerinde ergimiş durumdan katılmaya başladıklarında ostenit ve delta ferrit (δ -ferrit) taneleri oluşur. Bu ferrit, ostenite dönüşümü sonucunda ortaya çıkan ferritten farklıdır. Katılma normal olarak endüstride ingota dökülen bir sıvı metalin katılmasında görülen bir hızla seyrettiği zaman bu tür çeliklerin yapısı ostenit taneleri arasına serpiştirilmiş δ -ferrit taneciklerinden oluşur, δ -ferrit bu malzemeyi sıcak dövme ve haddeleme için uygun olmayan bir duruma sokar; sıcak şekil değiştirme sırasında malzemede çatlaklar oluşur. Bu olayı önleyebilmek için, katılan krom-nikelli ostenitik paslanmaz çeliklerde soğumanın çok yavaş bir hızla seyretmesi gereklidir. Bir başka çözüm yolu ise bu çeliğin uzun bir süre $1150^{\circ}C$ 'de tavlanması ve hızlı soğutulmasıdır. Ostenit yapıcı elementler olan nikel ve mangan miktarının çeliğin bileşiminde artması da δ -ferrit oluşum olasılığını zayıflatır (Kaluç ve Tülbentçi, 1998).

3.2.3.2 Karbür çökmesi

Ostenit paslanmaz çeliklerde en önemli hatalardan biri tane sınırlarında krom karbür çökmesidir. Genellikle $M_{23}C_6$ kromca zengin kromkarbür'dür. Burada M kromu ve bazen çok az miktarda Fe'yi temsil etmektedir. Çelik 425°C – 800°C arasındaki sıcaklığa ısıtıldığında çelik içinde çözünen karbon, küçük partiküller halinde çökler ve krom karbürleri (Şekil 3.8) oluşturmaktadır. Kaynak koşullarında bu sıcaklık 650 °C 'ye kadar düşer. Bu karbürler daha çok tane sınırlarında oluşur ve tane içindeki kromun tükenmesine neden olur. Daha düşük krom miktarları korozyon direncinde kayıp ile sonuçlanır ve çeliğin duyarlı olduğu söylenir. Bunun sonucu olarak malzeme korozif bir ortamda bulunduğu anda, kromca zayıflamış olan tane sınırlarında korozyon oluşmaktadır. Bu şekilde ortaya çıkan tanelerarası korozyon tüm malzemeyi çok kısa bir zamanda kullanılmaz hale getirir. Çeliğin karbon içeriği (Tablo 3.3) arttıkça bu olay şiddetlenmektedir. (Kou, 2003; Lancaster, 1999; Abington Publishing, 1994; Kaluç ve Taban, 2007).



Şekil 3.8. %0,05 C içeren 304 paslanmaz çelikte tanelerarası korozyon (Kou 2003)

Krom- nikelli ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağı sırasında ergiyen bölge çok kısa bir zamanda katılaşır ve hızla soğuduğundan ve elektrod olarak kullanılan alaşımların karbon içeriği de çok düşük olduğundan, kaynak metali için krom karbür çökme tehlikesi yoktur. Buna karşın, ısıdan etkilenmiş bölge kaynak süresi kadar 500-900°C

sıcaklıkları arasında tavlı olarak kalmakta ve aynı zamanda da burası esas metal olduğu için, karbon içeriğinin yüksek olması halinde, ostenit tane sınırlarında tanelerarası korozyonun başlamasına neden olacak, karbür çökmesi olayı meydana gelecektir. Belli bir karbon içeriği için, karbür çökmesi olayının şiddeti sıcaklık ve zamana bağlıdır. Çökme başlamadan önce sıcaklıkla değişen bir kuluçka periyodu vardır, sıcaklık ve çeliğin karbon içeriği arttıkça bu süre kısalmaktadır. Her karbon içeriği için, karbür çökme olayının en kısa süre içinde başladığı bir sıcaklık vardır ve buna da kritik sıcaklık denmektedir (Kaluç ve Taban, 2007; Kaluç ve Tülbentçi, 1998).

Tablo 3.3. Çeşitli karbon içeriğindeki paslanmaz çelikler için kritik sıcaklıklar (Kaluç ve Tülbentçi, 1998)

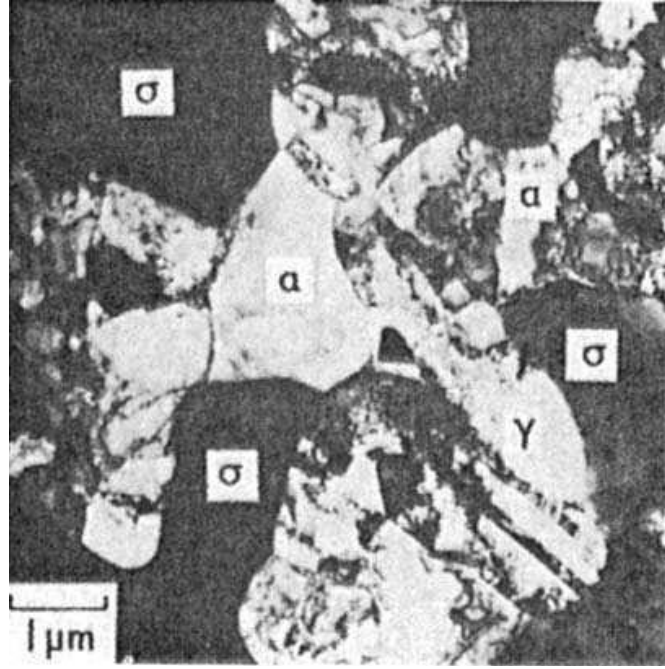
Çeliğin C içeriği (%)	Kuluçka Peryodu (dak.)	Kritik Sıcaklık (°C)
0.03	11.0	650
0.05	7.0	650
0.06	2.5	670
0.08	0.3	750

Düşük karbonlu çelikler 304L, 316L, 317L maksimum % 0.03 karbon oranına sahiptir ve birçok uygulama için duyarlılık olmadan başarılı bir şekilde kaynatılabilmektedir. Yüksek sıcaklıklarda çalışma alanını genişletmek için tek başına düşük karbon hassaslaşma olmamasını sağlayamaz. Bu uygulamalar için 321 ve 347 gibi özel stabilize çelikler kullanılmaktadır. Stabilize çelikler krom karbür oluşumunu engelleyerek karbonu bağlayan titanyum ve niyobyum gibi güçlü karbür yapıcılar içermektedir. Tam stabilizasyonunun sağlanması için titanyumun, karbonun 5 katı, niyobyumunda 10 katı olmasına dikkat edilmektedir (Abington Publishing, 1994).

3.2.3.3. Sigma fazı

Ferritik paslanmaz çelikler ile %9'dan daha az nikel içeren ostenitik paslanmaz çeliklerde, kaynak bölgesinde sigma fazının oluşması, bu çeliklerin kaynak kabiliyetini olumsuz yönde etkiler. Sigma fazı çok sert (700- 800 HV), antimanyetik ve gevrek metallerarası bir bileşiktir. Bileşimi takriben % 52Cr ve %48 Fe'den

oluşmaktadır ve 550°C ila 925°C arasındaki sıcaklıklarda ortaya çıkar. Ostenitik çeliklerde bu fazın meydana gelebilmesi için, ostenitik yapı içinde bir miktar da ferrit olması gerekir. Soğuk şekil değiştirme, niyobyum, molibden, silisyum gibi elementlerin varlığı sigma fazı oluşumunu teşvik etmektedir. Sigma fazı çelikte uzama, büzülme ve çentik darbe mukavemetini azalttığından varlığı istenmez. Karbür çökmesini yoketmek için uygulanan ısıtma işlemi sigma fazının da yok olmasını sağlar. Ostenitik paslanmaz çeliğe daha önceden bir homogenizasyon tavlama uygulanmış ve içindeki ferrit miktarı %6.5'in altına düşürülmüş ise, kaynak bölgesinde oluşacak sigma fazı bu bölgenin özelliklerine olumsuz bir etkide bulunmaz (Kaluç ve Taban, 2007). Şekil 3.9'da sigma fazı (σ) gösterilmektedir.



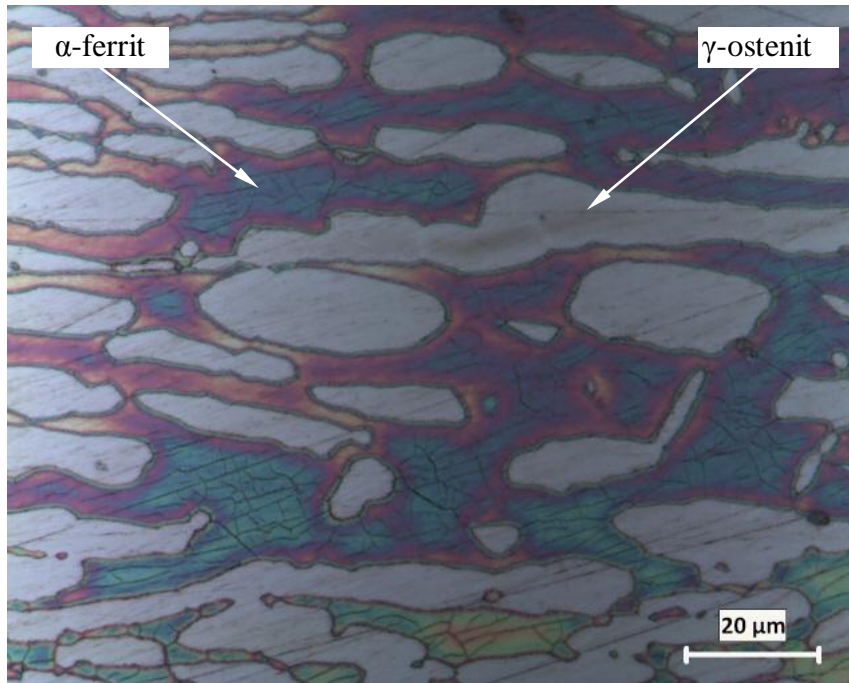
Şekil 3.9. Sigma fazı (Bhadeshia ve Honeycombe, 2006)

3.3 Dupleks Paslanmaz Çelikler

Dupleks (çift fazlı) paslanmaz çelikler mikroyapılarında ostenit ve ferrit fazlarının bir arada bulunduğu paslanmaz çelik türüdür. Optimum faz dengesi normalde yaklaşık olarak %50-50 olmaktadır. Ostenit/ferrit oranı eşit olmadığı zaman pek çok problem ortaya çıkarmaktadır. Örneğin aşırı ostenit dayanımı düşürürken ve

gerilmeli korozyon çatlamasına direnci kötüleştirirken nispeten az ostenit tokluğun zayıflamasına ve genel korozyon direncinin kaybına neden olabilmektedir (Abington Publishing, 1994).

Dubleks paslanmaz çelikler ferritik ve ostenit paslanmaz çeliklerin ortasında ayrı sınıf paslanmaz çeliklerdir. Bu nedenle dubleks paslanmaz çelikler ferritik ve ostenit çeliklerin bazı özelliklerini kombine eder. Dubleks paslanmaz çelikler yüksek elastik limitleri, çekme dayanımlarının yanısıra, oyuk korozyonu ve tanelerarası korozyona karşı yüksek direnç gösterirler. Bu yüzden yüksek Cr ve düşük Ni içeriğine sahiptirler. Ayrıca Mo, Si (δ -ferrit stabilize ediciler) ve V, C, Cu, Mn, N (γ -ostenit stabilize ediciler) gibi elementlerin varlığı sonucunda δ (HMK) ve γ (YMK) faz yapısı görülür. Yoğunluğa bağlı olarak alaşımın kimyasal kompozisyonu ve ısıl işlem önemli bir husustur. Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağında soğuma hızı değişimi önemli bir faktördür. İyi özelliklerin sağlanması için mikroyapı % 50 ferrit - %50 ostenit'den meydana gelmelidir. Şekil 3.10'da dubleks paslanmaz çeliğin mikroyapısı gösterilmiştir (Smith, 1999 ; Gomez de Salazar vd., 2007).



Şekil 3.10. Dubleks paslanmaz çeliğin mikroyapısı

Dubleks paslanmaz çelikler üzerine yapılan araştırmalar sonucunda, %1,5-4Mo içeren veya hiç Mo içermeyen ve bazı koşullarda da ek alaşım elementleri katılan yeni az karbonlu %22-27Cr, %4-8Ni, %0,1-0,3N' lu çelikler geliştirilmiştir. Bunlar dubleks ve süper-dubleks paslanmaz çelikler olarak kullanıma girmişlerdir. Dupleks ve süper-dubleks paslanmaz çelikler arasındaki farklılıklar standardize edilmemiştir, süper-dubleks terimi yaklaşık olarak %25Cr, \geq %3,5Mo ve \geq %0,2N ile $PRE_N > 40$ olarak belirtilmektedir. Burada, PRE_N ' in anlamı "Çukurcuk Korozyonu Eşdeğeridir" (Pitting Resistance Equivalent). N simgesi azot alaşımlı olduklarını belirtirken, bu değer $PRE_N = \%Cr + 3,3x\%Mo + 16x\%N$ bağıntısı ile hesaplanmaktadır. Alışılmış Mo alaşımlı dubleks paslanmaz çeliklerin sahip oldukları PRE_N değeri ise 30-36 arasındadır (Kaluç ve Taban 2007).

- | | |
|-----------------------------------|----------------------|
| • % 23 Cr, Mo içermeyenler | $PRE_N \cong 25$ |
| • % 22 Cr, Mo içerenler | $PRE_N \cong 30- 36$ |
| • % 25 Cr, (0-% 2,5 Cu içerenler) | $PRE_N \cong 32- 40$ |
| • % 25 Cr Super-dubleks kaliteler | $PRE_N > 40$ |

Dubleks paslanmaz çeliklerde PRE 24 ile 40 arasındadır. Süper dubleks alaşımlarda ise PRE 40'ın üzerindedir. ASTM G 48 (Practice A) testi kaynaklı test parçalarının çukurcuk korozyonunu değerlendirmek için kullanılır. Dupleks paslanmaz çeliklerin uygulama alanı bulduğu çalışma şartları;

- Saf veya farklı konsantrasyonlarda sülfürik asit (2205 veya 2507),
- Klorürlü sülfürik asit (AISI 316/316L yerine 2205 veya 2507),
- Konsantre nitrik asit (AISI 304/316 yerine 2304),
- Sodyum hidroksit (AISI 304/316 yerine 2205 veya 2507),
- Klorürlerin de bulunduğu kostik ortamlar (AISI 304/316 yerine 2205 veya 2507),
- Klorürlerin bulunduğu konsantre fosforik asitler (AISI 304/316 yerine 2205 veya 2507),
- Asetik asit (AISI 304/316 yerine 2205 veya 2507),

- Formik asit (AISI 316 ve titanyum yerine 2507) olarak sıralanabilir (Cavcar ve Dolutaş, 2007).

% 18 ve daha fazla krom içeren ferritik kromlu paslanmaz çelikler ile karşılaştırıldıklarında, başlıca ostenitik krom-nikelli paslanmaz çelik türleri klor içeren ortamlarda oldukça sınırlı bir gerilmeli korozyon çatlama (SCC) direnci gösterirler. Ancak ostenitik krom-nikelli paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlikleri daha iyidir. Ferritik kromlu paslanmaz çelikler ise gerilmeli korozyon çatlama dirençli olmalarına karşın, son geliştirilen türleri de dahil olmak üzere kaynak edilebilirlikleri iyi değildir. Zira, kaynak sırasında ısının tesiri altında kalan bölgede tane irileşmesi olur. Daha önceden bilindiği üzere, ferritik kromlu paslanmaz çeliklerin bir çok türü % 0,1 ve daha fazla karbon içerirler. Bu da yapıda tanelerarası kırılma martenzit fazının oluşumunu teşvik etmektedir. Bu her iki olay da tokluğun düşmesine ve kaynak bağlantısında soğuk çatlama neden olur. Dolayısı ile, dubleks (çift fazlı) paslanmaz çelikler her iki türün iyi özelliklerini bünyelerinde toplamak üzere geliştirilmişlerdir (Kaluç ve Taban 2007).

3.3.1. Sınıflandırılması, kullanım alanları ve mekanik özellikleri

Dubleks paslanmaz çeliklerin en önemli kullanım alanlarından birisi gemi inşaat sektöründe kimyasal tanker üretimidir (Şekil 3.11 ve Şekil 3.12). Özellikle klor içeren ortamlarda oyulma ve aralık korozyonuna karşı ostenit paslanmaz çeliklere göre daha yüksek dayanıma sahip olan dubleks paslanmazlar mekanik özellikler yönünden de ostenit paslanmaz çeliklerin önünde yer almaktadır. Dubleks paslanmaz çelikten imal edilmiş bir kimyasal kargo tankı servis süresi boyunca çok sayıda farklı kargolar taşımaktadır. Bu kadar çeşitli kargo ile temas eden paslanmaz çelik yüzeylerin hem zarar görmemeleri hem de taşıdıkları kargoya zarar vermeden güvenli ve ekonomik olarak kullanım amaçlarını yerine getirmeleri beklenmektedir.



Şekil 3.11. Kargo bölümü 2205 dubleks paslanmaz çelik kullanılarak imal edilmiş bir kimyasal tanker



Şekil 3.12. 2205 Dubleks paslanmaz çelik kullanılarak imal edilmiş bir kimyasal tankerin kargo bölümü

Bu amaçlara ulaşılabilmesi için iki ölçütün sağlanması gerekir. Öncelikle taşınan kargonun korozif bir madde olması durumunda tüm yüzeylerin korozyona karşı dirençli olması ve kargonun korozyon sonucu oluşan kirletici maddelerce etkilendirilmemesi gerekmektedir. İkinci olarak seyir esnasında dinamik olarak çalışan gemi sisteminin bir parçası olan kargo tanklarının yapısal bütünlüklerini diğer alt sistemlerle beraber korumaları ve mekanik olarak mukavim olmaları gerekmektedir. Üretim esnasında üretim metotlarının (saklama, taşıma, kaynak, kesme v.b.) yanlış uygulanması bu iki koşulun bir arada sağlanamamasına sebep olabilir. Doğru metotlar uygulandığında ise tanklar işlevlerini uzun yıllar boyunca sürdürecektir (Tanrıverdi vd., 2009). Tablo 3.4’de dubleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşimleri, Tablo 3.5’de ise dubleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri verilmiştir.

Tablo 3.4. Dubleks paslanmaz çeliklerin AISI’ye göre simgelenmesi ve kimyasal bileşimleri (Kaluç ve Taban, 2007)

AISI	UNS No.b	Kimyasal Bileşim ^a								
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W
-	S32201	0.030	4.0-6.0	1.00	19.5-	1.00-	0.60	0.05-	1.00	-
2304	S32304	0.030	2.50	1.00	21.5-	3.0-5.5	0.05-	0.05-	0.05-	-
2205 ^c	S31803	0.030	2.00	1.00	21.0-	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-	-	-
2205 ^c	S32205	0.030	2.00	1.00	22.0-	4.5-6.5	3.0-3.5	0.14-	-	-
329	S32900	0.08	1.00	0.75	23.0-	2.0-5.0	1.00-	-	-	-
-	S32950	0.030	2.00	0.60	26.0-	3.5-5.2	1.00-	0.15-	-	-
-	S31260	0.03	1.00	0.75	24.0-	5.5-7.5	2.5-3.5	0.10-	0.20-	0.10-
-	S32520	0.030	1,50	0.80	24.0-	5.5-8.0	3.0-4.0	0.20-	0.50-	-
CD4MCu	-	0.04	1.00	1.00	24.5-	4.75-	1.75-	-	2.75-	-
CD4MCuN	-	0.04	1.00	1.00	24.5-	4.7-6.0	1.7-2.3	0.10-	2.7-3.3	-
255	S32550	0.04	1.50	1.00	24.0-	4.5-6.5	2.9-3.9	0.10-	1.50-	-
2507	S32750	0.030	1.20	0.80	24.0-	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-	0.50	-
-	S32760	0.030	1.00	1.00	24.0-	6.0-8.0	3.0-4.0	0.20-	0.50-	0.50-
CD3M-	-	0.03	1.00	1.00	24.0-	6.5-8.5	3.0-4.0	0.20-	0.5-1.0	0.50-
^a Tek değerler en yüksek alaşım miktarını belirtir.										
^b Kimyasal bileşimler önce benzer Cr miktarı, sonra N ve daha sonra da Mo miktarına göre gruplandırılmıştır.										
^c Orijinal olarak, 2205 alaşımı başlıca S32803 kimyasal bileşim aralığındadır. Ancak, düşük azotun kaynak IEB’de kabul edilemeyen faz dengesinin anlaşılmasından sonra 2205 alaşımı ASTM standartlarının 2000 baskısı Cilt 1.03’de ASTM A240/A240M-99a’da kimyasal bileşim aralığında UNS 32205 olarak tanımlanmıştır.										

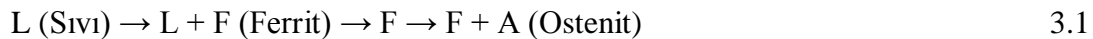
Dubleks paslanmaz çeliklerin çekme dayanımı yaklaşık olarak ostenitik çeliklerle aynıdır. Ancak dubleks çeliklerin akma dayanımları ostenit çeliklerden oldukça fazladır. Dubleks çeliklerin yüksek akma dayanımı, ağırlığı azaltmak için mühendislik tasarımlarında bir avantajdır. Dubleks çeliklerin uzaması ostenit çeliklerden daha azdır ancak çoğu üretim özellikleri için yeterlidir (Smith, 1999).

Tablo 3.5. Dubleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri (Lippold ve Kotecki, 2005)

Dubleks Paslanmaz Çelik Türleri		Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama(%)
-	S32201	620	450	25
2304	S32304	600	400	25
2205	S31803	620	450	25
329	S32900	620	485	15
-	S32950	690	485	15
-	S31260	690	485	20
-	S32520	770	550	25
255	S32550	760	550	15
2507	S32750	795	550	15
-	S32760	750	550	25

3.3.2. Kaynak kabiliyeti

Bütün dubleks paslanmaz çelikler sıvı halden öncelikli olarak ferrit fazı oluşarak katılaşır ve katılaşma tam ferritik olarak sonlanır. Kompozisyona bağlı olarak, ferrit çözünme sıcaklığının ve ostenite dönüşümün başlangıcından önce bazı yüksek sıcaklık aralıklarında ferrit düzenlidir. Ferritten ostenite dönüşüm her ikisinin kompozisyonuna ve soğuma hızına bağlıdır. Ferit-ostenit dengesi ve ostenitin kaynak metali içinde yayılması bu dönüşümü belirler. Bu dönüşüm dizisi dubleks paslanmaz çeliklerde aşağıdaki şekilde gerçekleşmektedir (Lippold ve Kotecki 2005);



Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyeti genellikle ferritik paslanmaz çeliklerden daha iyi, fakat ostenit paslanmaz çeliklerden daha kötüdür. Bu alaşımların kaynak dikişleri çoğu uygulamada herhangi bir ısıl işleme tabi tutulmadan dahi istenen düzeyde mekanik mukavemet ve korozyon direnci sağlarlar.

Kaynak dikiş katılaştığı anda tamamen ferritiktir ancak, soğuma sırasında ferritin bir kısmı ostenite dönüşür ve kaynak dikiş de dubleks olur. Isıdan etkilenen bölgede yeterli ostenit oluşumu sağlayabilmek için çok hızlı soğumadan kaçınılmalıdır. Soğuma hızını etkileyen önemli faktörler; ısı girdisi, kaynak prosedüründe belirtilen minimum ve maksimum kaynak parametreleri, ön tav ve pasolar arası sıcaklıklardır. Dubleks paslanmaz çeliklerde önerilen ve en çok kullanılan kaynak yöntemleri örtülü elektrod ile ark kaynağı, gazaltı (MIG, özlü tel) kaynağı, TIG kaynağı, tozaltı ark kaynağı ve plazma ark kaynağıdır. Mikroyapıdaki yeteri kadar ostenit oluşması ihtiyacı diğer yandan ısı girdisinin alt limitini belirler. Daha önce açıklandığı gibi istenmeyen intermetalik fazların kolayca oluşmaması için bu fazların oluştuğu sıcaklık aralıkları soğuma esnasında belirli sürelerde geçilmelidir. Dubleks paslanmaz çelikler için $1200^{\circ}\text{C} - 800^{\circ}\text{C}$ arasındaki soğuma süresi ($\Delta t_{12/8}$) 4 – 15 saniye arasında olmalıdır. Bu koşul ise ısı girdisi için üst limiti belirler. Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağında ısı girdisi 7 – 30 kJ/cm arasında olmalıdır. Kaynak sırasında salınımlı paso uygulanması ısı girdisini yükselteceğinden yukarıda anlatılan sebeplerden ötürü tercih edilmez. Bunun yerine mümkün olduğunca çizgisel paso tekniği kullanılmalıdır. (Cavcar ve Dolutaş 2007 ; Tanrıverdi vd., 2009).

3.4. Benzer Olmayan Malzemelerin Kaynak Kabiliyeti

Düşük miktarlarda karbon içeren ostenitik paslanmaz çelik ve ferritik çelik arasında benzer olmayan birleştirmeler, yoğun enerji dönüşüm sistemleri ve çok yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılmaktadır. Merkezi güç istasyonları, düşük sıcaklığa maruz kazan parçaları ekonomik nedenlerle ferritik çelikten yapılmıştır. Yüksek sıcaklıklarda çalışan diğer bölgelerinde, ostenit paslanmaz çelik ile inşa edilmektedir. Bu nedenle geçiş malzemelerine ihtiyaç bulunmaktadır. Buna ilave olarak benzer olmayan malzemeler nükleer reaktörlerin buhar sistemlerinde ve petrokimya tesislerinde kullanılırlar. Farklı malzemelerin kaynağı gemi konstrüksiyonlarında, ısı eşanjörlerinde bunların çeşitli endüstriyel uygulamalarında kullanılmaktadır (Missori ve Koerber, 1997).

3.4.1 Mikro alaşımlı çelikler (HSLA)

Mikro alaşımlı çelikler geleneksel yapısal çeliklerden olup, birçok endüstriyel uygulama için vazgeçilemez malzemelerdendir. Bu tip çelikler genel olarak, yüksek akma ve çekme dayanımı, daha düşük karbon eşdeğerliliğine sahip olması nedeniyle kaynak kabiliyeti yüksektir. Ağırlığa göre yüksek mukavemete sahip olduklarından hafif konstrüksiyonların üretilebilmesi gibi avantajlar sağlamaktadır (Lawlor, 2000). Mikroalaşımlı çelik tabiri ilk olarak düşük miktarda niyobyum ve vanadyum içeren yüksek mukavemetli düşük karbonlu çelikler için kullanılmıştır. Düşük karbonlu çeliklerde yüksek mukavemet elde etmede kullanılan temel prensip bu elementlerinin oluşturduğu karbür ve nitrür çökeltilerinin proses sıcaklarında çözünmeden kalmasına dayanmaktadır. Niyobyum, vanadyum, titanyum ve alüminyum oluşturdukları karbo-nitrürlerle tane büyümesini, yeniden kristalleşmeyi ve dislokasyon hareketini engelleyerek çeliğin dayanımını artırmaktadır (Lleweuyn ve Hudd, 1998; Gladman, 1997; Erişir, 2010). Mikroalaşımlı çeliklerin en önemli dezavantajı, rakibi olan ısıtılmış işlem görmüş martenzitik çeliklerle karşılaştırıldıklarında daha düşük tokluğa sahip olmalarıdır. Bundan dolayı mikroalaşımlı çelikler beklenen geniş ölçüde ticari kullanıma ulaşamamışlardır. Düşük darbe tokluğu bu çeliklerin mikroyapısında bulunan kaba yapılı perlitten kaynaklanmadır. Çökelti sertleşmesi de bu etkiyi aynı yönde artırmaktadır (Lleweuyn ve Hudd, 1998; Erişir, 2010).

Otomotiv, gemi inşa, kimya, petrol ve doğalgaz boru hatları endüstrisinde paslanmaz çelikler ile mikro alaşımlı çeliklerin, ayrı ayrı ya da birlikte oluşturdukları konstrüksiyonlara ihtiyaç duyulmaktadır. Bu durum farklı mekanik, kimyasal bileşim, korozyon direnci ve termal genleşme gibi özelliklere sahip bu çeliklerin; endüstride geniş bir kullanım alanı bulan ark kaynak birleştirmelerini ön plana çıkarmaktadır. Mikro alaşımlı çeliklerin ve paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde malzemelerin farklı fiziksel ve metalurjik özelliklerinin kaynak edilebilirliğe ve kullanım sırasında doğabilecek problemlere neden olabileceği gözden uzak tutulmalıdır (Barnhouse ve Lippold, 1988)

3.4.2 Paslanmaz çelikler ile mikro alaşımlı çelikler ile birleştirilmesi

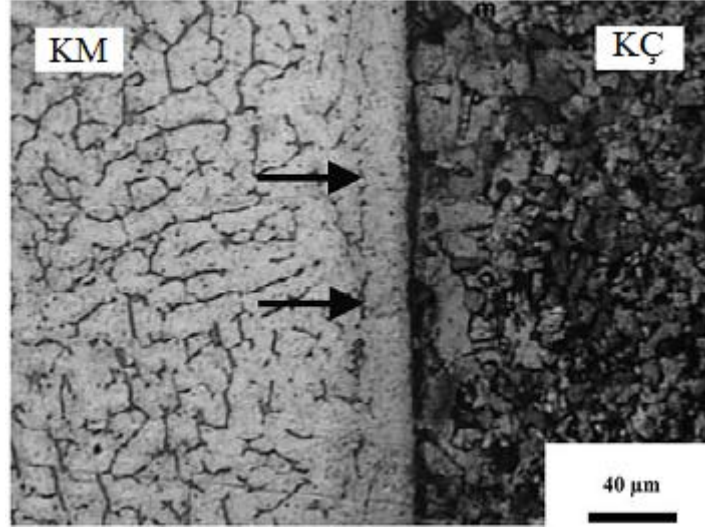
Farklı iki malzemenin kaynak ile birleştirilmesi ve bunun için en uygun ilave metal seçilmesi, oldukça zor bir iştir. Ayrıca ana malzemelerin ve ilave metalin özelliklerinin bilinmesi doğru analizler yapabilmek için çok önemlidir. Aynı iki cins malzemenin elde edilen kaynak dikişi yalnız ilave metalden meydana gelmez, aynı zamanda iki esas malzemedenden de önemli miktarda alaşım elementi bulundurur. Şimdiye kadar kaide olarak ilave metal, kaynak yapılan esas metalden daha yüksek miktarda alaşım elemanı ihtiva ederdi. Bu durum oldukça memnuniyet verici olmasına rağmen, birçok kereler kaynak yerinin istenmeyen özellikler kazanmasına neden olmaktadır. Farklı metallerin birleştirilmesi için ilave metal seçimi, esas metalle karıştıktan sonra meydana gelen kaynak metalinin kompozisyonu ve mikro yapısı karbonlu çeliklerle birleştirme uygulamalarında ergime sınırı boyunca çatlaklara rastlanmıştır (^{1,2}Kaçar vd., 2003; Zhao vd., 2010).

Östenik paslanmaz çeliklerle ferritik çeliklerin kaynaklarında durumu güçleştiren ilave bir sorun da bileşimindeki değişiminden kaynaklanan mikroyapı değişimidir. Pratikte bu geçiş tane sınırlarından kaynak metaline doğru çok kısa mesafelerde (1mm'den az) oluşur ve tane sınırları boyunca bölgesel martenzitik şeritlerle sonuçlanır. Çatlama genellikle ergime bantı sınırlarında yakın martenzitik geçiş bölgesinde oluşur (^{1,2}Kaçar., 2003).

Benzer olmayan malzemelerin kaynağında karşılan sorunlardan birkaç tanesini sayacak olursak;

- Yüksek karbon içeren alaşımlardan özellikle yüksek alaşımlarda nispeten daha düşük karbon içeren alaşımlı çeliklere karbon transferi,
- Isıl genleşme katsayıları arasındaki farklar neticesinde, kaynaklı birleştirmenin farklı bölgelerinde meydana gelen kalıntı gerilmeler,
- Kaynak metalinin elektrokimyasal özellikleri sonucu ortaya çıkan çevresel problemler,
- Kaynak sonrası gerginlikleri giderme işleminin zorluğu (Srinivasan vd., 2006).

Şekil 3.13’de ostenitik ilave metalle birleştirilmiş karbonlu çeliğin ergime bantı bölgesinde ortaya çıkan oluşumlar gösterilmiştir.



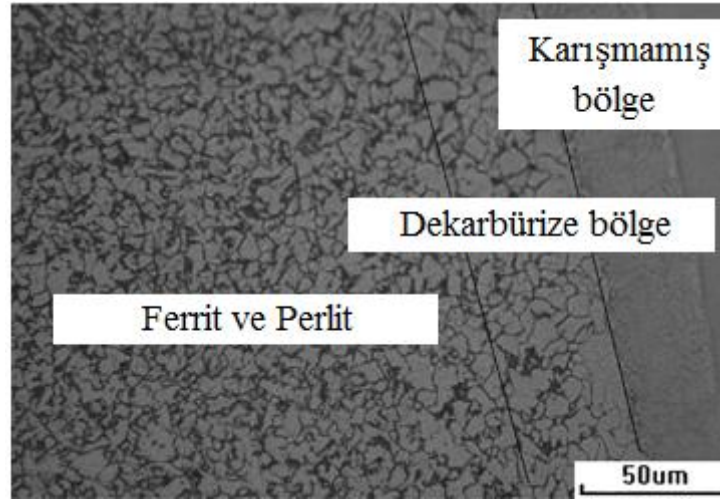
Şekil 3.13. E309 L ilave metal ile birleştirilmiş paslanmaz çeliğin geçiş bölgesi ve ergime sınır çizgisi (KM-Kaynak Metali / KÇ-Karbon Çeliği)

Farklı metallerin birleştirilmesi esnasında kullanılan malzemelerin ve ilave metallerin türlerine, kimyasal kompozisyonlarına ve kaynak şartlarına bağlı olarak seyrelme ve mikroyapıda farklılıklar meydana gelmektedir (^{1,2}Sireesha, 2000; Maruyama, 2003). Doğal olarak kaynak metali içerisinde birleştirilen iki malzemenin yanında birleştirmede kullanılan ilave metalde kaynak metali kompozisyonda bulunmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005).

Benzer olmayan malzemelerin birleştirilmesi esnasında, daha yüksek oranda karbon içeren alaşımlı çeliklerden nispeten daha düşük karbon içeren alaşımlı çeliklere doğru karbon transferi olması, her iki malzemenin ısıl genleşme katsayılarında farklar olması, kaynak metalinin içerisinde meydana gelen kalıntı gerilmeler oluşması, kaynak metalinin elektrokimyasal özellikleri nedeniyle ortaya çıkan çevresel problemler ve kaynak işlemi sonrasında uygulanması gereken ısıl işlemlerin zorluğu gibi sorunlarla karşılaşmaktadır (Lundin, 1982; Srinivasan vd., 2006; Srinivasan vd., 2009;^{1,2}Sireesha., 2000).

Bir çelikteki karbonun davranışı, alaşım elementlerinin yüzdesine ve diğer alaşım elementlerinin oranlarına bağlıdır. Farklı oranlarda alaşım elementi içeren iki çelik birleştirildiğinde, karbür oluşturan (örneğin Cr, Mo veya V) elementlerden en az oranda içeren malzemedan daha yüksek oranda alaşım elementi içeren malzemeye doğru göçme ve karbürler şeklinde çökelme eğilimindedir. Bu durum, bir ferritik çelikle bir ostenitik çelik arasındaki birleştirmede, yüksek sıcaklıklarda uzun süre tutulma halinde ortaya çıkar. Bunun sonucunda alaşımlı malzeme içinde karbürlerden yana zengin bir bölge oluşur. Aynı zamanda en az alaşımlı malzeme içinde ise çok zayıf karbon oranlı bir bölge meydana gelir. Karbürlerden yana zengin sert bir bölge oluşmasının birleşmenin tutumu üzerinde olumsuz olduğu sanılmamakla birlikte, karbondan yana fakir bölge için aynı şey söylenemez. C'dan başka alaşımlı çeliğe en fazla geçen element N ve O'dir. Böylece çeliğin mekanik özellikleri zayıflar (Çalık, 2004).

Kaynak esnasında meydana gelen ısıl çevrimler sonucunda ferritik çeliklerin ITAB'ın da karbonca fakir bölge, paslanmaz çelik tarafında ise karbonca zengin olan bölge oluşmaktadır. Diğer bir deyişle ferritik çelikten kaynak metaline doğru karbon göçü olmaktadır (Sireesha ve Shankar vd., 2000; Srinivasan vd., 2006; You vd., 2001; Vigraman, 2012). Bunun sonucu olarak, HAZ bölgesinin hemen yanı başında karbonca zayıf ferritçe zengin bölge oluşmasına ve bu bölgenin servis sıcaklığı esnasında düşük sürünme dayanımına ve gerilim kırılmalarına neden olmaktadır. Karbonca fakir olan yumuşak bölge uzun süre yüksek sıcaklığa maruz kalındığında genişlemektedir (You vd., 2001). Karbonca zengin olan kaynak metalinin yakın bölgelerde ise sert fazların oluşması sonucu sertlik artmaktadır. Diğer taraftan ferritik paslanmaz çeliklerde fazla ısı girdisi sonucu kaynak metalinde ve ITAB'da tane irileşmesi meydana gelmekte, kaynaklı parçaların düşük tokluk ve sünekliğine neden olmaktadır.



Şekil 3.14. Karbon çeliği ile paslanmaz çelik kaynak metalinin arayüzeyi (Wang vd., 2011)

Farklı türlerdeki paslanmaz çelikler ile düşük alaşımlı çeliklerin birleştirilmesinde tozaltı ark kaynağı, tungsten inert gaz kaynağı ve gaz metal ark kaynağı gibi kaynak yöntemleri ile çeşitli nikel, nikel esaslı inconel ve paslanmaz çelik ilave metaller kullanılmaktadır (Sireesha, Albert vd., 2000; Sireesha, Shankar vd., 2000, Jang vd., 2008; Wang vd., 2011; Çelik ve Alsaran 1999; Rowe vd., 1999; Arivazhagan vd., 2011; Kurt ve Çalık 2009). Çeşitli paslanmaz çelikler, düşük alaşımlı çelikler ile difüzyon ve sürtünme gibi farklı katı hal kaynak yöntemleri ile ilave metal kullanılmadan birleştirilmiştir (Vigraman vd., 2012; Satyanarayana, vd., 2005).

BÖLÜM 4. ÖZLÜ TEL ARK KAYNAK YÖNTEMİ (FCAW)

4.1. Özlü Telin Özellikleri

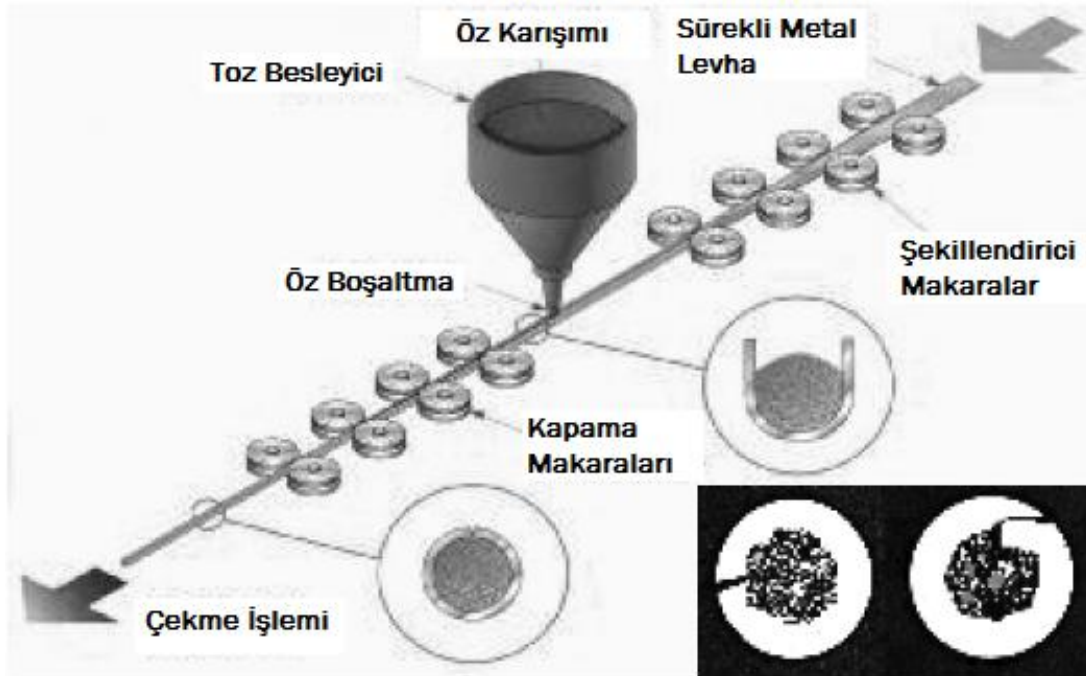
Yapı üretiminde kullanılan kaynak sarf malzemeleri arasında, özlü tellerin kullanımı, yüksek verimlilik nedeniyle son 30 yılda giderek artmıştır. Kaynaklı imalat yöntemlerinin imalat endüstrisinde önemli bir yeri vardır. Günümüz endüstrilerinde özellikle otomotiv, makina ve gemi imalat endüstrilerinde yaygın kullanımı olan kaynaklı imalat yöntemlerinin diğer imalat yöntemleri içindeki payı % 75–80 oranındadır (Asarkaya, 2005; Kim vd., 2008; Gençkan, 2009) .

Örtülü çubuk elektrotlarla yapılan kaynakta otomasyon derecesi ve buna bağlı olarak verimlilik artırımı, dışta bulunan örtü, elektrot uzunluğu ve nüfuziyet nedeniyle uygulama alanına göre sınırlı kalabilmektedir. Bilindiği gibi, bu sınırlılığı aşmak için tüm dünyadaki uygulamalarda gerektiği yerlerde otomatik kaynak tekniği ile kaynak teli kullanarak birleştirmeler yapılmaktadır. Özellikle son yıllarda özlü teller ile kaynak işlemi oldukça rağbet görmektedir (Pitrun vd., 2002).

Bilindiği gibi, her kaynaklı sarf malzemesi (örtülü çubuk elektrotlar ve tel ürünler) ve kullanılan kaynak metodunun (gaz altı, toz altı, sürtünme-karıştırma, difüzyon, lazer, lazer-hibrid vs.) kendine özgü avantajları ve dezavantajları vardır. Ancak kullanılan bu ürün ve birleştirme metodundaki teknolojik gelişme (mümkünse daha verimli olan ile değiştirme) ile üretim hızında kayda değer bir artış, maliyet ve kalitede iyileştirmeler elde edilebilir. Bu anlamda günümüzde yeni bir teknoloji olan özlü tellerin kullanıldığı gaz altı ark kaynağı yöntemi ile gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde önemli ölçüde üretim üretkenliği artışı sağlanmaktadır.

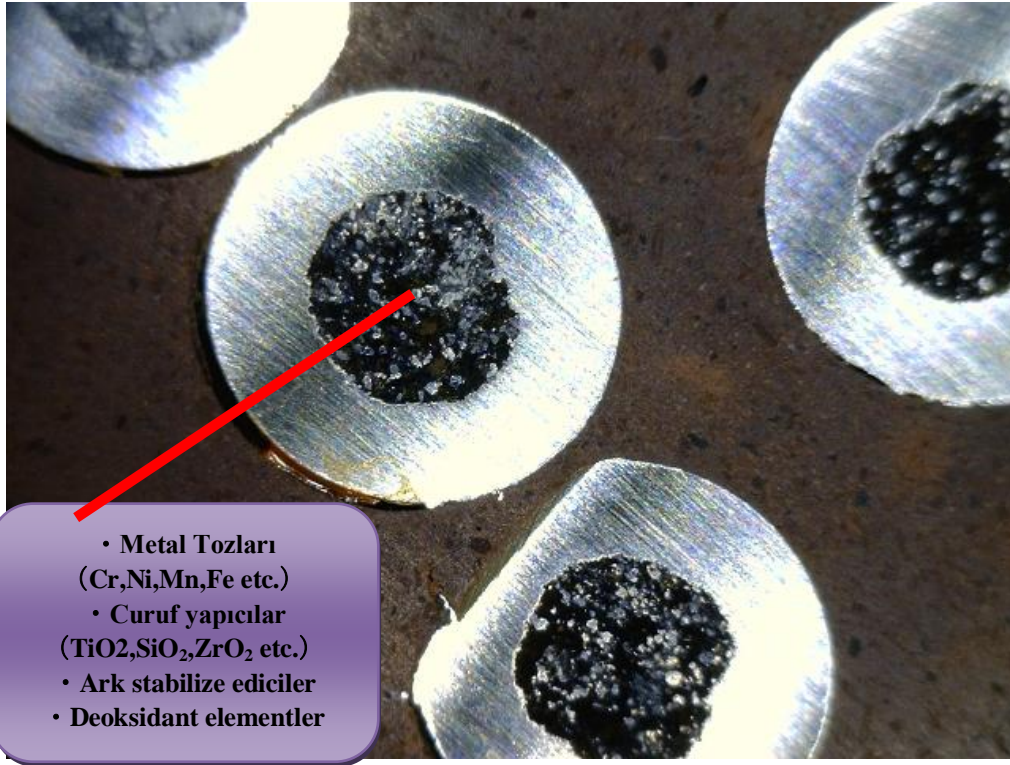
Bu anlamda, ters elektrot olarak da adlandırılan ve örtülü elektrottaki örtü bileşenlerinin elektrot içine taşınmasıyla oluşturulan özlü tel elektrotlar, kaynak tekniğinde yeni ufuklar açmıştır. Özlü tel ile yapılan kaynak, yüksek ergime gücü ve sürekli bir kaynak işlemi için otomasyona uygunluğu, her pozisyonda kullanılabilmesi, kolay uygulanabilir olması ve yüksek mekanik özelliklere sahip düzgün kaynak dikişlerin elde edilmesi nedeniyle daha ekonomik olmaktadır (Liu, 1998). Günümüzde farklı kaynak yöntemleri ve değişik malzemeler için geliştirilmiş olan çeşitli özlü teller bulunmaktadır. Özellikle MAG-yönteminde özlü teller ile yapılan otomatik kaynak da gittikçe önem kazanmaktadır.

Özlü kaynak teli, içerisinde değişik metal ve mineral tozu bulunduran küçük çaplı boru şeklindeki bir kaynak sarf malzemesidir. İçindeki metal toz ve minerallerin belli bir kimyasal bileşimi sağlaması ile kaynakta hedeflenen belli özelliklere ulaşabilmektedir. Bu tellerin üretimi diğer kaynak tellerinin üretiminden doğası gereği çok farklı ve komplekstir (Gençkan ve Saraçoğlu, 2009; Bauné vd., 2000). Şekil 4.1’de özlü tel imalat şeması gösterilmektedir.



Şekil 4.1. Özlü tel imalatının akış şeması (Posch vd., 2002)

Genellikle alaşımsız ince çelik bantların boru (önce “U”- daha sonra “O”- şekline) haline getirilmesi ve içerisinde de öz diye adlandırılan toz halindeki çeşitli bileşenlerin (Tablo 4.1) (cüruf oluşturucu, gaz oluşturucu, alaşım elementleri ve deoksidasyon elementler gibi) karıştırılarak doldurulmasıyla imal edilen elektrotlar, özlü tel olarak adlandırılmaktadır. Bu teller, üretim sırasında değişik oranlarda tel çekme süreçleri ile diğer kaynak telleri gibi istenen çaplara getirilirler. Tel boyunca eşit ölçülü homojen bir dolgu sağlamak için bir dozaj cihazının kullanılması gerekir. Sonra U-enkesitine sahip şerit, kenetli borunun kapatılması için tekrar çekilerek kapatılır ve soğuk çekme veya haddeleme ile istenen son çapa getirilir (Kahraman, 2002). Şekil 4.2’de özlü telin kesitinden alınan makrograf gösterilmektedir.



Şekil 4.2. Özlü telin makro görüntüsü

Tablo 4.1. Özlü tel elektrodu oluşturan öz maddeleri ve özellikleri (Sönmez, 2009)

Element	Kullanım Şekli	Kullanım Amacı
Al	Metal tozu	Dezoksidasyon ve denitrürasyon
B	Ferrobör	Tane oluşumunu tesvik eder
Ca	Fluorspar (CaF_2) ve limestane (CaCO_3) gibi mineraller	Koruma ve cüruf oluşturmak için
C	Grafit Tozu	Sertlik ve dayanımı arttırmak için (örneğin Ferrokrom)
Cr	Ferroalyaj veya metal tozu	Sürünme direnci, sertlik, dayanım ve korozyon dayanımını arttırmak için, alaşımlandırmak amaçlı
Fe	Ferroalyaj ve demir tozu, Sheath (Ferro Mn, Mo)	Demir esaslı dolgularda alaşım matrisi ,nikel esaslı ve diğer nonferrous dolgularda alaşım amaçlı
Mn	Ferroalyaj,(ferromangan veya metal tozu)	Dezoksidasyon, mangan sülfür (sülfide) oluşturmak için sülfür ile birleşerek sıcak yırtılmayı engellemek önlemek, sertliği ve dayanımı arttırmak, cüruf oluşturmak
Mo	Ferroalyaj (FeMo)	Sertliği ve dayanımı arttırmak için alaşımlamak, östenitik paslanmaz çeliklerin korozyona karşı dayanımlarını arttırmak için
Ni	Metal tozu	Sertlik, dayanım, tokluk ve korozyon dayanımını arttırmak için alaşımlamak
K	Mineraller; potassium-bearing feldspars ve fritslerdeki silikatlar(örneğin)	Arkı stabilize etmek ve cüruf oluşturmak
Si	Ferroalyaj;(FeSi) veya Silicomanganez, mineral silikatlar;feldspar (örneğin)	Dezoksidasyon ve cüruf oluşturmak
Na	Mineraller; sodyum-bearing silikatlar	Arkı stabilize etmek ve cüruf oluşturmak
V	Oksit veya metal tozu	Dayanımı arttırmak
Ti	Ferroalyaj;(FeTi) gibi(örneğin) rutil (titanyum dioksit)	Dezoksidasyon ve denitrürasyon, cüruf oluşturmak, bazı paslanmaz çeliklerde karbonu stabilize etmek
Zr	Oksit veya metal tozu	Dezoksidasyon ve denitrürasyon, cüruf oluşturmak

Özden beklenen görevler şunlardır;

- Kaynak metalinin kimyasal bileşimini ayarlayarak kaynağın mekanik, metalurjik ve korozyon özelliklerini sağlar.
- Kaynak banyosunu, cüruf oluşturarak atmosferdeki azot, oksijen ve hidrojen den korur.
- Kendinden korumalı özlü tellerde gaz atmosferi oluşturarak sağlıklı bir kaynak metalinin oluşmasını sağlar.
- Cüruf-banyo reaksiyonları ile kaynak banyosundaki yabancı maddelerin en aza indirilmesine katkıda bulunur.

- Farklı alaşımdaki malzemelerin birleştirme kaynaklarının ve dolgu kaynaklarının yapılmasında alaşımlandırma yapar ve özellik kazandırır.
- Kaynak dikişi formunun oluşmasına katkıda bulunur (Gençkan ve Saraçoğlu, 2009; Kannan ve Murugan, 2006).

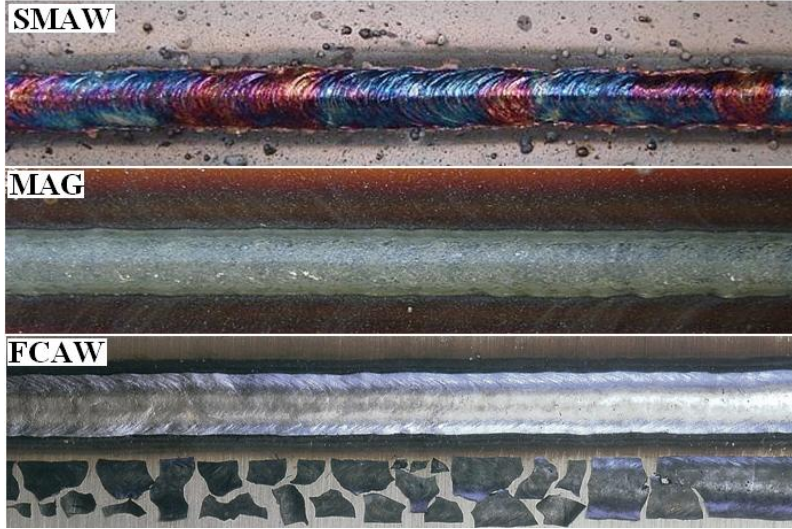
Özlu tel elektrotun, masif tel elektrota göre kullanım oranları her geçen gün artmaktadır. Bunun nedeni;

- Özlu teller rutil, bazik ve metal özlu olmak üzere 3 tipi vardır. Rutil karakterli özlu teller yumuşak ark karakteristiği, yüksek kaynak kabiliyeti, kolay cüruf kalkışı ve güzel dikiş görüntüsüne sahiptir. Her pozisyonda kaynak yapmaya uygun olması nedeniyle tersanelerde en çok kullanılan özlu teldir.
- Bazik tip teller yüksek mekanik özellikleri nedeniyle ince taneli ve yüksek dayanımlı çeliklerde kullanılır. Düz ve yatay pozisyonlarda kullanılması, sınırlı uygulanma alanına neden olduğu için tersanelerde fazla kullanılmazlar.
- Metal özlu teller spreyc ark modunda yatay pozisyonlarda yüksek metal yığıma hızına sahiptir (Asarkaya, 2005).
- Yarı otomatik veya otomatik sistemlerde, sürekli tel besleme ve pozisyon kabiliyeti nedeni ile zaman tasarrufu (Palani ve Murugan, 2006; Aloraier vd., 2006).

Çok az sıçrama kaybı olması önemli avantajlarından. Genellikle boruların kök pasolarında ve üst binalarda yukarıdan aşağıya köşe kaynaklarında kullanılırlar. Tersanelerimizde kapalı alanların yetersiz olması (açık alanda yeterli gaz korumasının sağlanamaması) ve kaynaktan önce kaynak ağız hazırlıklarının (yağ, pas, cüruf ve nemin yüzeyden arındırılması) istenilen standartlarda yapılmaması durumunda özlu telle gazaltı kaynağında, genellikle gözenek ve cüruf kalıntısı hataları oluşmaktadır (Asarkaya, 2004; Asarkaya, 2006). Şekil 4.3'de özlu tel ile yapılan yarı ve tam otomatik kaynak uygulamaları, Şekil 4.4'de ise farklı kaynak yöntemleri ile elde edilen kaynak dikiş görüntüleri, gösterilmiştir.



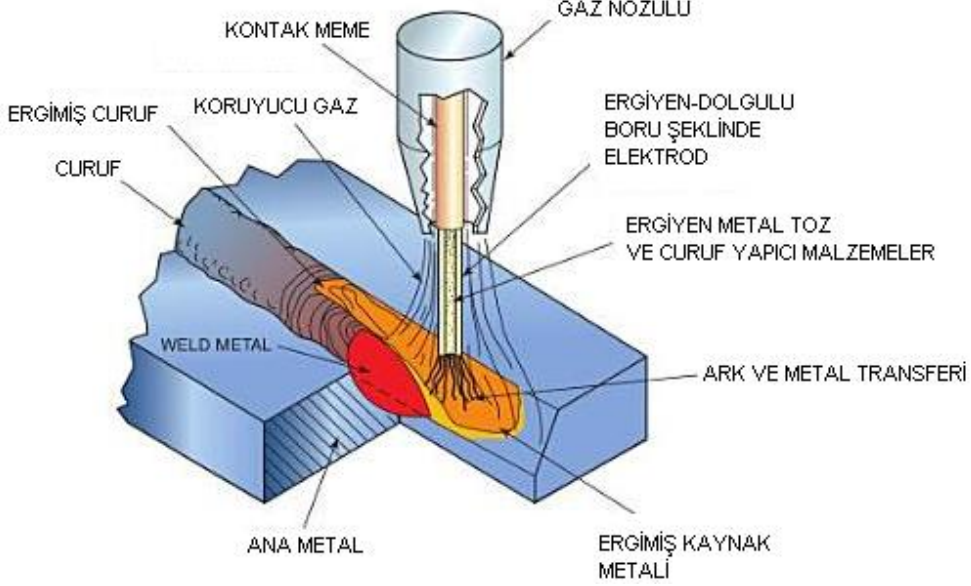
Şekil 4.3. Paslanmaz çelik özlü teller ile yarı otomatik ve otomatik kaynak uygulamaları (Böhler Welding)



Şekil 4.4. Farklı yöntemler ile gerçekleştirilen kaynak işlemlerinin görüntüsü (Tetsunao)

Özlü tel ile kaynak uygulamalarında elektrot ile iş parçası arasında oluşan ark, kaynak için gerekli ısıyı sağlar. İyonize olmuş gaz ortamını kateden elektrik akımı arkı oluşturur. Gerilim altında gaz molekülleri ayrışır ve atomlar elektron kaybederek iyonlaşır. Bu şekilde pozitif gaz iyonları, pozitif kutuptan negatif kutuba, elektronlarda negatif kutuptan pozitif kutba doğru hızla hareket eder. Ark ısısının % 95'i elektronlar %5' i iyonlar tarafından taşınır ve arkın sıcaklığı gerek elektrodun ve gerekse de iş parçasının erimesini sağlar (Kahraman 2002).

Şekil 4.5’de özlü tel kullanılarak yapılan gazaltı ark uygulaması şematik olarak gösterilmiştir.




Şekil 4.5. Gaz korumalı özlü tel ile ark kaynağı (Jeffus ve Lawrence, 2009)

Kaynak ekipmanları MIG/MAG yönteminde kullanılan ekipmanların aynıdır. Sadece telin özellikleri nedeni ile bu yönetime Gaz Korumalı Özlü Tel ile Ark Kaynağı adı verilmiştir (FCAW – Flux Cored Arc Welding). Kaynak bölgesinde ergimiş metal ya dışarıdan uygulanan bir koruyucu gaz örtüsü yada özün kompozisyonu sonucu ortaya çıkan bir koruyucu gaz atmosferi tarafından korunur.

4.2. Seramik Altlık ile Özlü Tel Kaynağı (CB-FCAW)

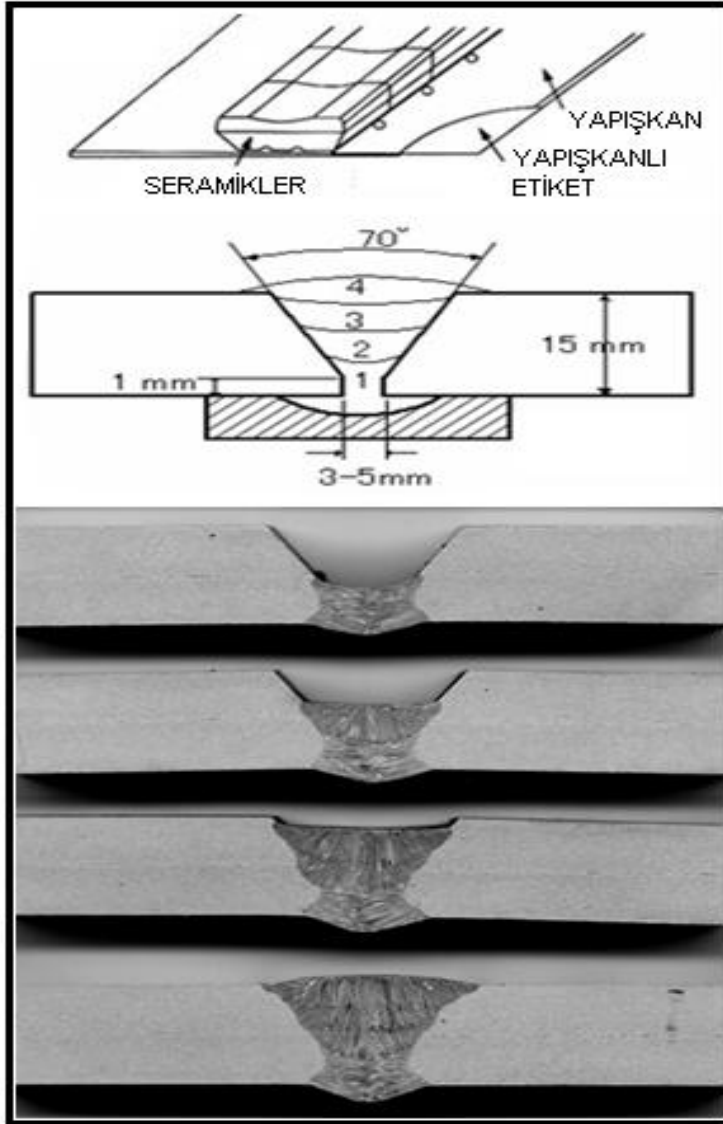
Bu yöntemde; alın veya köşe birleşimleri için uygun kaynak ağzı (V, K ve X) açıldıktan sonra, saclar arasında kök kaynağı oluşabilmesi için uygun boşluk (6-10 mm) bırakılır. Kök tarafa kendinden yapışkanlı alüminyum folyolu seramik yapıştırılarak veya kızaklı seramikler magnetik tutucularla saca montajları yapılır. En uygun seramik altlık montajından sonra kaynak parametreleri ayarlanıp, kaynağa başlanılır ve kaynaktan sonra seramik altlık sökülerek tek taraflı kaynak tamamlanır.

Bu kaynak yönteminin avantajları arasında; zor kaynak pozisyonu olan tavan kaynaklarının kullanımı önemli ölçüde azaltması, tam nüfuziyet yapılması gereken kaynaklarda karbon elektrod kullanımının önlenmesi, kaynakçılar açısından uygulama kolaylığı sağlaması, yüksek dolgu verimine sahip olması önemli avantajlarıdır (Şekil 4.6).

	Özlü Tel Ark Kaynak Yöntemi	850 mm
	Metal Aktif Gaz Kaynak Yöntemi	700 mm
	Elektrik Ark Kaynak Yöntemi	280 mm

Şekil 4.6. Farklı yöntemler ile yapılan köşe kaynağında metal yığıma oranının karşılaştırılması (Süre: 1 dak. – Kaynak kalınlığı: 3mm) (Bohler Welding)

Şekil 4.7’de seramik altlık kullanılarak gerçekleştirilen tek taraflı özlü tel kaynağı gösterilmektedir. Kullanım yerlerinin çok farklı olması nedeniyle seramik altlıklar raylı, telli, alüminyum folyolu ve yuvarlak köşe seramikleri halinde üretilmektedir. Otomasyon yöntemlerine geçiş sağlandığında ortaya kaynak öncesi hazırlığın önemi bir kez daha çıkmaktadır. Seramik altlıkla kaynağı yapılacak sacların kaynak ağızları; talaş kaldırarak (mekanik) veya alevli (LPG-O₂) kesim (optik) tezgahlarında hazırlanmalıdır. Manuel yöntemler ile hazırlanan kaynak ağızları seramik altlık kaynağı için uygun bir yüzey elde etmek mümkün olmamaktadır. Bu yöntemde de kullanılan özlü gazaltı telinin havanın olumsuz etkilerinden korunması gerekmektedir. Bu konularda gerekli önlemler alınmazsa kaynak dikişlerinde yapılan tahribatsız muayene (NDT) sonuçlarında genellikle gözenek ve cüruf kalıntısı hataları oluşmaktadır (Asarkaya, 2005).



Şekil 4.7. Seramik altlık ile gerçekleştirilen tek taraflı özlü tel kaynağı (Tetsunao)

4.3. Paslanmaz Çeliklerin Özlü Tel ile Birleştirilmesinde Kullanılan Gazlar

Kaynak kalitesi ve işlenebilirlik üzerinde koruyucu gaz etkisi, gazların fiziksel ve kimyasal özellikleri ile belirlenebilir (Sato, 2001). Bilindiği gibi, koruyucu gazın birinci işlevi, kaynak banyosunu oluşturmak ve ergimiş metali atmosfer içerisinde bulunan N_2 , O_2 ve H_2 gazlarından korumaktır. Gaz aynı zamanda kararlı ve düzgün bir metal transferi temin eder. Aynı zamanda sıçrama oranına

ve nufuziyete de etki eder. Özlü tel kaynağında en yaygın kullanılan gazlar Ar, CO₂ ve bunların karışımlarıdır (Gençkan vd., 2010).

Özlü elektrotlar ile kaynakta koruyucu gaz kullanılması halinde asal, aktif veya karışım gazlar kullanılmaktadır (Weman, 2003). Paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında genel olarak %1-2 civarında O₂ ve CO₂ gibi oksitleyici bileşen içeren Ar kullanılır. Argon' a O₂ veya CO₂' nin katılması arkın dengelenmesini sağlar, bu konuda O₂; CO₂' ye nazaran 2 ila 3 kat daha etkindir. Saf Ar veya He ile bunların karışımının kullanılması sonucu ortaya kararsız bir ark çıkar, zira elektron emisyonu oksit içeren bölgelerden başlar ve emisyon başlayınca da oksit filmi kırılır. Böylece ark, üzerinde oksit bulunan başka bir bölgeye sıçrar ve bunun sonucunda da arkın gezinmesi olayı ile karşılaşılır. Bu bakımdan koruyucu asal gaza az bir miktar O₂ veya CO₂ katılması sonucu iş parçasında arkın bulunduğu yere çok yakın yerlerde oksit tabakası oluşur. Buna ek olarak, O₂ ve CO₂ erimiş metal damlacıklarının yüzey gerilimini düşürür ve bu da spreyci ark ile çalışılması halinde arkın dengelemesini gerçekleştirir. Saf Ar hali ile karşılaştırıldığında esas metalin ıslatma özeliği de gelişir. Ergimiş metal (kaynak metali) ile esas metal arasındaki yüzey gerilim açısı önemsiz hale gelir.

Koruyucu asal gaza O₂ ve CO₂'in katılmasının sınırlaması ise kaynak yüzeyinin oksitlenmiş olması ve kaynak metalinin arkın geçerken oksitlenme sonucu alaşım elementi kaybıdır. Arkın bu oksitleyici karakteri, gaza katılan O₂ ve CO₂'nin oranı ile ilgilidir. Oksitlenme kaybı bakımından O₂, CO₂'ye nazaran on kat daha etkindir. CO₂'in koruyucu gaz olarak sınırlı kullanımının bir diğer etkisi de dikişin karbon kapmasıdır. Koruyucu gaz içindeki oksitleyici bileşenlerin oranının artması Mn, Cr ve Si kayıplarının da artmasına neden olur. Oksidasyon kayıpları koruyucu gazdaki O₂ miktarı %30'un altında olduğu hallerde Mn ve Cr için %0,3; Si ve Nb için de %0,1 kadardır. Araştırmalar sonucunda, oksidasyon kayıplarının, De Long'a göre hesaplanan ($Cr_{eş} = \%Cr + \%Mo + \%1,5 \times Si + 0,5 \times \%Nb$) krom eşdeğerini 0,3 veya 0,5 birim azalttığı görülmüştür. Bu bakımdan esas metal ile kaynak metalinin uyumunu sağlayabilmek için kaynak telinin, oksitlenme kayıplarını karşılayacak bileşimde olması gerekmektedir.

Koruyucu gazda CO₂'in bulunması, kaynak metalinin karbon kapmasına neden olduğu gibi oksitlenmesine de neden olabilir. Kaynak metalinin bileşimi Fe-C-O sisteminin dengesine bağlıdır. Sonuçta, karbon miktarı O₂'nin aktivitesi, ark gerilimi ve metal damlacığının kaynak banyosuna geçerken taşıdığı ısı tarafından etkilenmektedir. Örneğin, telin karbon içeriği %0,023 ve Ar+%2,5CO₂' den oluşan karışım koruyucu gaz halinde karbon kapma miktarı %0,018 olmaktadır ki; bu da kaynak metalindeki toplam karbonun %0,41 olmasına yani, çok düşük karbon sınırını aşmasına neden olmaktadır. Bir çok az karbonlu kaynak metali (karbon miktarı %0,03'den az) gözönüne alındığında koruyucu gazda CO₂ bulunmamalıdır. Diğer bir deyimle, bu tür karışım gazlar ancak, çok az karbonlu kaynak teli ve kaynak metalinin karbon içeriğinde %0,05' den küçük olmasının kabul edildiği hallerde kullanılmalıdır. Karbon kapmanın diğer bir tehlikesi de karbonun kuvvetli ostenit dengeleyici olmasından ötürü kaynak metalindeki ferrit içeriğinin azalmasına neden olmasıdır. Bu da, kaynak metalinin sıcak çatlamaaya olan direncini azaltır (Kaluç ve Tülbentçi 1998).

4.3.1. Karbondioksit

Geleneksel olarak CO₂ gazı ucuz olması nedeni ile kullanılır. Ancak kötü pozisyon kabiliyetleri, oksidasyon ve sıçrama kayıpları nedeni ile kullanımı sınırlı kalmıştır. Diğer yandan argon tek başına; ark stabilitesi ve kaynak metal transferi açısından çeliklerin kaynağı için uygun değildir. Bu yüzden kaynak dikiş karakteristikleri, metal transfer formu ve ark stabilitesi için koruyucu gaz olarak CO₂ ve O₂ koruyucu gazları ile birlikte tercih edilir. Kaynak esnasında, koruyucu gaz ile kaynak banyosu, argon içerisine eklenen CO₂ ve O₂ etkileşime girer ve oksidasyona neden olmaktadır. Bu reaksiyonun sonucunda kaynak içerisindeki bazı alaşım elementlerinin kaybedilmesine ve kaynak dikişi içerisinde inklüzyonların oluşmasına neden olur. Genel olarak, inklüzyonların oluşumu kaynak metali için zararlıdır (Mukhopadhyay ve Pal, 2006).

Karbondioksit, argon ve helyum gibi soy olmayan, renksiz, kokusuz, özgül ağırlığı 1,977 kg/m³ ve havadan yaklaşık 1,5 kez daha ağır olan bir gazdır.

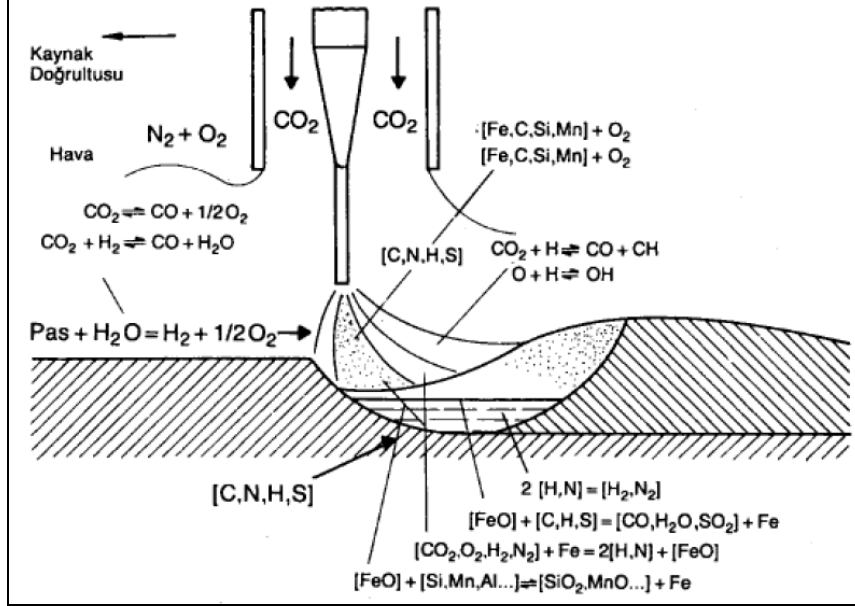
Karbonun yanması sonucu ortaya çıkan karbondioksit, endüstriyel çapta, yanıcı gazların, akaryakıt ve kokun yanma ürünü olarak, kireç taşının kalsinasyonu, amonyak üretimi ve alkolün fermantasyonunda da yan ürün olarak ve bazı yörelerdeki kuyulardan da doğrudan elde edilir (Tülbentçi, 1998).

Genel olarak kaynak uygulamalarında CO₂ basınçlı tüplerden çekilerek kullanılır; karbondioksit tüpleri 15 °C de yaklaşık 65 atmosferde doldurulur, bu koşullarda tüpün içindeki gaz sıvı haldedir. Karbondioksit kaynak işletmelerine genellikle tüp içinde getirilir; tüp içindeki karbondioksitin büyük bir bölümü sıvı halindedir ve sıvının üst kısmında (tüpün 1/3) ise, buharlaşmış karbondioksit gaz fazında bulunur. Kaynak sırasında tüketime bağlı olarak tüpten gaz çekildikçe, gaz fazın basıncı düşer ve gazın basıncı düştükçe de sıvı buharlaşarak basıncı normale döndürür. Sıvı haldeki karbondioksitin buharlaşması sırasında, buharlaşma ısısına gerek vardır, bu enerji tüp tarafından atmosferden çekilerek sağlanır. Bu bakımdan standart bir tüpten bir anda çok fazla miktarda gaz çekme olanağı yoktur; zira buharlaşma ısısının çekilmesi sonucu sıcaklık düşer ve sıvı karbondioksit zerrecikleri karbondioksit karına dönüşür, çıkış borusunu ve basınç düşürme tertibatını tıkar. Bu bakımdan bir tüpten sürekli olarak 12 lt/dak 'dan daha büyük debilerde gaz çekilmemesi gereklidir, sürekli olmamak koşulu ile bu değer 17 lt/dak 'ya kadar çıkabilir. Bu debiden daha fazla gazın gerekli olduğu hallerde, birden fazla tüpün bir manifold ile bağlanarak kullanılması gereklidir. Soğuk ortamlarda yapılan çalışmalarda ise karbondioksit karı zerreciklerin çıkış ağzını tıkamaması için, buraya elektrikli bir ısıtıcı takılması şiddetle önerilir.

Birçok aktif gazın kaynakta koruyucu gaz olarak kullanılmaya uygun olmamalarına karşın, karbondioksit sunduğu çok sayıda üstünlük dolayısı ile az alaşımli ve yalın karbonlu çeliklerin gazaltı kaynağında yeni olanakların ortaya çıkmasına neden olmuş, çok geniş çapta bir uygulama alanı bulmuştur.

Karbondioksitin çeliklerin kaynağında sunduğu üstünlükler derin nüfuziyet, daha yüksek kaynak hızları ve düşük kaynak maliyeti olarak sıralanabilir. Karbondioksit ile düşük akım şiddetleri ve ark gerilimlerinde kısa ark ile, yüksek

akım değerlerinde ise uzun ark ve damlasal metal geçişi ile kaynak yapmak olanağı bulunmaktadır (Tülbentçi, 1998; Kaluç, 2004). Şekil 4.8'de CO₂ koruyucu gaz ile ark atmosferinde oluşan reaksiyonlar şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.8. CO₂ atmosferinde oluşan reaksiyonlar (Gültekin, 1991; Tülbentçi, 1998)

Karbondioksit, argon gibi monoatomik ve soy bir gaz olmadığından, arkın yüksek sıcaklığında karbonmonoksit ve oksijene ayrışır. Ark sütunu içinde iyonize olan gazlar kaynak banyosuna doğru gelir ve bir miktarı tekrar karbondioksit haline geçer. Dolayısı ile ayrışma sırasında almış olduğu ısıyı tekrar verir ve bu da dikişte nüfuziyetin artmasına neden olur. Serbest kalan oksijenin bir kısmı da kaynak banyosundaki elementlerle özellikle demirle birleşir; banyo içindeki demiroksit, mangan ve silisyum tarafından redüklenir. Kaynak banyosundaki bu mangan ve silisyum kaybı kaynak telinin bileşimi tarafından karşılanır. (Tülbentçi, 1998; Kaluç, 2004).

Özlü teller kullanılması halinde ise, daha yüksek oranda CO₂ içeren gazlar kullanılmasına karşın oluşan curuf, dikişin karbon kapmasına engel olur (Kaluç ve Tülbentçi, 1998).

4.3.2. Argon-Karbondioksit

Karbondioksit, argon koruyucu gaz karışımına ark stabilitesini arttırmak, penetrasyonu arttırmak, kaynak banyosunun akışkanlığını yükseltmek amacıyla eklenir. Argon içeren gaz karışımları gerek koruyucu gaz gerekse de kök gazı olarak düşük iyonizasyon potansiyeline sahip olmaları nedeniyle en uygun özellikleri göstermektedirler. Özellikle karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler ve sınırlı miktarda paslanmaz çelikler için kullanılır. Argona karbondioksit eklenmesi, oksijen eklenmesiyle aynı etkileri verir. Fakat karbondioksit miktarı arttırıldığında oluşacak penetrasyon şeklinde bir artış olacaktır. Sprey transferi için en yaygın karışımlar Argon içine % 5, 8, 10 veya % 13 ile 18 karbondioksit eklenmesiyle elde edilir. Karbondioksit oranının artmasıyla çok akışkan olan kaynak banyosu, yüksek kaynak hızlarına izin verir. Yüksek oranlarda karbondioksit içeren karışımlar (genellikle argon içinde % 20-25 karbondioksit bulunur) kısa devre transferinde kullanılır (Türkkan, 2008; Kahraman, 2002).

Karbondioksit yüksek ısı iletkenliği (içindeki elemanların disosyasyon ve rekombinasyonundan dolayı) sayesinde ana malzemeye argonun taşıdığı ısı miktarından daha fazlasını transfer eder. CO₂ argonun sağladığı penetrasyona göre geniş bir penetrasyon alanı sağlar ancak ana malzemedeki distorsiyon ve süreksizlikler oluşma olasılığını arttırır (Türkkan, 2008; Kahraman, 2002).

BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Giriş

Bu çalışma kapsamında birleştirilmek amacı ile, gemi inşa endüstrisinde geniş kullanım alanı bulan ostenitik ve dubleks paslanmaz çelik ve mikro alaşımlı çelik kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan çelikler ve standartları Tablo 5.1’de verilmiştir.

Tablo 5.1. Birleştirme işleminde kullanılacak malzemeler ve standartları

Standartlar	Ostenitik Paslanmaz Çelik	Dubleks Paslanmaz Çelik	Mikro Alaşımlı Çelik
UNS Standardı	S316203	S32205	---
EN Standardı	1.4404	1.4462	---
ASTM Standardı	316 L	2205	AH36

Bu bölümde, deneylerde kullanılan malzemeler hakkında bilgi verilerek, birleştirme işleminin seçiminde uygulanan parametreler, ana malzemelerin ve ilave metalin kimyasal bileşimleri ve standartları verilmiştir. Birleştirme işlemi farklı koruyucu gaz atmosferlerinde özlü kaynak telleri kullanılmış olup, birleştirilen malzemelerin mekanik özellikleri tayin edilmiş ve mikroyapı karakterizasyonu yapılmıştır.

Küt alın kaynak dizaynında birleştirilen kaynaklı bağlantılar, bazı özellikleri incelenmesi açısından, detaylarıyla incelenmiş ve değerlendirilmiştir. Kaynaklı bağlantılardan çıkarılan 500’ün üzerinde numune mekanik özelliklerin araştırılması için çekme, charpy çentik darbe deneyi, metalografik inceleme, sertlik ölçümleri, kimyasal karakterizasyon, ferrit miktarı ölçümlerine tabi tutulmuştur. Bu bölüm içerisinde yapılan bu testlerin ne şekilde yapıldığı açıklanacaktır.

5.2. Birleştirilecek Malzemelerin Özellikleri

Deneysel çalışmalarda kullanılan 14 mm kalınlığında olan AISI 316 L ostenitik paslanmaz çelik, 11 mm kalınlığında AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ve 14 mm kalınlığında AH36 yüksek mukavemetli çelik malzemelerin kimyasal analiz değerleri sırasıyla Tablo 5.2 'de, bazı mekanik özellikleri ise Tablo 5.3'de verilmektedir.

Tablo 5.2. Ana malzemelerin spektral analiz değerleri (% Ağırlık)

Ostenitik Paslanmaz Çelik / AISI 316 L – 1.4404													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	Ti	V	Al	Nb	N
0,016	0,801	1,609	-	-	16,44	0,133	9,590	1,719	-	0,150	-	0,012	-
Dupleks Paslanmaz Çelik / AISI 2205 – 1.4462													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	Ti	V	Al	Nb	N
0,0186	0,313	1,44	0,022	0,008	23,41	0,229	4,804	2,71	0,007	0,062	0,025	0,004	0,228
Yüksek Mukavemetli Gemi İnşa Çeliği / AH 36													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	W	V	Al	Nb	N
0,124	0,318	1,186	0,012	0,004	0,036	0,019	0,001	0,001	0,036	-	-	0,020	-

Tablo 5.3. Ana malzemelerin mekanik özellikleri (Lippold ve Kotecki, 2005)

Malzeme	Akma Mukavemeti (MPa)	Max. Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama
AISI 316L	220	520-670	30
AISI 2205	460	640-840	25
AH36	355	490-620	21

5.3. Deney Malzemelerinin Birleştirilmesi

Bu çalışmada AH36-AISI 316L çelik çifti, AISI 316L-AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik ve AISI 2205-AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik levhalar birleştirilmiştir. Tüm birleştirme işlemleri; özlü tel kaynak yöntemi ile (Flux Core Arc Welding) ve yatay pozisyon (PA) kullanılarak yapılmıştır. Bütün birleştirme işlemleri yarı-otomatik osilatörlü cihaz ile kullanılmıştır. Pasolararası sıcaklık sürekli kontrol altında tutularak aşırı ısınma sonucu meydana gelebilecek hataların önüne

geçilmiştir. Birleştirme işleminde kullanılan deney düzeneği ve pasolararası sıcaklık ölçümü sırası ile Şekil 5.1 ve Şekil 5.2 'de gösterilmiştir.



Şekil 5.1. Osilatörlü cihaz yardımı ile birleştirme işleminin gerçekleştirilmesi



Şekil 5.2. Pasolararası sıcaklık ölçümü

Birleştirilen levhaların mekanik ve mikroyapı özelliklerinin kullanılan koruyucu gaz kompozisyonunun değiştirilmesi ile nasıl değiştiğini belirlemek amacıyla, dört çeşit koruyucu gaz kullanılmıştır. Kullanılan koruyucu gazlar Tablo 5.4 'de verilmiştir. Görüldüğü gibi kullanılan koruyucu gazların biri asal (Ar) diğer ise aktif gazdır (CO₂). CO₂ gazının Argon içerisine belirli yüzde oranlarında karıştırılmasının ve %100 CO₂ gazının kullanılmasının kaynaklı birleştirme üzerindeki mekanik ve mikroyapı özelliklerine olan etkisi araştırılacaktır.

Tablo 5.4. Özlü tel yönteminde kullanılan koruyucu gazlar,

Koruyucu Gaz	
Ar – 12 % CO ₂	Ar – 50 % CO ₂
Ar – 20 % CO ₂	Saf CO ₂

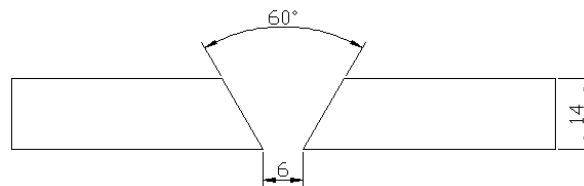
5.3.1. Benzer olmayan malzemelerin (AH36-AISI 316L) birleştirilmesi

AISI 316 L – AH36 malzeme çiftinin birleştirilmesinde ilave metal olarak, E309 LT1-1/4 ostenitik paslanmaz çelik özlü tel kullanılmıştır. Kullanılan ilave metal özlü telin kimyasal bileşimi Tablo 5.5 'de verilmiştir.

Tablo 5.5. Ostenitik paslanmaz çelik ilave metalin kimyasal bileşimi

İlave Metal	ASME / AWS A5.22 E309 LT1-1/4 EN ISO 17633-A-T 23 12 L P C/M 1								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
Elementler	0.027	0.56	1.21	0.023	0.009	23.55	12.45	0.04	0.06

AISI 316 L – AH36 malzeme çiftinin birleştirilmesinde kullanılan kaynak ağız tasarımı Şekil 5.3 'de gösterilmiştir. Tablo 5.6 'da birleştirme esnasında kullanılan parametreler ve bu parametrelere bağlı olarak gerçekleşen ısı girdileri verilmiştir. Birleştirmeler seramik altlık ile gerçekleştirileceği için kaynak ağızı dizaynında kök yüksekliği kullanılmamıştır. Seramik altlık için iki farklı malzeme arasında 6mm aralık bırakılmıştır.



Şekil 5.3. AISI 316 L – AH36 malzeme çiftinin birleştirilmesinde kullanılan kaynak ağızı dizaynı

Tablo 5.6. AH36-AISI 316L malzeme çiftinin özlü tel ile birleştirilmesinde kullanılan parametreleri

Paso	Dolgu teli sınıfı	Koruyucu Gaz Debisi (lt/dk)	Dolgu Teli çapı (mm)	Akım (A)	Gerilim (V)	Kaynak Hızı (mm/s)	Isı Girdisi (kJ/mm)
1	E309LT1-1/4	15	1,2	192	32	5,08	0,97
2				236	34	5,25	1,22
3				250	35	5,16	1,36
4				220	33	5,93	0,98
5				220	33	5,93	0,98
6				250	35	6,30	1,11

5.3.2. AISI 316 L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin birleştirilmesi

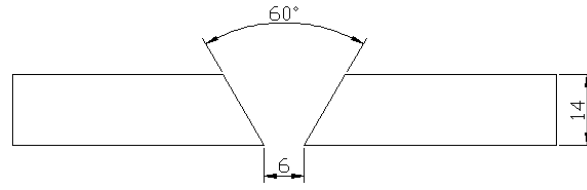
Ostenitik AISI 316 L paslanmaz çelik malzemenin birleştirilmesinde ilave metal olarak, ana malzemeye uygun E316LT1-1/4 paslanmaz çelik özlü tel kullanılmıştır. Kullanılan ilave metal özlü telin kimyasal bileşimi Tablo 5.7’de verilmiştir. Seramik altlık için iki malzeme arasında 6 mm aralık bırakılmıştır. Deneylerde kullanılan malzeme kalınlığı 14 mm’dir. AISI 316 L paslanmaz çelik levhalar Şekil 5.4’de gösterimi yapılan şekilde birleştirilmiştir. Tablo 5.8’de birleştirme esnasında kullanılan parametreler ve bu parametrelere bağlı olarak gerçekleşen ısı girdisi verilmiştir.

Tablo 5.7. Ostenitik paslanmaz çelik ilave metalin kimyasal bileşimi

İlave Metal	ASME / AWS A5.22 E316LT1-1/4 EN ISO 17633-A-T 19 12 3 L P C/M 1							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Elementler	0.028	0.60	1.50	0.021	0.008	18.35	12.65	2.68

Tablo 5.8. AISI 316 L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin özlü tel ile birleştirilmesinde kullanılan parametreler

Paso	Dolgu teli sınıfı	Koruyucu Gaz Debisi (lt/dk)	Dolgu Teli çapı (mm)	Akım (A)	Gerilim (V)	Kaynak Hızı (mm/s)	Isı Girdisi (kJ/mm)
1	E316LT1-1/4	15	1,2	180	30	4,83	0,89
2				250	35	5,38	1,30
3				260	35	5,17	1,41
4				212	32	4,82	1,13
5				212	32	4,82	1,13
6				220	33	5,33	1,09



Şekil 5.4. Oostenitik paslanmaz çelik levhaların kaynak ağzı dizaynı

5.3.3. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin birleştirilmesi

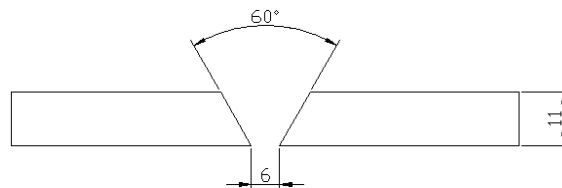
AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin birleştirilmesinde E2209T1-1/4 paslanmaz çelik özlü tel kullanılmıştır. Kullanılan ilave metal özlü telin kimyasal bileşimi, Tablo 5.9’da verilmiştir. Dubleks paslanmaz çelik levhaların birleştirilmesinde de seramik altlıklar kullanılmıştır. Kök aralığı olarak 6mm boşluk bırakılmıştır. Şekil 5.5’de dubleks paslanmaz çeliklere uygulanan kaynak ağzı dizaynı gösterilmiştir. Tablo 5.10’da birleştirme esnasında kullanılan parametreler ve bu parametrelere bağlı olarak gerçekleşen ısı girdileri verilmiştir.

Tablo 5.9. Dubleks paslanmaz çelik esas ve ilave metalin kimyasal bileşimi

İlave Metal	ASME / AWS A5.22 E2209T1-1/4 EN ISO 17633-A-T 22 9 3 N L P C/M 1									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
Elementler %	0.027	0.58	0.78	0.019	0.008	23.34	9.42	3.42	0.14	0.02

Tablo 5.10. Dubleks paslanmaz çelik malzemenin (AISI 2205) özlü tel ile birleştirilmesinde kullanılan parametreler

Paso	Dolgu teli sınıfı	Koruyucu Gaz Debisi (lt/dk)	Dolgu Teli çapı (mm)	Akım (A)	Gerilim (V)	Kaynak Hızı (mms ⁻¹)	Isı Girdisi (kJmm ⁻¹)
1	E2209T1-1/4	15	1,2	200	32	4,23	1,21
2				230	34	3,90	1,60
3				215	33	5,50	1,03
4				215	33	5,50	1,03

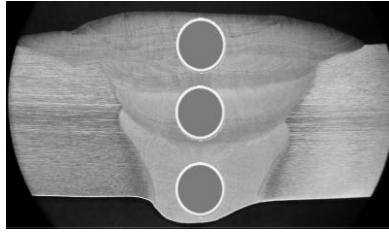


Şekil 5.5. Dubleks paslanmaz çelik levhaların kaynak ağzı dizaynı

5.4. Mikroyapı İncelemeleri

5.4.1. Kimyasal analiz

Farklı koruyucu gaz atmosferleri altında birleştirilen AISI 316L, AISI 2205 paslanmaz çelik malzemeler ve AISI 316L-AH36 malzeme çiftinin kaynak bölgesi kesitinden çıkarılan numuneler, Foundry Master Pro marka Optik emisyon spektrometre ile % ağırlık olarak elementel analizleri gerçekleştirilmiştir. Spektrometre paslanmaz çelik için tüm elementlerin (azot dahil) ölçümünü yapmaktadır. Analizler, kaynak metalinin 3 farklı bölgesinde yapılarak, ölçüm sonuçlarını ortalaması alınmıştır. Kaynak metalinden kimyasal analiz ölçümlerinin yapıldığı bölgeler şematik olarak Şekil 5.6'da ve kullanılan cihaz Şekil 5.7'da gösterilmektedir.



Şekil 5.6. Kimyasal analiz yapılan bölgeler



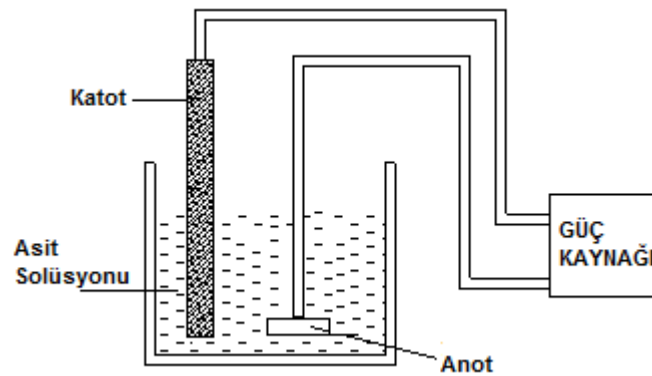
Şekil 5.7. Kimyasal analiz test cihazı

5.4.2. XRD analizleri

α -ferrit ve δ -ferrit ve ostenit faz miktarlarını tayin amacı ile mekanik değerler açısından en yüksek ve en düşük sonuçları veren numunelere XRD (X-ray diffractometer) analizleri yapılmıştır. X-ışını difraksiyonu (XRD) incelemeleri, GBC MMA 027 model X-ışınları cihazında 28.8 mA, 25 kV güç değerlerinde CuK α tüp kullanılarak, $2\theta / 40 - 120^\circ$ arasında 0.2° lik artışlar ile taranarak gerçekleştirilmiştir.

5.4.3. Mikroyapı hazırlama işlemleri

Kaynak edilen parçalardan çeşitli boyutlarda çıkarılan numuneler bakalite gömülerek sırasıyla 200-1200 mesh arasındaki su zımparasıyla zımparalanarak, pürüzsüz yüzey elde edilmiştir. Elde edilen yüzeylere sırasıyla 3 μ m ve 1 μ m elmas pasta kullanılarak, keçede parlatılarak dağlanmaya hazır hale getirilmiştir. Parlatılan numuneler su ile yıkanıp yüzeylerine alkol püskürtülüp, daha sonra kurutulmuştur. Mikroskobik incelemeye hazır hale getirilen numuneler, ostenitik yapı için %10 oksalik asit ve dubleks yapı için %20 sodyumhidroksit asit çözeltisinde çözeltisinde 10,4 V 'ta belirli bir süre tutularak elektrolitik olarak dağlanmıştır. AH36-AISI 316 L benzer olmayan metallerin dağlanması işleminde ise önce %2 Nitrik asit içeren alkol çözeltisi ile AH36 tarafı daldırma yöntemi ile, %20 sodyumhidroksit asit çözeltisinde elektrolitik olarak dağlanmıştır. Dağlama düzeneği şekil 5.8'de verilmiştir.



Şekil 5.8. Elektrolitik dağlama işleminin şematiksel gösterimi

5.4.4. Stero mikroskop incelemeleri

Optik mikroskop için hazırlanan deney numunelerinin stero mikroskop görüntüleri NIKON SMZ800 marka cihaz kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Birleştirme sonucu elde edilen kaynak metallerinin makro boyutta görüntüleri incelenmiştir.

5.4.5. Optik mikroskop incelemeleri

Dağlama işleminden sonra parçalar yıkanıp yüzeyleri alkol ile temizlenmiş ve sonra kurutulan numunelerin NIKON ECLIPSE L150 optik mikroskobu ile mikroyapıları incelenmiştir.

5.4.6. SEM-EDS analizleri

Farklı koruyucu gaz kullanılarak birleştirilen paslanmaz çeliklerin kaynak metali, ısı tesiri altındaki bölge ITAB, kaynak metali ile ana malzeme arasındaki geçiş bölgelerinde, ve çentik darbe deneyi sonucunda elde edilen kırılma yüzey görüntüleri JEOL JSM-6060LV marka Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) ile gerçekleştirilmiştir. EDS (Elektron dispersive spectroscopy) analizleri numunelerin ana metal, kaynak geçiş ve kaynak bölgelerinden noktasal olarak, lineer element analizleri ise bir çizgi boyunca gerçekleştirilmiştir. Bu analizler SEM mikroskobuna bağlanan IXRF 500 model elektron dağılım spektrometresi yardımıyla yapılmıştır.

5.4.7. TEM-EDS analizleri

Mekanik değerler açısından en yüksek ve en düşük sonuçlar elde edilen ostenitik ve duplex paslanmaz çelik kaynaklı numunelere Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM) analizleri yapılmıştır. İnce bir folyo haline (200µm) getirilen numuneler mekanik olarak parlatıldıktan sonra, %80 alkol - %20 perklorik asit çözeltisi içerisinde ve -30 °C sıcaklıkta elektrolitik olarak dağlanmıştır. JEOL 2100 LaB6 HRTEM marka cihaz ile aydınlık alan, karanlık alan görüntüleri, difraksiyon paterni ve EDS ile yarıkantitatif elementel analiz yapılabilmekte ve sonuçlar dijital olarak kaydedilebilmektedir. HRTEM cihazı Şekil 5.9'da gösterilmektedir. TEM

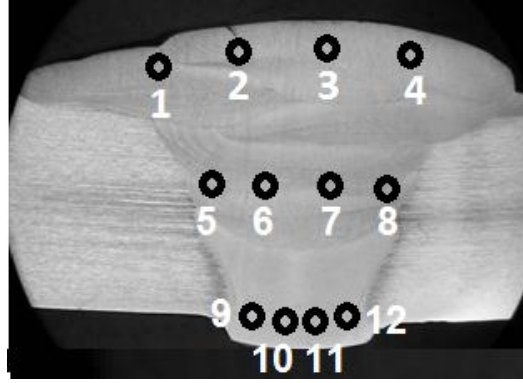
çalışmalarında aydınlık alan, seçici alan difraksiyon paterni, EDS elementel analizi, EDS çizgi analizi ve TEM haritalama çalışmaları gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.9. TEM-EDS cihazı

5.5. Ferrit Miktarı Analizi

Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında birleştirilen tüm kaynaklı bağlantıların kaynak bölgelerinin ferrit miktarı, FISCHER MP 30 Feritscope marka ferrit ölçüm cihazı kullanılarak % ferrit olarak ölçülmüştür. Ölçüme başlamadan önce, seçilen ölçüm aralığı için değeri bilinen manyetik parçalar kullanılarak, cihaz kalibre edilmiştir. Kaynak metallерinin üst, orta ve alt bölgelerinden toplam 12 ölçüm alınmıştır. Ölçüm yapılan bölgelerin görüntüsü Şekil 5.10'de, kaynaklı bağlantının delta ferrit miktarını manyetik olarak tespit edebilmek amacıyla kullanılan cihazın görüntüsü Şekil 5.11'de gösterilmiştir.



Şekil 5.10. Kaynak metali üzerinde Ferrit ölçümü yapılan bölgeler



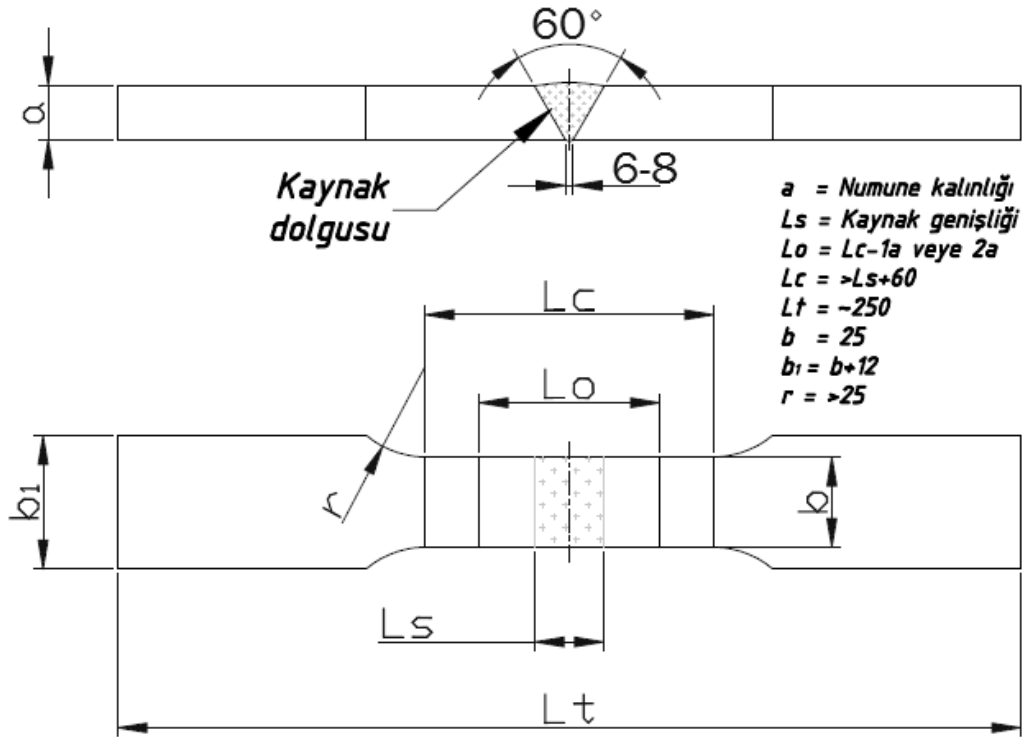
Şekil 5.11 Ferrit ölçüm cihazı

5.6. Mekanik Deneyler

5.6.1. Çekme deneyi

Çekme deneyleri enine çekme deneyi şeklinde uygulanmıştır. Eş ve farklı metal kaynaklı bağlantılardan TS 287 EN 895'e uygun olarak ve dikiş taşkınlıkları temizlenerek hazırlanan numuneler, ALŞA marka deney cihazı ile, çekme hızı olarak 2mm/dk seçilerek gerçekleştirilmiştir. Farklı koruyucu gaz kompozisyonları kullanılarak birleştirilen levhaların her birinden 3'er adet çekme numunesi çıkarılmış

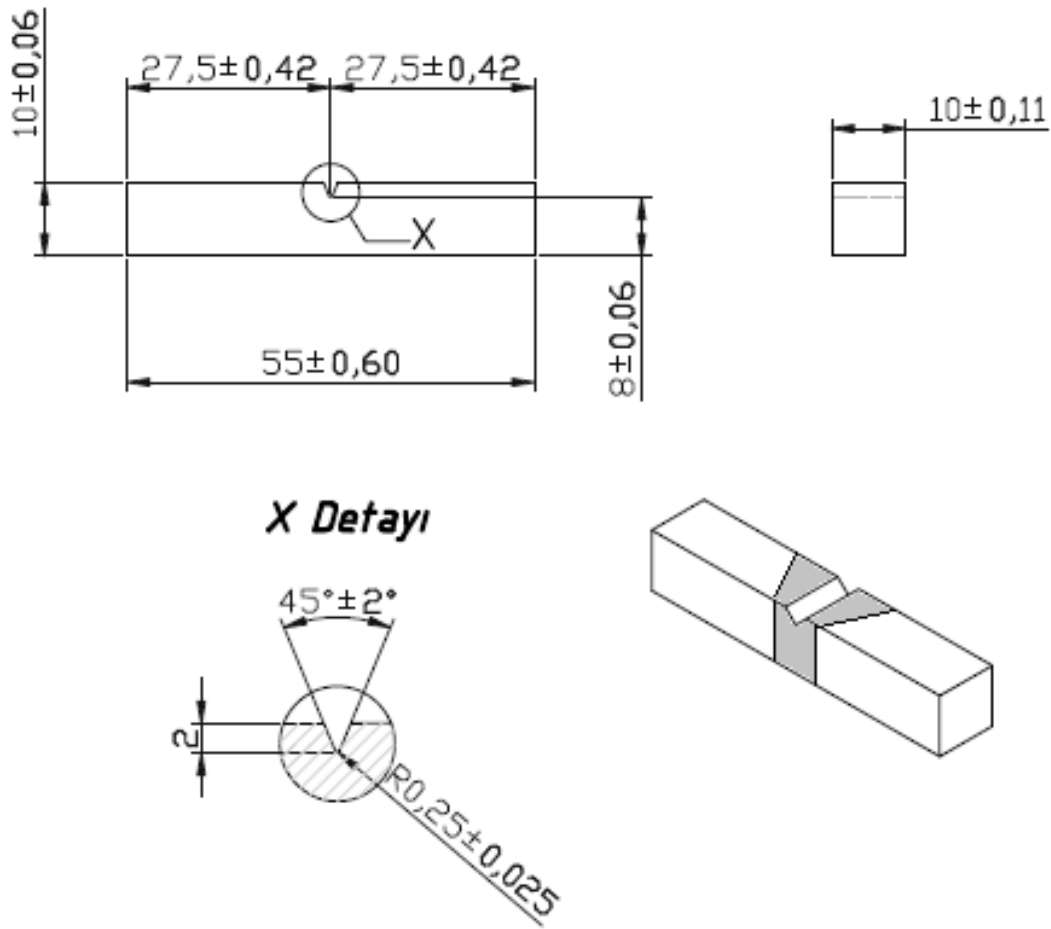
ve test edilmiştir. Hazırlanan çekme deney numunelerinin boyutları Şekil 5.12’de gösterilmiştir.



Şekil 5.12. Kaynaklı numunelere ait çekme deney numunesi boyutları

5.6.2. Çentik darbe deneyi

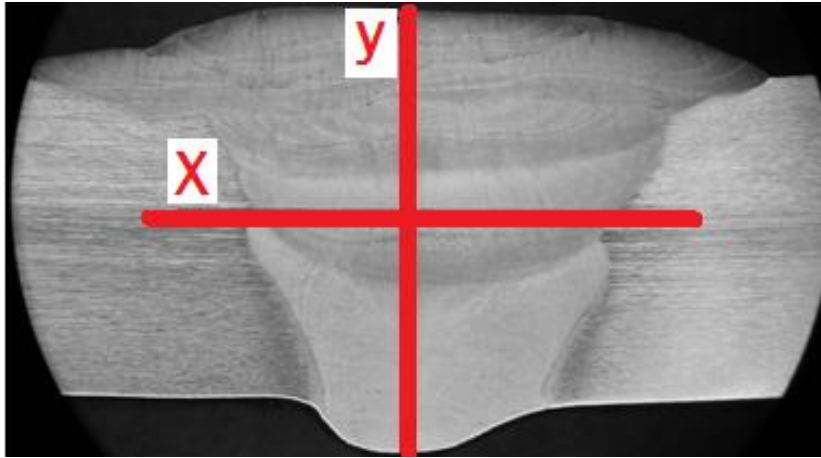
Enine yönde bütün kaynaklı levhalardan kalınlık boyunca çıkarılan çentik darbe deney numuneleri, kaynak metalinden çentik açılarak test edilmiştir. Kaynaklı bağlantıların çentik darbe dayanımını belirlemek için, 300J kapasiteli ALŞA test cihazı kullanılmış olup, referans sıcaklık olarak tüm kaynaklı levhalar için -40 °C, -20 °C, 0 °C ve 20 °C ‘de test sıcaklıkları da kullanılarak deneyler gerçekleştirilmiştir. Her bir deney parametresi için en az üç deney numunesi test edilmiştir. Şekil 5.13’de TS ISO EN 10045-1’e göre hazırlanan numunelerin boyutları gösterilmektedir.



Şekil 5.13. Çentik-darbe numunesi boyutları

5.6.3. Mikrosertlik deneyi

Bağlantıların, kaynak metali ve ısı tesiri altındaki bölgelerinin mikrosertlik ölçümlerinin yapılabilmesi için metalografik olarak dağlanmış olması gerekli olduğundan, birleştirilmiş olan parçalardan hazırlanan numuneler önce metalografik incelemeler için kullanılmış, daha sonra mikrosertlik ölçümü yapılmıştır. Sertlik ölçümleri, Vickers sertlik ölçüm test metodu kullanılarak, Struers DuraScan 20 görüntü kontrollü cihaz yardımı ile ve 200 gr yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Sertlik taraması x ve y eksenini boyunca kaynak metali ve ITAB bölgesinde farklı aralıklarda olmak üzere uygulanmıştır. Şekil 5.14'da mikrosertlik ölçümü gerçekleştirilen bölgeler, Şekil 5.15'de ise sertlik ölçümlerinde kullanılan cihaz gösterilmiştir.



Şekil 5.14. Mikrosertlik ölçüm bölgeleri



Şekil 5.15. Mikrosertlik deney cihazı

BÖLÜM 6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

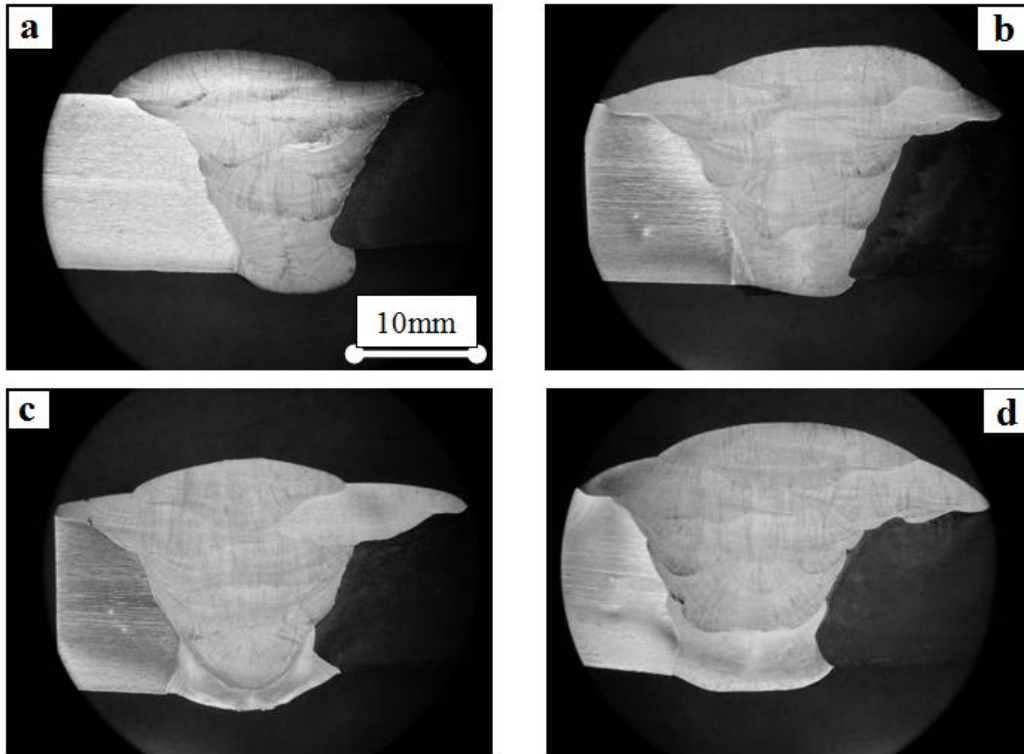
6.1 AH36-AISI 316L Malzeme Çiftinin Özlü Tel ile Birleştirilmesi

Gemi endüstrisinde gemi inşaatı esnasında gemi sacları kullanıldığı gibi, gemi içerisinde bulunan bazı bölümlerdeki konstrüksiyonlarda farklı türlerdeki malzemelerin birleştirilmesi gerekmektedir. Bu çalışmada, kalın kesitli malzemelerin birleştirilmesinde çeşitli avantajları bulunan özlü tel ark kaynağı ile gerçekleştirilmiştir. Aktif koruyucu gaz olarak özlü tel ile ark kaynağında Ar-CO₂ veya CO₂ gazı kullanılmaktadır. Tezin literatür kısmında belirtildiği gibi (Bölüm 4) kullanılan koruyucu gazın kompozisyonunun birleştirilen malzemelerin mekanik özelliklerine önemli etkisi bulunmaktadır. Bu bakımdan bu çalışmada farklı kompozisyonlara sahip koruyucu gazlar kullanılarak, mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir.

6.1.1 Makro ve mikroyapı incelemeleri

Farklı koruyucu gaz kompozisyonları ile birleştirilen AH36-AISI316L malzeme çiftinin makro görüntüleri Şekil 6.1'de gösterilmiştir. Makro fotoğraflarda görüldüğü gibi koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarındaki artış kaynak metalinin dikiş formuna etki ederek genişletmiştir. Kaynak işlemi esnasında koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak oluşan iyonizasyon, disiasasyon ve rekombinasyon enerjileri ark geriliminin yükselmesine neden olmakta ve kaynak esnasında dikiş formu, damla geçişi mekanizması ve ark enerjisini etkilemektedir (Slania, 2002). CO₂ gazı yüksek sıcaklık seviyesindeki kaynak arkında $2CO_2 \rightarrow 2CO + O_2$ şeklindeki bir reaksiyonla ayrışma göstermektedir. Oksitleyici bir karaktere sahip CO₂ gazının olumsuz etkisi, özlü ilave metalin özüne katılan deoksidasyon elementlerince (Si, Mn, Ti, Al) karşılanmakta ve oluşan oksitler banyonun yüzeyinde toplanarak cürufa katılmaktadır (Kahraman, 2002).

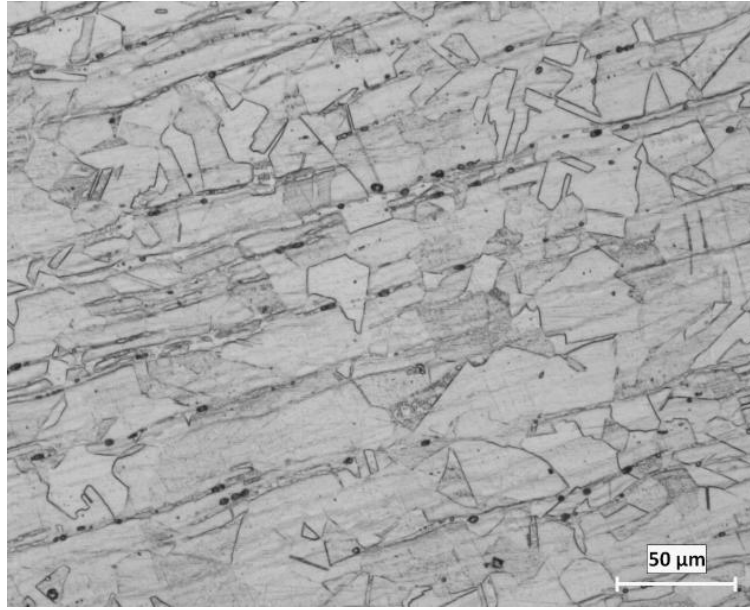
Karbondioksit (CO_2), normal ortam şartlarında moleküller halinde bulunmaktadır. Bir moleküle, toplam olarak o moleküle özgü disasyasyon enerjisi kadar bir enerji verilirse o molekül atomlarına ayrılmakta ve verilen bu enerji geri alındığında atomlar tekrar birleşerek molekül oluşturmaktadır. Diğer bir deyişle oluşan bu olay geri dönüşlüdür. Moleküllerin atomlarına ayrılmasına disasyasyon adı verilirken, atomların birleşerek molekül oluşturmaya genel anlamda rekombinasyon (tekrar kombine olma, tekrar birleşme) denmektedir. CO_2 'nin yüksek iyonizasyon (14.4 eV) ve disasyasyon enerjisi (4,3 eV), yüksek ısılarda çok büyük ergime hızı ve nüfuziyet sağlamaktadır (Kahraman, 2002 ; Karadeniz, 2004; Tülbentçi, 1990).



Şekil 6.1. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında a)Ar-%12 CO_2 b)Ar-%20 CO_2 c)Ar-%50 CO_2 d) %100 CO_2 birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin makro görüntüleri

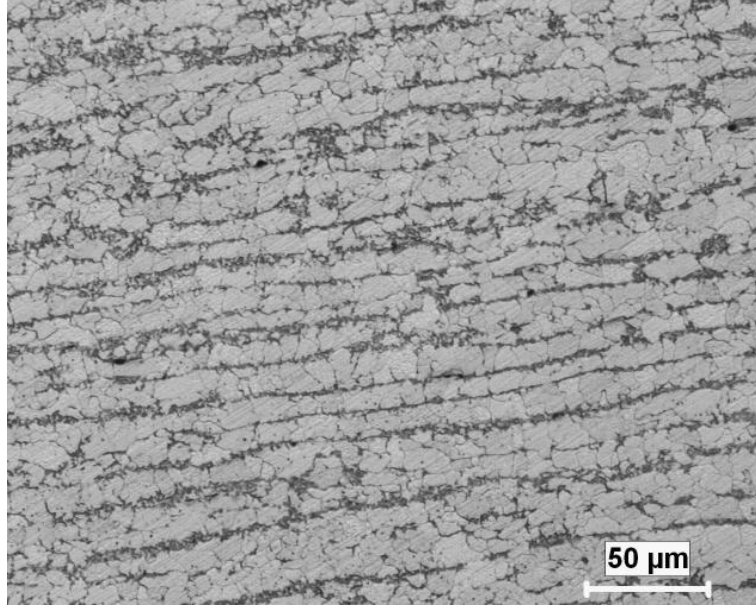
Benzer olmayan metallerin birleştirilmesinde kullanılan AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemeye ait mikroyapı görüntüsü Şekil 6.2'de gösterilmiştir. AISI 316L paslanmaz çelik malzeme ostenitik grup içerisinde yer almakta ve mikroyapıda çok az miktarda ferrit içermektedir. Ostenitik yapı genel olarak eş eksenli tane yapısı içerir. Ancak üretim esnasında bir miktar ferrit (delta ferrit) yüksek sıcaklıkta

haddeleme yönü boyunca dizilebilmektedir. Bu katılaşma ve termo-mekanik işleme sırasında krom gibi ferrit oluşturucu alaşım elementlerinin segregasyonu olarak sonuçlanmaktadır. İç yapı içerisinde %2–3 ‘den daha az bulunmaktadır (Lippold ve Kotecki, 2005). Ferritscope ile yapılan ölçümlerde AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzeme içerisindeki ferrit oranı %2,89 olarak tespit edilmiştir. Eş eksenli ostenit taneleri, buna ilave olarak ufak miktarlarda ferrit kalıntıları ve Al_2O_3 olması muhtemel küresel şekilli inklüzyonlar bulunmaktadır (Sireesha vd, 2000).



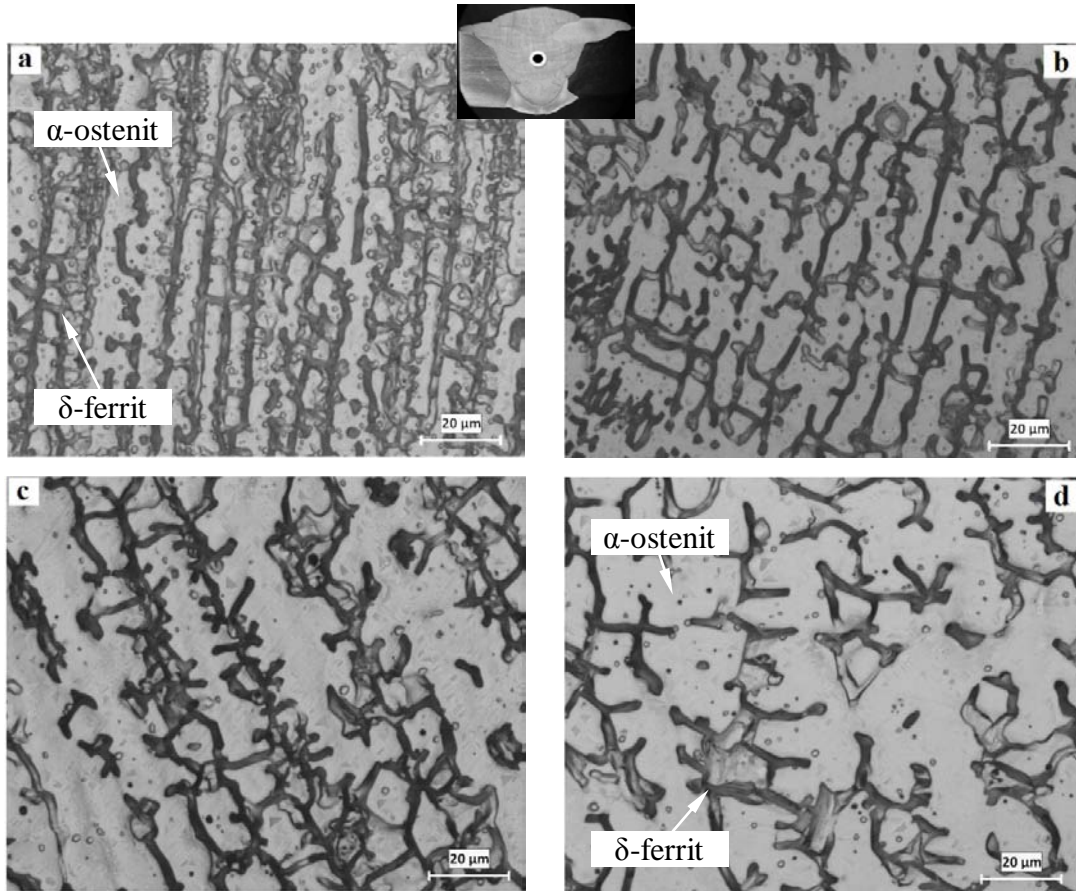
Şekil 6.2. AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin mikroyapısı

Şekil 6.3 ‘de, çalışmada kullanılan AH36 çeliğin mikroyapısı görülmektedir. AH36 mikroalaşımli çelikler, gemi inşa sanayinde; yüksek mukavemet, tokluk ve iyi kaynak edilebilme özelliklerinden dolayı yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu tip çeliklerin mikroyapısında bulunan niyobyum, vanadyum, titanyum ve alüminyum oluşturdıkları karbo-nitrürlerle tane büyümesini, yeniden kristalleşmeyi ve dislokasyon hareketini engelleyerek çeliğin dayanımını artırmaktadır (Kaçar vd., 2003).



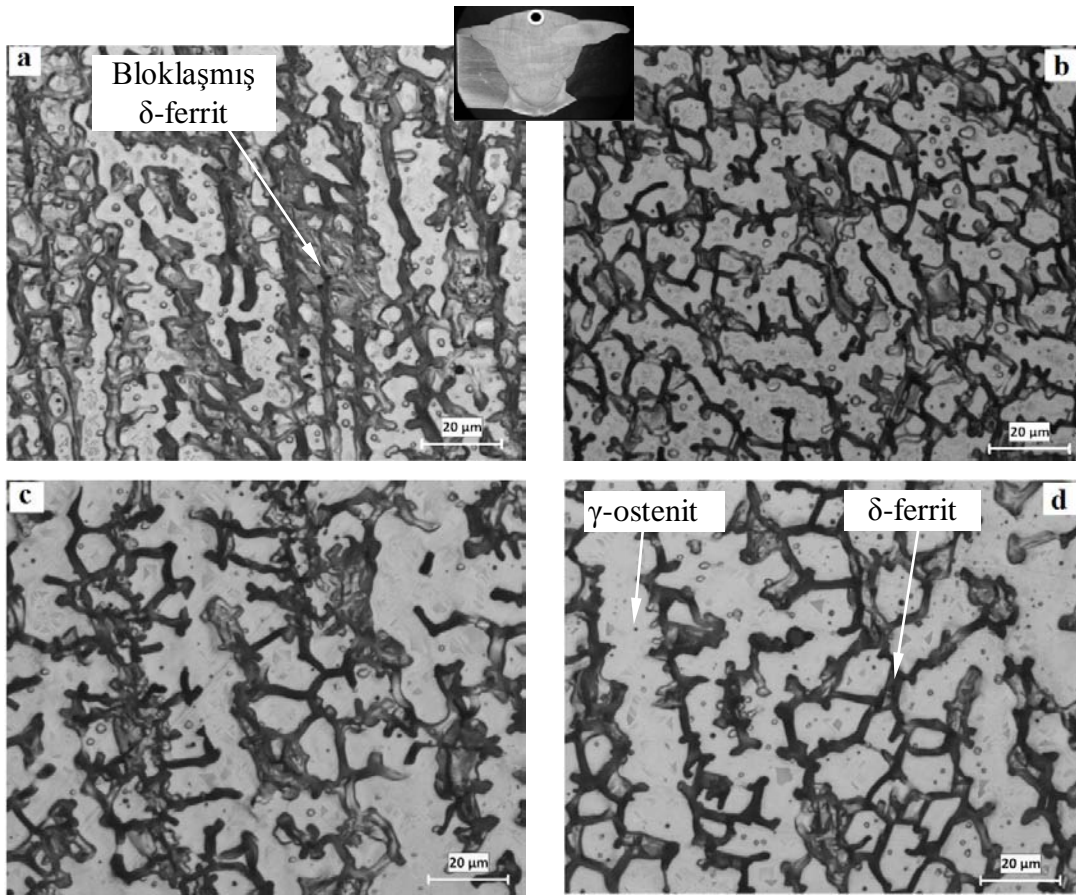
Şekil 6.3. AH36 yüksek mukavemetli çelik malzemenin mikroyapısı

Benzer olmayan metallerin birleştirilmesi genel olarak ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynak işlemi ile benzerdir. İyi bir çatlama direnci elde edebilmek için belli oranda % δ -ferrit miktarı ve ostenitik bir kaynak metali mikroyapısına ihtiyaç vardır (Maruyama, 2003). E309 LT1-1/4 ilave metalinin %23,55 Cr içermesi kaynak metali içerisinde δ -ferrit oranının diğer ostenitik paslanmaz çelik ilave metallere göre daha fazla oluşmasına neden olduğu Şekil 6.4 'de görülmektedir. Ar-%12 CO₂ koruyucu gaz atmosferinde gerçekleştirilen birleştirmede ana matris içerisinde δ -ferrit oranının daha fazla olduğu saptanmıştır. CO₂ oranının artışına paralel olarak δ -ferrit kollarındaki açılma giderek genişlemektedir. Mikroyapı içerisindeki δ -ferrit kollarının %100 CO₂ koruyucu gazı ile gerçekleştirilen deneylerde yayılma ve dentritik kollar arasında kopmaların olduğu belirlenmiştir (^{1,2}Liao ve Chen, 1998; Liao ve Chen, 1999).



Şekil 6.4. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36-AISI316 L malzeme çiftinin kaynak metali orta bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

Kaynak metalinin 6. pasosundan alınan mikroyapı görüntüleri ise Şekil 6.5 'de gösterilmiştir. δ -ferrit formu koruyucu gaz tipine bağlı olarak değişim gösterdiği net olarak görülmektedir. Bloklaşmış δ -ferrit taneleri koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak farklılık göstermektedir. Bu farklılık ısı girdisine paralel olarak azalsa da, %100 CO₂ içeren koruyucu gaz ile yapılan birleştirmelerde küçük boyutlarda varlığını sürdürmektedir.

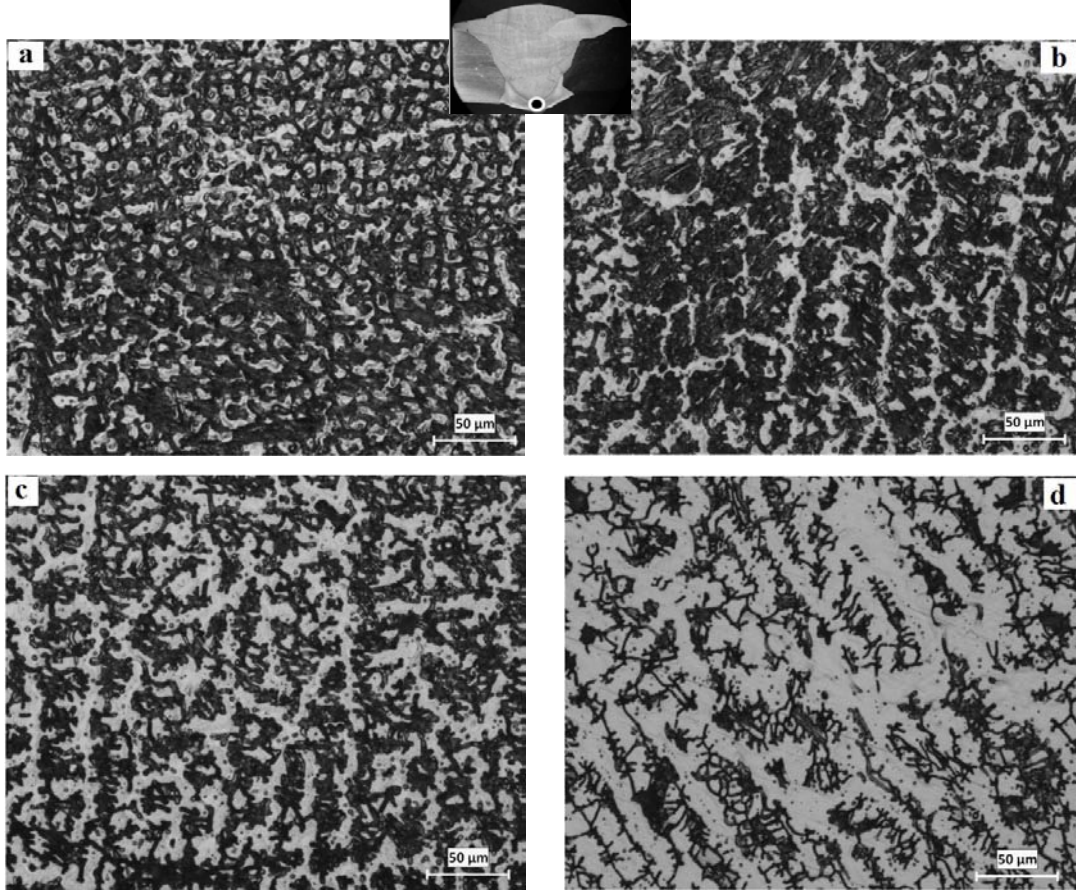


Şekil 6.5. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36-AISI316 L malzeme çiftinin kaynak metali üst bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

Birleştirme işlemlerinin seramik altlık kullanılması kaynak ağzının kök bölgesinde meydana gelen katılaşmanın biçimine etki etmektedir. Çünkü ısı girdisi kök kısmının ergime yüzeylerinden daha farklı olarak kök aralığı içerisinde meydana gelen banyo üzerinde gerçekleşmektedir. %100 CO₂ içeren koruyucu gazlarda kaynak esnasındaki ark gerilimi, argon esaslı gazlara göre 1-2 volt daha yüksek olduğu belirtilmektedir. Isı girdisindeki artış kaynak esnasındaki ergime miktarının nispeten daha fazla olmasını sağlamaktadır (Norrish, 2006).

Kaynak kök bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 6.6 'da gösterilmiştir. Isı girdisi artışı ve soğuma hızının azalmasına paralel olarak ostenitik yapının genişlemesine neden olduğunu göstermektedir. Ar-12%CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunede δ-ferrit oluşumunun daha yoğun olduğu gözlenmektedir.

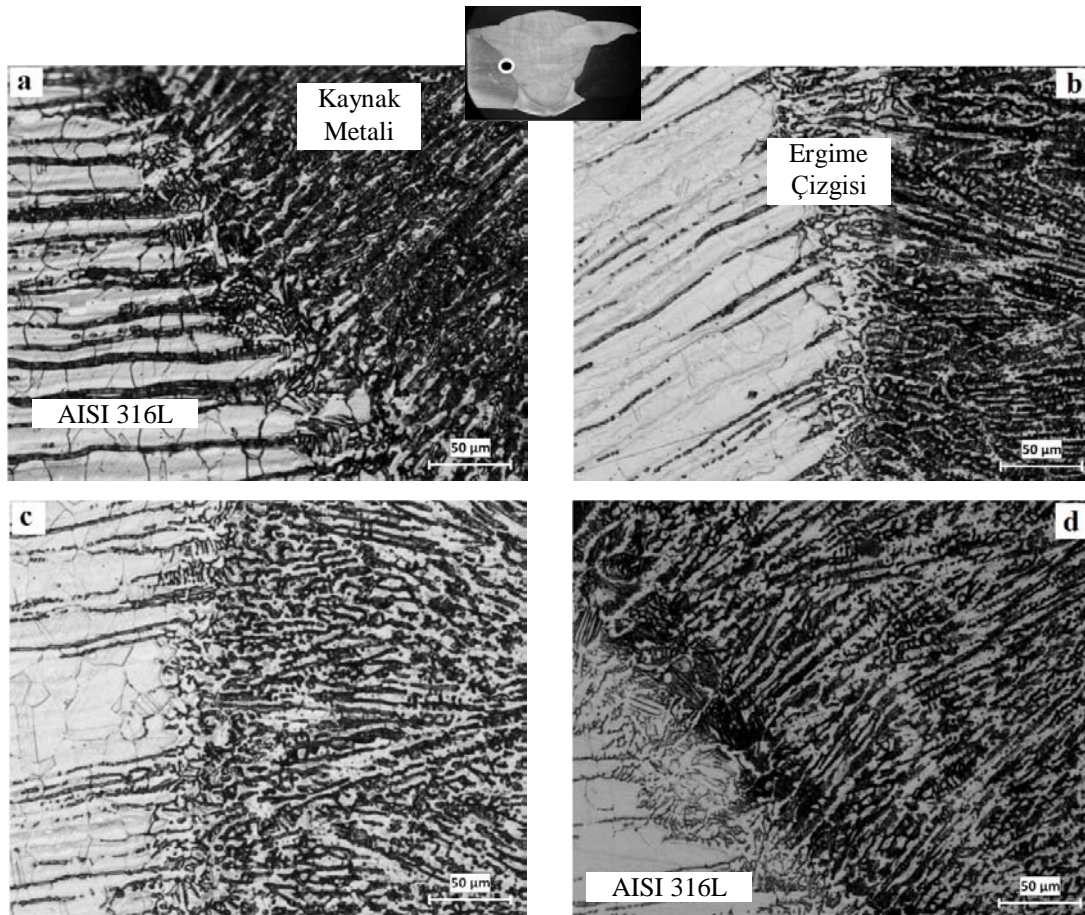
Ostenitik matris içerisindeki δ -ferrit fazının oranı koruyucu gazın kompozisyonuna bağlı olarak farklılıklar göstermektedir.



Şekil 6.6. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36-AISI316 L malzeme çiftinin kaynak metali alt bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

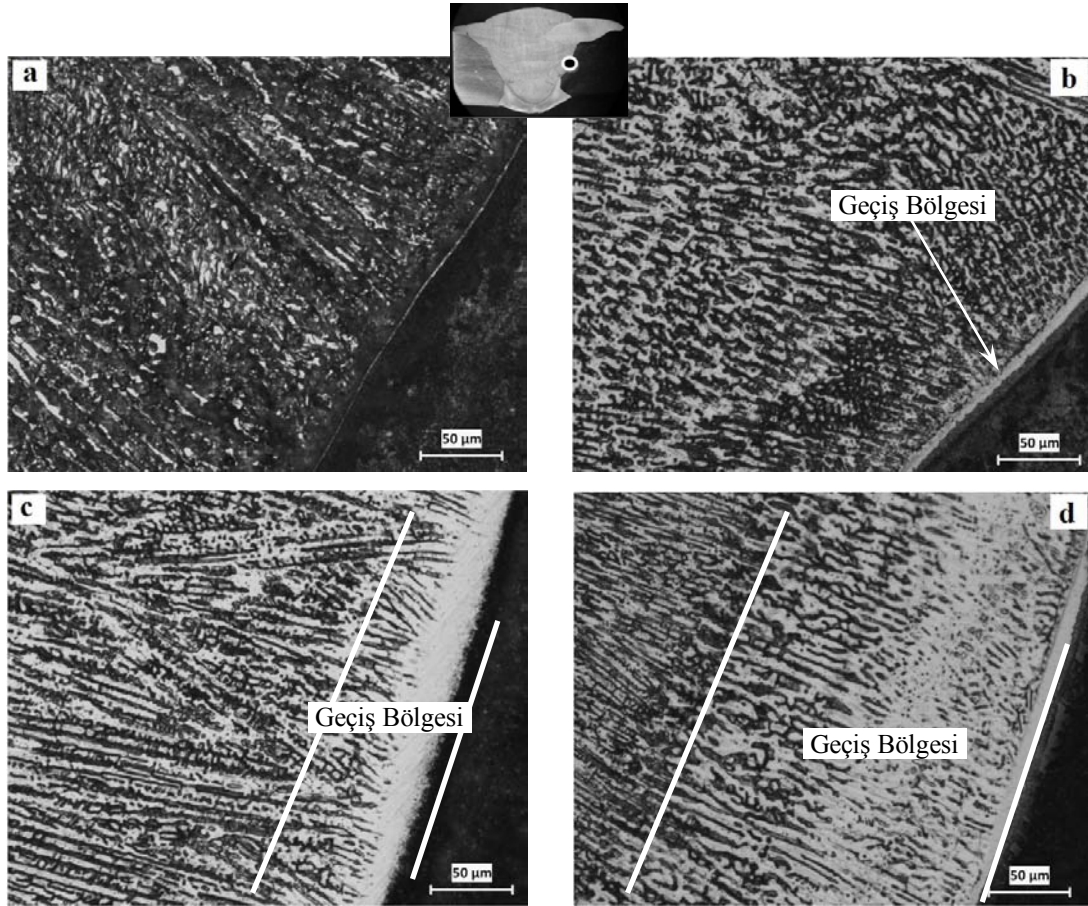
Kaynak kök bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri, CO₂ miktarının sağladığı ilave ısı girdisi artışı ve bunun sonucunda meydana gelen soğuma hızı yavaşlamasının ostenit fazının genişlemesine neden olduğunu ortaya koymaktadır. Ar-12%CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunede δ -ferrit oluşumunun yoğun olduğu gözlemlenmektedir. Kaynak metali içerisindeki ostenit matris ve δ -ferrit yapısı koruyucu gazın karışım miktarına göre değişim göstermektedir. δ -ferrit miktarı mikroyapısal veriler dışında, kimyasal analiz sonuçlarının yapısal saptama diyagramlarına uyarlanması veya manyetik ölçüm cihazları ile de belirlenebilmektedir. İleriki bölümlerde mikroyapısal değerler ile beraber incelenecektir.

Şekil 6.7 'de AH36-AISI316L malzeme çiftinin, AISI 316L tarafının ITAB bölgesi gösterilmiştir. Şekiller incelendiğinde herhangi bir tane büyümesinin ısı girdisine bağlı olarak meydana gelmediği görülmektedir. Paslanmaz çeliklerin üretimi ergime-tavlama veya sıcak haddeleme proseslerini kapsamaktadır. Dolayısı ile, üretimi esnasında birçok ısıl işlem görmekte ve ısıya maruz kalmaktadır. Bu nedenle kaynak ısı girdisi çok yüksek olmadığı sürece sınırlı tane büyümesi olmaktadır. Nadiren tane irileşmesi görülebilmekte ancak bu durum çoğu zaman önem arz etmemektedir. Soğuk deformasyon, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi ile güçlendirilmiş olan ana malzeme birleştirme işlemi sonrasında ITAB bölgesinde sertlik düşüşüne neden olabilir (Lippold ve Kotecki 2005).



Şekil 6.7. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36-AISI316 L malzeme çiftinin ITAB-316L bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri,

Farklı koruyucu gazlar kullanılarak özlü tel kaynak yöntemi (FCAW) ile birleştirilen AH36 - AISI316L levhannın kaynak metali - AH36 geçiş bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 6.8 ve Şekil 6.9 'da gösterilmiştir.



Şekil 6.8. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36-AISI316 L malzeme çiftinin kaynak metali-AH36 geçiş bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

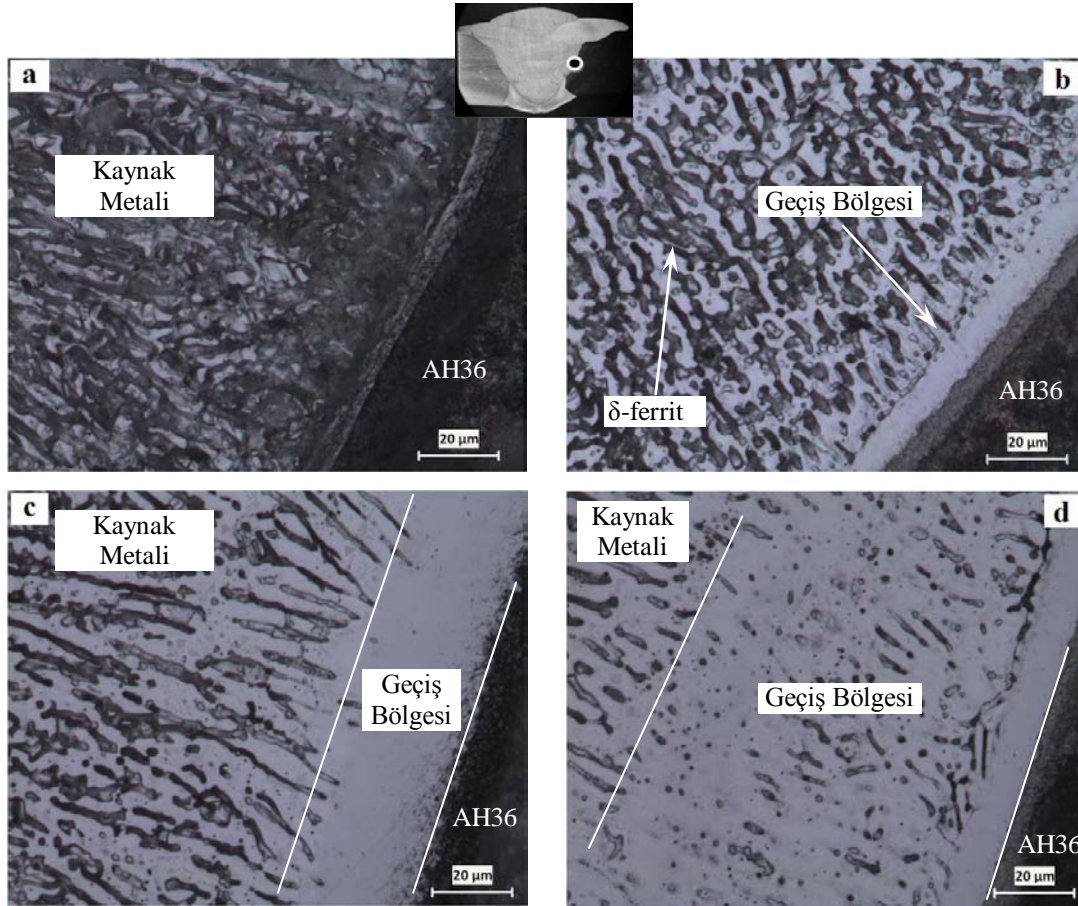
Şekiller incelendiğinde koruyucu gaz içerisinde CO₂ miktarı arttıkça geçiş bölgesi genişlemektedir. Ar-%12 CO₂ gazı geçiş bölgesi genişliği 5-6µm, Ar-%20 CO₂ gazı kullanılarak yapılan numunede bu genişlik 10-12 µm, %50 CO₂ içerende 25-30 µm ve %100 CO₂ içerende ise 60-70 µm 'a ulaşmaktadır.

Paslanmaz çelik ve mikro alaşımlı çeliklerin birleştirilmesinde en önemli hususlardan birisi geçiş bölgesinde oluşabilecek mikroyapının kontrol altında tutulmasıdır. Çünkü AH36 tarafında meydana gelen ergime sonucu karbon (C) ostenitik olan kaynak metaline kolayca difüze olabilmektedir. Bu durum Yui ve Shuie 'nin çalışmasında belirtildiği gibi geçiş bölgesinde sertliği yüksek ve kırılma bir yapının oluşmasına neden olmaktadır (Yui ve Shuie, 2001). Bu birleştirmelerde geçiş bölgesinin mikroyapısında önemli değişimler meydana gelebilmekte ve oluşan geçiş bölgesi 1 mm civarında olabilmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005). Kaçar ve arkadaşları 304

tip ostenitik paslanmaz çelik malzemeyi düşük karbonlu çelik ile, E2209 bazik ve rutil tip ilave metal tipi kullanarak birleştirmiştir. Çalışmada kullanılan her iki tip elektrod türünde ergime sınırı çizgisi boyunca devam eden bölgesel martenzitik şeritlerin oluştuğu ileri sürülmüştür (Kaçar vd., 2003).

Farklı metallerin kaynağında özellikle ferritik çelik tarafında meydana gelen ergime mikroyapı oluşumunda önemli bir etkidir. Maruyama, benzer olmayan metallerin birleştirilmesinde ana malzemede meydana gelen ergimenin artmasının, mikroyapı içerisindeki ferrit miktarını azalttığını belirtmiştir. Ergime daha da arttıkça martenzit oluşumu meydana gelmektedir. Bu durumda düşük sıcaklıkta çatlama duyarlılığı da yükselmiştir (Maruyama, 2003).

E309 LT1-1/4 ilave metali ile birleştirilen yüksek mukavemetli AH36 çeliği ve ostenitik AISI 316L ana malzemedeki seyrelme miktarı ısı girdisine göre farklılık göstermektedir. Ar – CO₂ gazının koruyucu gaz kompozisyonundaki oranları seyrelme miktarını da değiştirmektedir. CO₂ miktarındaki artış seyrelmenin daha fazla olmasına neden olduğu Şekil 6.9 'da görülmektedir. Seyrelme miktarının aşırı derecede artması, kaynak sonrası ısıl işlem sonucu termal yaşlanma veya artan sıcaklık sonucu ferrit yapısından meydana gelen gevrek sigma fazı oluşumunda etkilidir (Maruyama, 2003)



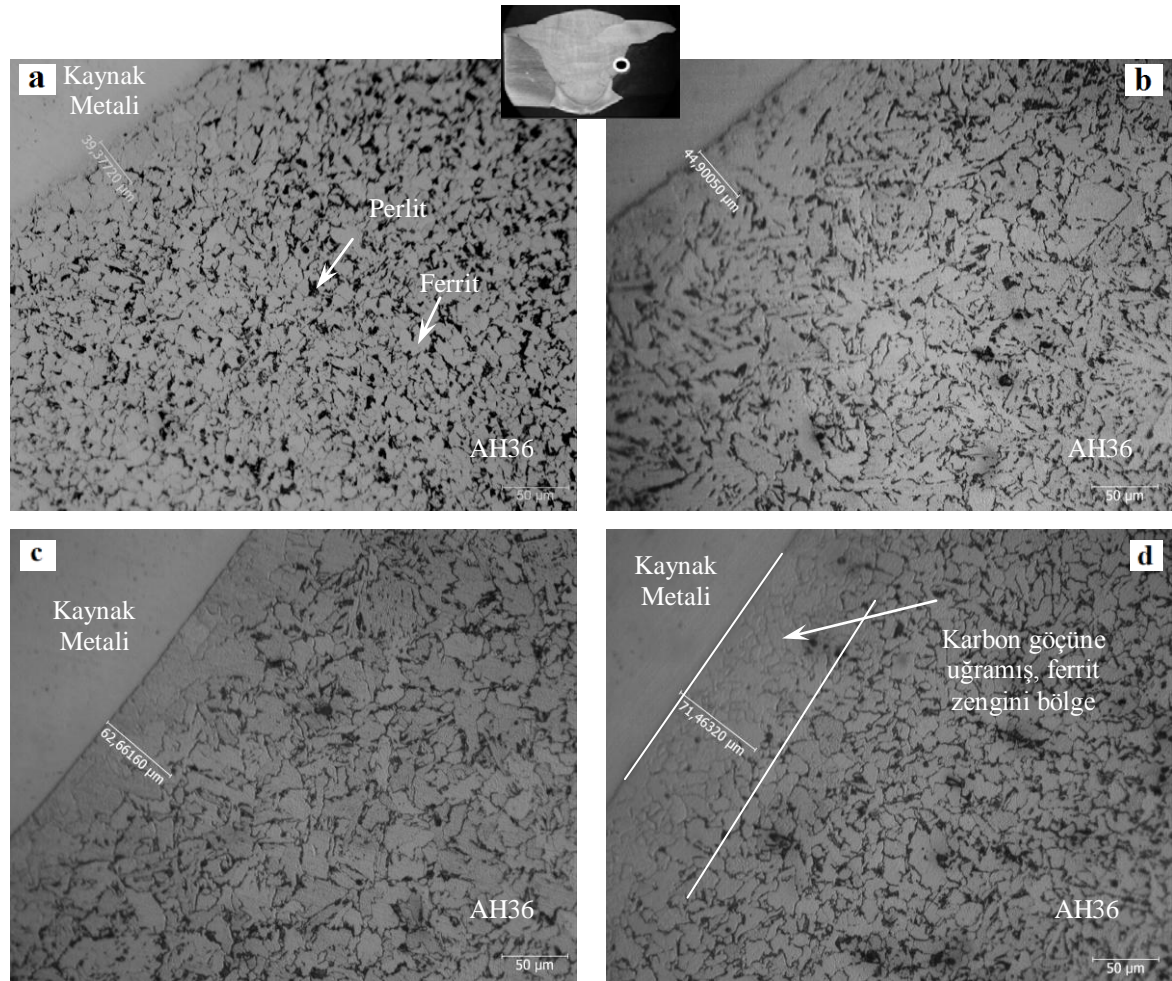
Şekil 6.9. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36-AISI316 L malzeme çiftinin kaynak metali-AH36 geçiş bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

Koruyucu gaz içerisinde CO₂ gazının miktarına bağlı olarak kaynak metalinin sıcaklığı yükselmekte ve her iki metalin içerisinde bulunan elementlerin birbiri içerisinde difüzyonunu artırmaktadır. CO₂ gazı kaynak esnasında ark gerilimini artırarak daha önce belirtildiği gibi kaynak bölgesinin sıcaklığını artırmakta, bu durum çeşitli elementlerin difüzyonunu kolaylaştırmaktadır. Dolayısı ile birleştirme esnasında oluşan geçiş bölgesinin kalınlığı koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak artmaktadır.

Srinivasan ve arkadaşları UNS 31803 ve IS 2062 farklı malzemeleri SMAW yöntemi ile birleştirmişlerdir. Yapılan çalışmada, kaynak metali ve IS 2062 arasındaki geçiş bölgesini, kaynak şartlarına ve birleştirilen malzeme kompozisyonuna bağlı olarak martenzit, temperli martenzit ve çeşitli karbürler olarak belirlemişlerdir (Srinivasan vd., 2006). Çalışmada kullandıkları E309 ve E2209 ilave metaller içerisinde E2209

kaynak ilave metali ile birleştirilen malzemenin kaynak metalinin sertliği ve darbe dayanımının, E309 ilave metali ile elde edilen kaynak metalinden daha iyi olduğunu rapor etmişlerdir.

Öztlü tel ile birleştirilen AH36-AISI316L malzeme çiftinin AH36 tarafının ergime sınırında alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 6.10'da gösterilmiştir.

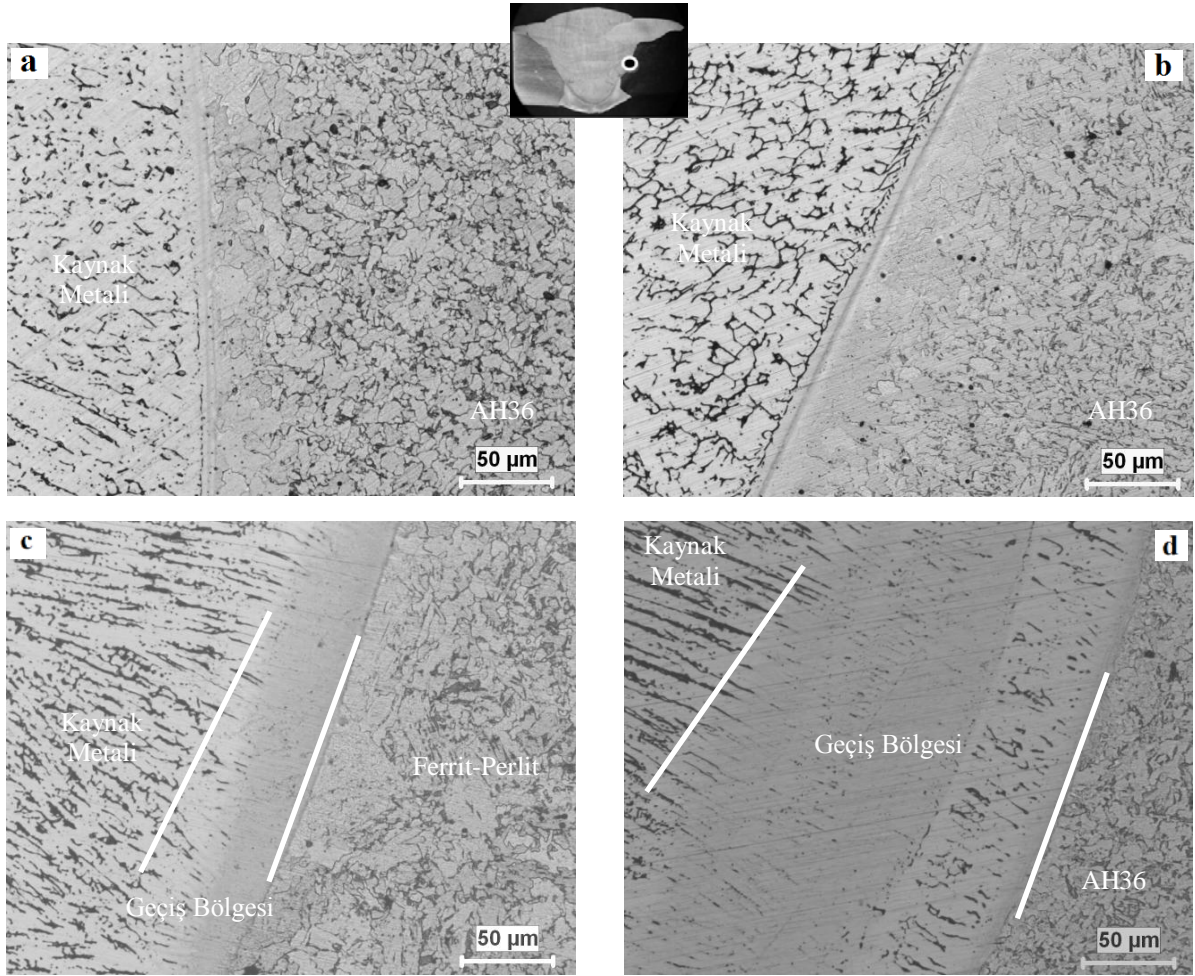


Şekil 6.10. Öztlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin AH36 ergime sınırı bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

Şekil incelendiğinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı miktarı bölgenin mikroyapısını etkilediği anlaşılmaktadır. CO₂ gazındaki artışa paralel olarak AH36 malzemenin ITAB bölgesinde perlit miktarının azaldığı ve ferrit alanının genişlediği gözlenmektedir. %12 CO₂ gazı kullanılarak yapılan birleştirmede 39 µm civarında

perlitçe azalan bölge oluşurken, %100 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak yapılan birleştirmede bu alanın genişliği 70 µm civarına yükselmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça oluşan sıcaklık artışı ile mikroyapı içerisindeki kimyasal kompozisyonda var olan karbon elementinin geçiş bölgesi ve kaynak metaline difüzyonu sonucu, karbon göçüne uğramış bu alanda perlit fazının azaldığı ve ferrit faz miktarının arttığı gözlenmektedir.

Şekil 6.11 'de E309 LT1-1/4 ilave metali ile birleştirilen AH36 ve AISI316L malzeme çiftinin kaynak metali-AH36 geçiş bölgesinin iki taraflı dağlama yapılarak elde edilen görüntüleri gösterilmiştir. Bu görüntülerden koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı miktarı arttıkça geçiş bölgesi ve ferritçe zengin olan bölgenin genişliğinin arttığı açıkça görülmektedir. Bu bölgenin genişliği Ar-%12CO₂ gazı içeren koruyucu atmosfer altında birleştirilen numunelerde 35-40µm civarında iken, %100 CO₂ kullanılarak birleştirilen numunelerde 100-120µm civarında genişlemektedir. Ergime sınırının yanındaki bu bölge genellikle hacimsel kaynak metalinden kompozisyon olarak önemli farklılıklar gösterir. Bazen bu farklılıklar mikroyapı ve özellikleri açısından görülmektedir. Bu bölge; saf bölge, dolgu metali azalmış bölge, kısmi karışık bölge, orta derecede karışık bölge ve sertleşen bölge olarak farklı parçalara ayrılabilir. Burada ana metalin küçük bir kısmı tamamen erimiş ve dolgu metalin seyrilmesine maruz kalmadan rekristalize olmuştur. Buna ek olarak, ergime sınırının sol tarafında perlitin ayrışması sonucu beyaz bir tabaka olan dekarbürizasyon tabakası görülmektedir (Wang vd., 2011).

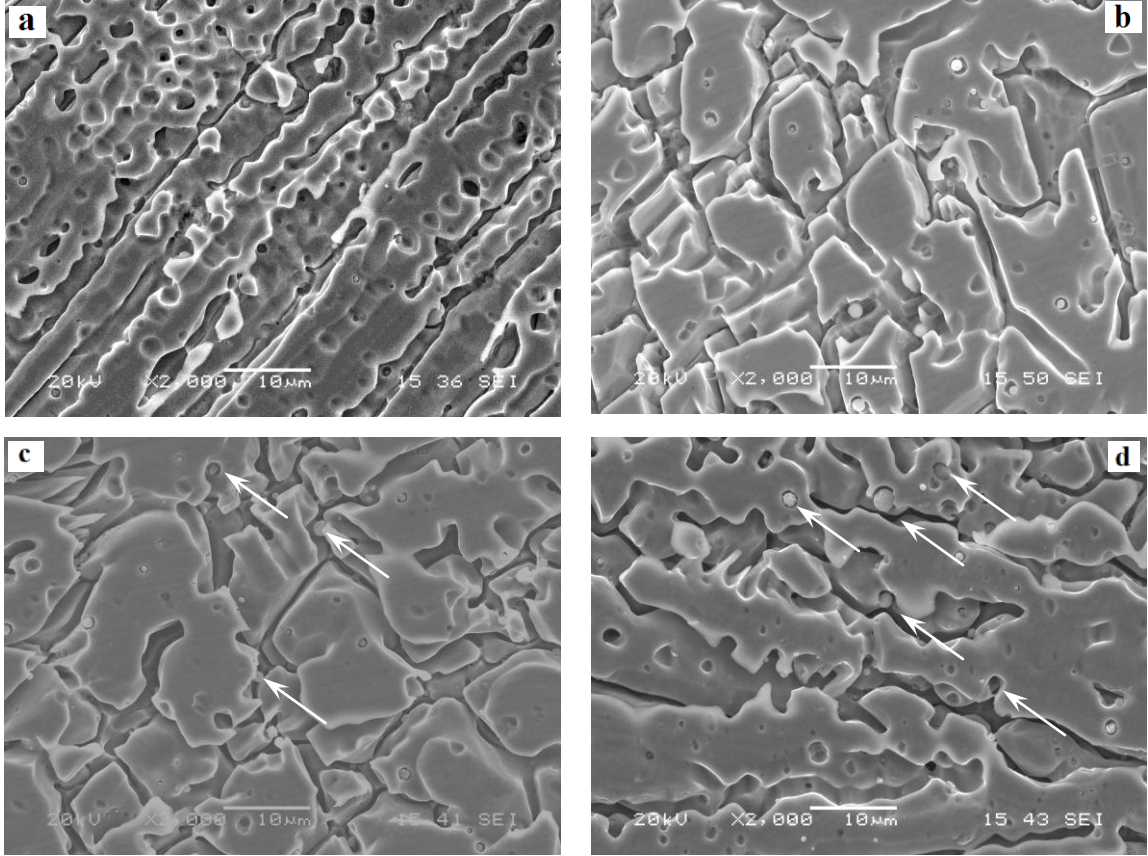


Şekil 6.11. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kaynak metali-AH36 ergime sınırından alınan mikroyapı görüntüleri,

6.1.2 SEM-EDS incelemeleri

Farklı kompozisyonlara sahip koruyucu gaz altında birleştirilen malzeme çiftinin SEM incelemeleri kaynak bölgesinde detaylı olarak gerçekleştirilmiş, elde edilen veriler Şekil 6.12’de gösterilmiştir. Şekiller incelendiğinde koruyucu gaz kompozisyonu değişikçe kaynak metali içerisinde mikro inklüzyonların oluşumu tespit edilmiştir. Oluşan mikro inklüzyonların boyutu şekillerde görüldüğü gibi koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı bağlı olarak artmaktadır. Mikro inklüzyonların küresel olduğu görülmektedir. Ar-12 % CO₂ koruyucu gazı altında gerçekleştirilen birleştirmede kaynak metali içerisinde mikro inklüzyonlar

bulunmamakta ancak koruyucu gaz içerisindeki CO_2 miktarı %100 olduğunda oluşan inklüzyonların boyutunun $\geq 3 \mu\text{m}$ 'dan daha büyük olduğu gözlemlenmektedir.

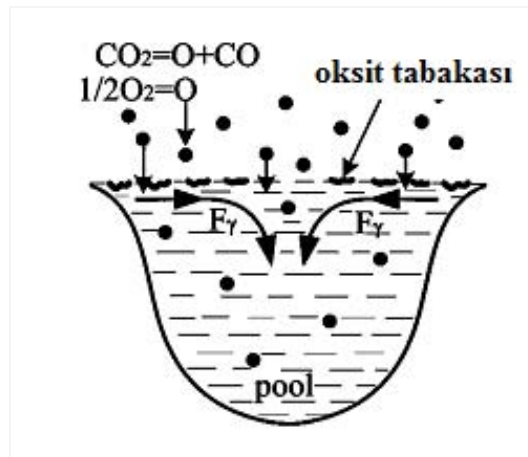


Şekil 6.12. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO_2 b)Ar-%20 CO_2 c)Ar-%50 d)%100 CO_2 birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri

Arivazhagan ve arkadaşları, basınçlı kap uygulamalarında kullanılan P91 yüksek mukavemetli çeliğini özlü tel ark kaynağı ile farklı koruyucu gaz kompozisyonları kullanılarak birleştirmişlerdir. %100 Ar, Ar+ CO_2 ve %100 CO_2 koruyucu gazları kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelerin kırılma tokluğu araştırılmıştır. Yapılan çalışmada koruyucu gaz içerisindeki CO_2 gazı artışına paralel olarak kaynak metali içerisinde miktarının artışına paralel olarak inklüzyonların arttığını ve aralarındaki mesafenin azaldığını, %100 argon kullanımında ise inklüzyonların miktarının ve boyutlarının azaldığını rapor etmişlerdir (Arivazhagan vd., 2009).

İnküzyonların oksidasyon sonucu oluşan bileşikler olduğu düşünülmektedir. Oksit tabakasının kaynak banyosu içerisindeki davranışı Marangoni mekanizması hareketi

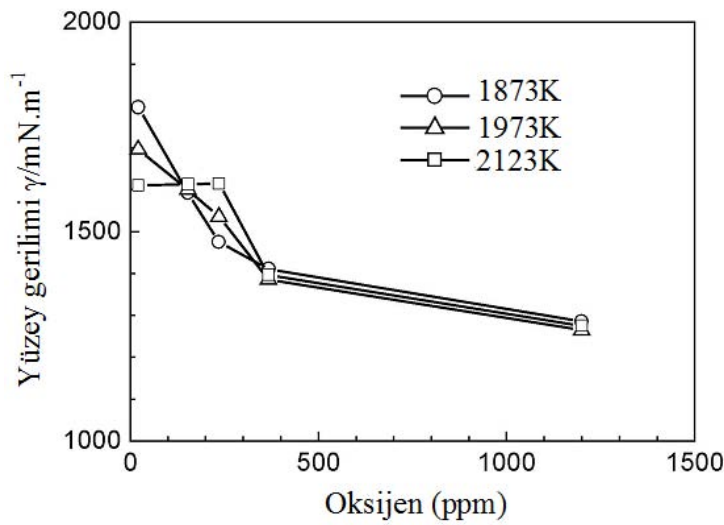
ile tanımlanabilir. Yüksek ısıda kaynak banyosu yüzeyinde oluşan oksit davranışı şematik olarak Şekil 6.13’de gösterilmiştir. Sıcaklık değişimi, serbest yüzeye paralel ve serbest yüzeye dik olarak meydana gelmektedir. Genel olarak bütün akışkanların yüzey gerilimi sıcaklık artışına paralel olarak azalmaktadır. Serbest yüzey boyunca gerçekleşen sıcaklık değişimi, serbest yüzeye paralel olarak sıcak yüzeyden soğuk yüzeye doğru bir akışa neden olmaktadır (Selver vd., 2010). Fe, Ni ve Cr, birbirine çok yakın bir yüzey gerilimi ve atomik boyutlara sahiptirler. Paslanmaz çeliklerde yüzey gerilimi üzerine oksijenin etkisi Şekil 6.14’de gösterilmiştir. Gösterilen bu değerler referans olarak kullanılabilir. Kaynak banyosu içerisindeki oksijen miktarı arttığında (≤ 100 ppm), Maragoni etkisi dıştan içe doğru değişim göstermektedir. Gerçekleştirilen bu çalışmalarda birleşme esnasında kullanılan koruyucu gazlar içerisindeki CO_2 miktarının kaynak banyosu içerisindeki oksitlerin oluşumuna neden olduğu düşünülebilir.



Şekil 6.13. Kaynak banyosu üzerinde oksit tabakasının davranışı (Shanping vd., 2005)

Shanping ve arkadaşlarının gerçekleştirdiği çalışmada, Ar gazı içerisine ilave edilen az miktarda CO_2 gazının kaynak banyosunun içindeki oksijen miktarını artırdığını tespit edilmiştir. TIG kaynak yöntemi kullanılarak yapılan birleştirmede koruyucu gaz kompozisyonunun kaynak hızına olan etkisini Maragoni konveksiyonu ile açıklamaya çalışılmıştır. Meydana gelen kompozisyon değişkenlerinin Maragoni konveksiyonunu güçlü bir şekilde etkilediği, kaynak havuzunun yüzeyi ve kaynak dikiş görüntüsünü değiştirdiği ileri sürülmüştür (Shanping vd, 2005).

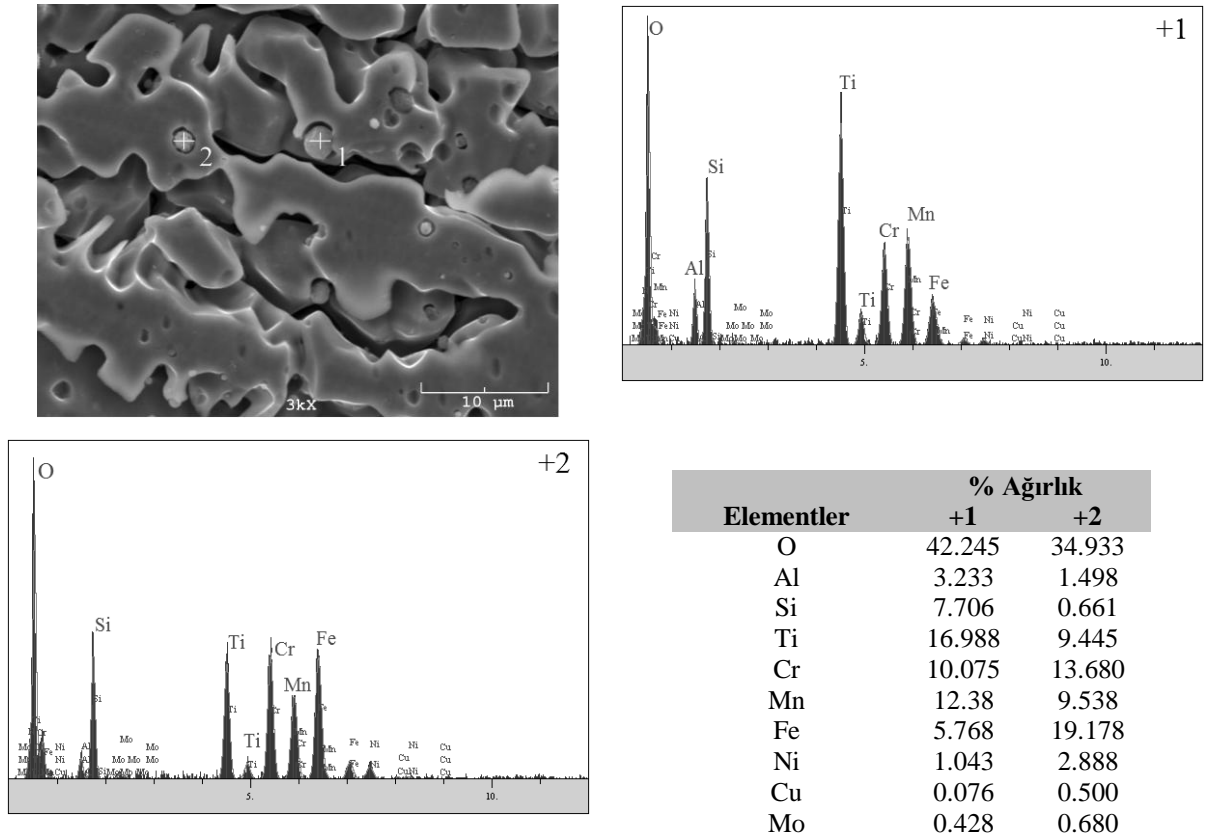
Özlu tel ark kaynağı ile gerçekleştirilen birleştirmede koruyucu gazın içerisindeki CO₂ gazı ile oluşan oksidasyonun etkisi kaynak banyosu üzerinde oluşan curuf tabakasında toplanması nedeni ile yüzeyinde bir miktar oksitlenme gzmektedir. 400°C ye kadar etkilenen bölgelerde, oksijen öncelikle krom ile reaksiyona girmekte ve sarımtırak bir görünüm oluşturmaktadır. Gerçekleştirilen incelemelere göre, kayda değer bir demir oksidasyonu oluşmadığından, açık sarı renkler kalınlaşmış pasivite tabakası olarak kabul edilmektedir (Savgu, 2007).



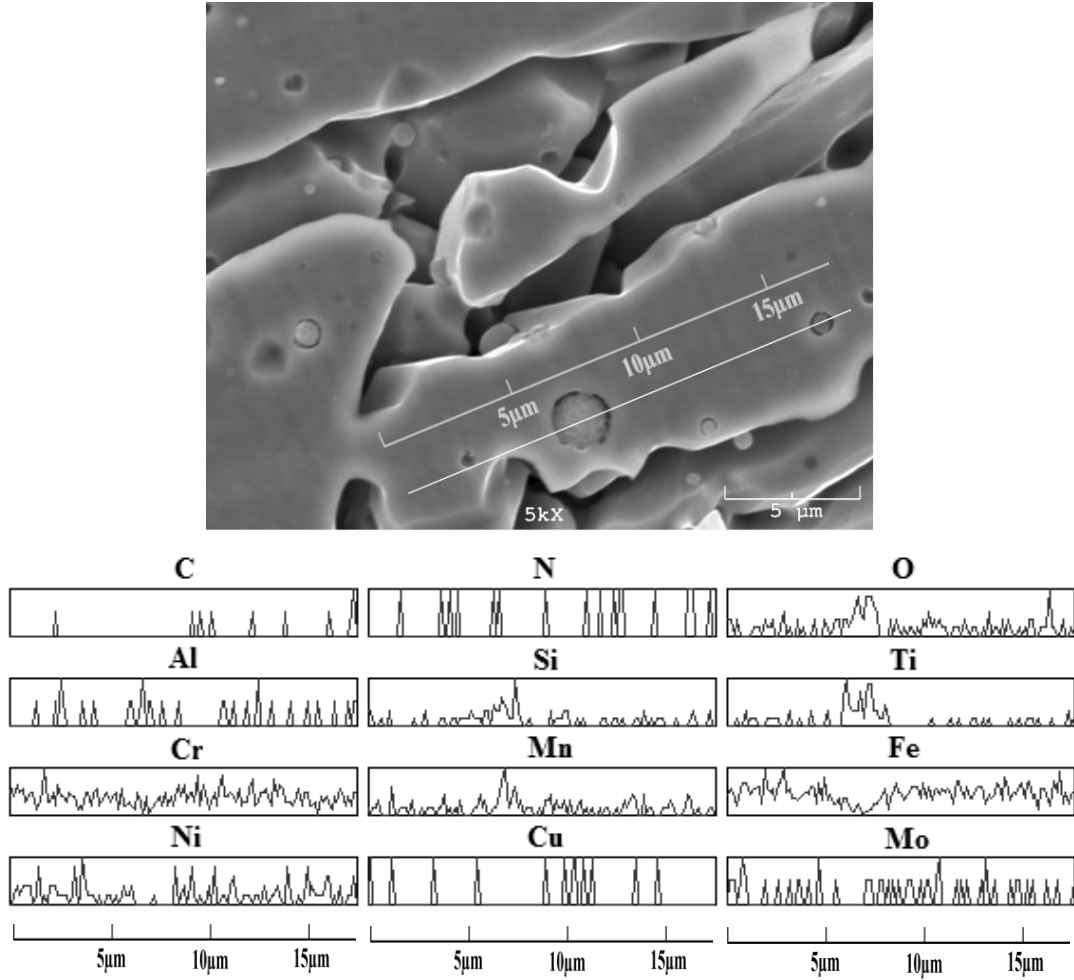
şekil 6.14. Oksijen içeriği sıvı demirin yüzey gerilimi üzerinde etkisi (Shanping vd., 2005)

Kaynak esnasında oluşan mikro inklüzyonların kimyasal içeriğinin belirlenmesi amacı ile noktasal ve izgisel EDS analizleri alınmıştır. %100 CO₂ koruyucu gaz kullanılarak birleştirilen AH36 – AISI 316L kaynak çiftinin kaynak metal içerisinde oluşan inklüzyonlardan alınan noktasal analiz değerleri şekil 6.15’de gösterilmiştir. şekil incelediğinde boyut olarak büyük olan inklüzyondan alınan EDS değerlerinde O, Al, Ti ve Mn miktarının yüksek olduğu buna karşılık Cr, Fe ve Ni elementlerinin oranının düşük olduğu gözlenmiştir. Inklüzyonların boyutlarına ve oluşturdukları bölgelere göre içerdiği elementlerin % ağırlık oranları değişmektedir. Inklüzyonların oluşturan elementlerin, kaynak metalinin içerdiği elementler ile arasındaki değişimi ortaya koymak amacı ile SEM-EDS izgisel analizi alınmıştır. Elde edilen sonuçlar şekil 6.16’da gösterilmiştir. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde mikroyapıda oluşan inklüzyonların hangi elementleri içerdiğine dair daha net sonuçlar vermektedir. Küresel formadaki inklüzyonların bulunduğu noktada yüksek miktardaki oksijen

elementi net olarak göze çarpmaktadır. Oksijen elementinden başka bu bölgelerde Al, Si, Ti, Mn gibi elementler bulunmaktadır. Aynı noktalarda Fe, Ni ve Cr piklerinin azaldığı görülmektedir. Çizgisel analiz son kısmında bulunan küçük boyutlu inklüzyonda, oksit olan bölgede Si, Mn ve Al elementlerinin daha çok bulunduğu gözlemlenmektedir. Hem noktasal hem de çizgisel analizler inklüzyonların; MnO, SiO₂, Al₂O₃ ve TiO₂ 'nin oluşturduğu karmaşık oksitler işaret etmektedir.

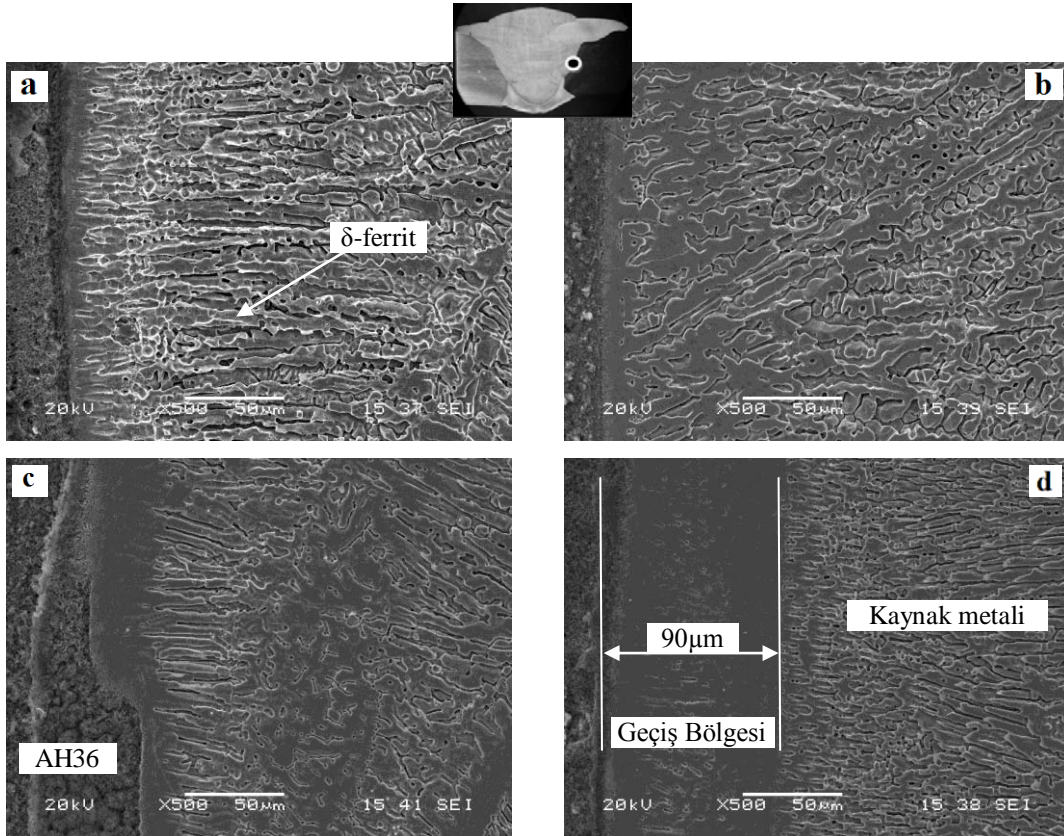


Şekil 6.15. % 100 CO₂ koruyucu gaz ile birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonlardan alınan EDS noktasal analiz sonuçları



Şekil 6.16. % 100 CO₂ koruyucu gaz ile birleştirilen AH36- AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonlardan alınan EDS çizgisel analiz sonuçları

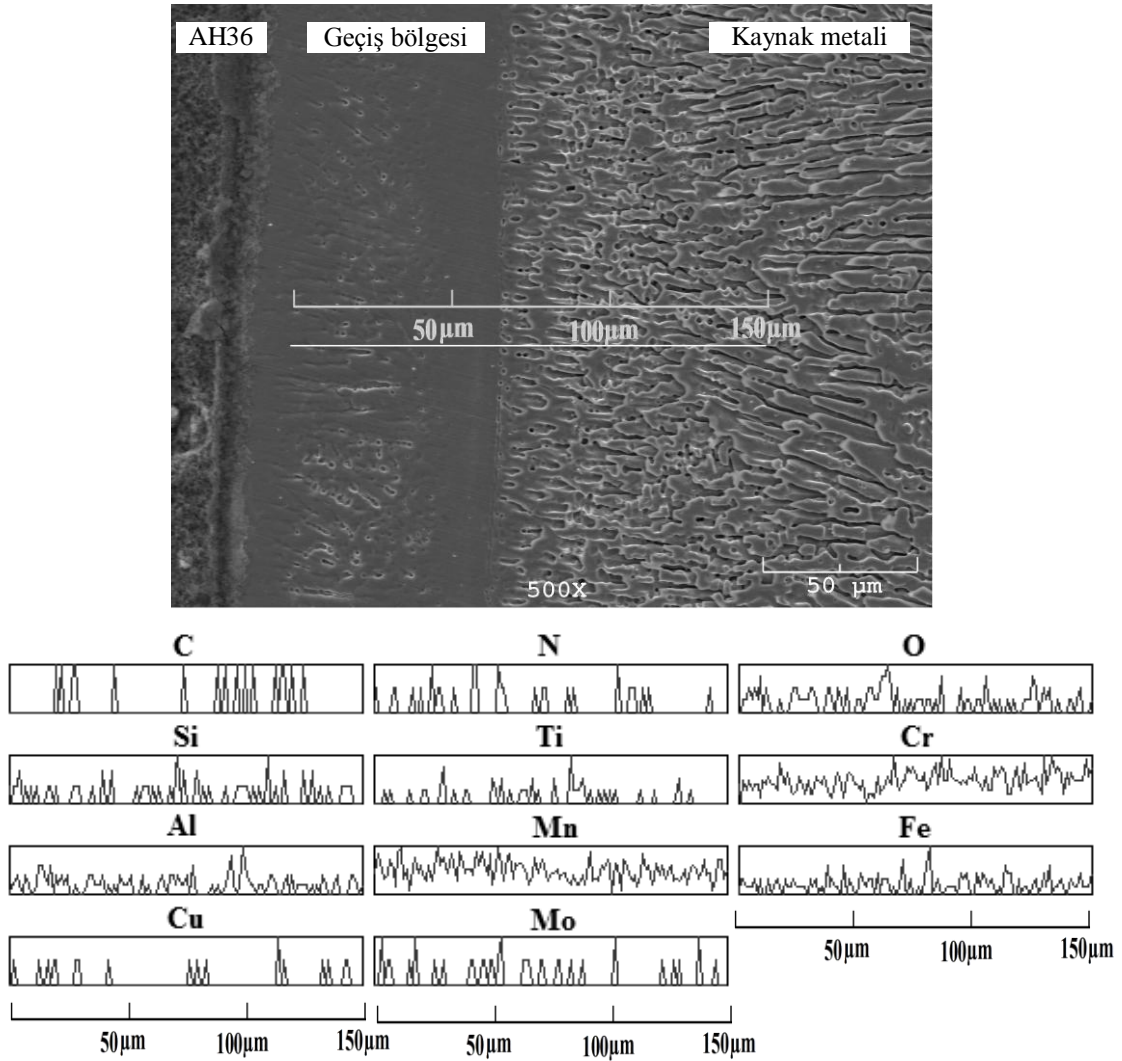
Bölüm 6.1.1 'de optik mikroskop ile incelenen AH36 - AISI 316L malzeme çiftinin, E309LT1-1/4 özlü tel ile elde edilen kaynak metali ile AH36 malzeme arasında kalan geçiş bölgesinin daha net olarak görüntülenmesi amacı ile SEM-EDS incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Farklı koruyucu gaz kompozisyonları ile gerçekleştirilen birleştirmelerin geçiş bölgelerinde elde edilen SEM görüntüleri Şekil 6.17 'de gösterilmiştir. SEM çalışmaları önceki çalışmaları onaylamaktadır. Koruyucu gaz kompozisyonundaki artışa bağlı olarak geçiş bölgesinin genişliği artmaktadır. %100 CO₂ koruyucu gaz kullanılarak yapılan birleştirmede bu bölgenin genişliğinin 90μm civarında olduğu görülmektedir. Daha önceki bölümde de açıklandığı gibi bahsedilen bölgenin genişlemesi ısı girdisinin artışından kaynaklanmaktadır.



Şekil 6.17. Özlü tel yöntemi farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin geçiş bölgesinden alınan SEM görüntüleri

Wang ve diğerleri tarafından yapılan çalışmada; 16MnR yüksek dayanımlı çelik ile 2205 duplex paslanmaz çeliği örtülü elektrod (MMA) ve TIG kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Yüksek dayanımlı 16MnR çeliği ile kaynak metali arasında hem dekarbürize hem de karışmamış bölgelerin oluştuğunu belirtmişlerdir. Mikroyapı içerisindeki ait ergime bölgesini; dekarbürize olmuş bölge ve karışmamış bölge olarak ikiye ayırarak, örtülü elektrod ile gerçekleştirilen birleştirme işleminde daha geniş bir dekarbürize bölge oluşturduğunu rapor etmiştir. Ayrıca karışmamış bölge (unmixed zone) olarak adlandırılan bölgede de ufak bir genişleme meydana gelmiştir. Bunun sebebini ısı girdisi olarak belirtmiş ve ısı girdisinin bu alanda karbon göçünü artırdığını ileri sürmüşlerdir (Wang vd., 2010). Bir başka çalışmada da (Srinivasan vd., 2006) geçiş bölgesindeki karbon göçünden bahsedilmektedir.

Aynı bölgeden alınan EDS çizgisel analiz sonuçları Şekil 6.18’de gösterilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi, Cr miktarında geçiş bölgesinden tam dönüşümün sağlandığı δ -ferrit bölgesine geçildiğinde bir artma, Fe elementinde ise bir düşüş meydana gelmiştir. Konsantrasyon farkı, kaynak esnasında oluşan termal çevrimler ve kromca zengin olan kaynak metali AH36 tarafında karbon difüzyonunu teşvik etmektedir.



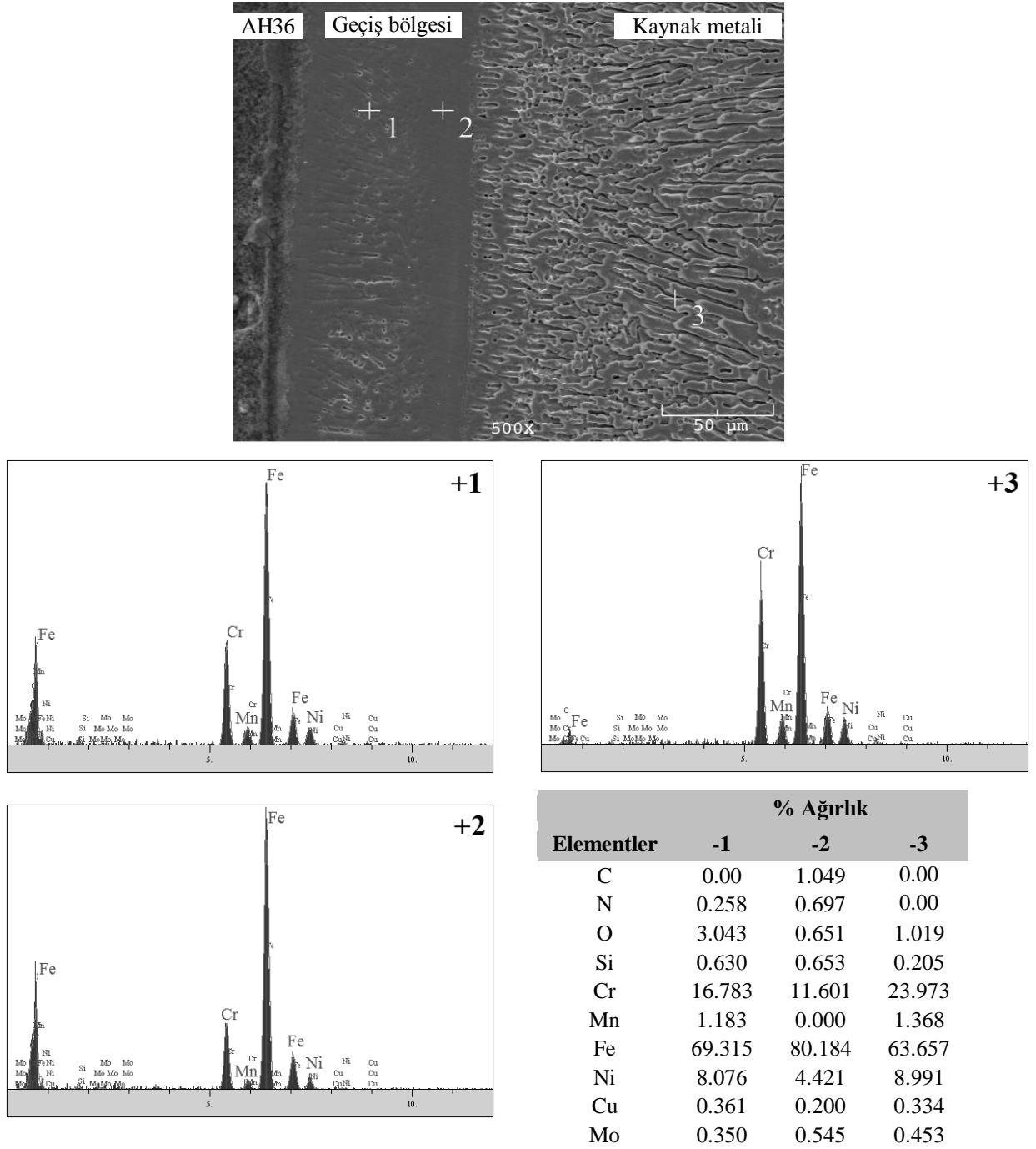
Şekil 6.18. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzemenin geçiş bölgesinden alınan EDS çizgisel analiz sonuçları

AH36 metalinin ergimesi ve ergiyen kaynak banyosunun hızlı soğumasını, ergime çizgisinin yanındaki alaşım elementleri tarafından kontrol edilmektedir. Böylece krom karbürler ve martenzitlerin oluşumu kolayca teşvik edilmesi sonucunda geçiş bölgesi oluşur (Wang vd., 2010). Ayrıca aynı sıcaklıkta, karbon ostenit içerisinde

ferrit fazına göre 10 ila 100 kat daha hızlı difüze olmaktadır ve karbonun ostenit içerisindeki çözünürlüğü daha yüksektir (Huang ve Wang, 1998).

Benzer olmayan metallerin birleştirilmesinde ergime sınırının mikroyapısı genel olarak diğer bölgelerden benzemeyen özelliklere sahiptir. SEM görüntülerinde geçiş bölgesinin orta bölgelerinde dönüşümünü kısmen tamamlamış literatürde (Rowe vd., 1999; Nelson vd., 2000; Nelson vd., 1999) martenzitik şerit olarak adlandırılan bölge gözlenmektedir. Bu yapıyı tanımlamak için noktasal analizler uygulanmıştır. Geçiş bölgesi içerisindeki farklı noktalardan alınan noktasal analiz sonuçları Şekil 6.19'da gösterilmiştir. Bu incelemede geçiş bölgesi ve kaynak metali arasındaki farkları ortaya koymak amacı ile 3 noktada EDS analizi yapılmıştır. Alınan noktasal analizler ile bu bölgelerdeki meydana gelen oluşumların belirlenmesi amaçlanmıştır. 1 no'lu bölgede Cr miktarında artış görülmektedir. Bu sonucu bu bölgede kısmen dönüşmüş δ -ferrit ve Ni içeriğindeki azalma ile desteklenmektedir. 2 no'lu bölgenin Cr miktarı %11 ile en az miktarda olduğundan bu bölgelerde karbürlerin varlığından söz edilebilir. Karbon içeriğinin bu bölgede EDS analizi ile tam olarak tayin edilememesine rağmen, karbon çeliği tarafından gerçekleşen karbon göçü birçok çalışmada rapor edilmiştir. (Huang ve Wang 1998; Srinivasan vd.,2006; Wang vd., 2011 ; Sireesha vd., 2000; Wang vd., 2009; Satyanarayana vd., 2005).

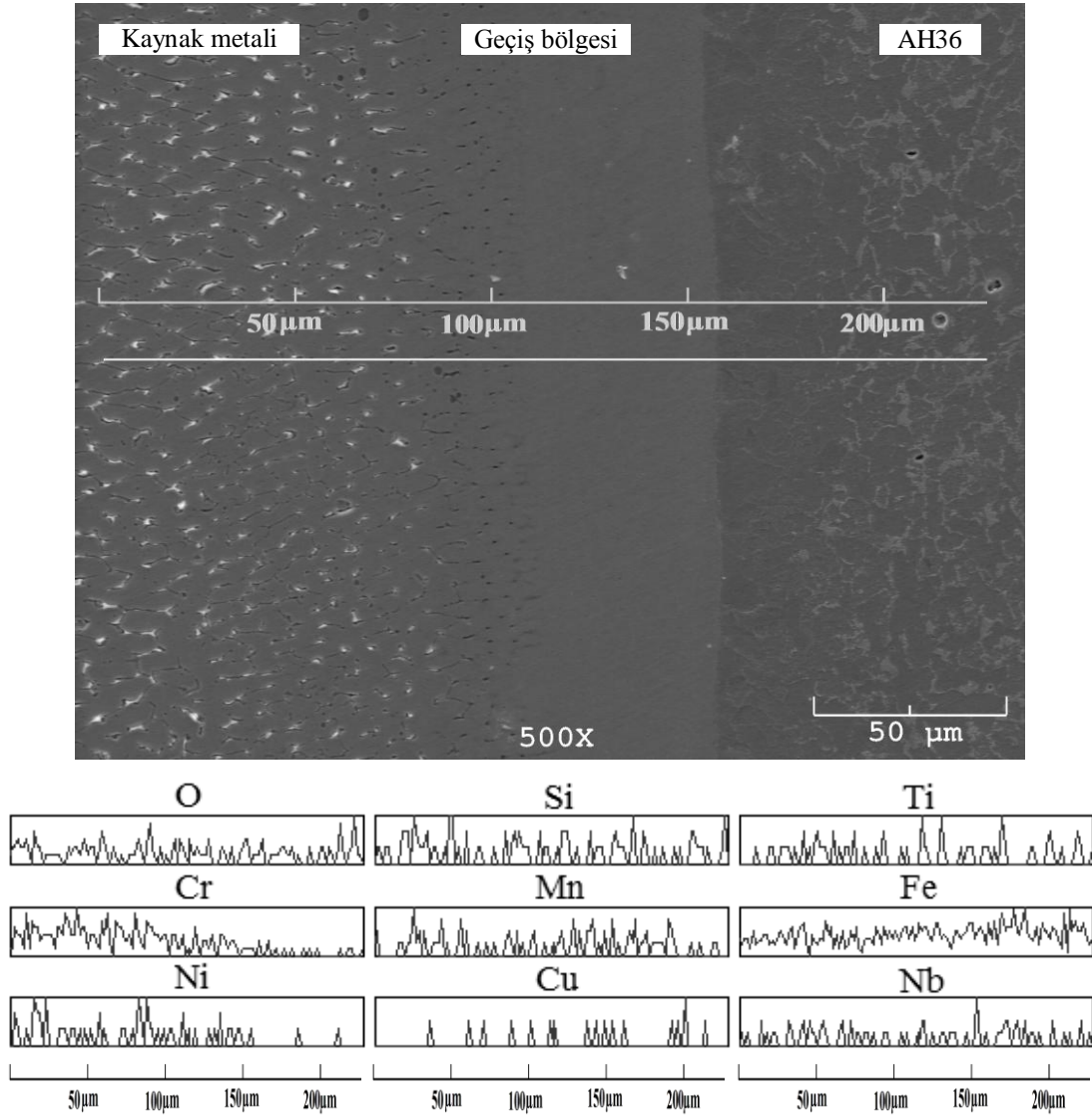
Daha öncede belirtildiği gibi çelikteki karbonun davranışı, alaşım elementlerinin yüzdesine ve diğer alaşım elementlerinin oranlarına bağlıdır. Farklı oranlarda alaşım elementi içeren iki çelik birleştirildiğinde, karbür oluşturan (örneğin Cr, Mo veya V) elementlerden en az oranda içeren malzemeden daha yüksek oranda alaşım elementi içeren malzemeye doğru göçme ve karbürler şeklinde çökelme eğilimindedir. Bu durum, bir ferritik çelikle bir ostenitik çelik arasındaki birleştirmede, yüksek sıcaklıklarda uzun süre tutulma halinde ortaya çıkar, bunun sonucunda en fazla alaşımlı malzeme içinde karbürlerden yana zengin bir bölge oluşur. Aynı zamanda en az alaşımlı malzeme içinde ise çok zayıf karbon oranlı bir bölge meydana gelir. Karbürlerden yana zengin sert bir bölge oluşmasının birleşmenin tutumu üzerinde olumsuz olduğu sanılmamakla birlikte, karbondan yana fakir bölge için aynı şey söylenemez. C'dan başka alaşımlı çeliğe en fazla geçen element N ve O'dir. Böylece çeliğin mekanik özellikleri zayıflamaktadır (Çalık, 2004).



Şekil 6.19. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin geçiş bölgesinden alınan noktasal SEM-EDS analizi

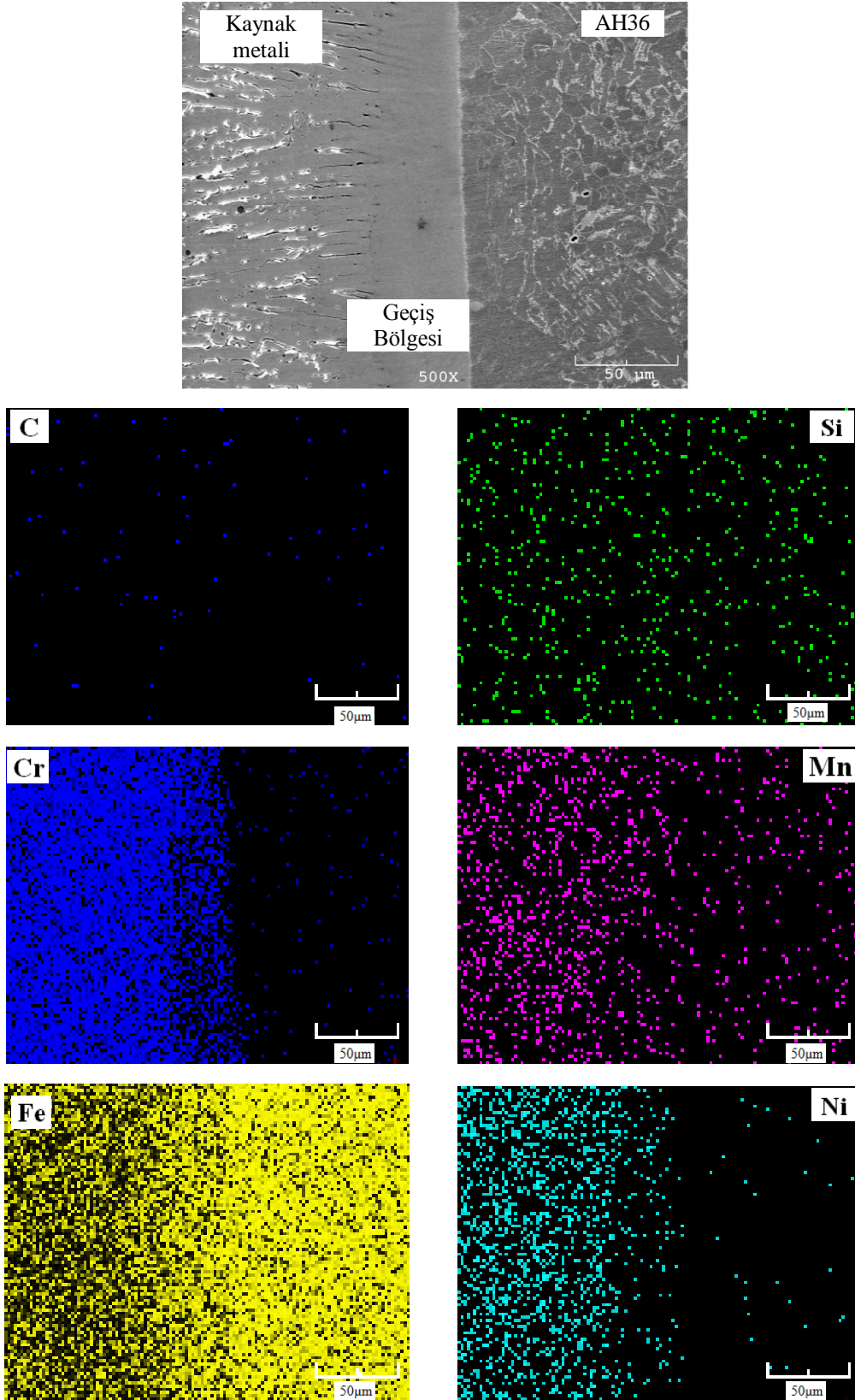
AH36 çeliği ile kaynak metali arayüzeyinde gerçekleştirilen EDS çizgisel analizi Şekil 6.20’de gösterilmiştir. Analiz sonuçları incelendiğinde geçiş bölgesinde Cr miktarının arttığı görülmektedir. Ni miktarında da bir artış gözlenmekte ancak bu artış Cr miktarından daha düşük seviyede kalmaktadır. AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemelerde Cr miktarının fazla olması arayüzeyde Cr

konsantrasyonunun daha fazla olmasını sağlamaktadır. AH36 düşük alaşımli çelik tarafına nikel geçişinin daha az olduğu, kaynak metali tarafında ara yüzeyde yoğunlaşması Ni'in ısı iletim katsayısının Cr ve Fe'den daha düşük olması bu elementin AH36 tarafına olan difüzyonunun yavaşladığını göstermektedir.



Şekil 6.20. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzemenin geçiş bölgesinden alınan çizgisel SEM-EDS analizi

Şekil 6.21’de %100 CO₂ koruyucu gaz ile birleştirilen AH36-AISI316L malzeme çiftinin ara yüzeyindeki geçiş bölgesinden alınan SEM elementel haritalama analizi gösterilmektedir. Şekil incelendiğinde Cr miktarı geçiş bölgesinde bir miktar azalmakta ve AH36 tarafında Cr miktarının çok daha az olduğu gözlenmektedir. Ni ise Cr miktarına göre geçiş bölgesinde daha az bulunmaktadır. Buna karşılık geçiş bölgesinde AH36 tarafında Fe göçü olduğu gözlenmektedir. Geçiş bölgesinde özellikle kaynak metaline doğru Mn miktarında bir artış gözlenirken, Si genel bir yayılım göstermektedir. Diğer taraftan C miktarı dekarbürize olan bölgede gözükmezken, geçiş bölgesinde daha yoğun bir dağılım gözlenmektedir. Kaynak metali ve AH36 tarafında kaynak metali içeriğine göre genel bir dağılım göstermektedir. SEM elementel haritalama analizinde elde edilen sonuçlar SEM-EDS analizlerini ve daha önce de farklı malzemeler için yapılan çalışmalarda elde edilen sonuçlar ile uyum içinde olduğu görülmektedir. Muhtemelen geçiş bölgesinde karbür bölgeleri oluşmakta bu da o bölgelerin sertlik değerlerinin artmasına neden olmaktadır.



Şekil 6.21. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzemenin geçiş bölgesinden alınan SEM-EDS elementel haritalama analizi

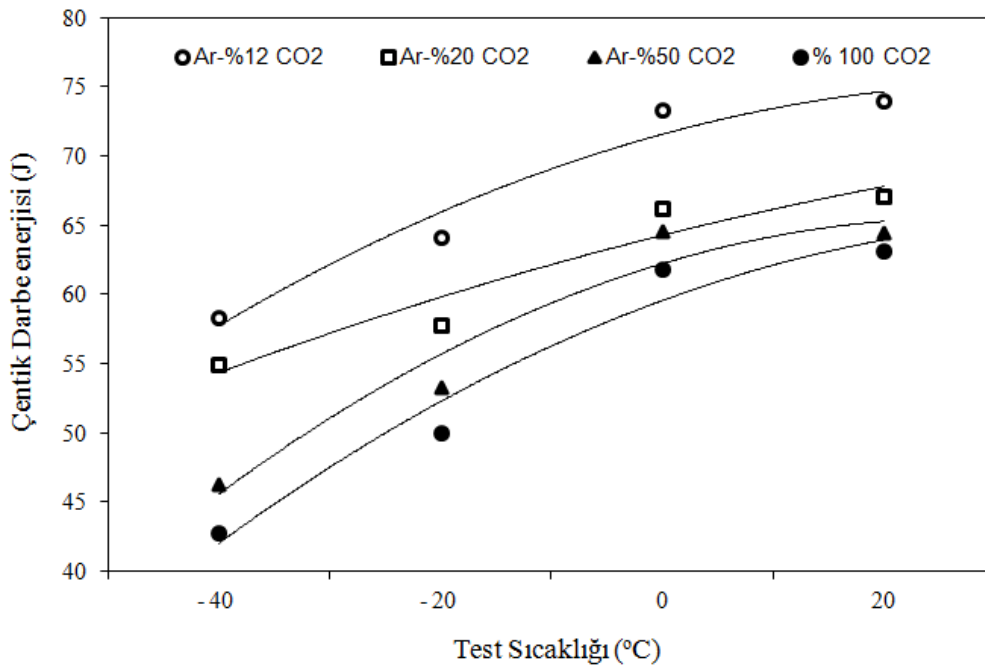
6.1.3. Çentik darbe deneyi ve kırılma yüzeyi incelemeleri

Koruyucu gaz kompozisyonlarının AH36 - AISI 316L kaynak çiftinin çentik darbe dayanımına etkisini incelemek amacı ile numuneler 20, 0, -20 ve -40 °C sıcaklıklarında çentik darbe testleri uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar Tablo 6.1 'de verilmiş grafiksel olarak Şekil 6.22'de gösterilmiştir. Darbe deneyi sonuçlarında, koruyucu gaz kompozisyonunun Charpy-V darbe tokluğunu etkilediği belirlenmiştir. Kullanılan ilave metalin yapısı ostenitik olduğundan çentik darbe tokluk değerlerinin sıcaklığa bağlı değişimi sınırlı olmuştur. YMK kristal kafes yapısına sahip olan ostenit fazı kroyojenik sıcaklıklarda da iyi tokluk davranışı sergilemektedir. Çentik darbe tokluk değerleri sıcaklıktan bağımsız olup HMK yapıya sahip ferrit fazı gibi sünek-gevrek geçiş noktası göstermemektedir. (Lippold ve Kotecki, 2005).

Ar-%12 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunenin darbe tokluğu değeri test sıcaklığına bağlı olarak 58-74J arasında değişmektedir. Ar-%20 CO₂ 'de bu değer 55-67 J, Ar-%50 CO₂ 'de 46-64J ve %100 CO₂ 'de 43-63 J olarak elde edilmiştir. Çentik darbe deneylerinde en yüksek darbe tokluk değeri oda sıcaklığında 74 joule ile Ar-%12 CO₂ gazı kullanılarak yapılan birleştirmede elde edilmiştir. En düşük darbe tokluk değeri ise -40 °C 'de yapılan çentik darbe deneyinde %100 CO₂ gazı ile birleştirilen numunelerde elde edilmiştir. Deneyin yapıldığı sıcaklık, ısı girdileri ve kullanılan dolgu metali kimyasal bileşimi de kaynak metalinin tokluğunu etkilediği bilinmektedir (¹Liao ve Chen, 1998; ²Liao ve Chen, 1998; ¹Taban, 2008; ²Taban, 2008). Ostenitik fazın yapısı düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen testlerde yüksek tokluğun elde edilmesi için avantaj sağlamaktadır (Abington Publishing, 1994). Önceki bölümlerde belirtildiği gibi, δ-ferrit miktarının, koruyucu gaz kompozisyonu içerisindeki CO₂ gazı miktarına göre azalma göstermektedir. Bu durum darbe tokluğu açısından düşünüldüğünde sıcaklığa bağımlı olarak bir miktar düşmeye neden olabileceği düşünülebilir. Esasında ostenit fazı tokluk değerlerinin artmasına neden olmaktadır. Dolayısı ile tokluk değerlerinin artması gerekirken, ostenit fazı artışı olan numunelerde bir miktar düşüş söz konusudur. Özlü tel ark kaynak yöntemi ile gerçekleştirilen kaynak işleminde CO₂ koruyucu gazının artışına paralel olarak mikroyapı içerisinde oluşan inklüzyonlar, ostenit oranı yüksek olan numunelerde darbe dayanımının daha düşük olmasına neden olmaktadır (Hu vd., 2005).

Tablo 6.1. Farklı kompozisyonlarda birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin farklı sıcaklıklarda çentik darbe deney sonuçları

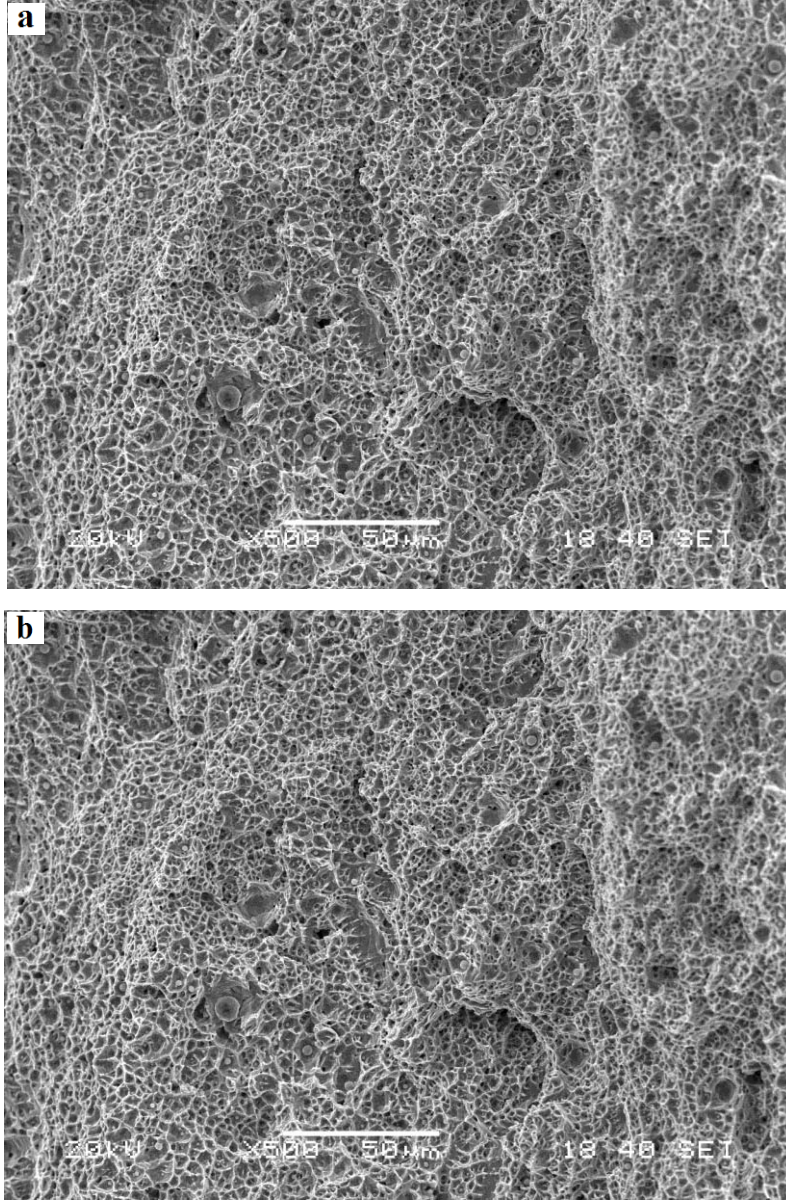
Gaz Kompozisyonu	Deney Sıcaklığı (°C)	20	0	- 20	- 40
Ar-%12 CO ₂	Ortalama Çentik Darbe Enerjisi (J)	74	73	64	58
Ar-%20 CO ₂		67	66	58	55
Ar-%50 CO ₂		64	65	53	46
% 100 CO ₂		63	62	50	43



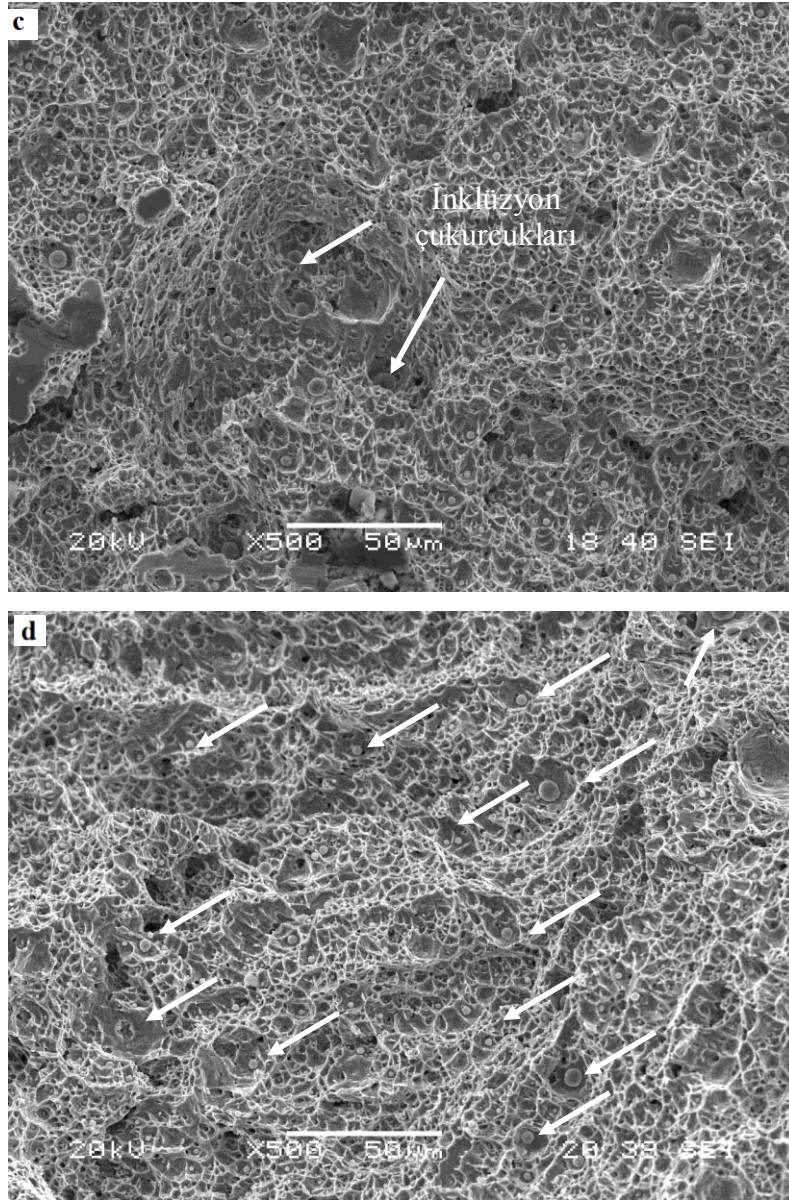
Şekil 6.22. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarda birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çentik darbe deneylerinde elde edilen tokluk değerlerinin değişimi

Çentik darbe deneyi uygulanan numunelerin kırılma yüzey morfolojileri SEM ile incelenmiştir. Kırılma yüzeylerinin incelenirken deneylerde elde edilen sonuçlara göre numune seçimi yapılmıştır. Şekil 6.23 'de özlü tel ark kaynak yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftine 20 °C'de uygulanan çentik darbe testi sonucu meydana gelen kırılma yüzeylerinin SEM 'de elde edilen görüntüleri gösterilmiştir. Kırılma yüzeyleri incelendiğinde Ar-12 % CO₂ içeren numuneni sünek bir kırılmaya maruz kaldığı görülmektedir. Bazı bölgelerde koruyucu gaz içerisindeki karbondioksit miktarının az olması nedeni ile çok az miktarda meydana gelen inklüzyonların neden olduğu derin ve gevrek forma sahip çukurlar göze

çarpmaktadır. Koruyucu gaz karışımı içerisindeki CO₂ gazı miktarının inklüzyonların boyutları üzerinde de önemli bir etkisi olduğu saptanmıştır.



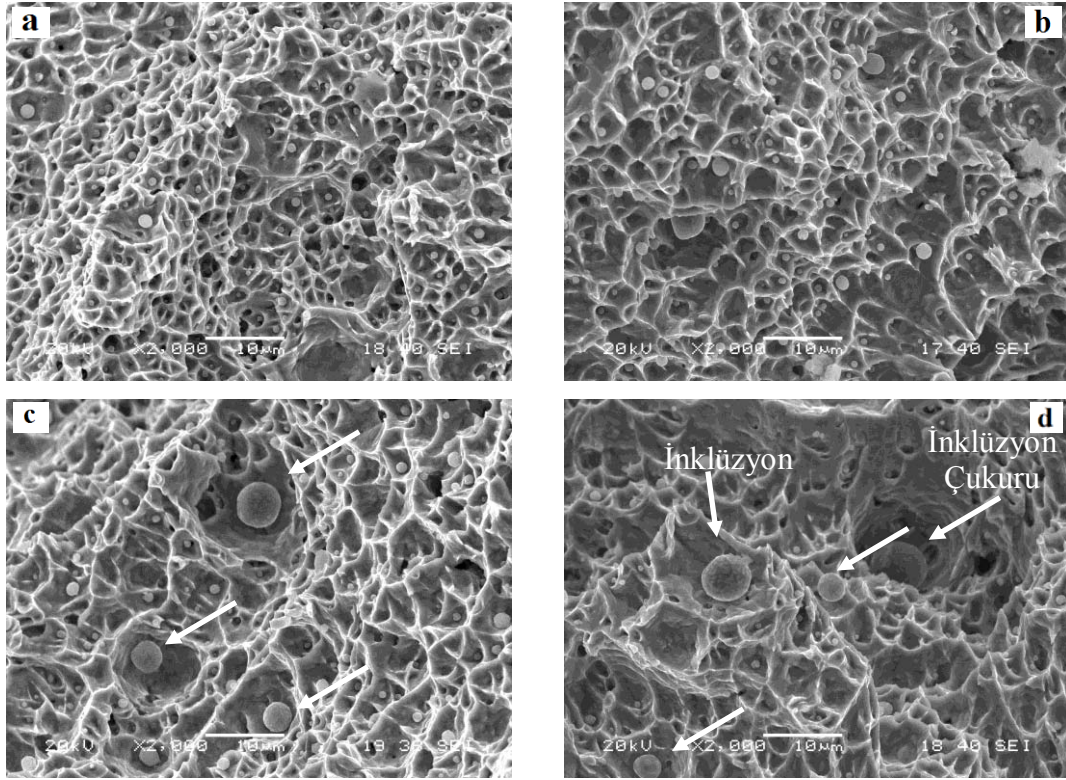
Şekil 6.23. Farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar-%12 CO₂ b) Ar-%20 CO₂ c) Ar-%50 d) %100 CO₂ özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri – (20 °C)



Şekil 6.23. (Devam)

Mikroyapı çalışmalarında δ -ferrit miktarının koruyucu gaz kompozisyonu içerisindeki CO_2 miktarının artışına bağlı olarak azalma göstermektedir. Bu durum darbe dayanımı açısından düşünüldüğünde tokluk değerlerinin artmasını sağlayabileceği düşünülebilir. Ancak diğer yandan özlü tel ark kaynak yöntemi ile gerçekleştirilen kaynak işleminde koruyucu gaz içerisindeki CO_2 miktarının artışına paralel olarak kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonların artması kaynak metalinde ostenit miktarının yüksek olmasına rağmen, birleştirilen malzemelerin darbe tokluk değerlerinin düşmesine neden olmaktadır.

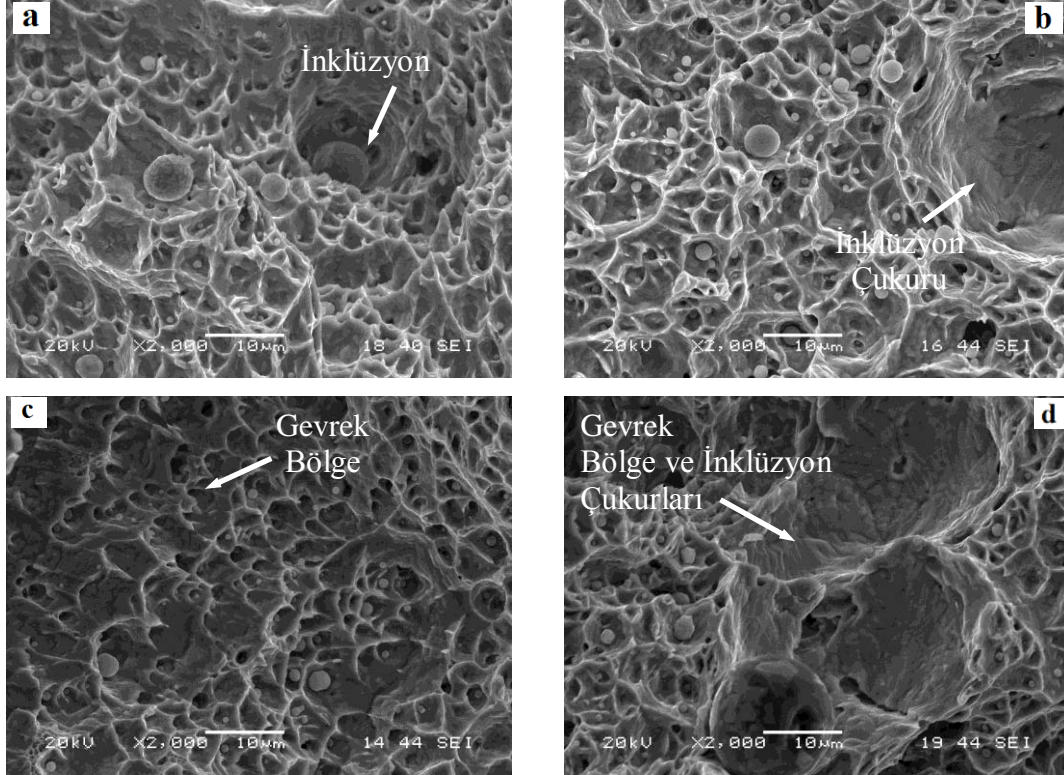
Bu durum; kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonların kaynak metali tokluğu üzerinde ostenit ve δ -ferrit faz miktarından daha etkili olduğunu göstermektedir. +20 °C'de uygulanan çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri Şekil 6.24'de gösterilmiştir. Kırılma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri incelendiğinde Ar – 12% CO₂ koruyucu gaz kullanılarak yapılan birleştirmede bir ağ şeklinde çukurcuklar (dimples) şeklinde kırılma yüzeyi elde edilmektedir (Şekil 6.24a). Bu şekildeki kırılma yüzeyi malzemenin sünek kırılma modu ile kırıldığını göstermektedir. Ostenitik paslanmaz çelik ilave metalin tipik kırılma morfolojileri gamze şeklinde delikli bir ağ görüntüsünde kırılma gerçekleşmektedir. Böylece darbe deneyinde kırılmanın sünek olduğunu ve kaynaklı malzemenin ani yüklere karşı daha dirençli olduğunu göstermektedir. Bazı bölgelerde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı miktarının az olması nedeni ile boyut olarak çok daha düşük ve az miktarlarda oluşan inklüzyonların neden olduğu derin şekle sahip çukurların meydana geldiği gözlenmektedir(Şekil 6.24c-d). Koruyucu gaz karışımı içerisinde bulunan CO₂ gazı miktarının kaynak esnasında oluşan inklüzyonların boyutları üzerinde de önemli ölçüde etkili olduğu darbe tokluk değerlerinden anlaşılmaktadır. Daha düşük oranda CO₂ içeren koruyucu gaz ile birleştirilen malzemenin darbe deneyi sonrası kırılma yüzeyinde inklüzyonların az miktarda ve küçük boyutlarda olurken, özellikle Ar - 50% CO₂ ve %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen malzemelerin kırılma yüzeylerinde oluşan inklüzyonların boyutları 8 µm civarına ulaştığı ve boyutlarının arttığı gözlenmiştir (Şekil 6.24c-d).



Şekil 6.24. Farklı gaz kompozisyonları a) %12 CO₂ b) %20 CO₂ c) %50 CO₂ d) %100 CO₂ ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin 20 °C’de çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri

Kırılma yüzeylerine bakıldığında ostenitik paslanmaz çeliklerin tipik kırılma morfolojileri görülmektedir. Bu görüntü delikli kırılma şeklinde gerçekleşmektedir. Farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrasında kırılma yüzey görüntüleri Şekil 6.25’de gösterilmiştir. Elde edilen çentik darbe tokluk değerleri ile kırılma yüzey görüntüleri biribiri ile uyumludur. Oda sıcaklığında yapılan çentik darbe deneyi sonrasındaki yüzey görüntüsünde inklüzyonların olduğu bölge daha derin olmakla beraber diğer kısımlarda çukurcuklar ağ şeklinde görülmektedir. İnküzyonların hemen yanında klivaj kırılma bölgeleri oluşmaktadır. Bu durumda çatlak başlangıcının inklüzyonların çevresinde başladığı ve daha çabuk ilerlediğinden daha az enerji harcadığını göstermektedir. Sıcaklık düştükçe çukurların derinliği daha az olmakta ve oluşturduğu ağ düzen bozulmaktadır. Özellikle -20 °C ‘den daha düşük sıcaklıklarda çukurların derinliği daha da azalmakta, daha gevrek kırılma modu göstermektedir. -40 °C ‘de klivaj kırılma şeklinde kırılma alanları artmakta ve daha gevrek kırılma modu göstermektedir. Dolayısı ile sıcaklık düştükçe sünek kırılma şeklinde gerçekleşen kırılma modu sünek+gevrek kırılma moduna geçmekte

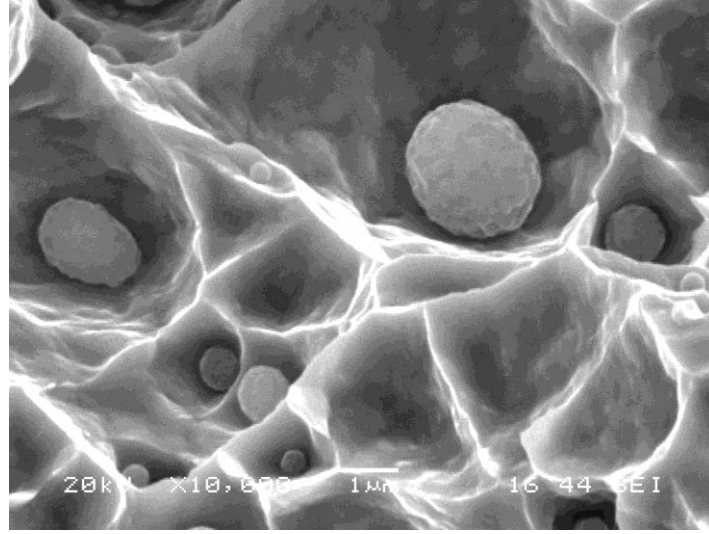
ve $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ gibi daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen çentik darbe deneylerinde gevrek+sünek kırılma modu daha belirgin hale gelmektedir.



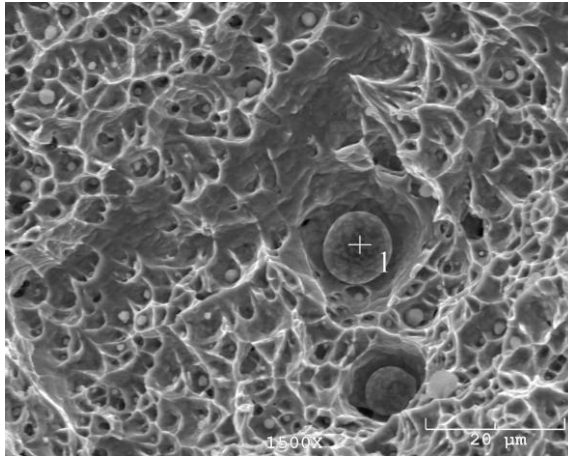
Şekil 6.25. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin malzemenin farklı sıcaklıklarda a) 20°C b) 0°C c) -20°C d) -40°C gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri

Şekil 6.26'da meydana gelen oksit inklüzyonların küresel formları gösterilmektedir. Ağ içerisine yerleşen çoklu oksit formundaki bu inklüzyonlar kendi hacimlerinin büyüklüklerine göre ağ içerisindeki çukurcukları genişletmiştir.

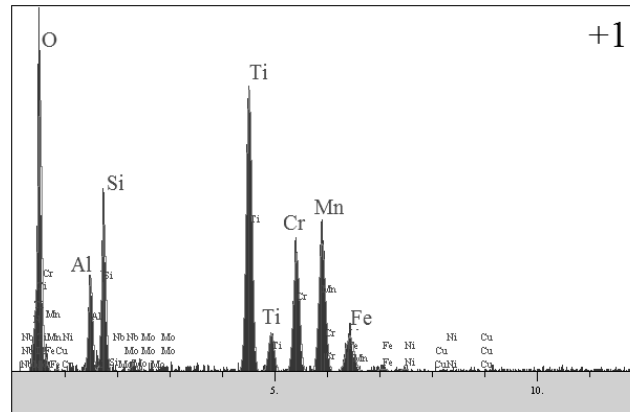
Şekil 6.27'de %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonların SEM-EDS noktasal analizi ve Şekil 6.28'de yine %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonların SEM-EDS çizgisel analizi gösterilmiştir.



Şekil 6.26. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 - AISI 316L malzeme çiftinin kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonun görüntüsü,



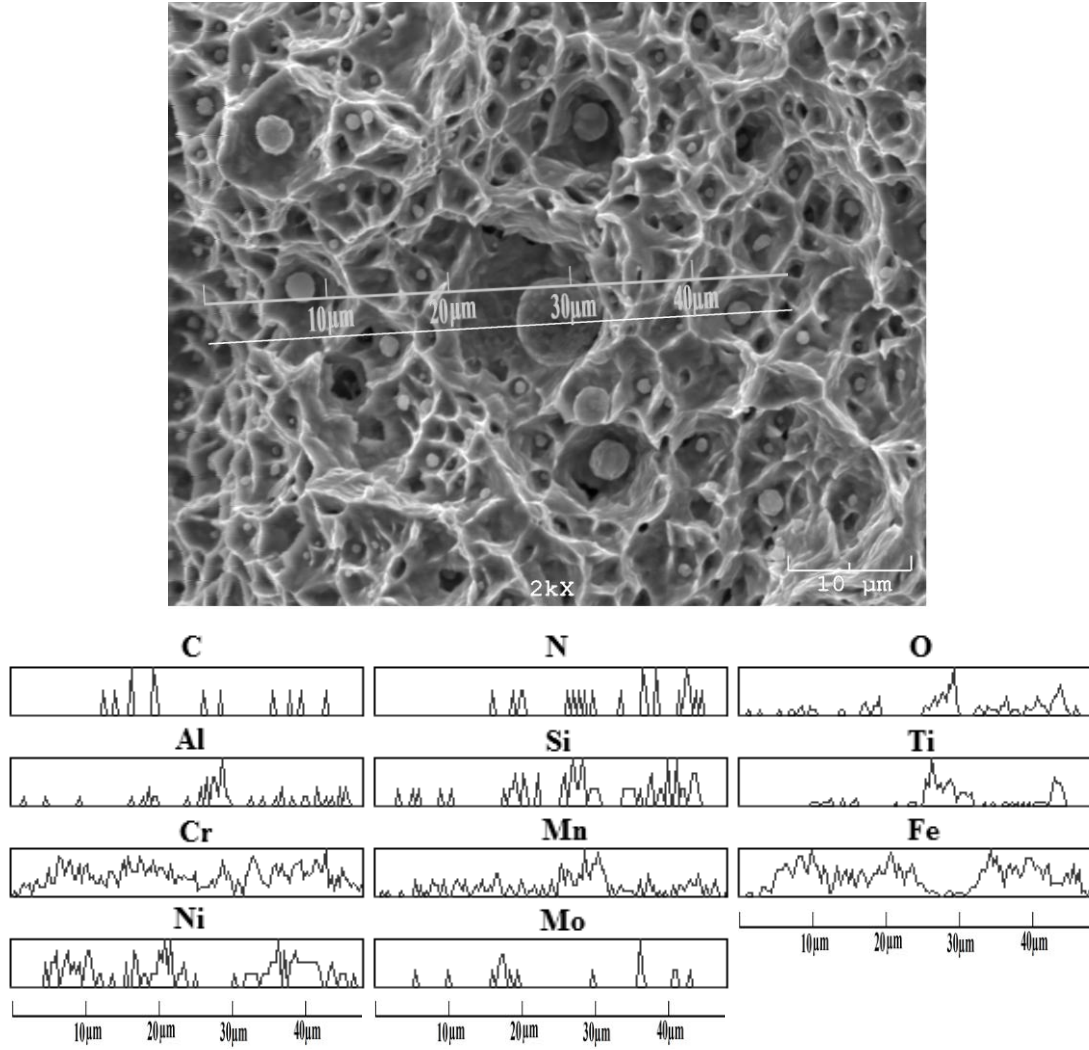
Elementler	% Ağırlık
O	41.103
Al	4.645
Si	6.882
Ti	18.553
Cr	10.872
Mn	12.871
Fe	3.611
Ni	0.670
Nb	0.047
Mo	0.747



Şekil 6.27. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36 - AISI 316L malzeme çiftinin çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyon üzerinden alınan SEM/EDS analizi

Kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonun O, Al, Ti, Si ve Mn elementleri içerdiği ve bu elementlerin miktarlarının yüksek olduğu buna karşılık Cr, Fe ve Ni elementlerinin oranlarının daha az olduğu görülmektedir. Bu durum inklüzyonların oksit formuna sahip olduğunu ortaya koymaktadır. Ancak oluşan oksit kompleks yapıya sahiptir ve yapılarının SiO_2 , MnO , TiO_2 ve Al_2O_3 formunda olduğu tahmin edilmektedir. Mikroyapı içerisindeki bu inklüzyonların miktarı ve boyutu koruyucu gaz içerisindeki CO_2 miktarına bağlı olarak artmaktadır. Şekil 6.28 incelendiğinde Mn, Si, Ti, Al ve O elementlerinin pikleri çizgisel analiz sonuçlarında göze çarpmaktadır. Inklüzyonun bulunduğu çizgi üzerinde Fe, Cr ve Ni elementlerinin pikleri azalmıştır. Kaynak metalinden alınan SEM-EDS analizleri ile benzer sonuçlar elde edilmiştir. Morfolojileri açısından bir değişim gözlemlenmemektedir. Hacimleri ve ağ içerisindeki dağılımları koruyucu gaz içerisindeki CO_2 miktarına bağlı olarak artış göstermektedir.

Kaynak metali içerisindeki ostenit fazı yüzey merkezli kübik yapıya, δ -ferrit ise hacim merkezli kübik yapıya sahiptir. Yüzey merkezli kübik yapıya sahip olan metal yüksek çentik tokluğuna sahip olmaktadır. Diğer taraftan, hacim merkezli kübik yapıya sahip olan metalin kırılma tokluğu tamamıyla sıcaklığa bağlı olmakta ve düşük sıcaklıklarda yapılan çentik darbe deneylerinde daha gevrek kırılma eğiliminde olması sonucu daha düşük tokluk değerleri elde edilmektedir (Dieter, 1988; ^{1,2}Liao ve Chen,1998; Liao ve Chen,1999; Abuç, 2006). Ar-12% CO_2 koruyucu gazı ile birleştirilen malzemelerin δ -ferrit içeriği yüksek olmasına rağmen çentik darbe tokluk değerleri diğer koruyucu gaz kompozisyonlarına göre yüksek çıkmıştır. Koruyucu gaz içerisinde bulunan karbondioksit miktarının artması sonucu oluşan inklüzyonların darbe tokluk değerlerinin belirlenmesinde daha etkili olduğu anlaşılmaktadır. Ani yükün uygulandığı çentik darbe deneylerinde özellikle düşük sıcaklıklarda kaynak metali içerisindeki oksit içeren inklüzyonlar ve δ -ferrit fazı, darbe esnasında çatlak oluşumunu ve ilerlemesini kolaylaştırdığından deney esnasında daha az enerji harcanmasına ve daha düşük tokluk değerleri elde edilmesine neden olmaktadır.



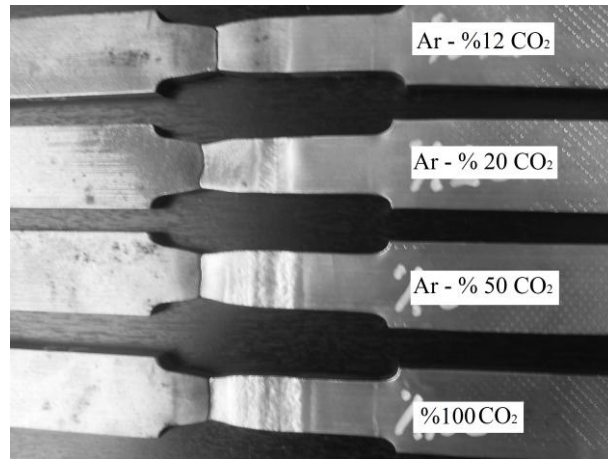
Şekil 6.28. % 100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonların SEM-EDS lineer analizi

6.1.4. Çekme deneyi sonuçları

E309LT1-1/4 özlü tel kullanılarak farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinden çıkarılan enine çekme numunelerinin çekme deneyi sonucunda, kaynaklı numunelerin dayanımı esas metale göre daha yüksek olduğu görülmüştür. Farklı metal kaynaklı bağlantılarda iki çeliğin dayanımları yakın değerlerde olmasına rağmen, kopmalar AH36 malzemesinde meydana gelmiştir (Şekil 6.29). Tablo 6.2’de görüldüğü gibi birleştirme esnasında kullanılan koruyucu gaz birleştirilen malzemenin çekme ve akma dayanımları ile % uzama değerleri üzerinde önemli bir etkisi olmaktadır.

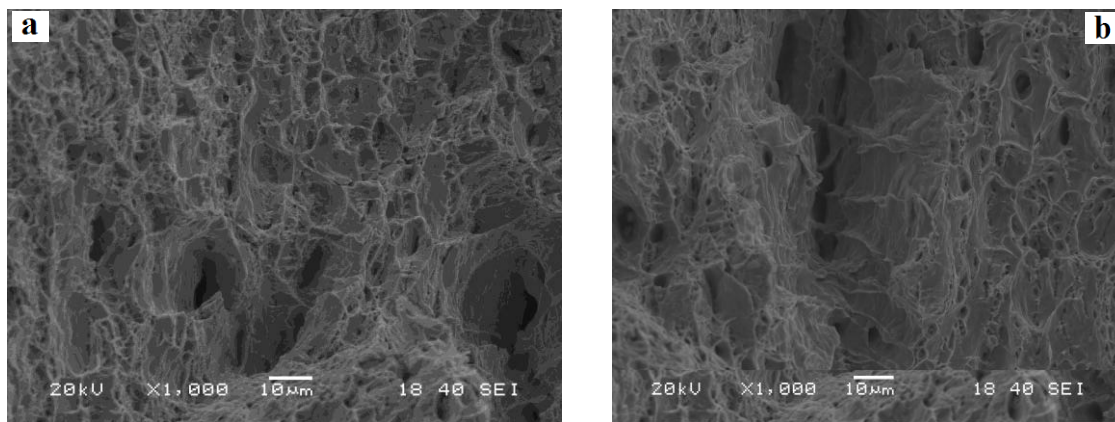
Tablo 6.2. Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin çekme deneyi ortalama sonuçları

Gaz Kompozisyonu	Rm (MPa)	Rp (MPa)	Uzama %
Ar - %12 CO ₂	559±2	387±2	24±1
Ar - %20 CO ₂	574±5	415±1	24±2
Ar - %50 CO ₂	577±4	394±4	26±2
%100 CO ₂	570±3	383±2	21±4



Şekil 6.29. Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin çekme deneyi sonucu oluşan görüntüleri

Şekil 6.30'da gösterilen çekme deney numunesinin kırık yüzey incelemesi gösterilmiştir. Kopma bölgesinin AH36 tarafında meydana gelmesi nedeni ile deney sıcaklığına bağlı olarak sünek bir kopma davranışı görülmektedir.



Şekil 6.30. Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ ve özlü tel ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin çekme deneyi sonucu oluşan kopma yüzeyi SEM görüntüleri

6.1.5. Kimyasal Analiz Sonuçları

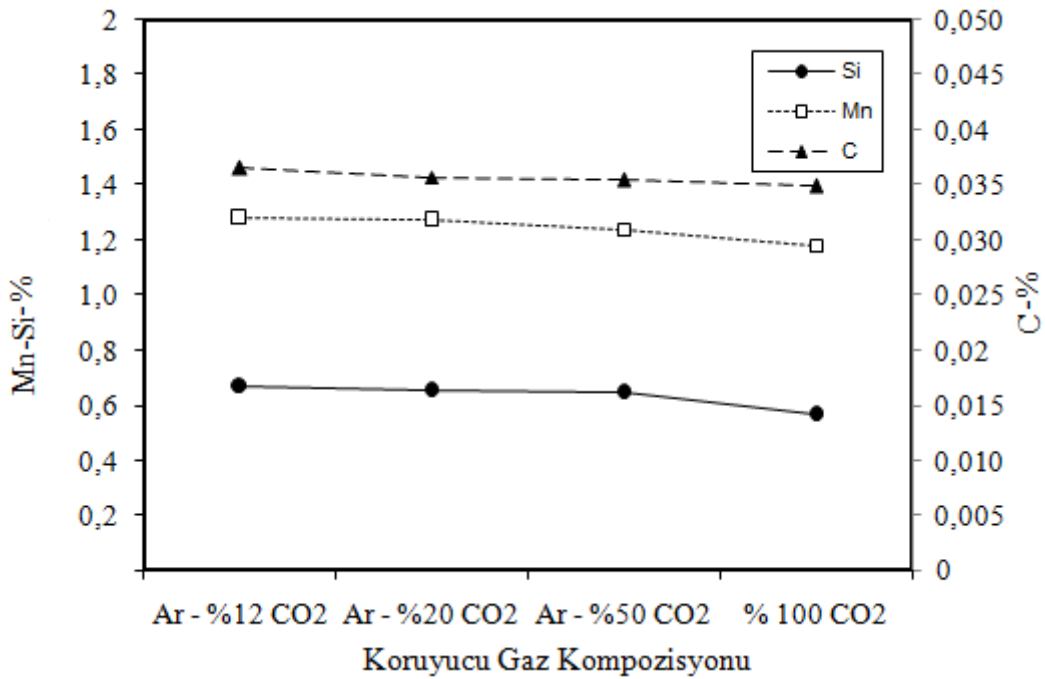
E309 LT1-1/4 özlü tel kullanılarak kaynak edilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metali orta bölgesinden alınan ve 5 mm'lik bir alanda meydana gelen kimyasal analiz sonuçları Tablo 6.3'de verilmiştir.

Tablo 6.3. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçları

Elementler	Ar - %12 CO ₂	Ar - %20 CO ₂	Ar - %50 CO ₂	CO ₂
C	0,0365	0,0357	0,0354	0,0349
Si	0,665	0,651	0,646	0,567
Mn	1,28	1,27	1,24	1,18
P	0,0103	0,0113	0,0097	0,0107
S	0,0266	0,0261	0,0266	0,0258
Cr	22,92	22,93	22,66	21,56
Mo	0,22	0,22	0,19	0,25
Ni	11,71	12,1	11,87	11,43
Al	0,0165	0,0109	0,0189	0,0115
Co	0,0576	0,0593	0,0578	0,0561
Cu	0,0502	0,053	0,0487	0,0511
Nb	0,0238	0,0266	0,0248	0,0211
Ti	0,0689	0,0732	0,0798	0,0509
V	0,0557	0,0577	0,0569	0,0539
W	0,0272	0,0295	0,0264	0,0243
N	0,005	0,005	0,005	0,005

Spektrometre ile elde edilen kimyasal analiz sonuçları incelendiğinde C, Si ve Mn elementleri ön plana çıkmaktadır. Ar - %12 CO₂ içeren koruyucu gaz kompozisyonunda C değeri %0,0365 iken, %100 CO₂ koruyucu gazında ise bu değer %0,0349 olarak gerçekleşmiştir. CO₂'nin koruyucu gaz içerisinde artmasının Si ve Mn elementlerinin miktarlarında da azalmaya yol açtığı tespit edilmiştir. Ar - %12 CO₂ koruyucu gazında Si miktarı %0,665 ve Mn miktarı %1,28 iken; %100 CO₂ içeren koruyucu gazda Si miktarı %0,567, Mn miktarı ise 1,18'dir. Mn tokluk açısından önemli bir elementtir (Sathiya vd., 2009). Ayrıca Si ve Mn elementlerinin oksijene karşı afinitesi nedeni ile oksit oluşturma eğilimindedir ve kaynak esnasında oluşturdukları oksit formlarının kaynak metali içerisindeki bu elementlerin miktarlarını azalttığı düşünülmektedir. Elde edilen sonuçlar önceki çalışmadaki sonuçlarla aynı eğilimdedir (Mukhopadhyay ve Pal, 2006). O çalışmada da Mn, Si ve

C seviyelerinde koruyucu gaz içerisinde CO₂ miktarının artışına bağlı olarak düşüşler gözlenmektedir. Koruyucu gaz içerisinde CO₂ miktarı arttıkça sıcaklık yükselmekte ve kaynak metali içerisindeki önemli miktarda oksijenin miktarı ve aktivesi artmaktadır. Bunun sonucu kaynak metali içerisinde Si ve Mn ya buharlaşmakta yada CO ile reaksiyona girerek uzaklaşmaktadır (Mukhopadhyay ve Pal, 2006). Şekil 6.31’de AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan kimyasal analizinde Mn, Si ve C miktarının koruyucu gaz kompozisyonuna göre değişimi gösterilmektedir.



Şekil 6.31. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan kimyasal analizinde C, Mn ve Si miktarının koruyucu gaz kompozisyonuna göre değişimi

Kaynak metali içindeki δ -ferrit miktarı ana metal ve ilave metalin kimyasal kompozisyonları dikkate alınarak Cr ve Ni eşdeğerliğinin hesaplanması sonucu Scheaffler ve WRC-92 diyagramları yardımı ile önceden belirlenebilmektedir (Tablo 6.4). Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan birleştirmelerde , Scheaffler ve WRC-92 diyagramı ile en yüksek ferrit değerleri, %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen kaynak metalinde ise en düşük ferrit değeri hesaplanmıştır. Kaynak metali ostenit-ferrit şeklinde oluşmakta olup içerisinde Scheaffler diyagramında koruyucu gaz kompozisyonuna göre %12-15 aralığında ferrit bulunmaktadır.

Tablo 6.4. Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçlarına göre saptama diyagramları kullanılarak elde edilen $Cr_{eş}$, $Ni_{eş}$ ve ferrit değerleri

WRC92	Ar - %12 CO₂	Ar - %20 CO₂	Ar - %50 CO₂	CO₂
<i>Cr_{eş}</i>	23,16	23,17	22,87	21,83
<i>Ni_{eş}</i>	13,10	13,46	13,34	12,76
<i>Ferrit No</i>	20	18	17	14
Schaeffler	Ar - %12 CO₂	Ar - %20 CO₂	Ar - %50 CO₂	CO₂
<i>Cr_{eş}</i>	24,29	24,29	23,99	22,77
<i>Ni_{eş}</i>	13,45	13,81	13,55	13,07
<i>Ferrit (%)</i>	15	14	14	12

6.1.6. Ferrit miktarı analizleri

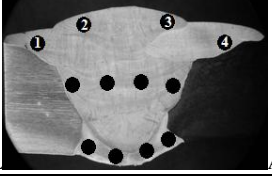
Kaynaklı bağlantıların kaynak metali içerisindeki ferrit içeriklerinin belirlenmesi için ferritscope ölçümleri alınmıştır. Kaynaklı levhaların makro kesitlerinde yapılan ölçümlerde elde edilen sonuçlar Tablo 6.5’de verilmiştir. Aynı zamanda koruyucu gaz kompozisyonuna bağlı olarak kaynak metalinde ölçülen ortalama δ -ferrit miktarları grafiksel olarak Şekil 6.32’de gösterilmiştir. Bu analizle elde edilen veriler, ostenitik yapı içerisinde δ -ferrit miktarlarının belirlenmesini sağlamaktadır.

Kaynak metalinin orta ve alt bölgesinden yapılan ölçümlerde δ -ferrit miktarında düşüş gözlemlenmektedir. Çok pasolu olarak uygulanan kaynak işleminde her bir pasonun alttaki kaynak pasosuna yaptığı ısıl işlem ve soğuma süresinin yavaşlaması δ -ferrit fazının miktarında önemli rol oynadığı düşünülmektedir.

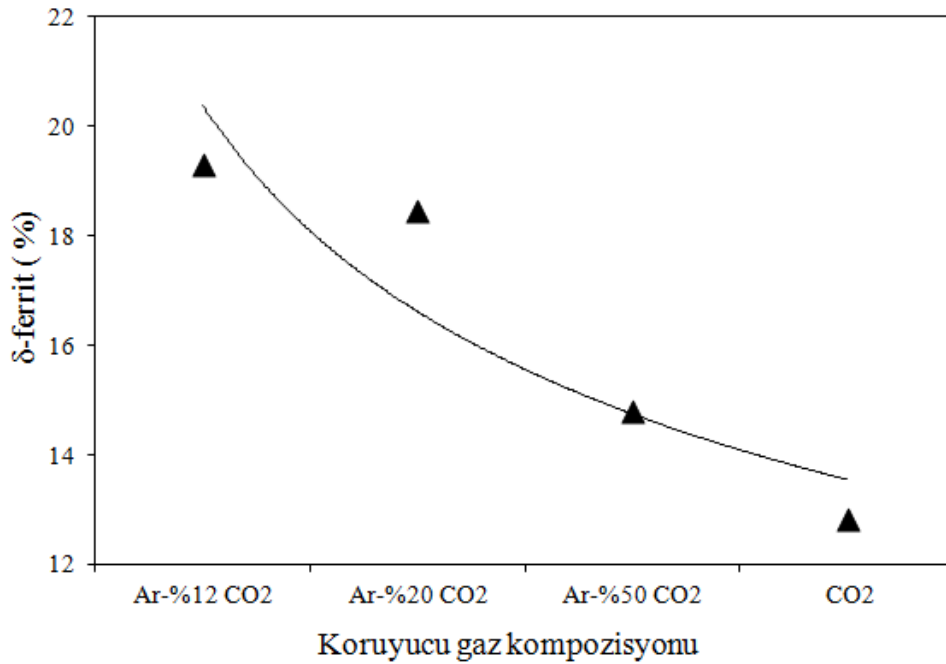
Genel olarak ölçüm değerlerine bakıldığında kaynak metalinin kapak pasolarında δ -ferrit miktarının fazla olduğu gözlenmektedir. Bunun nedeni kapak pasolarda katılaşmanın daha hızlı olması ve dönüşüm geçiş sıcaklığında numune daha kısa süreli bulunduğundan ostenit dönüşümü yeterli süreyi bulamamaktadır. Ayrıca orta ve alt pasolarda bir sonraki pasoda termal çevrime maruz kaldığından kapak pasosuna göre daha fazla sürelerde dönüşüm sıcaklığında kalmaktadır. Böylece daha fazla ostenit dönüşümü sağlanmaktadır. Kaynak metali kapak pasosundan, dolgu pasolar ve kök kısmına doğru yapılan ölçümlerde birleştirmelerin çok pasolu olarak gerçekleştirilmesi ve her bir pasonun diğer pasoya yaptığı ısıl işlem gibi davranması

ve kök paso ana metal ile daha çok seyrelme olması ferrit miktarının azalmasına neden olmaktadır (Lee vd., 2009).

Tablo 6.5. Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre ölçülen % δ -ferrit miktarları

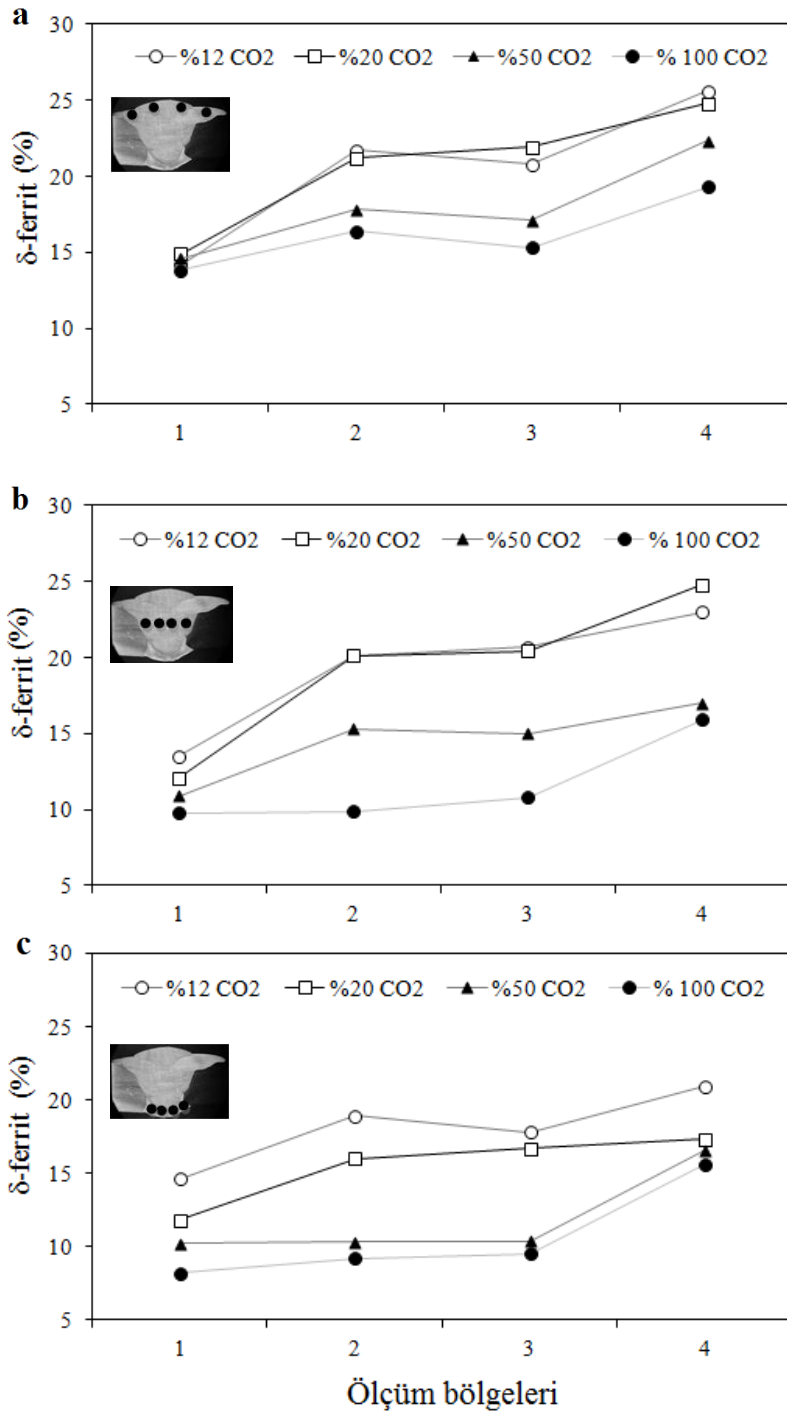
Ölçüm Bölgeleri					
		1.	2.	3.	4.
Ar - %12 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	14,2	21,7	20,8	25,6	
Orta	13,5	20,1	20,7	23	
Alt	14,6	18,9	17,8	20,9	
Ar - %20 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	14,9	21,2	21,9	24,8	
Orta	12,1	20,1	20,4	24,8	
Alt	11,8	16	16,7	17,3	
Ar - %50 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	14,6	17,8	17,1	22,3	
Orta	10,9	15,3	15	17	
Alt	10,2	10,3	10,4	16,6	
%100 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	13,8	16,4	15,3	19,3	
Orta	9,8	9,9	10,8	15,9	
Alt	8,2	9,2	9,5	15,6	

Koruyucu gaz kompozisyonu da kaynak metali içerisindeki δ -ferrit miktarını etkilemektedir. Ar - %12 CO₂ içeren koruyucu gaz kullanıldığında kaynak metalinin orta bölgesinde δ -ferrit miktarı %13,5 iken, %100 CO₂ gazı kullanıldığında %9,8'e düşmektedir.



Şekil 6.32. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinden ölçülen ortalama % δ -ferrit miktarı grafiği

Kaynak metallinden ölçülen tüm değerlerin ortalaması alındığında en düşük ortalama değer olan % 12,5 'lik δ -ferrit miktarı, %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunelerde elde edilmiştir. En yüksek δ -ferrit miktarı ise % 19,3 ile Ar - %12 CO₂ koruyucu gazında elde edilmiştir. CO₂ koruyucu gazında elde edilen düşük δ -ferrit miktarı önceki bölümlerde verilen saptama diyagramları ve mikroyapı sonuçları ile de desteklenmiştir. δ -ferrit miktarı kapak pasolarda katılaşmanın hızlı olması nedeni ile artmaktadır. %12 CO₂ içeren koruyucu gaz miktarında %20,5 olarak elde edilen δ -ferrit, %100 CO₂ ile elde edilen kaynak metalinde %15,3 olarak ölçülmüştür. Şekil 6.33'de ise kaynak metali üst, orta ve alt bölgesinden alınan δ -ferrit ölçüm sonuçları grafik halinde gösterilmiştir. Ölçülen değerler literatürde yapılan çalışmalarda (Taban, 2007) elde edilen ferrit miktarları ile benzerlik göstermektedir.



Şekil 6.33. Özlü tel ile birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinin a) Üst b) Orta c) Alt bölgelerinden alınan δ -ferrit miktarının koruyucu gaz miktarına göre ortalama değişimi

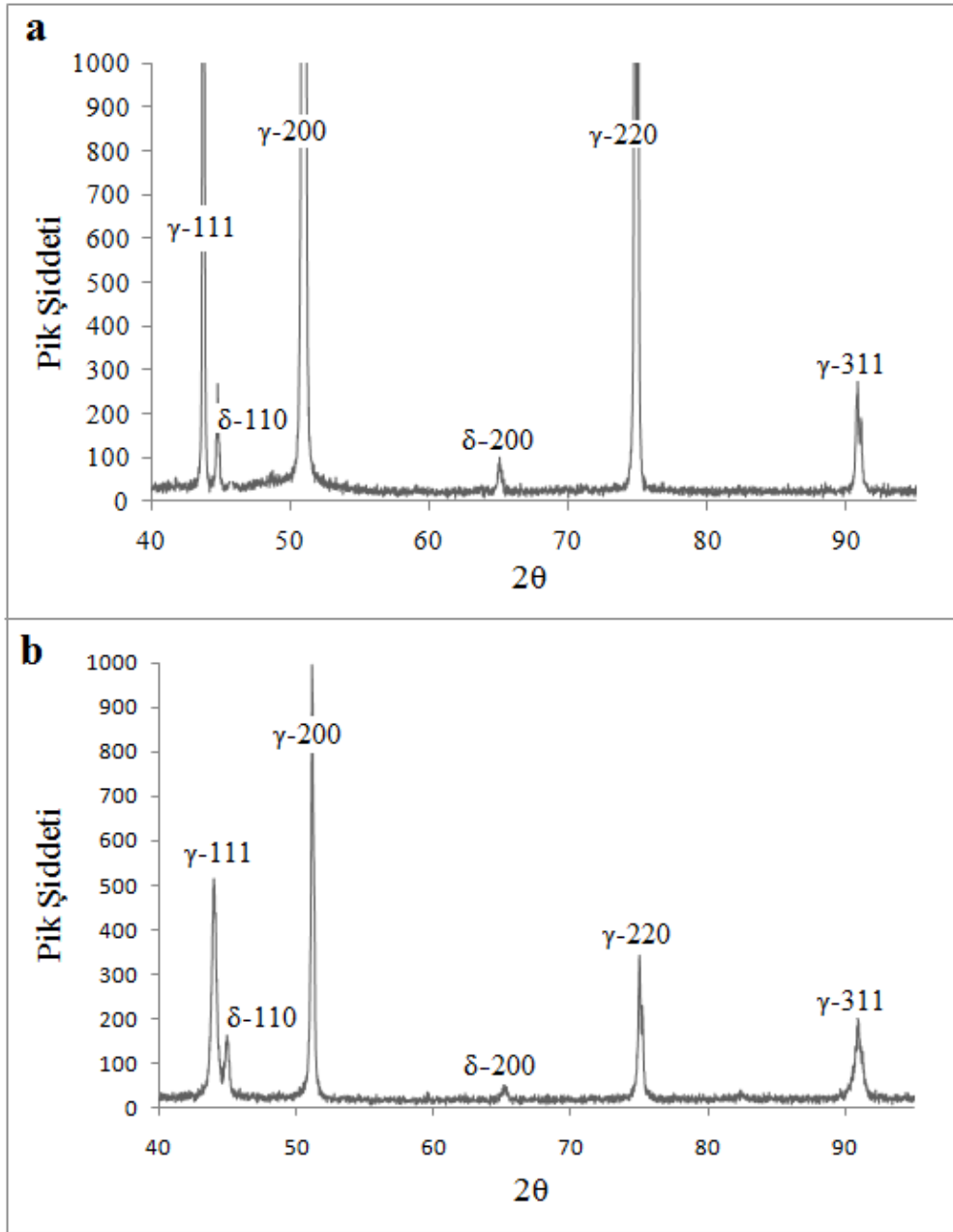
Koruyucu gaz içerisindeki CO_2 gazı miktarı arttığında ark gerilimi artacak dolayısı ile bu noktanın ulaştığı sıcaklık değeri de artacaktır. Bu da soğuma hızının azalmasına ve ostenit fazının dönüşüm sıcaklığında daha uzun süre beklenilmesi nedeni ile δ -ferrit miktarındaki azalma kaçınılmaz olacaktır. Birleştirilen AH36 – AISI 316L çelik çiftinin AH36 tarafına doğru gidildikçe δ -ferrit miktarında artış

görülmektedir. AISI 316L malzemenin ısı iletim katsayısı 100 °C 'de $14 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ iken, AH36 için bu değer $56 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ 'dır (Wang vd., 2011). AH36 çeliğinin ferritik olması ve ısı iletim katsayısının yüksek olması nedeni ile bu bölgede çok daha hızlı soğuma meydana gelmesi, seyrelme miktarı ve hızlı katılaşma δ -ferrit miktarının artışına neden olmaktadır.

6.1.7. XRD analizleri

AH36-316L malzeme çiftinin E309 LT1-1/4 ilave metal ile birleştirilmesi sonucu elde edilen kaynak metaline XRD analizi uygulanmıştır. Kırılma tokluğu değerlerine göre en yüksek ve en düşük değer veren numuneler baz alınmıştır. Şekil 6.34'de E309 L-T1 ilave metal ile birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin %12 CO₂ ve %100 CO₂ koruyucu gazları ile elde edilen kaynak metallerine uygulanan X-Ray analiz sonuçları yer almaktadır.

Genel olarak literatürde; ana malzeme ve kaynak koşullarına bağlı olarak martenzit, Cr₂N, M₂₃C₆ (krom-karbür) ve σ (sigma) fazlarının oluşumunu birçok araştırmacı tarafından rapor edilmiştir (McPherson vd., 2003 ; Rajeev vd., 2001; Wang vd., 2011) %12 CO₂ ve %100 CO₂ gazları ile elde edilen kaynak metali içerisinde δ ve γ fazları bulunmaktadır. Karbür çökmesi, Cr₂N veya intermetalik fazlar X-Ray analizinde bulunamamıştır. Bu durum kaynak metalinin hem mekanik özellikleri hem de korozyon direnci için bir avantaj sağlamaktadır (Wang vd., 2011).



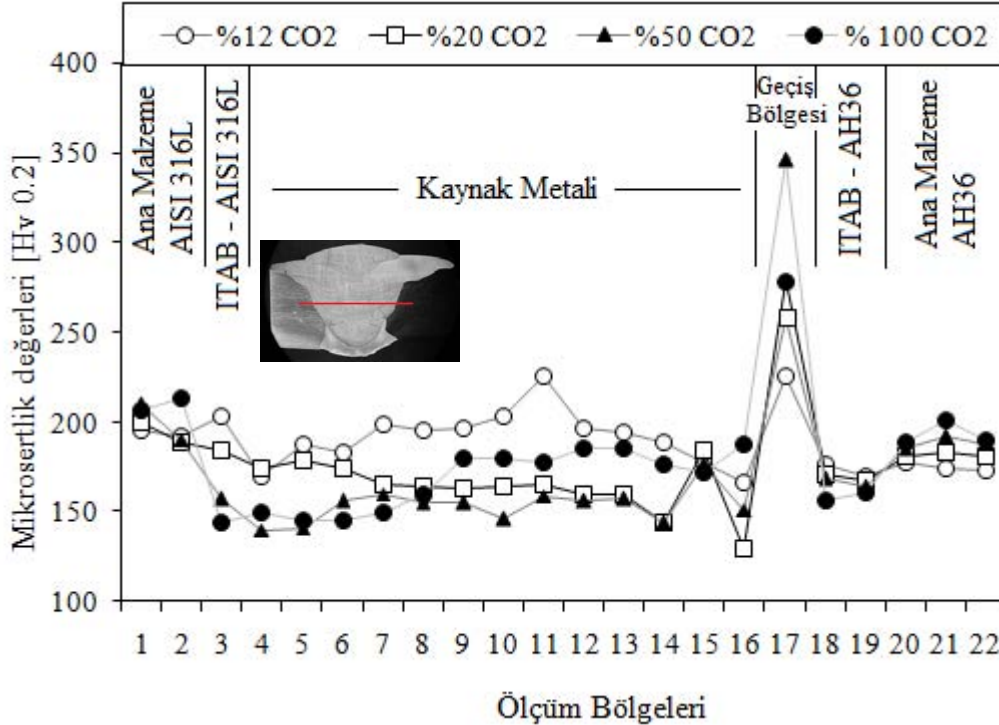
Şekil 6.34. Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ ile birleştirilen AH36-316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan XRD analizleri

6.1.8 Mikrosertlik ölçümleri

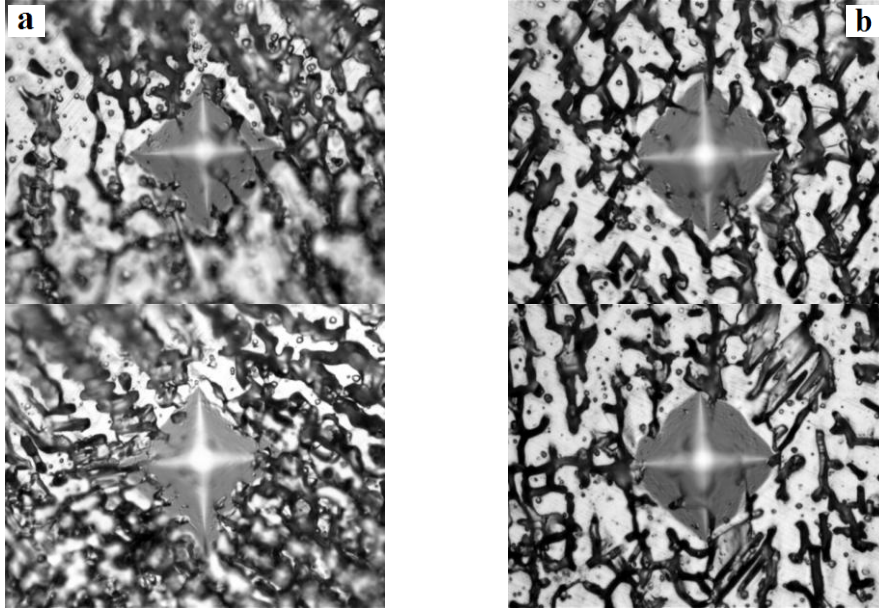
Özlü tel ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin kaynak bölgesine ait karşılaştırmalı mikrosertlik dağılım profilleri Şekil 6.35'de gösterilmektedir. Koruyucu gaz tipine göre yapılan ölçümlerde δ -ferrit miktarı fazla olan kaynak metalinin sertlik değerleri diğerlerine göre daha yüksektir. Mikrosertlik değerleri Ar-

%12 CO₂ koruyucu gazı ile elde edilen kaynak metalinde artış göstermektedir ve mikroyapı içerisinde δ -ferrit 'in miktarındaki artışın kaynak metalinin mikrosertliğini artırdığı tespit edilmiştir (Cleiton vd., 2009). Mikrosertlik ölçümü yapılan bölgelerde oluşan izlerin görüntüleri Şekil 6.36'de gösterilmiştir. Ar - %12 CO₂ koruyucu gazında mikroyapıdaki δ -ferrit oranı sertlik değerlerinin artmasına neden olmuştur. Özlü tel ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin geçiş bölgesinde oluşan yapı önceki bölümlerde ayrıntılı olarak yer verilmiştir.

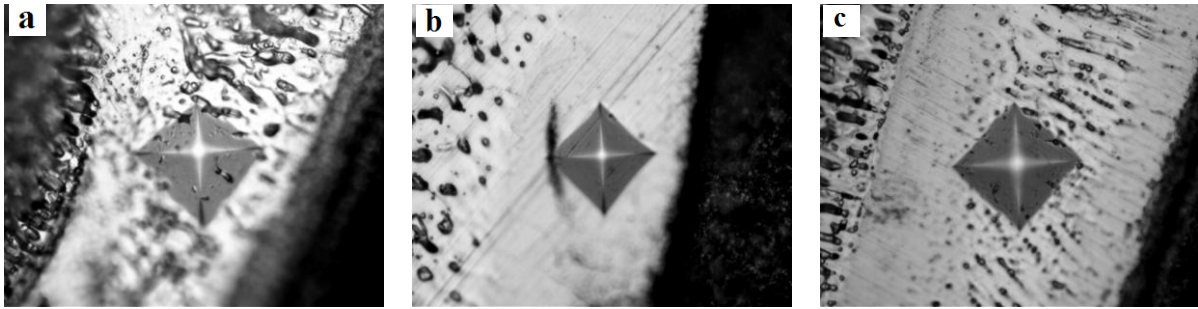
Kaynak metali-AH36 geçiş bölgesindeki sertlik değeri Ar - %50CO₂ ile gerçekleştirilen kaynak metalinde 346 HV_{0,2}, %100 CO₂ koruyucu gazı ile elde edilen kaynak metalinde ise 279 HV_{0,2} olarak elde edilmiştir (Şekil 6.37). Bu bölgelerde meydana gelen karbon göçü, martenzit ve karbür oluşumu sonucu bu bölgelerin sertlik değerleri yükselmektedir (Huang ve Wang 1998; Srinivasan vd.,2006; Wang vd., 2011 ; Sireesha vd., 2000; Wang vd., 2009; Satyanarayana vd., 2005).



Şekil 6.35. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metali enine yönde mikrosertlik değerlerinin değişimi

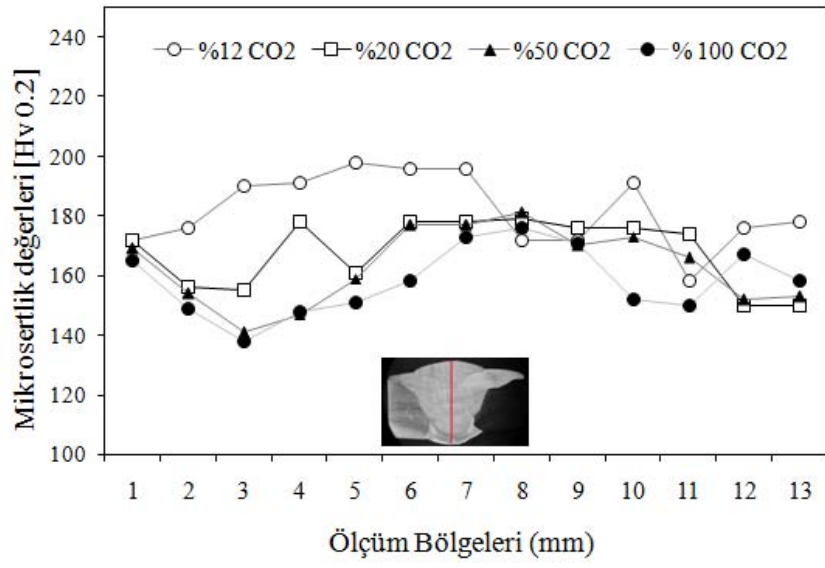


Şekil 6.36. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ göre kaynak metalinden alınan mikrosertlik izlerinin görüntüleri

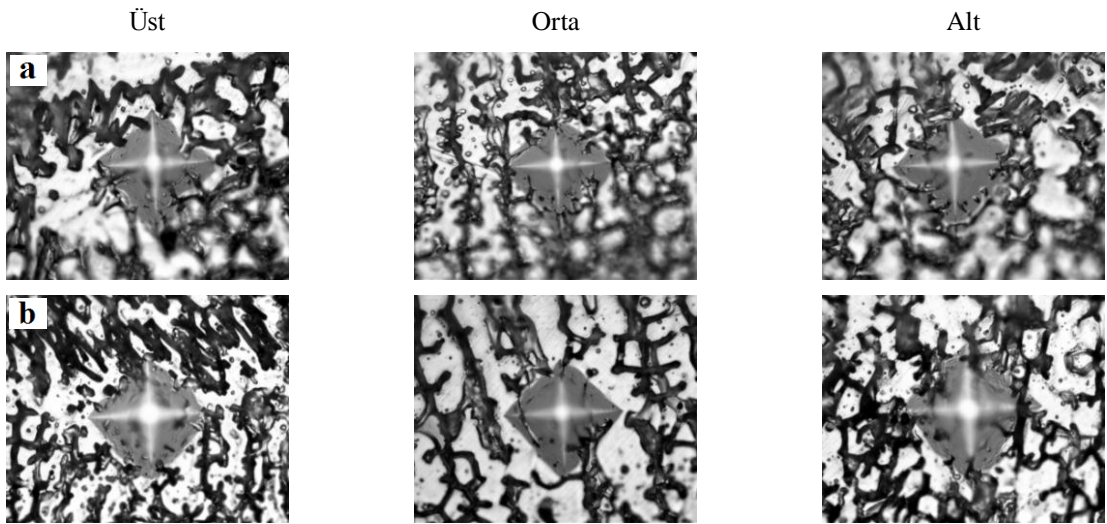


Şekil 6.37. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna a) Ar-%20 CO₂ b) Ar-%50 CO₂ c) %100 CO₂ göre geçiş bölgesinden alınan mikrosertlik izlerinin görüntüleri

Kaynak metal kesiti boyunca alınan mikrosertlik ölçüm değerleri grafik olarak Şekil 6.38'de ve ölçüm izlerinin görüntüsü ise Şekil 6.39'da gösterilmiştir. Genel olarak kaynak metal üst bölgesinde mikrosertlik değerleri koruyucu gaz kompozisyonlarına göre farklılık göstermemektedir. Kaynak metalinin orta bölgelerinde de mikrosertlik değerleri arasında bir fark gözlenmemiştir. Genel olarak δ -ferrit oranı en yüksek olan ve Ar- %12CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numune sertlik değerlerinin daha yüksek olduğu gözlenmiştir.



Şekil 6.38. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L malzeme çiftinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik değerlerinin değişimi

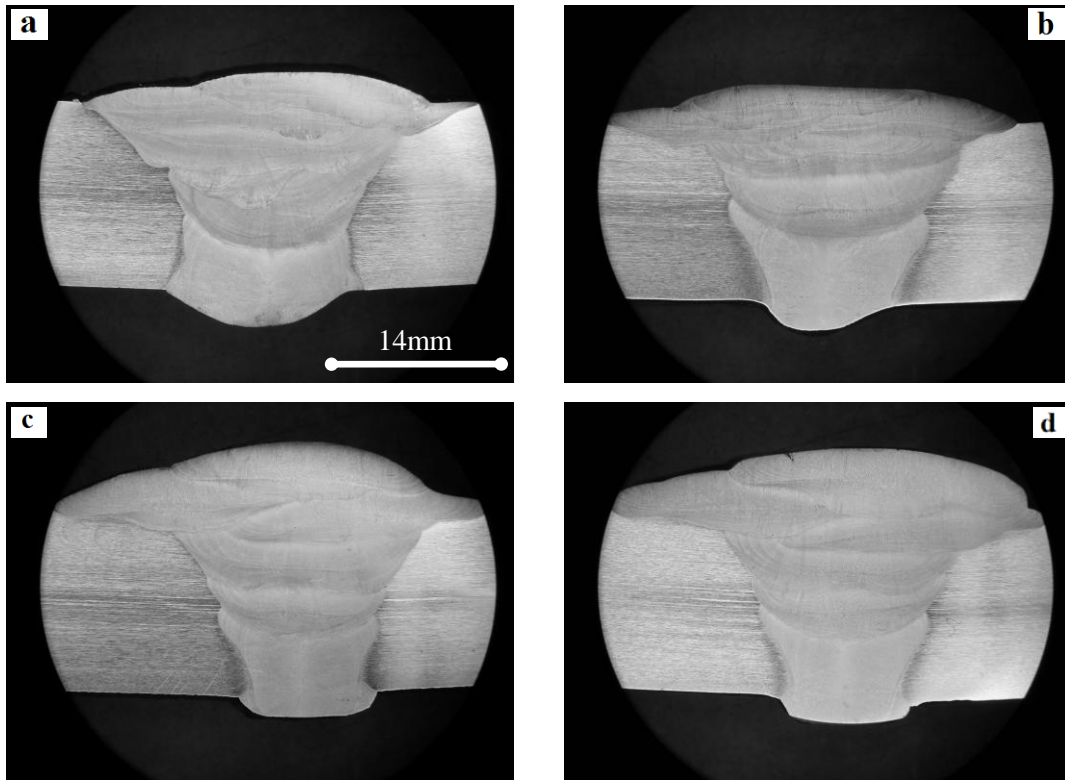


Şekil 6.39. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AH36-AISI 316L ana malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) Ar-%12 CO₂ b) %100 CO₂ göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik izlerinin görüntüsü

6.2. AISI 316L Ostenitik Paslanmaz Çelik Malzemenin Özlü Tel İle Birleştirilmesi

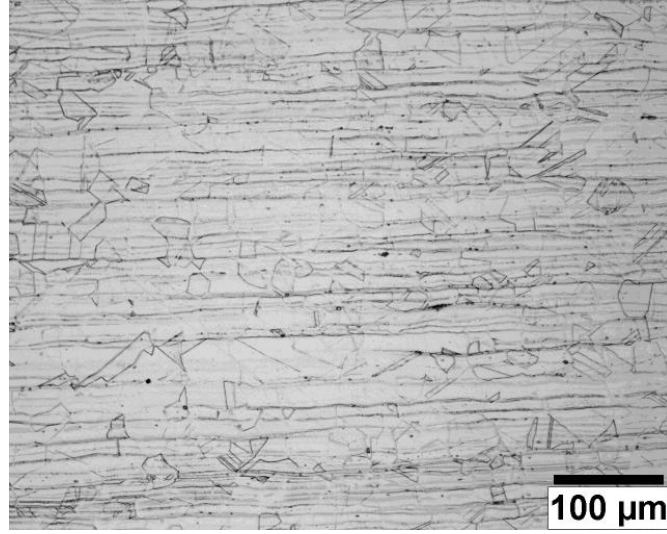
6.2.1. Makro ve mikroyapı incelemeleri

E316LT1-1/4 özlü tel ve seramik altlık ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin makro görüntüleri Şekil 6.40'da gösterilmiştir. Çok pasolu olarak gerçekleştirilmiş olan kaynakta makro görüntülerinde herhangi bir hata ile karşılaşılmamıştır. Kök bölgesindeki sarkma 2 mm 'yi geçmemiş ve herhangi bir çentik oluşumu meydana gelmemiştir.



Şekil 6.40. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 CO₂ d) %100 CO₂ birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin makro görüntüleri

Şekil 6.41'de birleştirme işleminde kullanılan AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin mikroyapı görüntüleri gösterilmiştir. Mikroyapı ostenit tanelerinden oluşmaktadır. Hadde yönü boyunca ilerleyen ferrit çizgileri mevcuttur. Ferritscope ile yapılan ölçümlerde ferrit miktarı %2,89 olarak ölçülmüştür.

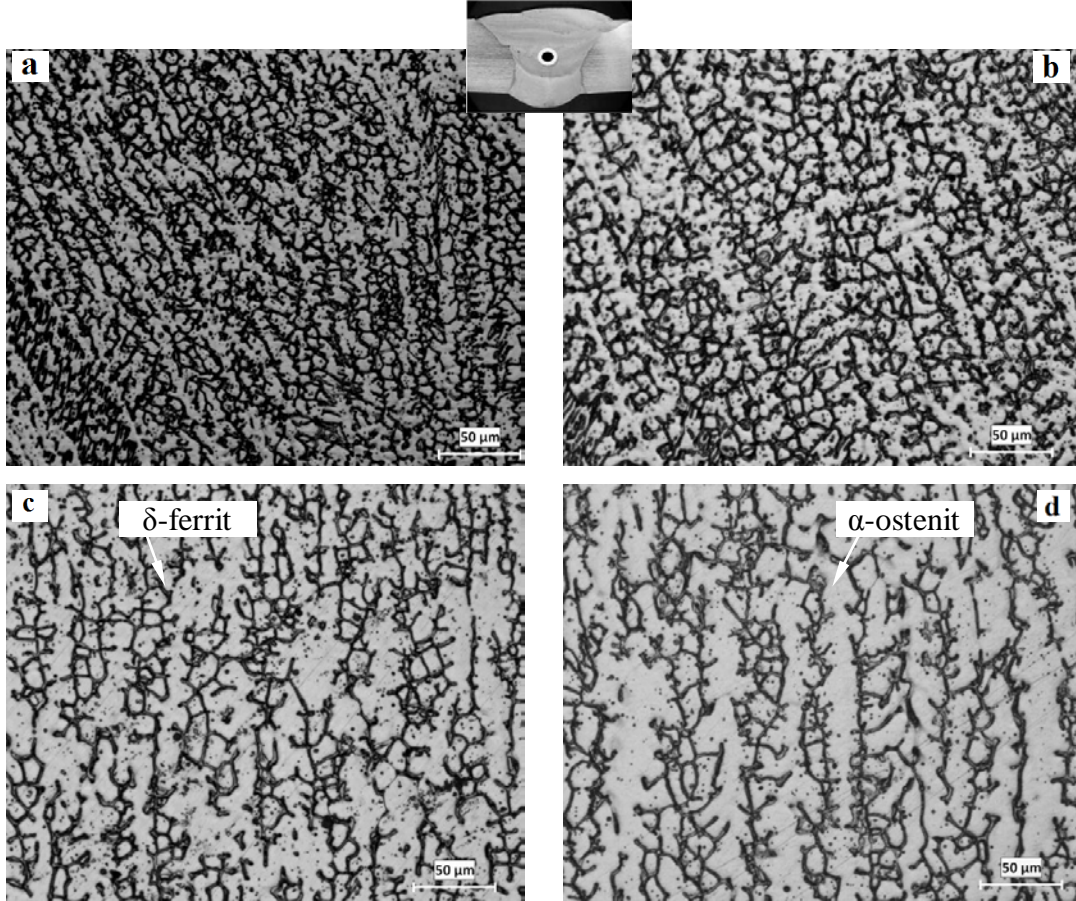


Şekil 6.41. AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin mikroyapı görüntüsü

Özlü tel ark kaynak yöntemi ve farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında birleştirilen ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali orta bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 6.42’de gösterilmiştir. Şekiller incelendiğinde Ar - %12 CO₂ gazı içeren koruyucu gaz altında yapılan birleştirmenin mikroyapısında δ -ferrit miktarının yüksek olduğu gözlenmiştir. Koruyucu gaz içerisinde CO₂ gazı miktarı arttıkça mikroyapıda görülen δ -ferrit miktarında azalma görülmekte ostenit alanı genişlemektedir. Koruyucu gaz kompozisyonuna göre δ -ferrit ‘in morfolojisi değişmektedir. Düşük miktarda CO₂ içeren koruyucu gaz ortamında birleştirme yapıldığında δ -ferrit ‘in dentritik kolları doğrusal uzamalar şeklinde olmakta iken CO₂ miktarı artışı ile özellikle Ar - %50 CO₂ ve %100 CO₂ ortamında yapılan birleştirmelerde dentrit kollarında kopmalar, ayrılmalar ve açılmalar gözlenmektedir. Bu durum büyük büyütme ile gerçekleştirilen optik mikroskop görüntülerinde net olarak ifade edilmektedir (Şekil 6.43).

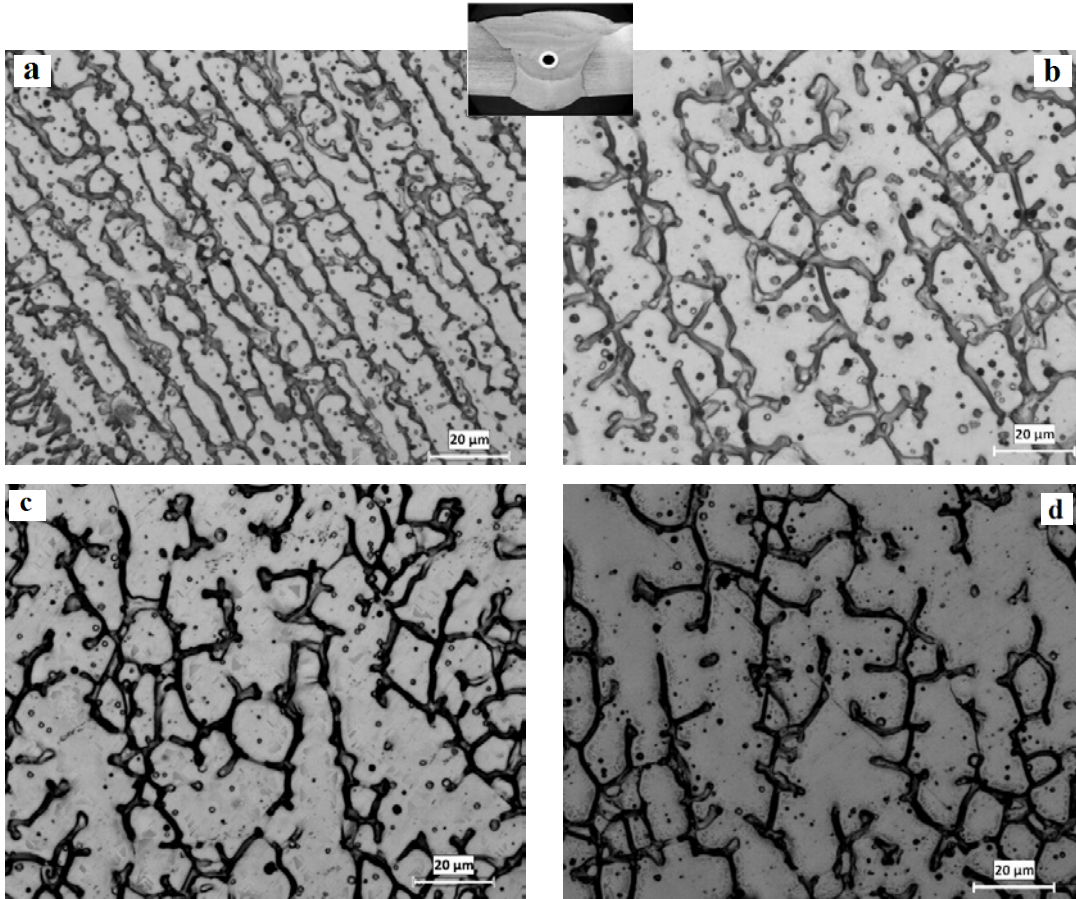
Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazının miktarının artması ile ark geriliminin yükselmesi sonucu ısı girdisi artmakta ve kaynak banyosu daha yüksek sıcaklığa ulaşmaktadır. Böylece kaynak metalinin soğuma hızı yavaşlamakta ve kritik dönüşüm sıcaklığında kalma süresi artmaktadır. Bu durum kaynak metalinde ostenit alanının genişlemesine yol açmaktadır. Kaynak metallerinde mikroyapı genel olarak δ -ferrit ve östenit fazından oluşmaktadır. Yapılan elektrolitik dağlama neticesinde koyu renkte olanlar δ -ferrit, açık renktekiler ise ostenit fazına aittir. Şekiller, δ -ferrit

fazı morfolojisinin koruyucu gaz kompozisyonuna göre farklılık gösterdiğini ortaya koymaktadır. Dendrit kolları arasındaki mesafe koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak artmaktadır (Yılmaz ve Tümer, 2010; Tümer ve Yılmaz, 2011).



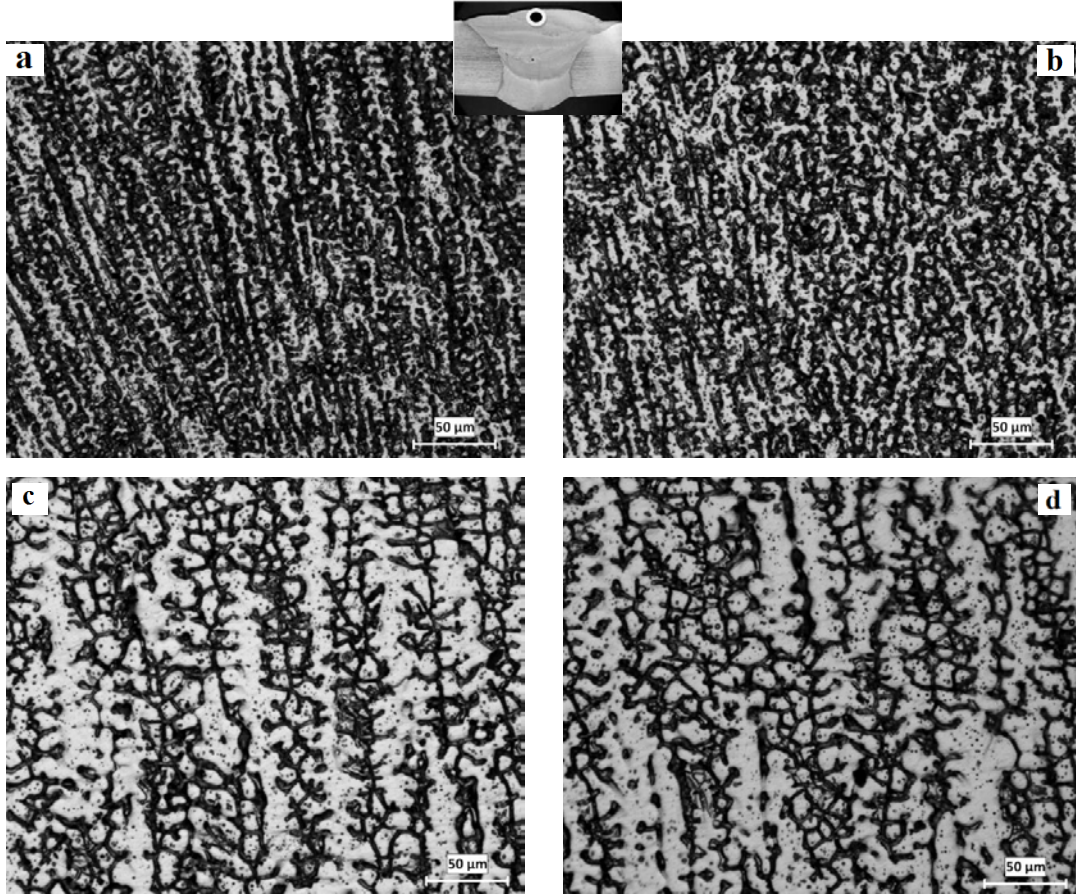
Şekil 6.42. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metali orta bölgesinden alınan büyütülmüş mikroyapı görüntüleri

Çok pasolu kaynak işlemlerinde her pasonun ısıl işlem etkisi sonucu δ -ferrit fazının yapısında incelmeye neden olduğu söylenebilir (Baylan, 2003). Ayrıca kaynak metali içerisindeki δ -ferritin morfolojisi, sıcaklığa ve soğuma hızına bağlı olarak değiştiği düşünülmektedir (Kaçar ve Baylan, 2004) . CO₂ koruyucu gazının sağladığı ısıl etki ostenitik yapıda δ -ferrit miktarını etkilemektedir.



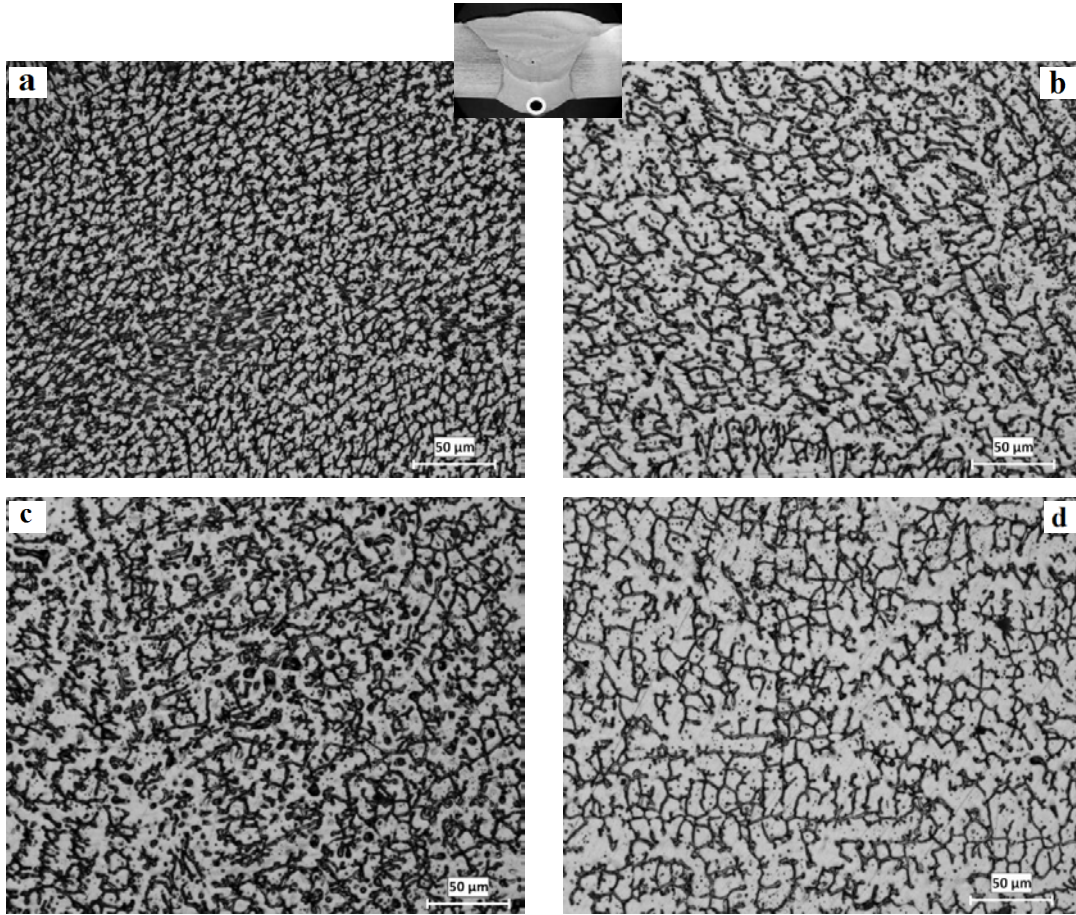
Şekil 6.43. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metali orta bölgesinden alınan büyütülmüş mikroyapı görüntüleri

Yukarıda belirtildiği gibi soğuma hızı mikroyapıdaki δ -ferrit miktarını etkilemektedir. Hızlı soğuma δ -ferrit miktarının artmasına neden olmaktadır. Daha hızlı soğuduğu düşünülen kaynak metalinin üst bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 6.44'de gösterilmiştir. Bu bölgedeki δ -ferrit miktarının kaynak metali orta bölgesinden alınan değerlerden yüksek olduğu net olarak görülmektedir. Hızlı katılaşmadan dolayı uzayan δ -ferrit kollarının koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazının artışı ile ayrılmaya başladığı ve ostenit alanının büyüdüğü görülmektedir. Daha sonraki bölümlerde belirtilecek olan ferrit ölçümleri ile mikroyapı görüntüleri ile uyumludur.



Şekil 6.44. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metali üst bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

Kaynak metalinin kök kısmında mikroyapı diğer bölgelere göre daha farklı bir durum sergilemektedir (Şekil 6.45). Bağlantının aynı cins metal olması nedeniyle ana malzemede meydana gelen ergimenin mikroyapı üzerindeki etkisini azalmaktadır. Ancak, ısı girdisine bağlı olarak gerçekleşen soğuma hızı bu bölgede daha net olarak göze çarpmaktadır. İlk pasoda soğuma hızı yüksek olmaktadır. Fakat daha sonraki kaynak pasoları ile birçok defa ısı çevrime maruz kalmaktadır. Dendrit kollarından daha çok küresel formlarda zincir oluşturan δ -ferrit fazı, koruyucu gaz atmosferindeki CO₂ oranının artması ile açılarak kollar arasındaki bağlantıların kopmasına neden olmuştur.

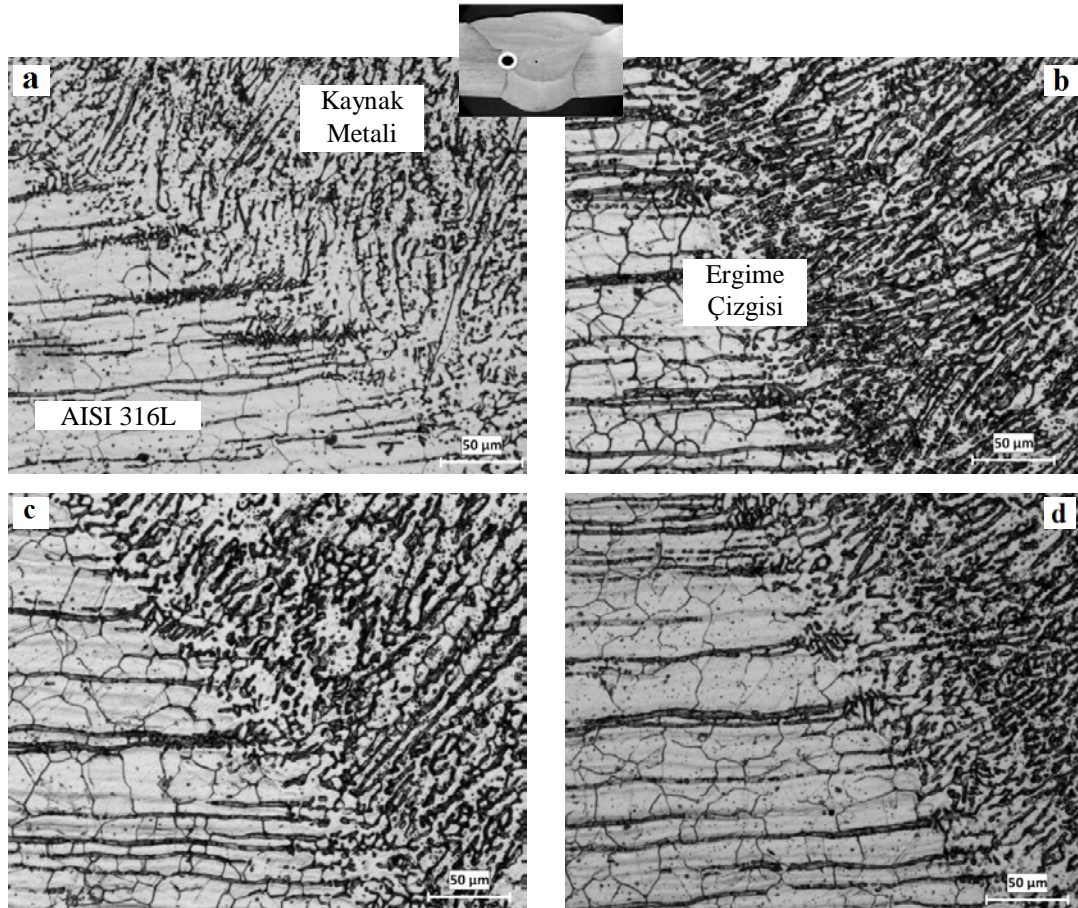


Şekil 6.45. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metali alt bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

Liao and Chen tarafından yürütülen çalışmada, ostenitik paslanmaz çeliklerin (AISI 304) metal aktif gaz (MAG) ve özlü tel ark kaynak (FCAW) yöntemleriyle birleştirilmesinde koruyucu gaz olarak Ar + 10 % CO₂, Ar + 20 % CO₂, Ar + 2 % CO₂, Ar + 2 % O₂, Ar + 2 % O₂ + 5 % CO₂ kullanmışlardır. Oksijen ve karbondioksit oksitleyici gazlar olup, yüksek sıcaklıklarda oldukça aktif olduklarından, kaynak bölgesini kimyasal olarak etkilemektedirler. Şimdiki yapılan çalışmada olduğu gibi koruyucu gaz içerisindeki karbondioksit miktarının artışı ile beraber δ -ferrit miktarı düşmektedir. Ancak şimdiki çalışmadan farklı olarak karışım gazı içerisindeki karbondioksit gazının artışına paralel olarak kaynak metali içerisindeki karbon miktarı da artmaktadır. Aynı çalışmada, koruyucu gaz içerisindeki karışım gazlarının mikroyapıya olan etkisini de araştırmışlar ve farklılıklar elde etmişlerdir (^{1,2}Liao and Chen, 1998).

Literatürde yapılan diğer bir çalışmada, Cleiton ve arkadaşları, AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik E309MoL-16 kaynak ilave metali ile 6 kJ/cm, 9 kJ/cm ve 12 kJ/cm değerlerinde farklı ısı girdileri ile birleştirilmişlerdir. Birleştirme sonrasında yaptıkları ferritscope ölçümlerinde ısı girdisinin artması δ -ferrit miktarlarının azalmasına neden olduğunu rapor etmiş ve bu durumu mikroyapı sonuçları ile desteklemiştir. Ayrıca ısı girdisinin δ -ferrit fazının morfolojisi üzerinde etkili olduğu aynı çalışmada ortaya konulmaktadır (Cleiton vd., 2009).

Kaynaklı birleştirmenin kaynak metali-ana metal geçiş bölgesi veya ITAB 'dan alınan görüntüler Şekil 6.46'da gösterilmiştir.



Şekil 6.46. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin ITAB bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

Şekiller incelendiğinde düşük miktarda CO₂ içeren koruyucu gaz ortamında gerçekleştirilen birleştirmede kaynak metali ile ana metal arasında neredeyse çizgisel

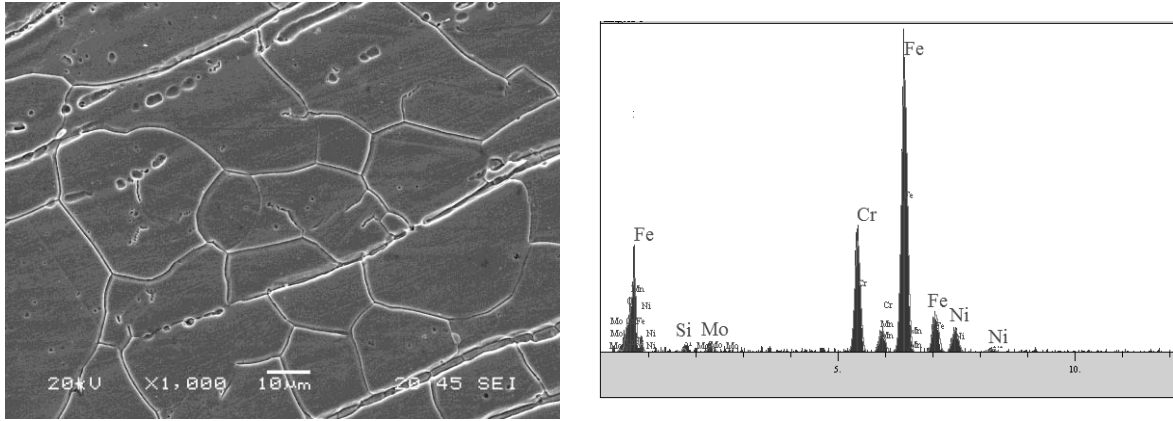
bir geçiş bölgesi oluşmakta ve bu bölgedeki tanelerin daha ince olduğu gözlenmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça geçiş bölgesinin yapısı bozulmakta ve geçiş bölgesi genişlemektedir.

Ostenitik kaynak metalinin ana metal tarafındaki ısıdan etkilenen bölgesinde tanelerin irileştiği görülmektedir. Paslanmaz elikler düşük ısı iletimine sahip olması nedeni ile ısının ITAB bölgesi tane büyümesinin en önemli nedeni olduğu düşünölmektedir. Geçiş bölgesi olmamasına karşın ostenitik kaynak metali ile ana metal arasındaki homojen bir birleşmenin neden olduğu düşünölebilir. Buna ilaveten bu bölgede bulunan tanelerinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak arttığı gözlenmiştir.

Esasında ostenitik paslanmaz çeliklerde kaynak işleminde ve daha sonra uygulanan ısıl işlemler sonucunda tane yapısında belirgin bir değişmenin görölmemesi gerekirdi. Ancak yapılan çalışma az da olsa gaz kompozisyonuna bağlı olarak tane yapısında bir değişimi göstermektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı miktarının artışı, ark geriliminin artması sonucu ısı girdisini artırmakta ve böylece kaynak metali ile ana metal arasındaki geçiş bölgesini genişleterek yapının farklı olmasına neden olmaktadır. Ana malzeme boyunca ilerleyen ve haddeleme esnasında oluşan ferrit kolları kaynak metali ile birleşerek paralel çizgiler oluşurmaktadır. Bu önceki çalışmalar ile uyulmaktadır (Kölük, 2000; Tehi, 2011). Ostenitik paslanmaz elik malzemelerin ısı iletim katsayısının düşük olması ve çoklu pasolar nedeni ile kaynak esnasında oluşan ısının ITAB bölgesinde uzun süre kalması tane büyümesinin en önemli nedeni olduğu düşünölmektedir.

6.2.2. SEM-EDS incelemeleri

E316LT1-1/4 ilave metal ile birleştirilen ostenitik paslanmaz elik metalurjik olarak karakterize edilmiştir. Bu amaçla, bağlantıda kullanılan ana metallerde taramalı elektron mikroskopunda incelenerek genel EDS analizi yapılmıştır. Ana metal mikro yapı görüntüleri ve EDS analizi Şekil 6.47’de gösterilmiştir. AISI 316L ostenitik paslanmaz elik ana malzeme eş eksenli ostenitik tanelerinden oluşmaktadır. Haddeleme boyunca meydana gelen ferrit çizgileri mevcuttur.

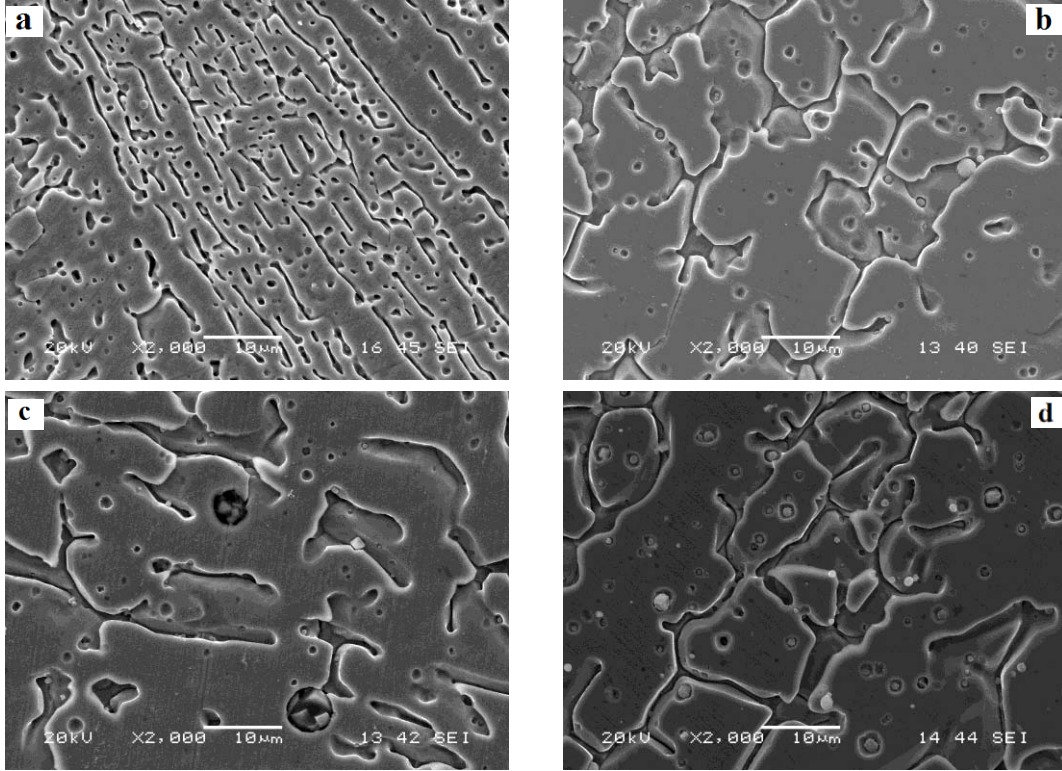


Elementler	% Ağırlık
Si	0.445
Cr	16.220
Mn	1.595
Fe	67.920
Ni	8.609
Mo	1.476

Şekil 6.47. AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemeden alınan SEM görüntüsü ve genel EDS analizi

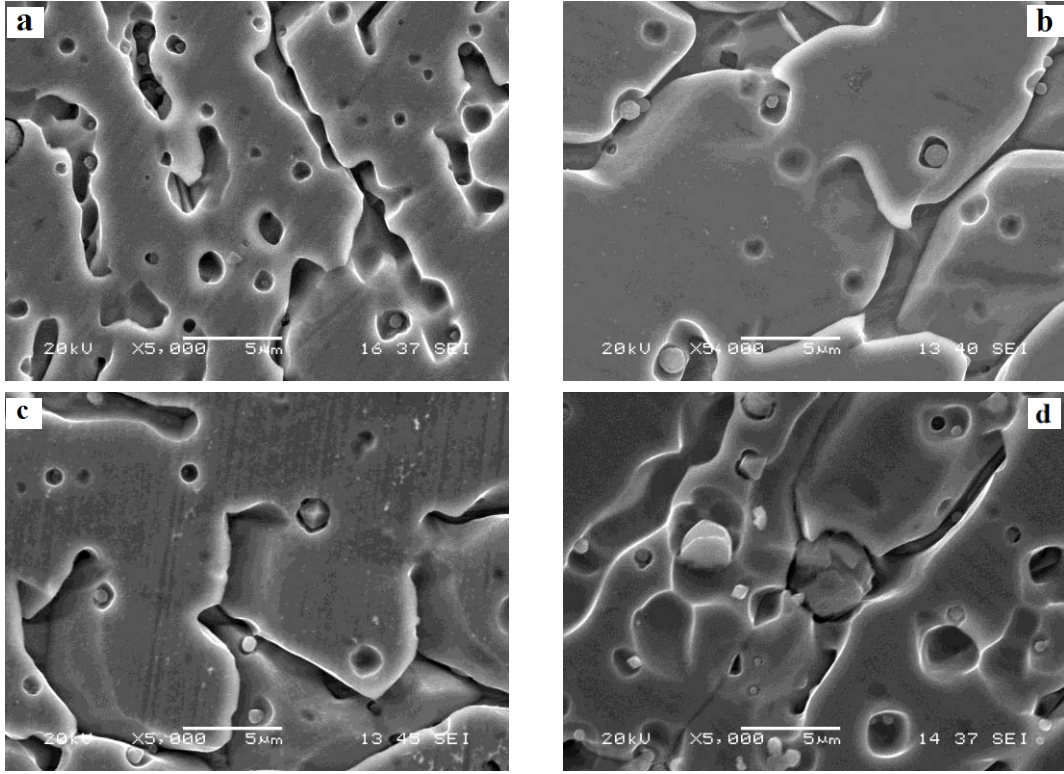
E316LT1-1/4 ilave metali kullanılarak birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin SEM mikroyapısı Şekil 6.48’de gösterilmiştir. Düşük oranlarda CO₂ içeren koruyucu gaz ortamında birleştirilen numunelerde dikkate değer miktarlarda inklüzyon görülmemektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça kaynak metalinin mikroyapısında inklüzyonların miktarı ve boyutunun arttığı açık olarak görülmektedir. Özellikle Ar - %50 CO₂ ve %100 CO₂ koruyucu gazlarında küresel şekilli inklüzyonların oluşumu gözlenmiştir. Oluşan inklüzyonların boyutları ise 1-8µm arasında değişmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışı kaynak işlemi esnasında çeşitli reaksiyonlar oluşturarak kaynak metali içerisindeki inklüzyonların sayısının ve boyutunun artışına neden olmaktadır. Argon miktarı yüksek olan koruyucu gaz tipi ile elde edilen kaynak metalinde inklüzyonların boyutları ve dağılımı açısından bir azalma gözlemlenmiştir. %100 CO₂ koruyucu gazında oksijenin kaynak banyosu içerisine difüzyonu artmaktadır.

Şekillerde dağlanan bölgelerin δ -ferrit olduğu, düzgün yüzeylerin ise ostenit fazını oluşturduğu anlaşılmaktadır. Koruyucu gaz kompozisyonunun δ -ferrit yapısını etkilediği net olarak görülmektedir. Bu durum daha önceki bölümlerde açıklanmıştır.



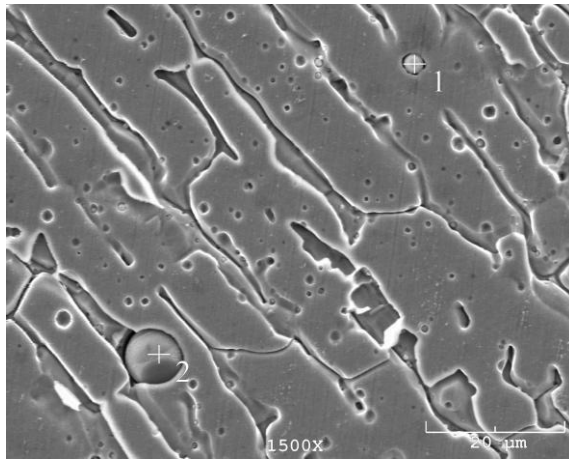
Şekil 6.48. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri

SEM görüntülerinde yüksek büyütme elde edilen SEM mikroyapı görüntülerinde oluşan oksit inklüzyonların şekli ve dağılımı ile ilgili detaylı görüntü ortaya Şekil 6.49'de gösterilmektedir. Şekillerden anlaşıldığına göre inklüzyonların bazıları küresel formda olurken bazıları ise farklı geometrik şekillerde meydana gelmiştir.

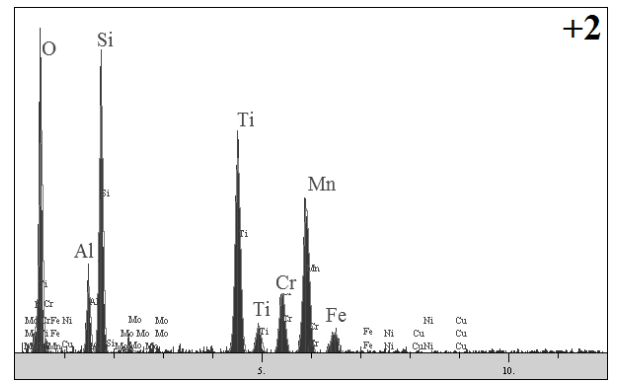
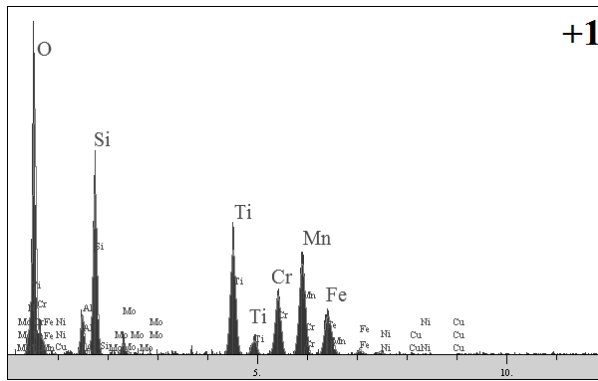


Şekil 6.49. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a)Ar-%12 CO₂ b)Ar-%20 CO₂ c)Ar-%50 d)%100 CO₂ birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden yüksek büyütmede alınan SEM görüntüleri

İnklüzyonların içerdiği element miktarının tespit amacı ile %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen malzemenin kaynak metali üzerinden, inklüzyon bulunan noktalarından alınan EDS analizleri Şekil 6.50’de gösterilmiştir. Analiz değerlerine bakıldığında bu noktaların oksijen içerdiği ve oksijene karşı afinitesi yüksek olan Si, Mn, Ti ve Al gibi elementler ile birleşerek çoklu oksit formu oluşturdukları anlaşılmaktadır. Bu oksitlerin karmaşık oksit olduğu düşünülmektedir. Noktasal analizlerden anlaşıldığı kadarı ile oksijenin maragoni konveksiyonu ile kaynak banyosunda artan sıcaklığa bağlı olarak kaynak metali içerisinde inklüzyon oluşumuna neden olduğu, kaynak banyosu yüzeyinde oluşanların ise ilave metalin öz kısmının ergimesi sonucu oluşan curufa katıldığı düşünülmektedir (Lu vd., 2004). Genel olarak kaynak metali içerisindeki noktasal analizlerde oksijen (O) % 39-44, silisyum (Si) % 10-14, mangan (Mn) % 10-14, titanyum (Ti) % 10-16 ve alüminyum (Al) % 2-4 aralığında tespit edilmiştir.

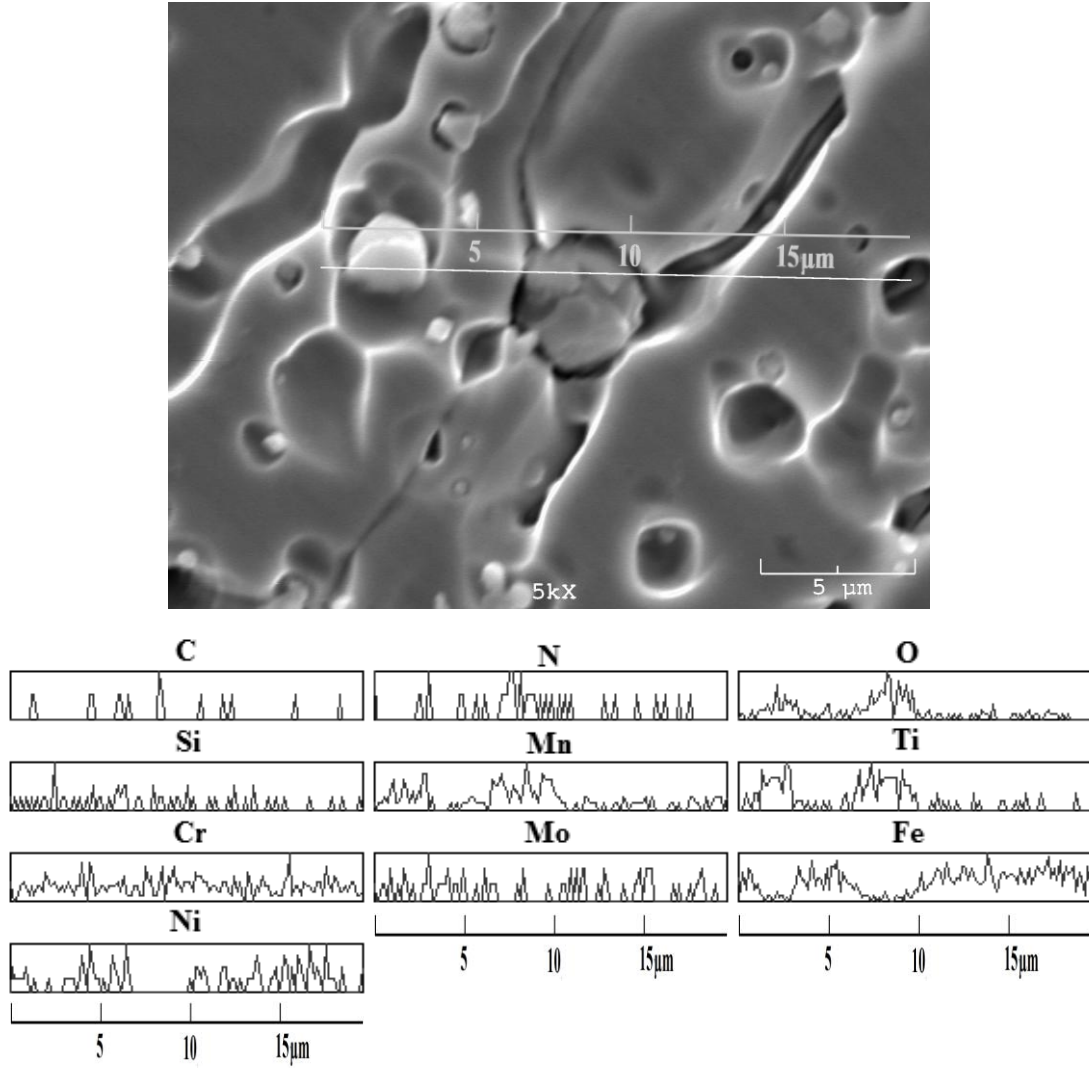


Elementler	% Ağırlık	
	+1	+2
O	44.578	39.641
Al	2.956	3.862
Si	11.03	13.548
Ti	10.542	15.627
Cr	7.92	6.762
Mn	13.772	18.339
Fe	6.600	0.977
Ni	0.823	0.325
Cu	0.360	0.113
Mo	1.376	0.806



Şekil 6.50. % 100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinde oluşan inklüzyonlardan alınan noktasal EDS analiz sonuçları

Kaynak metalinin üzerindeki inklüzyonlardan geçen SEM-EDS çizgi analizleri alınmıştır. Elde edilen sonuçlar Şekil 6.51’de gösterilmiştir. Çizgisel analiz sonuçlarında, inklüzyon üzerinden geçen bölgelerde Mn, Ti ve O elementlerin piklerinde artış göstermektedir. Çizgi üzerinde aynı bölgelerde Fe ve Ni pikleri hiç bulunmamaktadır. Malzemenin içerisinde C ve N miktarının az olduğu çizgisel analiz değerlerinde anlaşılmaktadır. Inklüzyonun olduğu noktalarda O piklerinde artış görülmektedir. O piklerinin artış gösterdiği yerlerde Fe miktarında azalmalar bulunmaktadır. Ancak oksijene afinitesi yüksek olan Ti, Mn miktarlarında önemli derecelerde artış görüldüğü piklerden anlaşılmaktadır. Diğer taraftan bu noktalarda Si ve Cr ‘nin de bir miktar arttığı anlaşılmaktadır. Oksitlerin olduğu noktalarda Fe ve Ni pikleri bulunmamaktadır.



Şekil 6.51. % 100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan çizgisel analiz sonuçları

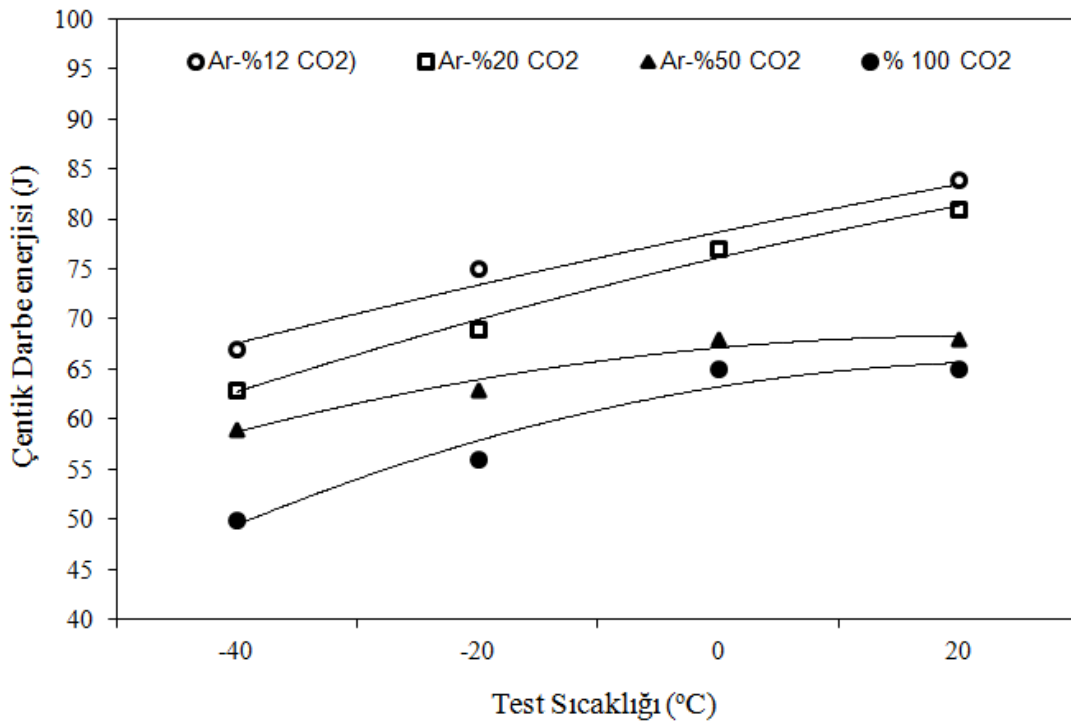
6.2.3. Çentik darbe deneyi ve kırılma yüzeyi incelemeleri

Farklı koruyucu gaz ortamlarında birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çentik darbe deney sonuçları Tablo 6.6'da verilmiş, grafiksel olarak ise Şekil 6.52'de gösterilmiştir. Tablo ve Şekil incelendiğinde çentik darbe deneyi test sıcaklığı ve koruyucu gaz kompozisyonundaki CO₂ miktarı kırılma enerjisi değerlerine etki etmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça çentik darbe tokluk değerlerinde düşüşler gözlenmiştir. Ayrıca çentik darbe test sıcaklığı da kırılma tokluk enerjilerine etki etmekte ve düşük sıcaklıklarda daha düşük tokluk değerleri elde edilmektedir. Genel olarak elde edilen kırılma enerjileri karşılaştırıldığında; Ar - %12 CO₂

koruyucu gazı ile birleştirilen numunenin darbe tokluğu test sıcaklığına bağlı olarak 84-67 J arasında değişmektedir. Ar - %20 CO₂ 'de bu değer 81-65 J, Ar - %50 CO₂'de 68-59 J ve %100 CO₂ 'de 65-50 J olarak elde edilmiştir. Çentik darbe deneylerinde en yüksek darbe tokluk enerji değeri oda sıcaklığında 84 joule ile Ar - %12 CO₂ gazı kullanılarak yapılan birleştirmede meydana gelmiştir. En düşük darbe tokluk değeri ise -40 °C 'de yapılan çentik darbe deneyinde %100 CO₂ gazı ile gerçekleştirilen kaynak metalinde 50 J olarak gerçekleşmiştir.

Tablo 6.6. Farklı kompozisyonlarda birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin farklı sıcaklıklarda çentik darbe deney sonuçları

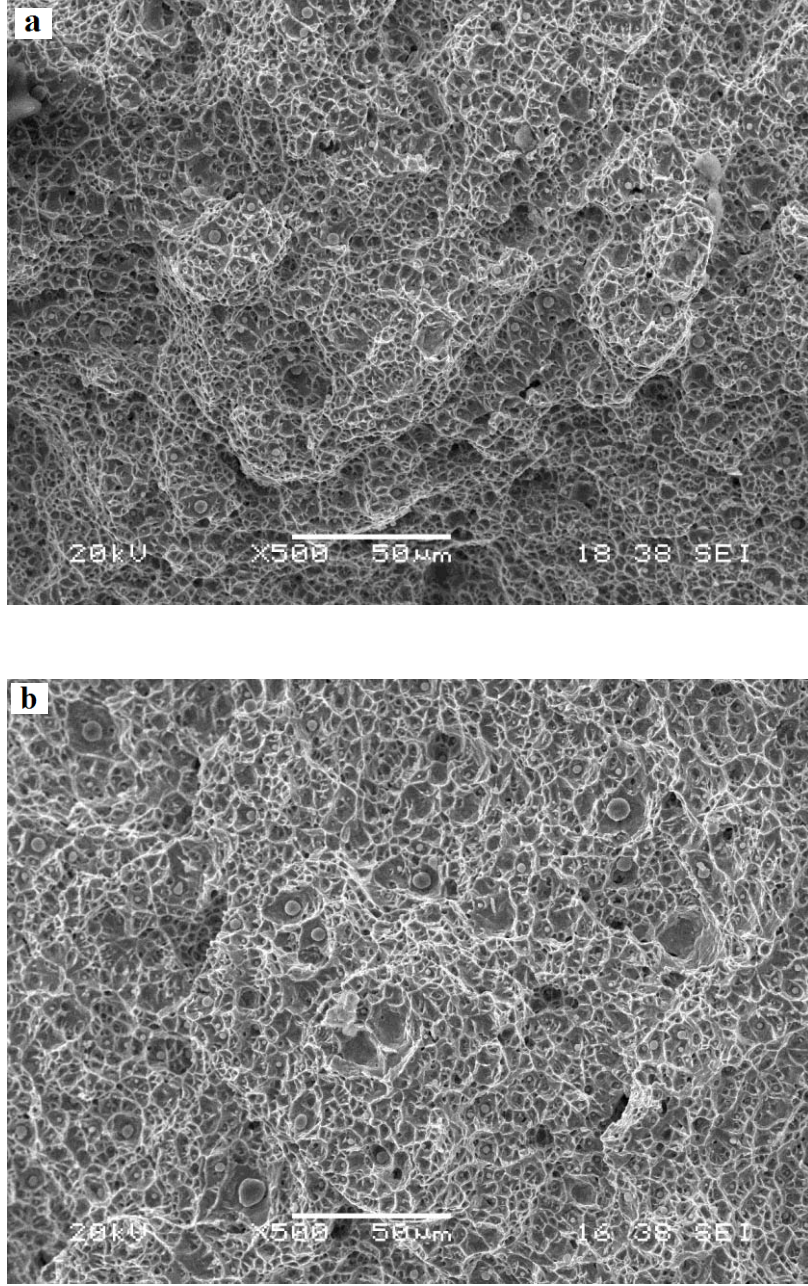
Gaz Kompozisyonu	Deney Sıcaklığı (°C)	20	0	- 20	- 40
Ar - %12 CO ₂	Ortalama Çentik Darbe Enerjisi (J)	84	77	75	67
Ar - %20 CO ₂		81	77	69	63
Ar - %50 CO ₂		68	68	63	59
CO ₂		65	65	56	50



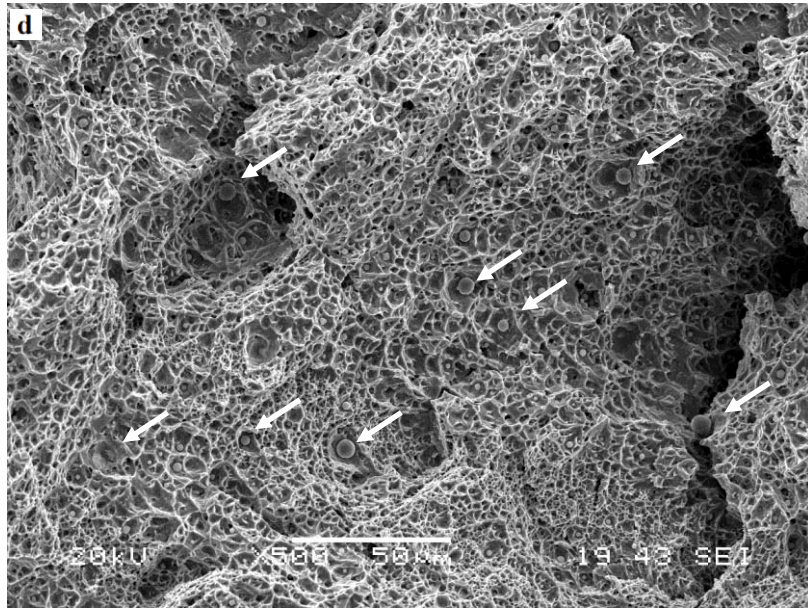
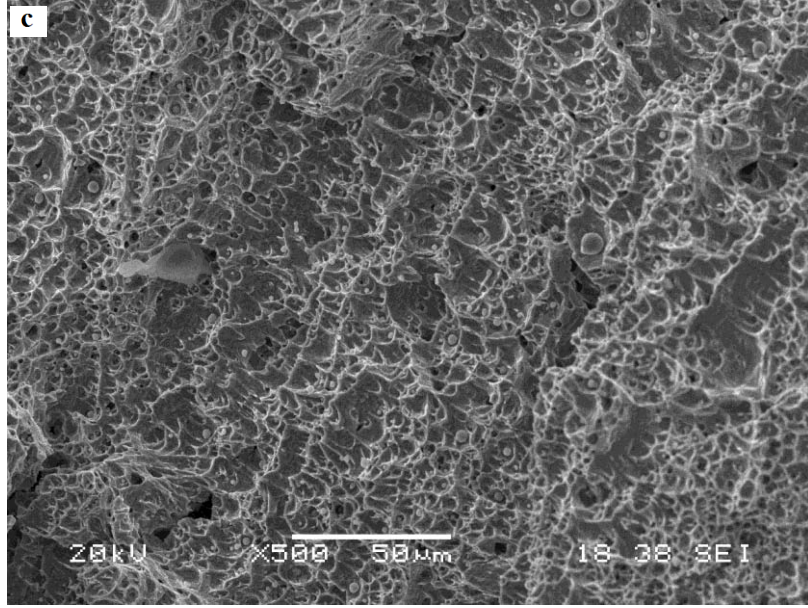
Şekil 6.52. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarda birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çeliğin kaynak metalinin farklı sıcaklıklarda çentik darbe deneyinde elde edilen tokluk değerlerinin değişimi,

Önceki bölümde (Bölüm 6.1) gösterilen mikroyapı görüntülerine göre kaynak metali içerisindeki δ -ferrit miktarı fazla olan numunelerin çalışmada kullanılan tüm sıcaklıklarda elde edilen çentik darbe tokluk enerjilerinin de daha yüksek olduğu görülmektedir. Bilindiği gibi ferrit HMK yapıya sahip olduğundan çentik darbe deneylerinde elde edilen değerler sıcaklığa bağlıdır. Diğer bir deyiş ile düşük test sıcaklıklarında daha düşük değerlerin elde edilmesi gerekmektedir. (Dieter, 1988) Ostenit fazı da YMK yapısına sahip olduğundan normalde darbe tokluk değerleri sıcaklıktan bağımsız olup düşük sıcaklıklarda dahi oda sıcaklığında elde edilen değerlere yakın değerler vermesi beklenmektedir. Bu yönüyle çalışmada elde edilen değerler literatürde yapılan çalışmalar ile uyumluluk göstermektedir. Belirtilen literatür çalışmalarında da kaynak metali içerisinde δ -ferrit miktarı yüksek olan numunelerin çentik darbe değerleri yüksek bulunmuştur. Bahsi geçen çalışmalarda bu durumun nedeni açıklanamamıştır. Koruyucu gaz içerisindeki CO_2 miktarının artması kaynak metali içerisindeki δ -ferrit miktarını düşürdüğü ve kaynak metali içerisinde oluşan Si_2O ve MnO gibi oksitlere neden olduğunu belirtmişlerdir (^{1,2}Liao ve Chen 1998; Liao ve Chen 1999).

Farklı gaz kompozisyonları altında birleştirilen malzemelerin oda sıcaklığında uygulanan çentik darbe deneyi sonucu oluşan kırılma yüzeylerinin SEM fotoğrafları Şekil 6.53'de gösterilmiştir. Kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde; genel olarak kırılma yüzey morfolojisi ostenitik paslanmaz çeliklerin kırılma yüzey morfolojisini sergilemekte, gamze şeklinde delikli bir ağ gibi kırılma yüzeyi görülmektedir. Bu görüntüye sahip kaynaklı birleştirmelerin sünek bir kırılma davranışı gösterdiği düşünülmektedir. Kırılma yüzeylerinde bahsedilen gamze şeklinde delikli bir ağ yapısının haricinde koruyucu gaz içerisindeki CO_2 gazı miktarındaki artışa bağlı olarak yapı içerisinde inklüzyonların arttığı, özellikle %100 CO_2 gazı altında birleştirilen malzemenin kırılma yüzeyinde inklüzyon miktarının çok daha yoğun olduğu görülmektedir. Çalışmada elde edilen çentik darbe değerleri ile kırılma yüzey görüntüleri uyumaktadır. Böylece düşük çentik darbe değerlerinin mikroyapı içerisinde oluşan inklüzyonlardan kaynaklandığı düşünülmektedir.



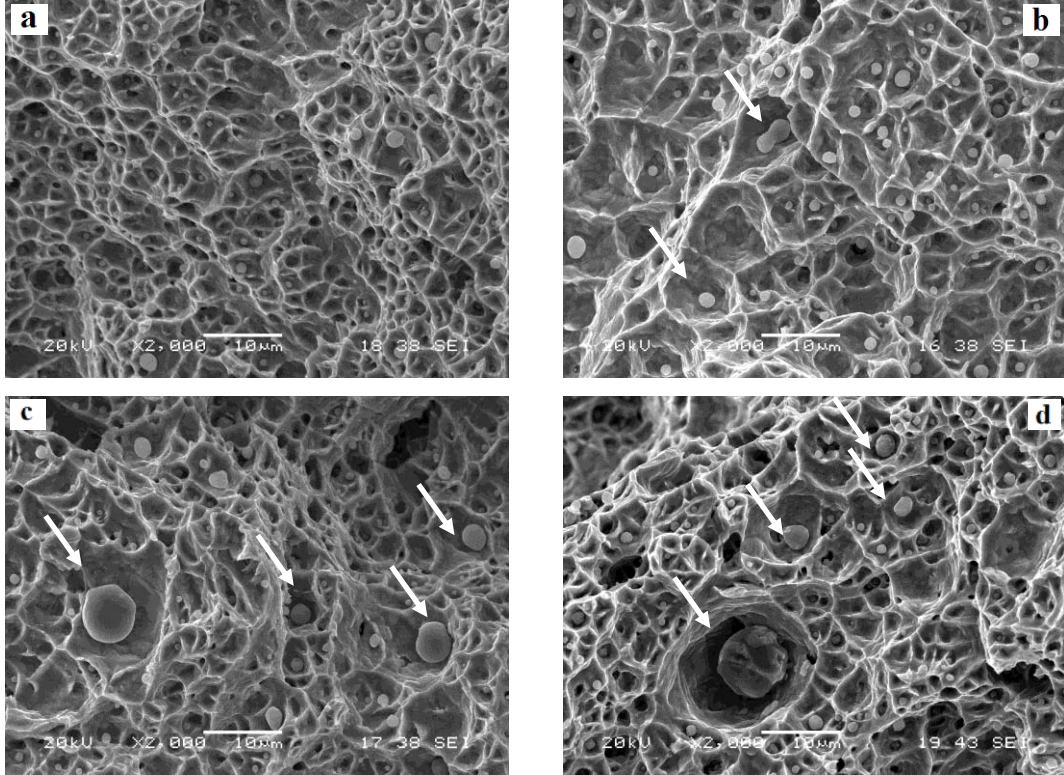
Şekil 6.53. Farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar-%12 CO₂ b) Ar-%20 CO₂ c) Ar-%50 d) %100 CO₂ özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri – (20 °C),



Şekil 6.53. Devam,

Şekil 6.54'de çentik darbe testlerinde elde edilen kırılma yüzeylerinin yüksek büyütmelede elde edilen görüntüleri gösterilmiştir. Koruyucu gaz içerisinde CO₂ miktarı arttıkça oluşan inklüzyonların dağılımı uniform değildir ve oluşturduğu çukurcukların geniş olduğu görülmektedir. Kırılma yüzeylerini oluşturan gamze şeklindeki ağların dışında kalan inklüzyonların bulunduğu çukurcukların boyutlarını genişlettiği görülmektedir. Çukurların büyümesi çentik darbe sonuçlarına etki

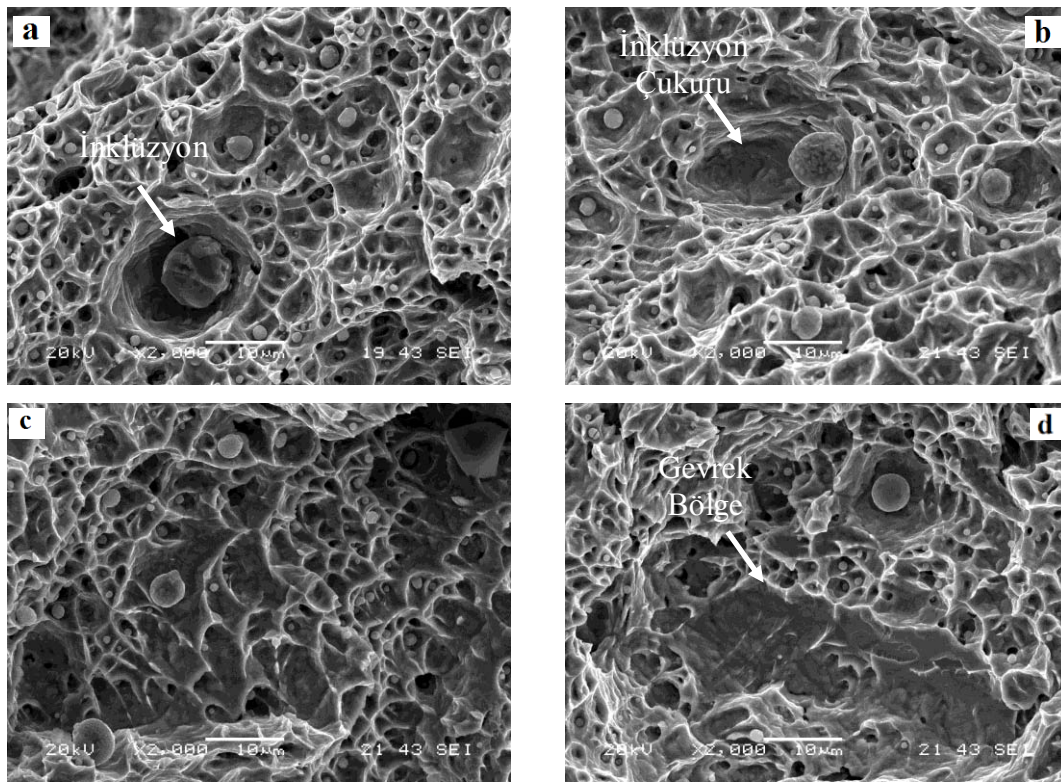
etmekte, koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı artışına paralel olarak çentik darbe tokluk değerlerinin düşmesine neden olmaktadır.



Şekil 6.54. Farklı gaz kompozisyonları a) Ar-%12 CO₂ b) Ar-%20 CO₂ c) Ar-%50 CO₂ d) %100 CO₂ ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin 20 °C'de çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri

%100 CO₂ gazı ile birleştirilen malzemenin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrası elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri Şekil 6.55 'de gösterilmiştir. İç yapının ostenitik olması ferritik paslanmaz çeliklerde karşılaşılan çok önemli bir sorun olan kritik geçiş sıcaklığı altındaki gevrekleşme bu tür çeliklerde görülmez (Kaluç ve Taban, 2007). Ancak %100 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen malzemenin çentik darbe test sıcaklıkları azaldığında kırılma yüzeylerinin üzerinde oluşan çukurların derinliğinin azaldığı ve sıkı ağ yapısı görülmektedir. Kırılma yüzeyinin üzerinde klivaj kırılma bölgeleri bulunmaktadır. Çentik darbe deneyi esnasında mikroyapı içerisinde bulunan inklüzyonların test esnasında çatlak oluşumunu ve ilerlemesini hızlandırdığı düşünülmektedir. Böylece çentik darbe deneyi esnasında çatlak oluşumu ve ilerlemesi için harcanan enerji miktarının düşmesine neden olmaktadır. Literatürde yapılan bir çalışmada mikroyapı

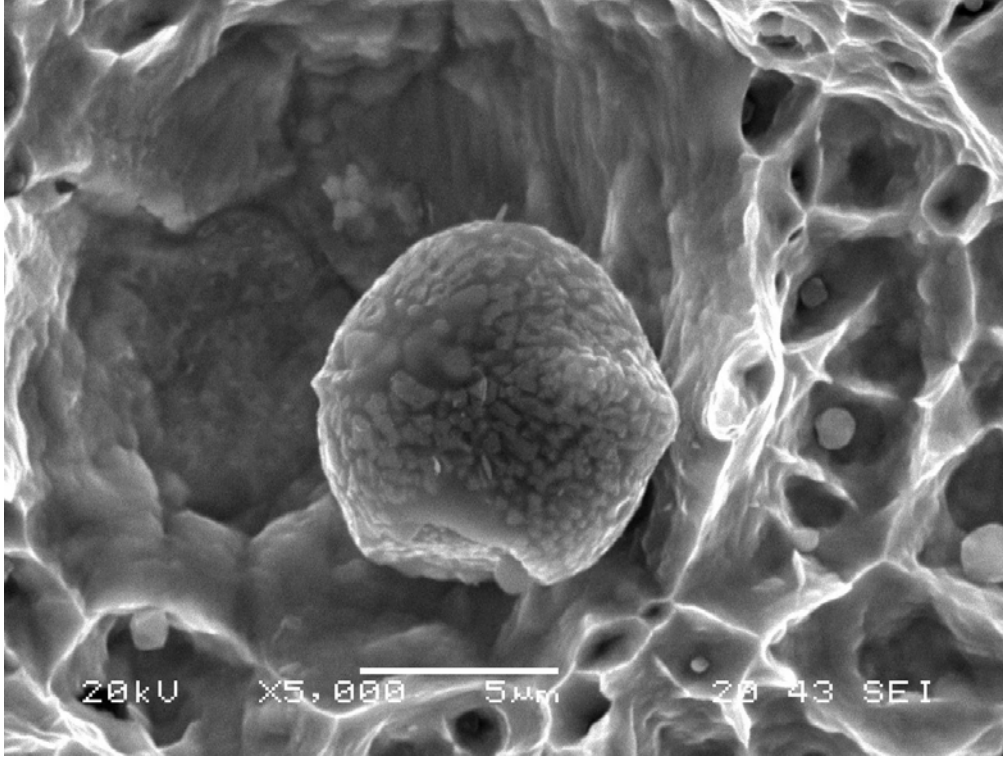
içerisinde bulunan gözenekli ostenitik paslanmaz çelik parçanın çentik darbe deneyi sonrasında kırılma yüzeyinde bulunan gözenekler ve elde edilen düşük darbe tokluk değerleri ile bu çalışmada elde edilen tokluk değerleri ve kırılma yüzey görüntüleri ile paralellik göstermektedir (Tehçi, 2010; Abuç, 2006; Taban, 2006). Daha öncede belirtildiği gibi %100 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin düşük tokluk değerleri elde edilmesine neden olmaktadır. Özellikle -20 ve -40°C düşük sıcaklıklarda tokluk değerlerindeki düşüş artmaktadır.



Şekil 6.55. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin farklı sıcaklıklarda a) 20 °C b) 0 °C c) -20 °C d) -40 °C gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri

İnklüzyonların daha net görülmesi amacı ile %100 CO₂ korucusu gazı kullanılarak birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çentik darbe deneyi sonrasında kırılma yüzeyinin büyük büyültmelerde alınan SEM görüntüsü Şekil 6.56'da gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi inklüzyonların bulunduğu çukur derin olmakta ve inklüzyonların hemen yanında boşluklar bulunmaktadır. Inklüzyonun kırılma yüzeyinin yüzey morfolojisinde düz görünümdeki klivaj kırılma bölgeleri

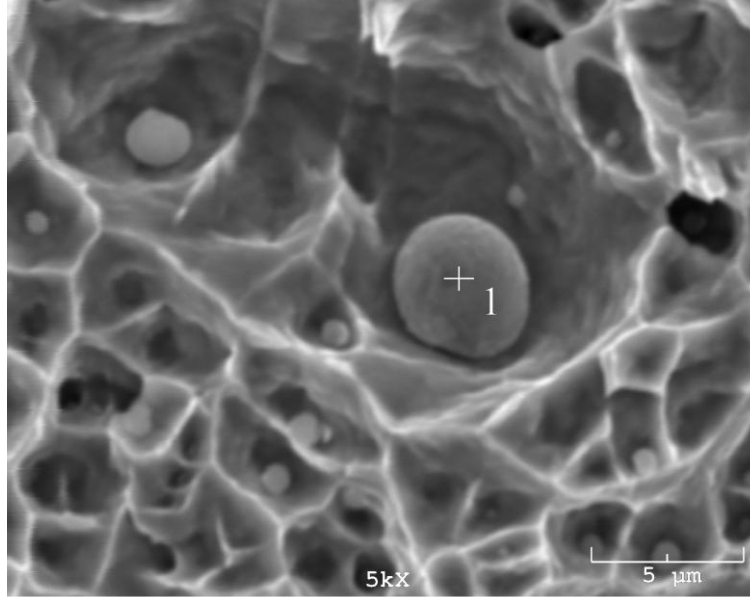
mevcuttur. İnküzyon formunun üzerinde yer alan bloklar halindeki çoklu yapılar dikkat çekmektedir.



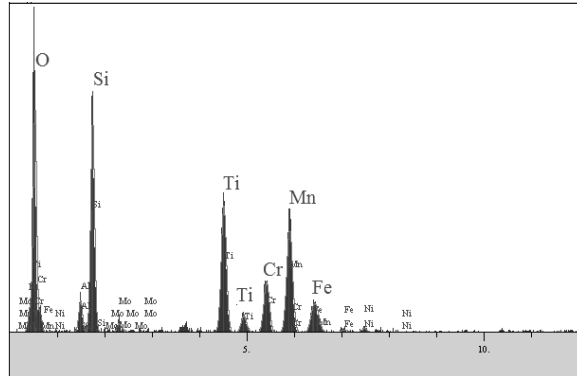
Şekil 6.56. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin kırılma yüzeylerinde bulunan inküzyonun görüntüsü

Kırılma yüzeyinde bulunan inküzyonların hangi elementlerden oluştuğunun belirlenmesi için üzerinden EDS nokta ve çizgisel analizler alınmıştır. Elde edilen analiz sonuçları sırası ile Şekil 6.57 ve Şekil 6.58’de gösterilmiştir. İnküzyon bulunan tanenin üzerinden alınan analiz sonucunda O, Si, Ti ve Mn miktarının oldukça yüksek olduğu göze çarpmaktadır. Cr ve Ni elementlerinin oranı ise normale göre oldukça düşüktür. EDS analizleri inküzyonların farklı oksitlerden diğer bir deyişle çoklu oksitlerden oluştuğunu göstermektedir. İnküzyonlar muhtemelen Si₂O, TiO₂, MnO ve Al₂O₃ ‘den oluştuğu düşünülmektedir. Çok az da olsa FeO ve CrO ‘de varlığından bahsedilebilir. Alınan çizgisel analiz sonuçları bu hususu doğrulamaktadır. İnküzyonların bulunduğu noktalarda O, Si, Mn miktarının arttığı buna karşılık Fe, Cr, Ni elementlerinin miktarının azaldığı görülmüştür. Çentik darbe dayanımının düşmesinde önemli etkisi olan bu çoklu inküzyon formunun ostenitik

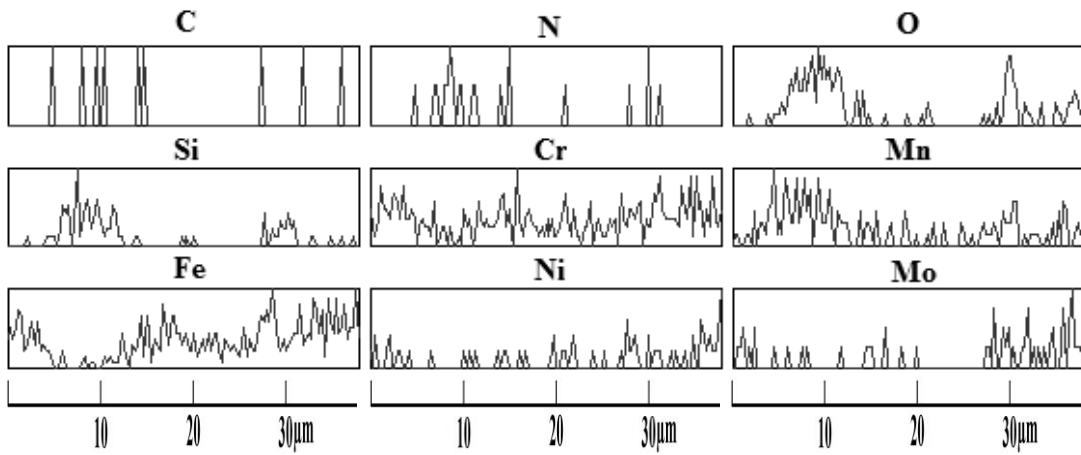
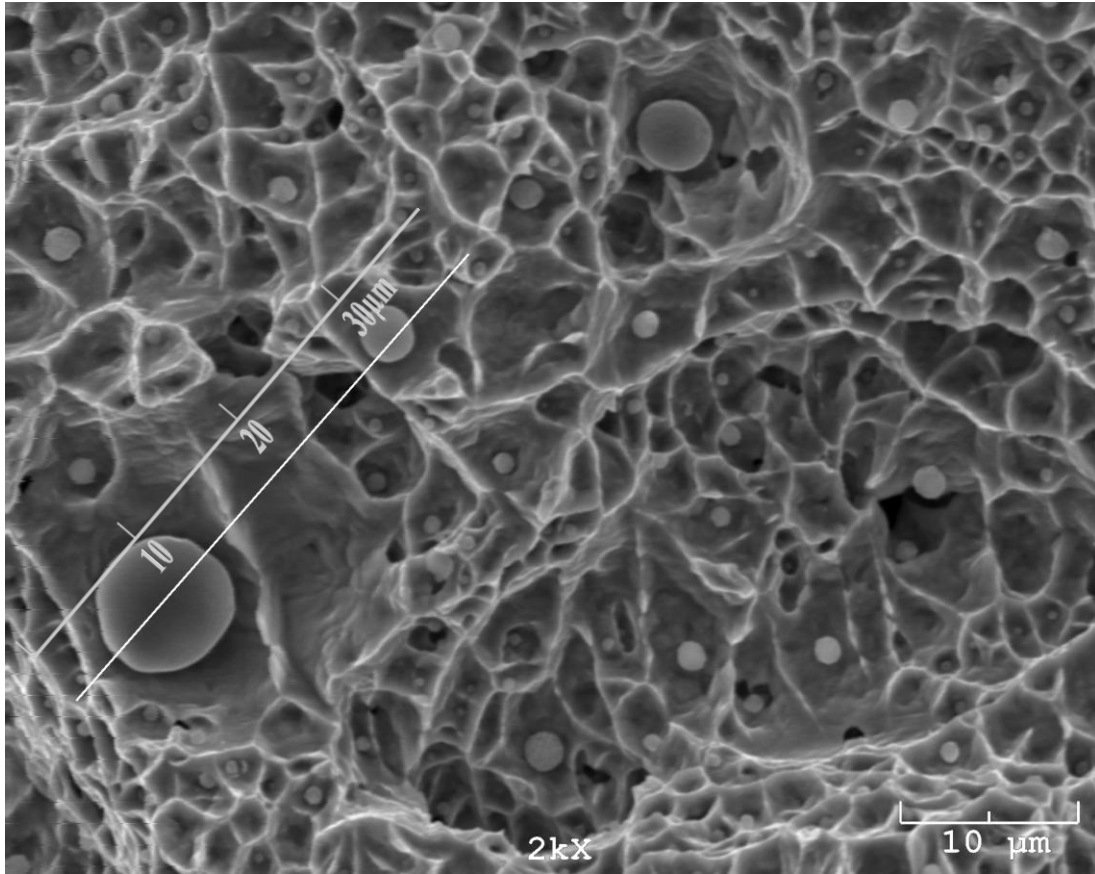
yapının ani kuvvet etkisi altındaki davranışının değişimine neden olduğu düşünülmektedir.



Elementler	% Ağırlık
O	42.976
Al	2.253
Si	13.697
Ti	12.377
Cr	6.743
Mn	15.637
Fe	4.160
Ni	0.970
Mo	1.187



Şekil 6.57. % 100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonların SEM-EDS noktasal analizi



Şekil 6.58. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin kırılma yüzeylerinde bulunan inklüzyonların üzerinden alınan çizgisel SEM-EDS analizi

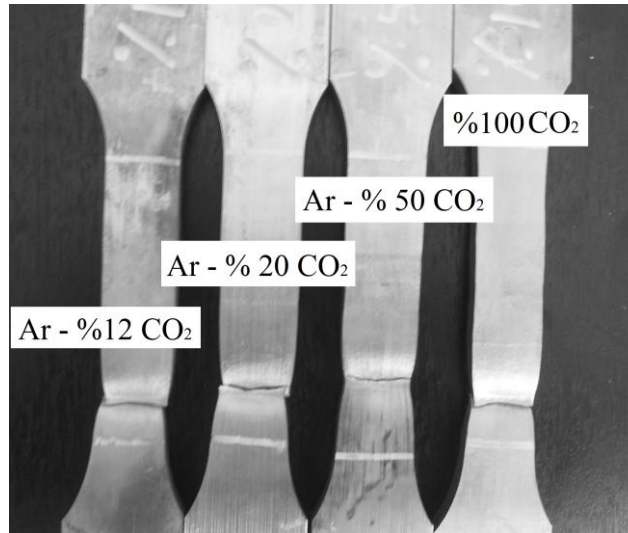
6.2.4 Çekme deneyi sonuçları

E316LT-1/4 tür elektrodlarla oluşturulan AISI 316L tüm kaynaklı bağlantılardan çıkarılan enine çekme numunelerinin test edilmesi sonucunda, ostenitik paslanmaz çelik ana metallerin çekme dayanımının 500-700MPa arasında değişim

gösterebileceği göz önünde bulundurulduğunda, kaynaklı bağlantı deney numunelerinin ortalama çekme dayanımlarının ana metalin çekme dayanımından daha yüksek bulunmuştur (Tablo 6.7). Kopma, kaynak veya ITAB' da gerçekleşmemiş, bütün koruyucu gaz kompozisyonları ile elde edilen bağlantılarda ana malzemede meydana gelmiştir. V kaynak ağzı hazırlanan numunelerde kaynak işleminin çok pasolu olarak gerçekleşmesi, her pasonun bir önceki pasoya temperleme etkisinde bulunmasından dolayı bağlantıların sertliğini bir miktar daha düşürdüğü dolayısı ile süneklikte bir miktar artışa neden olduğu düşünülmektedir. Şekil 6.59'da çekme deneyi sonucu oluşan kopma bölgeleri gösterilmiştir.

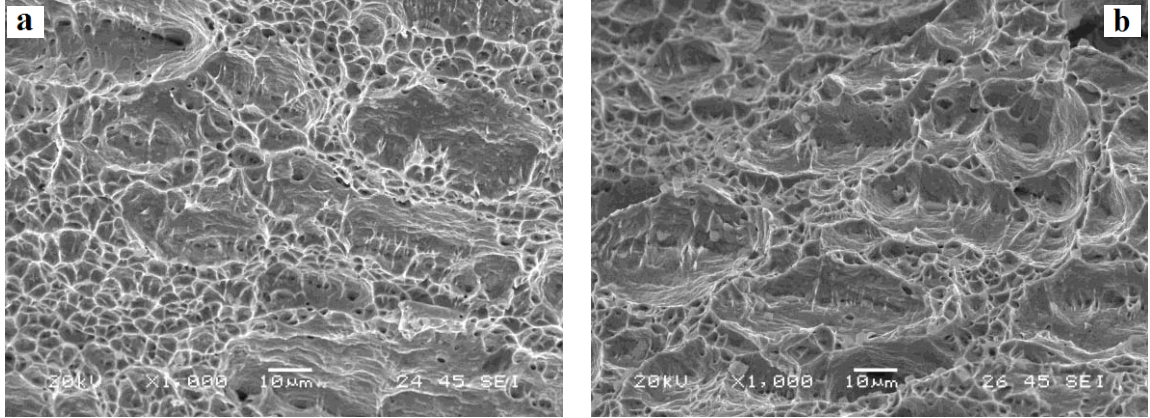
Tablo 6.7. Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonuçları

Gaz Kompozisyonu	Rm (MPa)	Rp (MPa)	Uzama %
Ar - %12 CO ₂	605±2	332±5	26±1
Ar - %20 CO ₂	582±4	336±6	28±2
Ar - %50 CO ₂	565±3	326±4	31±2
%100 CO ₂	565±2	341±3	30±2



Şekil 6.59 Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonucu oluşan görüntüleri

Şekil 6.60'da gösterilen çekme deney numunesinin kırık yüzey incelemesinden de görülebildiği gibi kırık yüzeyde meydana gelen çukurların oluşturduğu yapı, sünek bir kopma neticesinde gerçekleştiğini desteklemektedir.



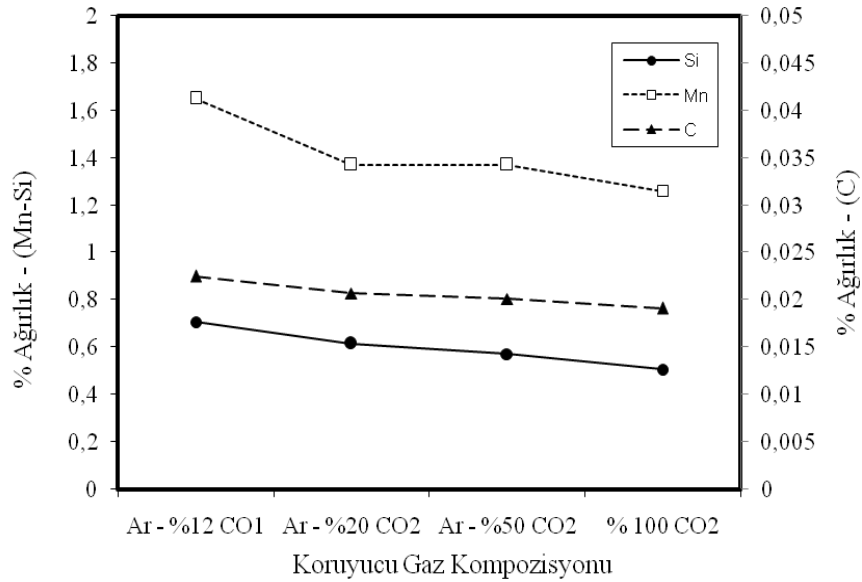
Şekil 6.60. Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ ve özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonucu oluşan kopma yüzeyi SEM görüntüleri

6.2.5 Kimyasal analiz sonuçları

E316LT-1/4 özlü tel ile birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçları Tablo 6.8’de verilmiştir. Spektrometre sonuçları incelendiğinde C, Mn ve Si elementlerindeki değişim daha çok dikkat çekmektedir. Ar-%12 CO₂ içeren koruyucu gazı ile birleştirilen numunenin C miktarı %0,0225 iken, %100 CO₂ ile birleştirilen numunenin C miktarı %0,0191 olarak değişmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artması kaynak metali içerisindeki Si, Mn elementlerinin azalmasına neden olduğu tespit edilmiştir. Ar-%12 CO₂ koruyucu gazında Si ve Mn miktarı %0,707 ve %1,65 iken; %100 CO₂ koruyucu gaz ile birleştirilen kaynak metalindeki Si ve Mn miktarı sırası ile %0,505 ve %1,26 ‘dır (Şekil 6.61). Mikroyapı içerisinde bulunan Mn tokluk açısından önemli bir elementtir (Sathiya ve diğ., 2009).

Tablo 6.8. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçları

Elementler	Ar - %12 CO ₂	Ar - %20 CO ₂	Ar - %50 CO ₂	CO ₂
C	0,0225	0,0207	0,0201	0,0191
Si	0,707	0,615	0,57	0,505
Mn	1,65	1,37	1,37	1,26
P	0,0229	0,0222	0,0223	0,0221
S	0,0068	0,0067	0,0068	0,0068
Cr	18,13	18,14	18,12	17,89
Mo	3,09	2,82	2,83	2,74
Ni	12,65	12,83	12,87	12,73
Al	0,023	0,0187	0,0216	0,0171
Co	0,363	0,0574	0,0573	0,0562
Cu	0,084	0,0952	0,0949	0,0965
Nb	0,019	0,0199	0,0186	0,0171
Ti	0,0549	0,0739	0,0742	0,0573
V	0,0846	0,0762	0,0759	0,0745
W	0,0208	0,0199	0,0183	0,0192
N	0,0195	0,0129	0,02	0,0181



Şekil 6.61. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analizinde C, Mn ve Si miktarının koruyucu gaz kompozisyonuna göre değişimi

Ancak koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça MnO miktarı oluşumu artmakta ve büyük bir miktarı curuf olarak kaynak metalinden uzaklaşmakta iken; bir miktarı da inklüzyon olarak kaynak metali içerisinde kalmaktadır. Kimyasal analiz sonuçları bu durumu desteklemektedir. %12 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen malzemenin kaynak metali içerisindeki Mn oranı %1,65 iken %100 CO₂ 'de bu değer %1,26 değerine düşmektedir. Mikroyapı içerisinde kalan inklüzyonlar kaynak metalinin çentik darbe tokluk değerlerinin düşmesine neden olmaktadır. Çentik darbe sonrasındaki kırılma yüzeylerindeki inklüzyonlardan alınan EDS sonuçları %100 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak yapılan birleştirmelerde inklüzyonların ağırlıklı olarak MnO 'den oluşturduğunu düşündürmektedir.

Koruyucu gaz kompozisyonundaki hem O₂ hemde CO₂ gazının bulunması ergimiş damlanın arktan geçişi esnasında Mn ve Si gibi başlıca alaşım elementlerinin kaybına neden olurlar. Esasında bu elementlerin koruyucu gaz içerisinde O₂ veya CO₂ bulunmaması halinde bile buharlaşmaya bağlı olarak bir miktar kayıp söz konusu olmaktadır. Koruyucu gaz içindeki CO₂, bazen kaynak metalinin C kapmasına neden olabilir. Özlü teller kullanılması halinde ise, daha yüksek oranda CO₂ içeren gazlar kullanılmasına rağmen oluşan curuf dikişin karbon kapmasına engel olmaktadır (Kaluç ve Tülbençi, 1998).

Tablo 6.9'da özlü tel ile birleştirilen AISI 316L malzeme çiftinin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçlarına göre saptama diyagramları kullanılarak elde edilen Cr_{eş}, Ni_{eş} ve ferrit değerleri verilmiştir. Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan birleştirmelerde, Scheaffler ve WRC-92 diyagramı ile en yüksek ferrit değerleri, %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen kaynak metalinde ise en düşük ferrit değeri hesaplanmıştır. Kaynak metali östenit+ferrit şeklinde oluşmakta olup içerisinde Scheaffler diyagramında koruyucu gaz kompozisyonuna göre %8-6 aralığında ferrit bulunmaktadır. Karbondioksit miktarının artışı aynı zamanda metal içerisindeki krom ve silisyum elementlerini oksitlediğinden krom eşdeğeri (Cr_{eş}) düşmektedir.

Tablo 6.9. Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçlarına göre saptama diyagramları kullanılarak elde edilen $Cr_{eş}$, $Ni_{eş}$ ve ferrit değerleri

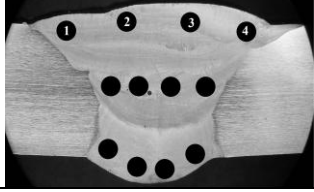
WRC92	Ar - %12 CO₂	Ar - %20 CO₂	Ar - %50 CO₂	CO₂
$Cr_{eş}$	21,23	20,97	20,96	20,64
$Ni_{eş}$	13,85	13,84	13,80	13,78
<i>Ferrit No</i>	7	7	7	6
Schaeffler	Ar - %12 CO₂	Ar - %20 CO₂	Ar - %50 CO₂	CO₂
$Cr_{eş}$	22,49	22,04	21,96	21,51
$Ni_{eş}$	14,15	14,14	14,12	13,93
<i>Ferrit No (%)</i>	8	6	6	6

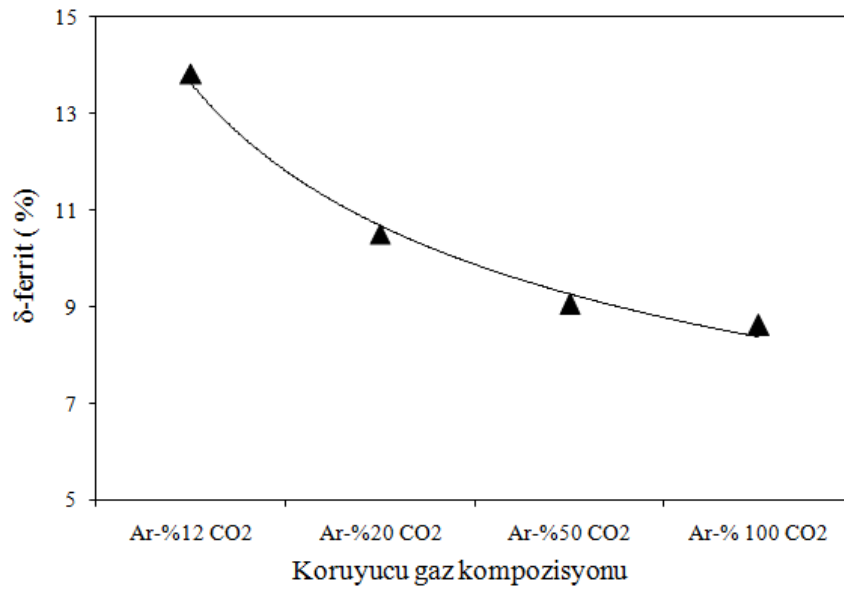
6.2.6 Ferrit miktarı analizleri

Ferritscope ölçümleri sonucu elde edilen ferrit miktarları Tablo 6.10 'da verilmiştir. Kaynak metalinin üst, orta ve alt kısımlarından lineer 4 ölçüm ve toplam 12 ölçüm sonucunun ortalaması grafik olarak şekil 6.62'de gösterilmiştir. Ana malzemedan alınan ferrit değeri %2,89 'dur. Ölçülen δ -ferrit miktarı Tablo 6.10'de verilmiştir. Mikroyapı sonuçları ölçülen % δ -ferrit sonuçları ile paralellik göstermektedir. En yüksek δ -ferrit oranı %13,8 ile %12CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen kaynak metalinde elde edilmiştir. En düşük δ -ferrit oranı ise %8,6 ile %100CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen malzemenin kaynak metalinde ölçülmüştür.

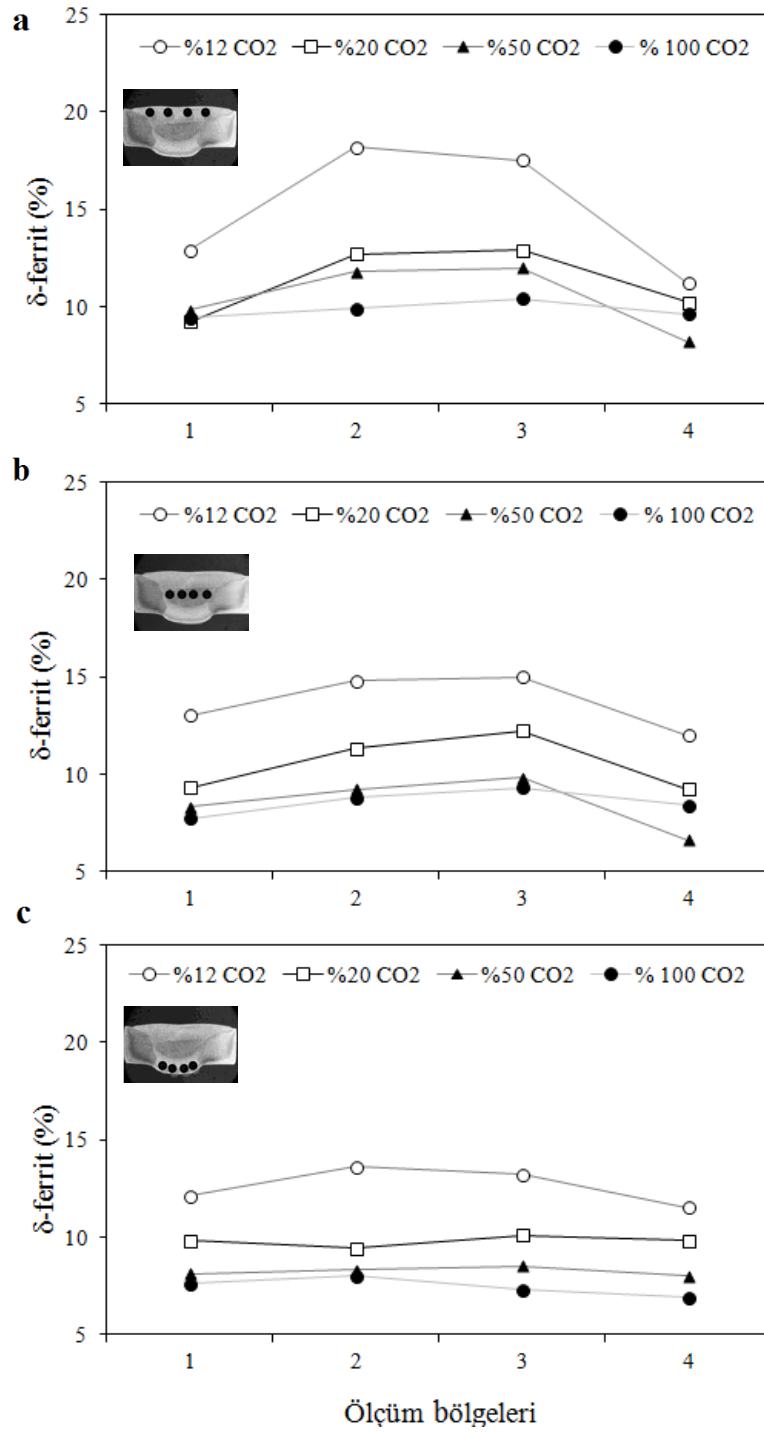
Birleştirme işleminde kaynak metalinin üst, alt ve orta pasolarından alınan % ferrit ölçümleri Şekil 6.63'de gösterilmiştir. Kaynak metalinin orta kısımlarında δ -ferrit miktarının arttığı, ana malzeme tarafına yaklaşıldıkça azaldığı görülmektedir. Bu durumun ostenitik ana malzemedan meydana gelen ergimenin ve soğuma hızının neden olduğu düşünülmektedir (²Taban, 2008). Kaynak metalinin orta ve alt kısmından alınan ölçüm sonuçlarının üst bölgedeki ölçüm sonuçlarına göre daha düşük olduğu özellikle alt bölümlerde çizgi boyunca benzer sonuçların elde edildiği görülmektedir. Kaynak metalinin kök, ara ve kapak pasolarından alınan tüm ölçümlerde %12 CO₂ içeren gaz ile elde edilen kaynak metalindeki δ -ferrit miktarı daha fazla tespit edilmiştir.

Tablo 6.10. Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre ölçülen % δ -ferrit miktarları

Ölçüm Bölgeleri					
Ar - %12 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	12,9	18,2	17,5	11,2	
Orta	13	14,8	15	12	
Alt	12,1	14,6	13,2	11,5	
Ar - %20 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	9,2	12,7	12,9	10,2	
Orta	9,3	11,3	12,2	9,2	
Alt	9,8	9,4	10,1	9,8	
Ar - %50 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	9,8	11,8	12	8,2	
Orta	8,3	9,2	9,8	6,6	
Alt	8,1	8,3	8,5	8	
%100 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	9,4	9,9	10,4	9,6	
Orta	7,7	8,8	9,3	8,4	
Alt	7,6	8	7,3	6,9	



Şekil 6.62. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinden ölçülen ortalama % δ -ferrit miktarı grafiği



Şekil 6.63. Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin a) Üst b) Orta c) Alt bölgelerinden alınan δ -ferrit miktarının koruyucu gaz miktarına göre ortalama değişimi

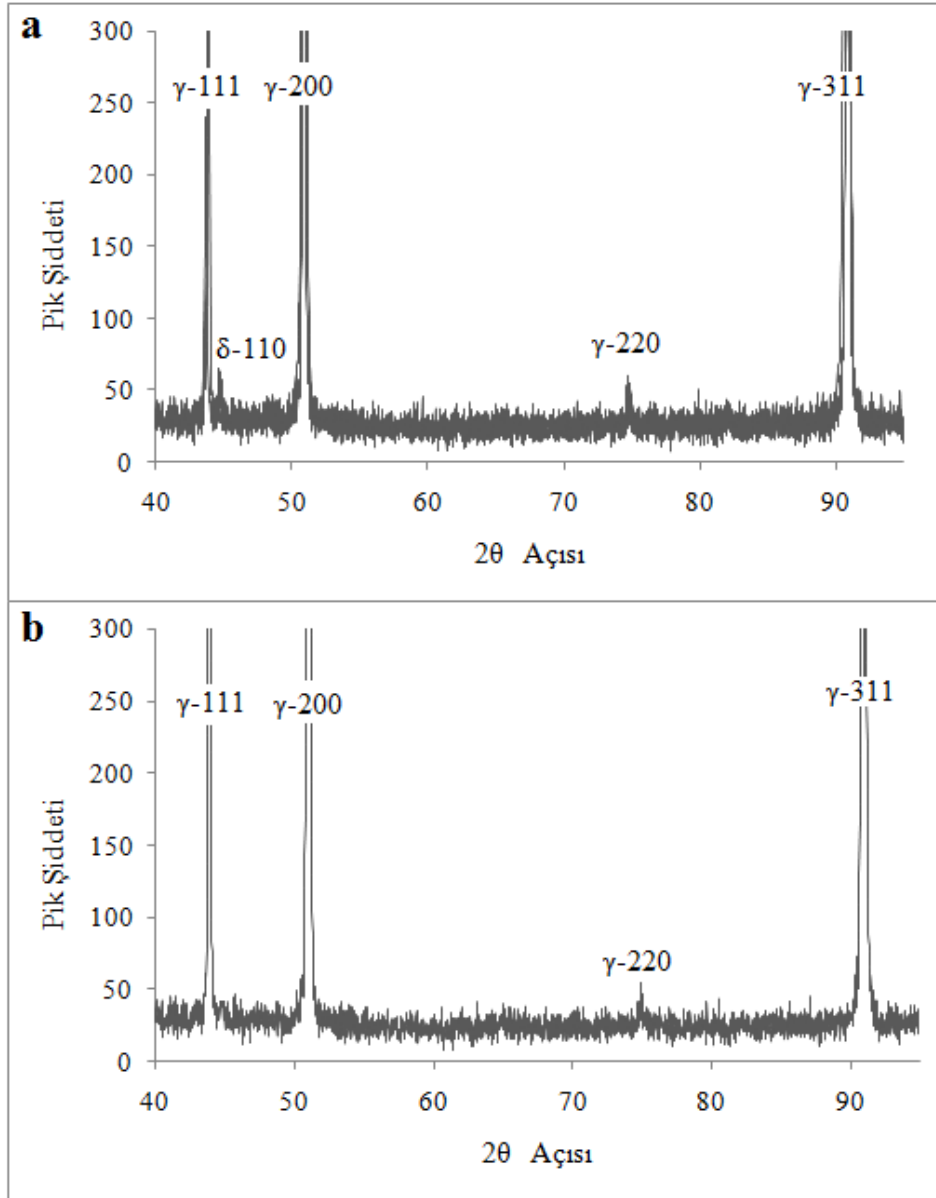
6.2.7 XRD analizleri

Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L malzemenin kaynak metalinde XRD analizi uygulanmış, sonuçları Şekil 6.64'de gösterilmiştir. Ar - %12CO₂ ve %100 CO₂

koruyucu gazı ile birleştirilen numunelerin kaynak metaline uygulanan XRD analizlerinde mikroyapının genel olarak ostenit fazından oluştuğu görülmüştür.

Ferritscope ölçümlerinde Ar - %12CO₂ koruyucu gaz ile birleştirilen malzemelerin kaynak metalinde %13,8 oranında δ -ferrit bulunduğunu ortaya koymuştur. Ar - %12CO₂ koruyucu gaz ile birleştirilen numuneye uygulanan XRD analizinde 2 θ -45,5° düşük şiddetli δ -ferrit piki tespit edilmiştir. δ -ferrit piki haricinde diğer pikler γ -ostenit fazını göstermektedir. Bu durumda iç yapının genel olarak ostenit ve az miktarda δ -ferrit fazından oluştuğunu göstermektedir.

%100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunede δ -ferrit piklerine rastlanmamıştır. Sonuçlar ferritscope ölçümleri ile ve önceki bölümlerde belirtilen mikroyapı görüntüleri ile uyuşmaktadır. Ayrıca benzer malzemelerin kaynaklı birleştirmelerinden alınan XRD analiz sonuçları ile uyum içinde olduğu görülmektedir (Sathiya vd., 2012 ;Yan vd., 2010; Wang vd.,2011). %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen malzemenin kaynak metalinde çok az miktarlarda (%8,6) δ -ferrit fazı bulunmaktadır. Dolayısı ile bu miktar XRD grafiklerinde bulunmamaktadır.

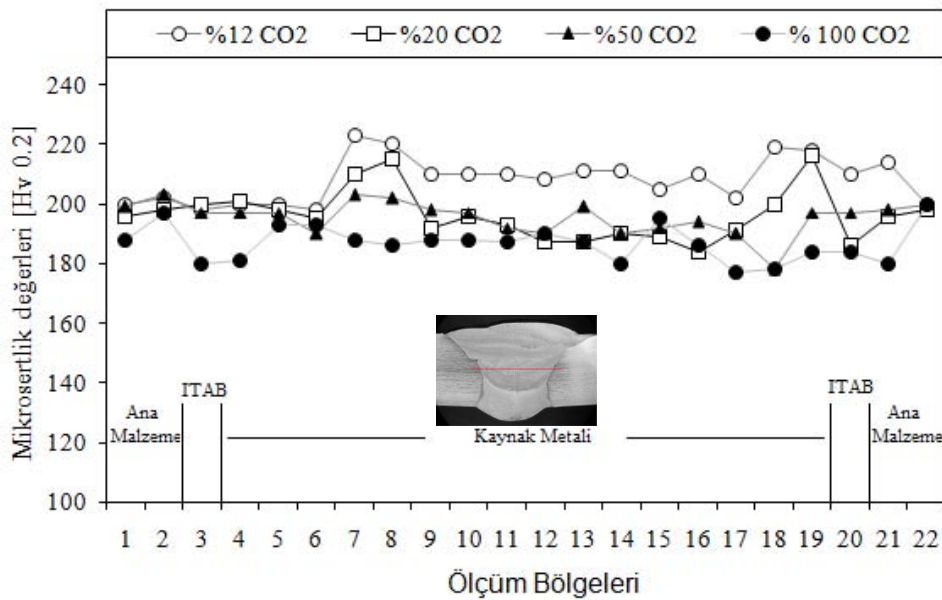


Şekil 6.64 Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan XRD analizleri

6.2.8 Mikrosertlik ölçümleri

Özlü tel ark kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak bölgesi kesitinden alınan mikrosertlik değerleri grafiksel olarak Şekil 6.65’de gösterilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin kaynak metalindeki sertlik değerleri 178-220 HV_{0,2} arasındadır. Kaynak metali ve ITAB’dan alınan mikrosertlik değerlerine bakıldığında en sert bölge kaynak metalindedir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde belirgin bir ana malzeme ve kaynak metali geçişi olmadığı için

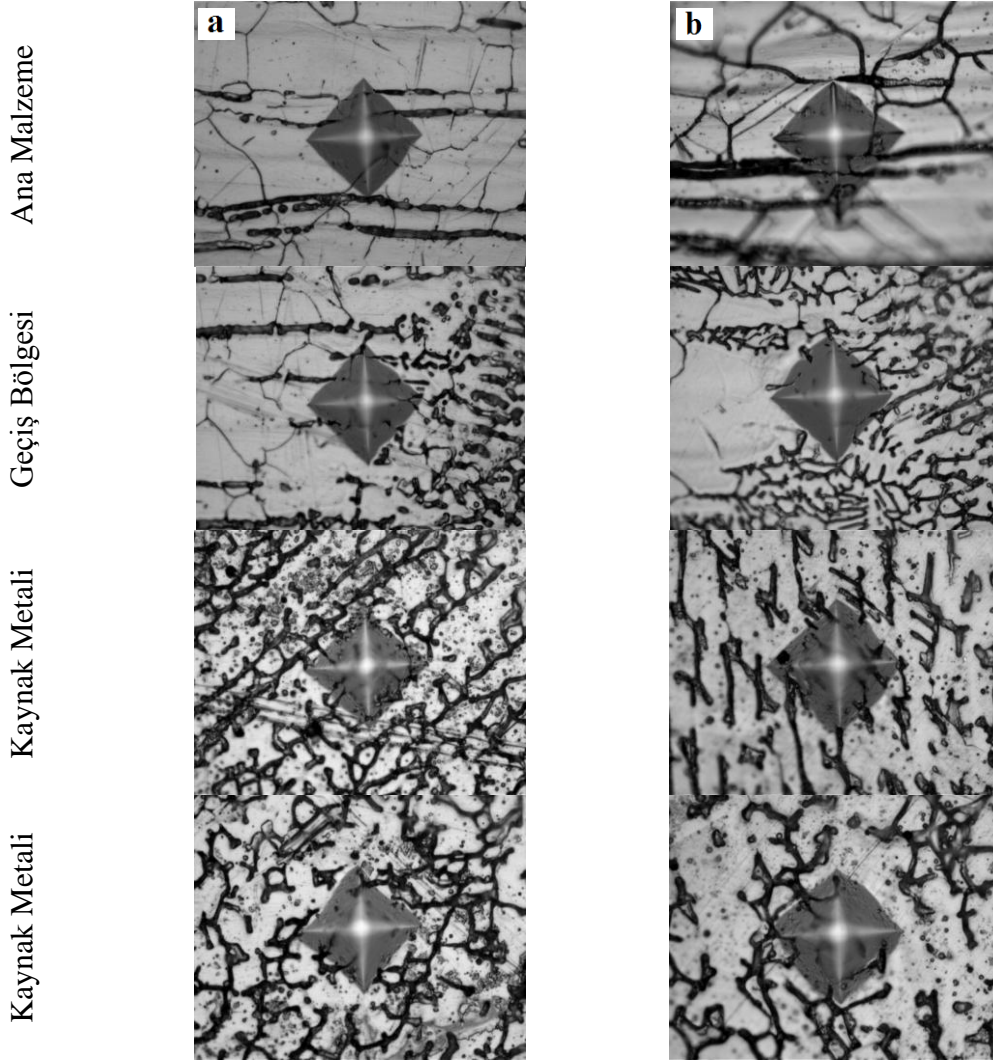
ITAB'da bir sertlik düşüşü veya artışı gözlemlenmemiştir. Kaynak metali orta bölgesinden enine olarak alınan mikrosertlik ölçümlerinde genel olarak en yüksek sertlik değeri Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen kaynak metalinde 220 HV_{0,2} olarak elde edilmiştir. En düşük sertlik değeri ise %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen kaynak metalinde 178 HV_{0,2} olarak ölçülmüştür. Mikrosertlik değerleri kaynak metalindeki δ-ferrit miktarı artışına bağlı olarak artmaktadır. Kaynak metalinin çeşitli noktalarından alınan sertlik değerleri, sertliğin alındığı noktadaki δ-ferrit miktarına göre değiştiğinden, aynı bölgedeki sertlik değerlerinde farklılık gösterebilmektedir. Bu durumda sertlik değerleri mikroyapı ile uyum içerisindedir. Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunede mikrosertlik değerlerinin yüksek olması δ-ferrit içeriği nedeni ile beklenen bir sonuçtur.



Şekil 6.65. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metali enine yönde mikrosertlik değerlerinin değişimi,

Mikrosertlik değerleri çentik darbe sonuçları ile doğru orantı göstermektedir. Literatür ile terslik gösteren bu durumun en büyük nedeni kaynak metali içerisinde meydana gelen inklüzyonlardır. Ar - %12 CO₂ ile gerçekleştirilen birleştirmelerin önceki bölümlerde incelenen SEM görüntülerinde bu durum net bir şekilde ortaya koyulmuştur. Bu nedenle mikrosertlik sonuçlarının çalışmanın amacı ile uyum gösterdiği düşünülmektedir. Ferritik ve martenzitik paslanmaz çelik grubu dışında kalanlar sertlik açısından çok büyük bir değişim sergilememektedir. Kaynak metali

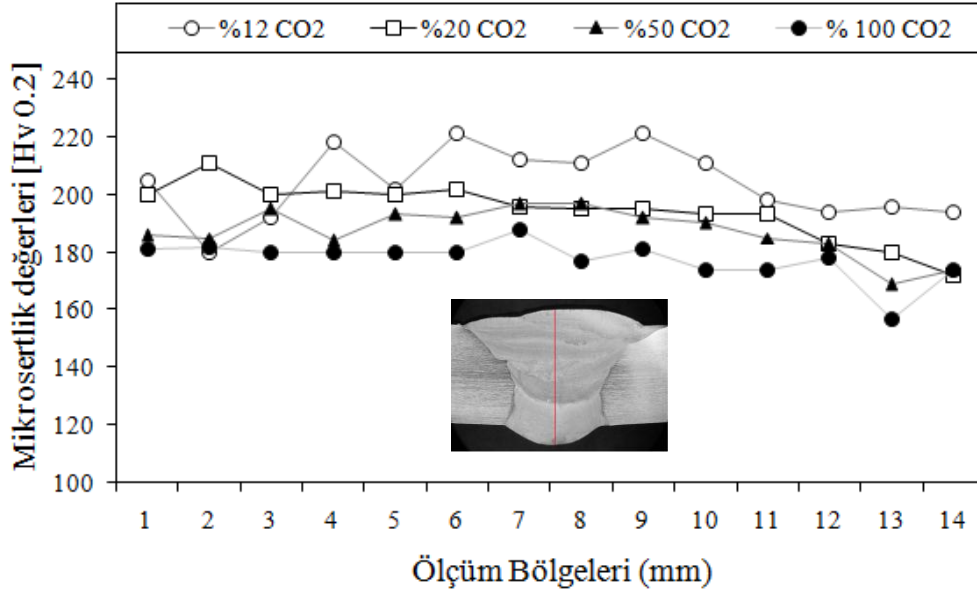
içerisinde sertlik bakımından ana malzemeye yakın ve ana malzemedan düşük bölgeler bulunmaktadır. Bölgelere bağlı olarak elde edilen mikrosertlik izlerinin görüntüleri Şekil 6.66 'de gösterilmiştir.



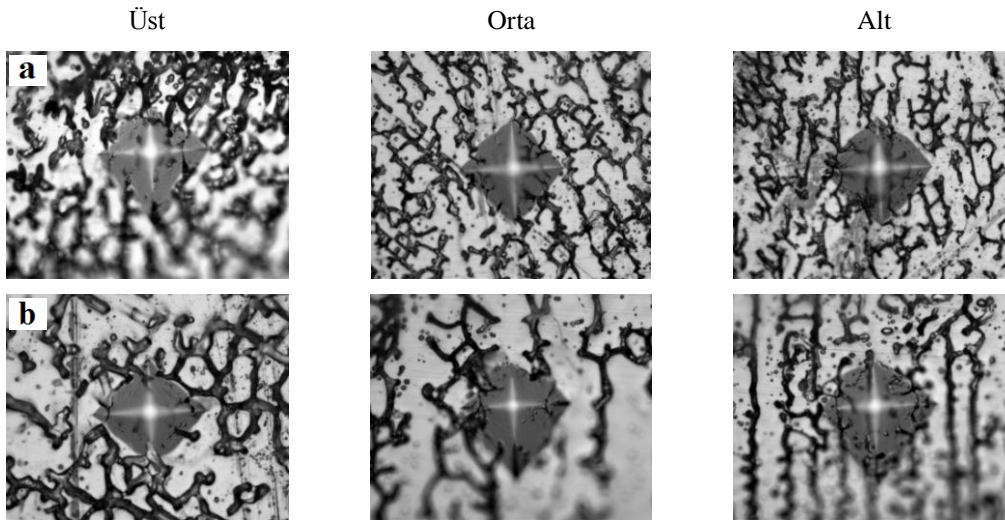
Şekil 6.66. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ göre kaynak metalinden alınan mikrosertlik izlerinin görüntüleri

Kaynak metali kesitinden alınan mikrosertlik değerleri haricinde pasolararası değişimi görebilmek amacı ile kaynak yüz ve kök pasoya doğru çizgisel olarak sıralı mikrosertlik ölçümleri yapılmış ve grafik olarak Şekil 6.67'de sunulmuştur. Koruyucu gazın içerdiği CO₂ gazı miktarına göre, yapılan ölçümlerde δ -ferrit miktarı daha yüksek olan kaynak metalinin sertlik değerleri diğerlerine göre daha yüksektir. Kök bölgesindeki mikrosertlik değerleri kaynak yüz bölgesine göre daha düşüktür.

Kök bölgesinde δ -ferrit miktarının düşük olması sertlik değerlerinin düşmesine neden olmuştur. Ölçüm bölgelerine bağlı olarak elde edilen mikrosertlik izlerinin görüntüleri Şekil 6.68’de gösterilmiştir.



Şekil 6.67. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik değerlerinin değişimi

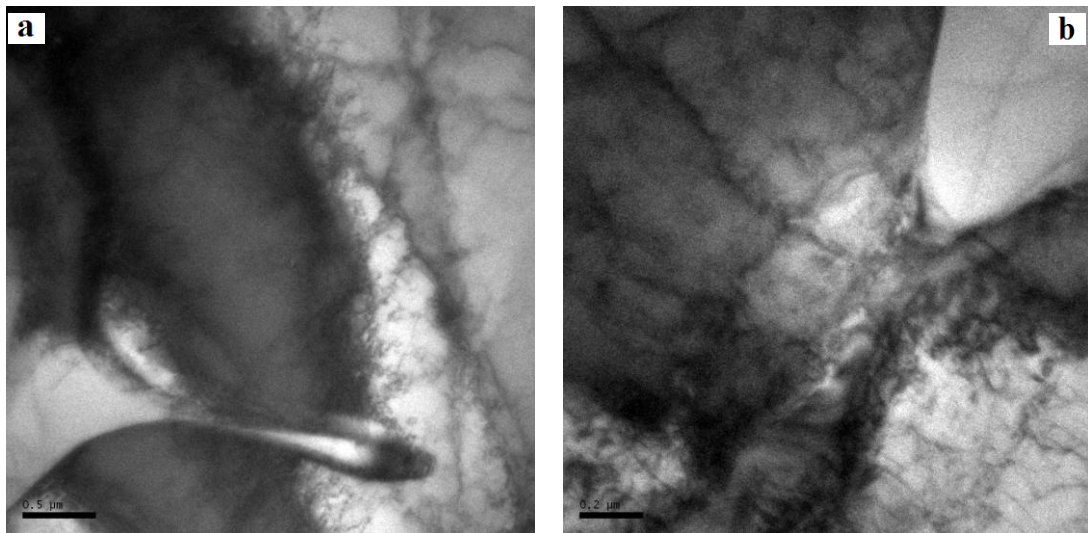


Şekil 6.68. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) Ar-%12 CO₂ b) %100 CO₂ göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik izlerinin görüntüsü

Cleiton ve arkadaşları; E309MoL-16 ilave metali ile birleştirilen AISI 316L malzemenin mikroyapı, sertlik ve korozyon özelliklerini incelemişlerdir. Mikroyapı içerisinde δ -ferrit 'in volümetrik miktarının mikrosertliği artırdığı ve δ -ferrit morfolojilerinden olan lathy ferritin vermicular ferrite göre daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğunu rapor etmiştir (Cleiton vd., 2009). Mikrosertlik ölçüm sonuçları 216 - 190 HV_{0,1} aralığında değişim göstermektedir. Değerler bu çalışma ile elde edilen sonuçlar ile benzer eğilimde olduğu görülmektedir.

6.2.9 TEM/EDS analizleri

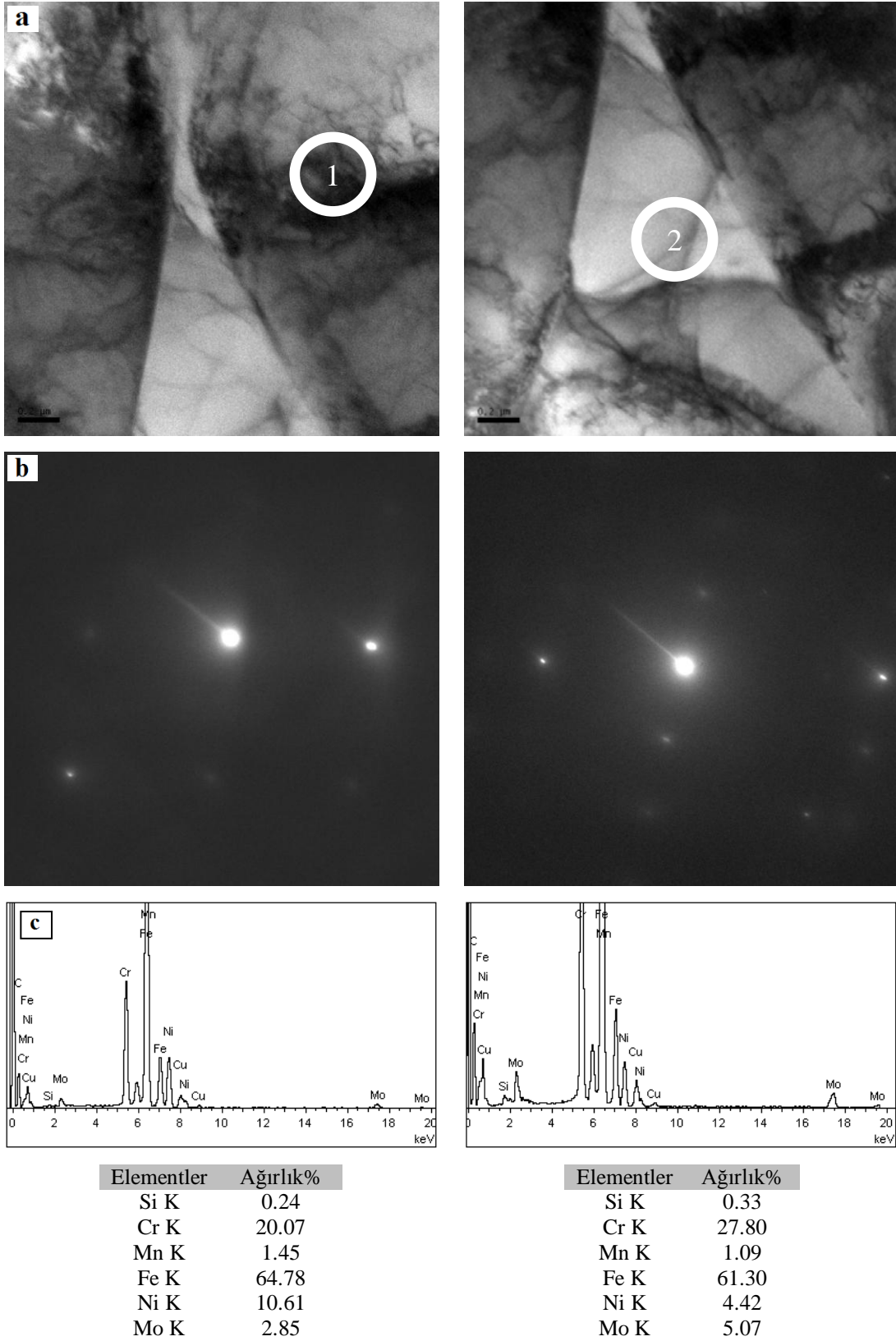
%100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L malzemede çentik darbe tokluk değerleri en düşük bulunmuştur. Şu ana kadar yapılan çalışmalar ve açıklamalar koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı miktarına bağlı olarak kaynak metali içerisinde inklüzyonlar oluşmakta ve bu inklüzyonların çeşitli oksitlerden oluştuğu belirtilmektedir. O nedenle hem kaynak metalinin hem de oluşan oksitlerin karakterizasyonunun daha net bir şekilde yapılabilmesi için TEM/EDS analizleri gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.69).



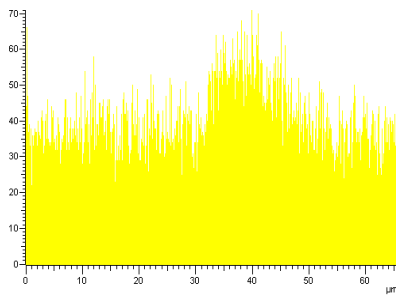
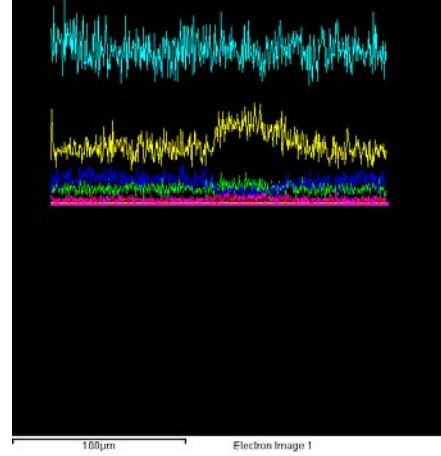
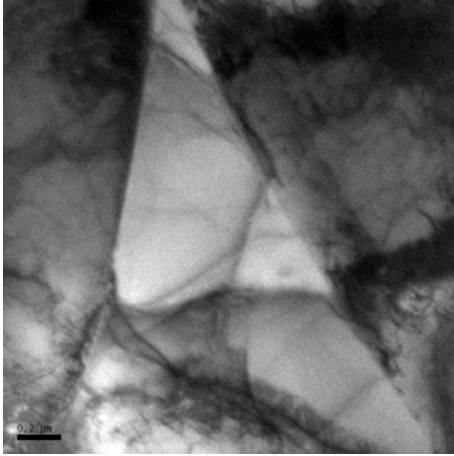
Şekil 6.69. Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali TEM görüntüleri a)Ar - %12 CO₂ b)%100 CO₂

Ostenit ve δ -ferrit fazlarından oluşan kaynak metalinin TEM mikroyapı görüntüsü ve üzerinden alınan seçili alandan alınan difraksiyon paterni ile mikroyapıda görülen fazın üzerinden alınan EDS analiz sonuçları Şekil 6.70'de gösterilmiştir. Mikroyapıda görülen açık renkli kısım δ -ferrit, diğer bölgeler ostenit fazını temsil etmektedir. Seçili alan difraksiyonunda YMK ve HMK kristal kafes yapıları gözükmekte ve kafes parametreleri şekil üzerinde belirtilmektedir. 1 numaralı bölge yaklaşık %20 Cr, %10 Ni içeriğine sahiptir. 2 numaralı bölgede ise Cr miktarı %27 iken, Ni miktarı %5 'e düşmektedir. Cr'un ferrit, Ni'in ise ostenit yapıcı elementler olduğu birçok kaynak tarafından belirtilmiştir. (Lippold ve Kotecli, 2005; Gun 1997) Bu sonuçlar 1 numaralı bölgenin östenit, 2 numaralı bölgenin de δ -ferrit olduğunu ortaya koymaktadır. Kafes parametreleri ile bu durum ispatlanmıştır (Şekil 6.70b).

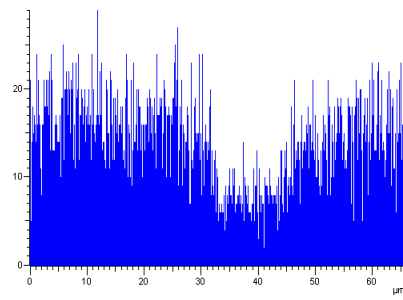
Şekil 6.71'de gösterilen TEM görüntüsünden alınan çizgisel analizde sarı rengin temsil ettiği Cr değerinin grafikte artış gösterdiği, mavi rengin temsil ettiği Ni değerinin de düştüğü gözlemlenmiştir. Bu durum δ -ferrit fazını doğrulamaktadır. Çizgisel analizde diğer elementlerin (Si, Mo, Mn) varlığı süreklilik arz etmektedir. Şekil 6.72'de matris ostenit ve δ -ferrit fazının temsil eden TEM görüntüsüne elementel haritalama yapılmıştır. Cr miktarındaki artış ve Ni miktarındaki azalma haritalama görüntülerinde net bir şekilde gözlemlenmektedir. Mo hariç diğer elementler süreklilik göstermektedir.



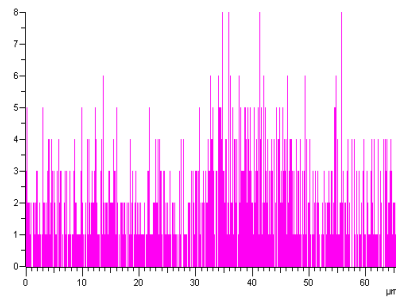
Şekil 6.70. a)Kaynak metalinin TEM görüntüsü b) Seçili alan difraksiyon paterni c)EDS analizi



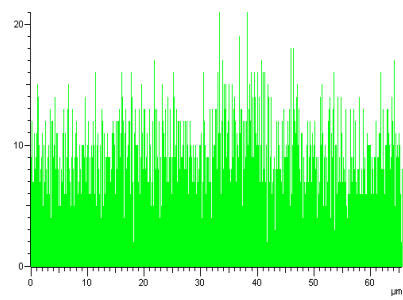
Krom



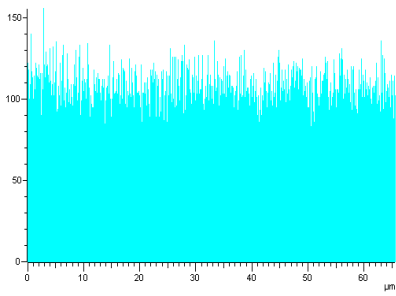
Nikel



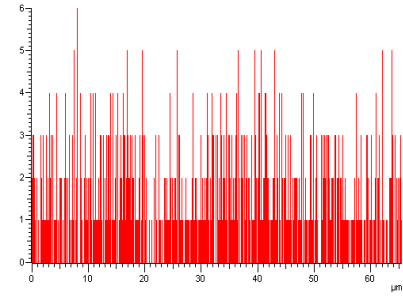
Molibden



Mangan

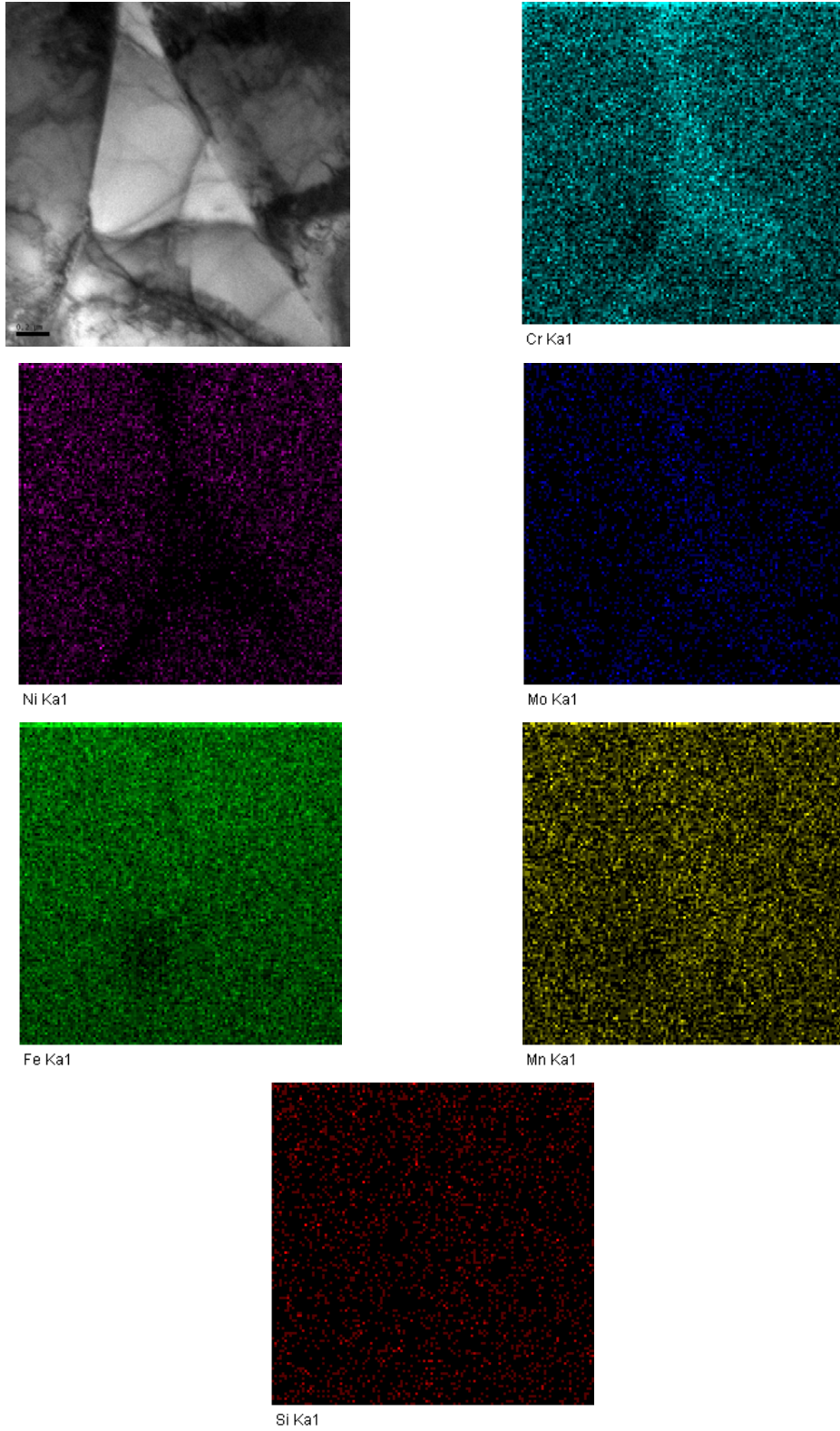


Demir



Silisyum

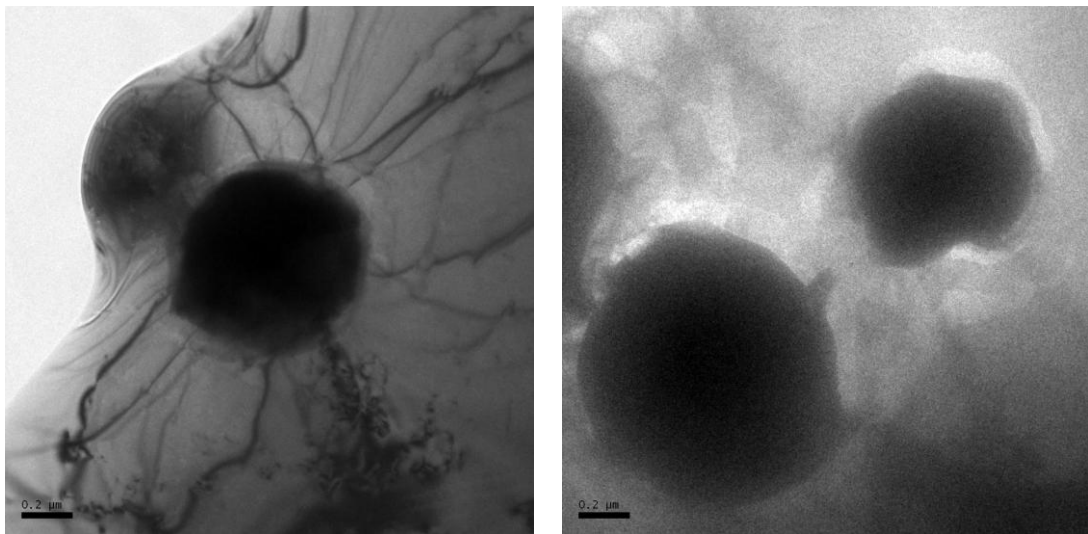
Şekil 6.71. Kaynak metalinden alınan TEM görüntüsünün çizgisel EDS analizi ve grafiği



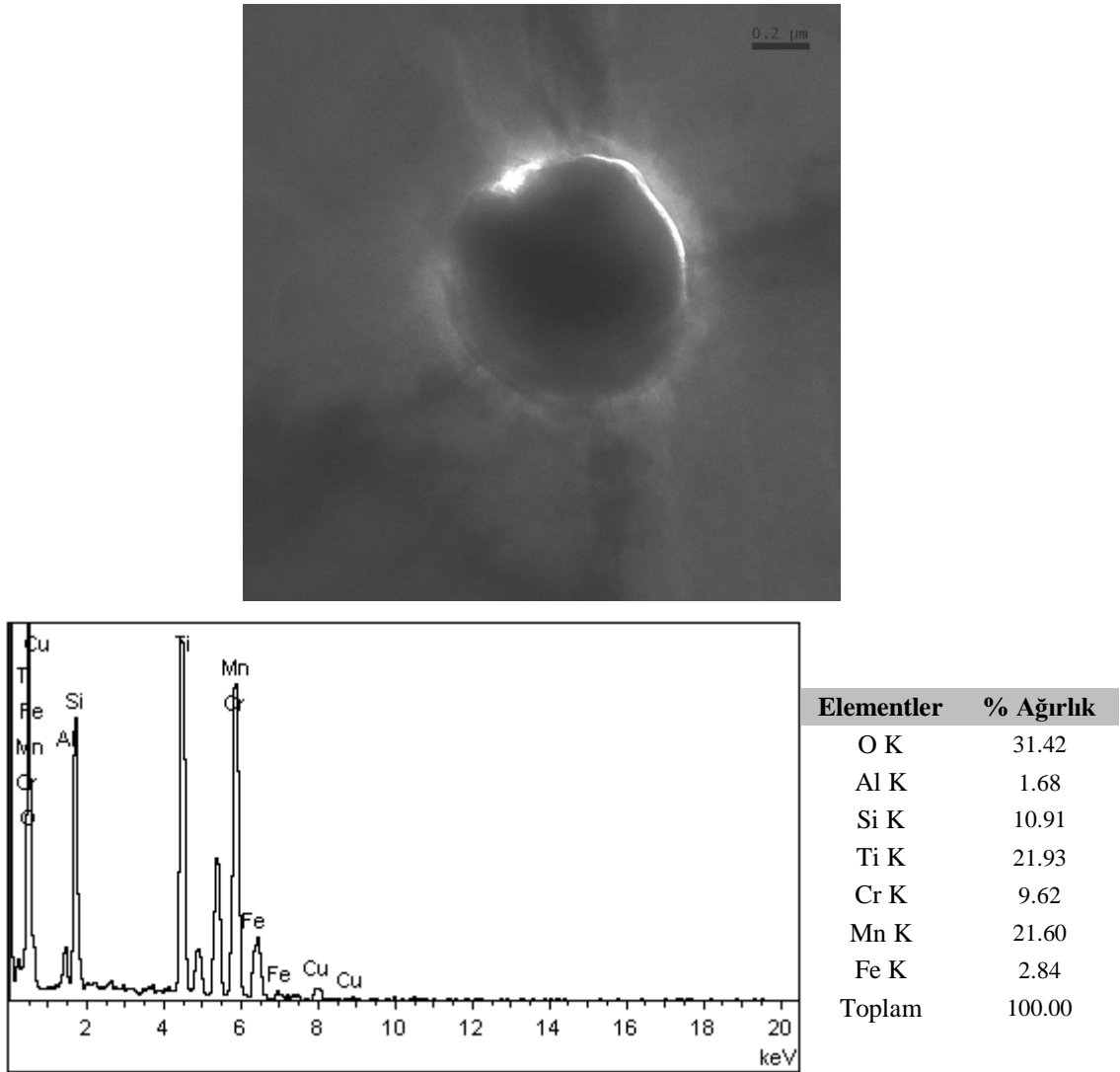
Şekil 6.72. Özlü tel ile birleştirilen AISI 316L ostenitik malzemenin kaynak metalinden alınan TEM görüntüsüne yapılan elementel haritalama analizi

SEM mikroyapı, kırılma yüzeylerinin görüntüleri ve EDS analizleri ile kaynak metali içerisinde koruyucu gaz tipine bağlı olarak gerçekleşen inklüzyonlar detaylı olarak incelenmiştir. Ancak TEM incelemelerinde yapı içerisinde çok daha küçük boyutlarda inklüzyonlara (Şekil 6.73) rastlanmıştır ve bu inklüzyonların karakterizasyonu yapılmıştır. Şekil 6.74'de kaynak metali içerisindeki inklüzyonun TEM görüntüsü ve inklüzyon üzerinden alınan noktasal analiz sonuçları gösterilmiştir. Noktasal analiz sonuçlarına göre Mn, Si, Ti elementlerinin artışı göze çarpmaktadır.

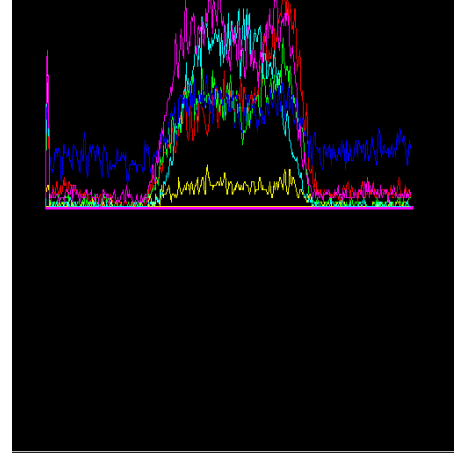
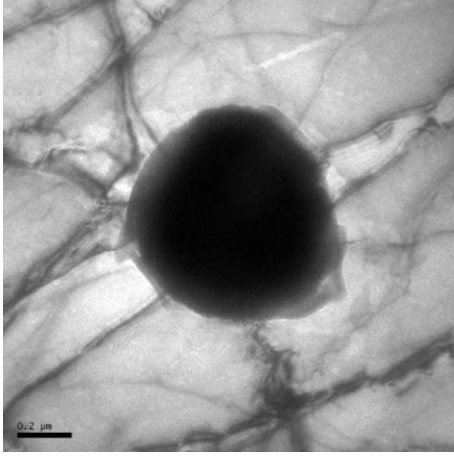
Şekil 6.75'de ise kaynak metali mikroyapısında bulunan inklüzyonlardan alınan çizgisel analiz sonuçları gösterilmiştir. Çizgisel analiz sonuçlarında oksit formunda bulunan elementler ön plana çıkmıştır. Bunlar; Si, Ti, Al, Mn ve Cr olarak yoğunlukları grafik halinde Şekil 6.75b'de sunulmuştur. Ayrıca aynı bölgeden elementel haritalama alınarak çoklu oksit formunun yapısındaki elementlerin dağılımları incelenmiştir (Şekil 6.76). Haritalama yapılan TEM görüntüsü, Şekil 6.76'da verilen görüntünün daha küçük oranlarda görüntülenmiş halidir. Haritalama işleminde de Si, Ti, Al, Mn ve O elementleri tespit edilmiştir. Fakat Al, Ti ve O elementleri oksit inklüzyonunun bazı bölgelerinde azalmalar göstermektedir. Elementler yapı içerisinde uniform değildir.



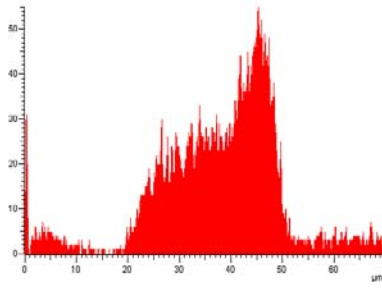
Şekil 6.73. Kaynak mikroyapısında bulunan inklüzyonların TEM görüntüsü



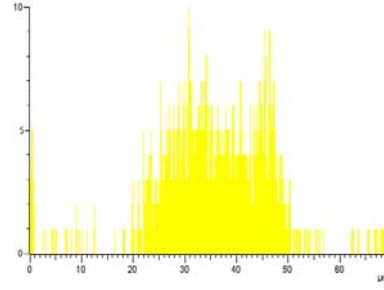
Şekil 6.74. İnküzyondan alınan noktasal EDS analizi



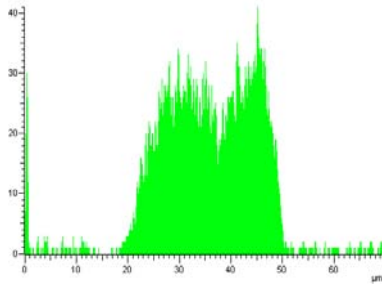
(a)



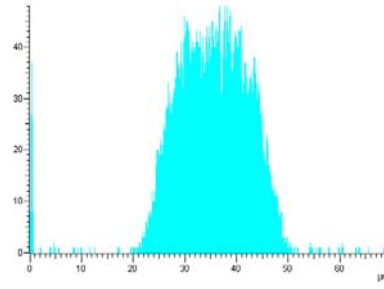
Oksijen



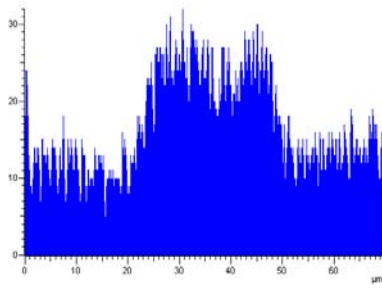
Aluminyum



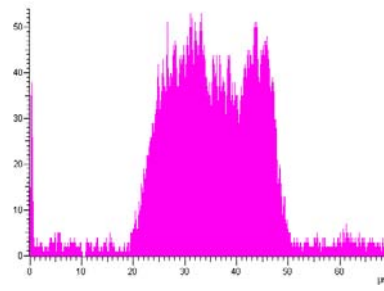
Silisyum



Titanyum



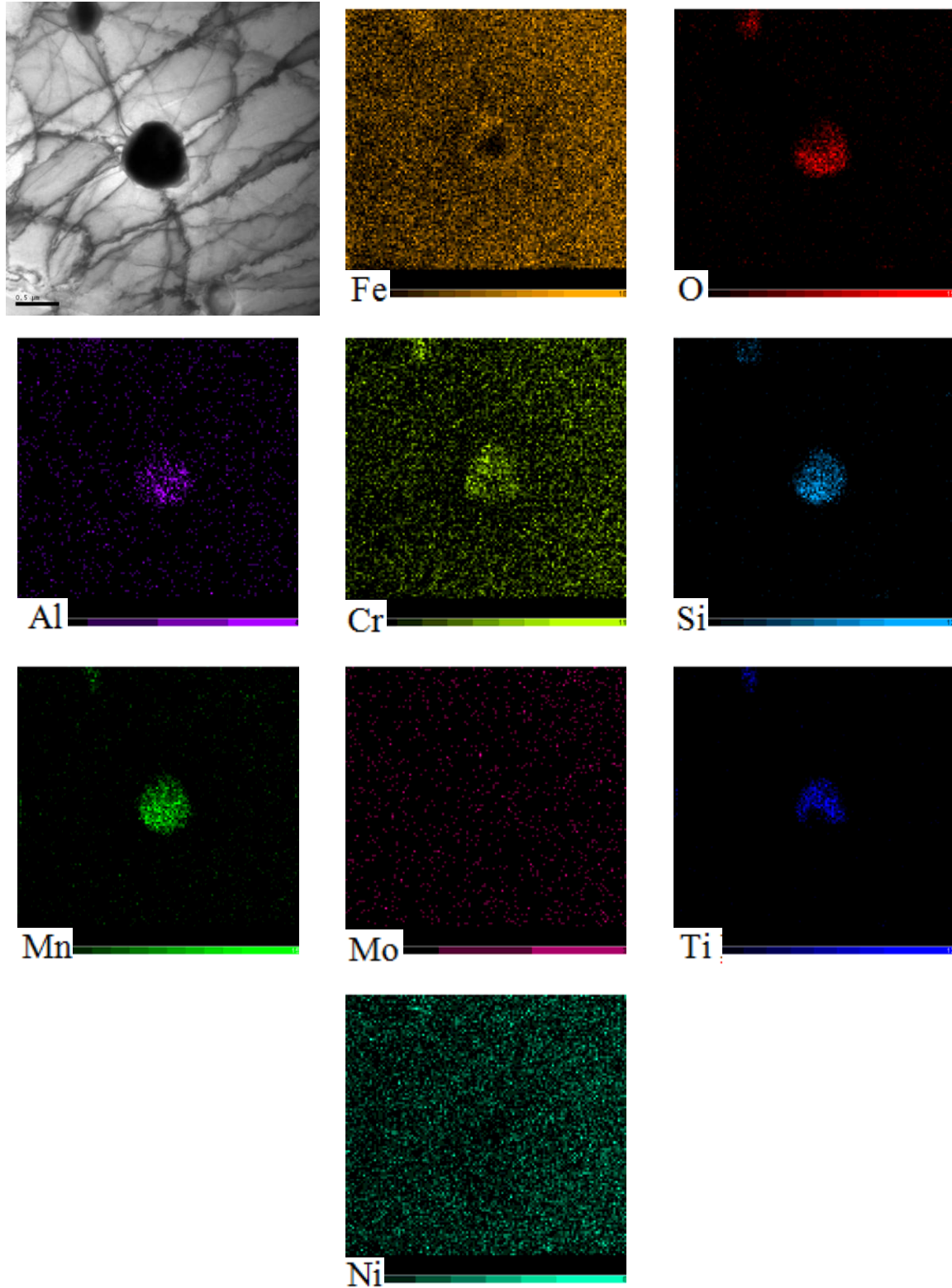
Krom



Mangan

(b)

Şekil 6.75. a) Kaynak metali içerisindeki inklüzyonların TEM görüntüsü üzerinde çizgisel analiz ve grafiği b) Oksit yapıcı elementlerin lineer analiz grafikleri

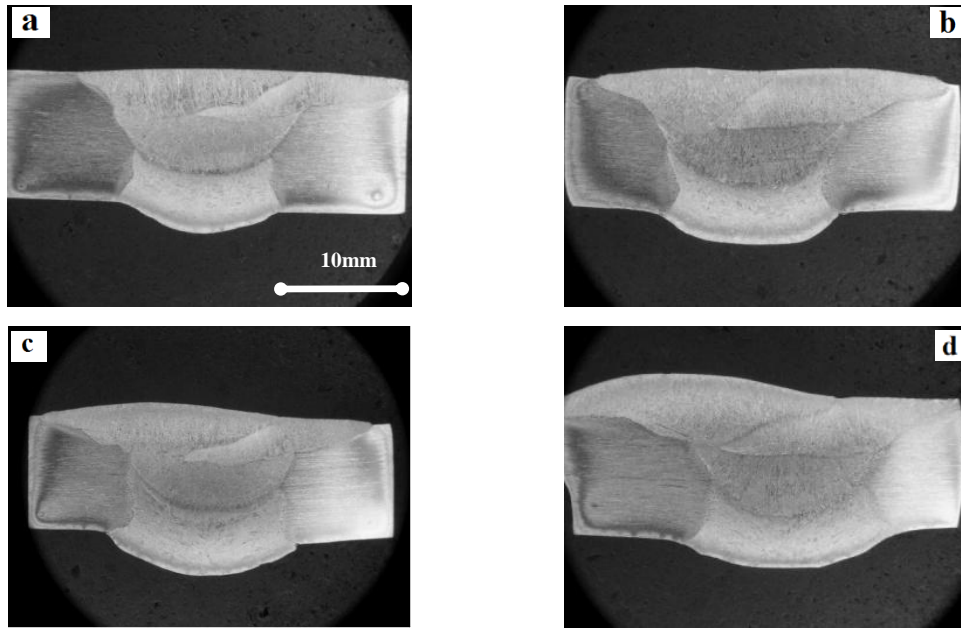


Şekil 6.76. İnküzyondan alınan TEM görüntüsüne yapılan elementel haritalama analizi

6.3 AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Malzemenin Özlü Tel ile Birleştirilmesi

6.3.1 Makro ve mikroyapı incelemeleri

E2209T1-1/4 özlü ilave metali ile birleştirilen AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik malzeme 4 paso halinde birleştirilmiştir. Birleştirme genel görüntüleri Şekil 6.77’de sunulmuştur. Şekilden görüldüğü gibi koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça kaynak metalinin kapladığı alanın genişlediği görülmektedir. Daha önceki bölümlerde belirtildiği gibi iyonizasyon potansiyeli yüksek olan koruyucu gazların ark gerilimin yükseltmesi sonucu kaynak metali alanı genişlemektedir.

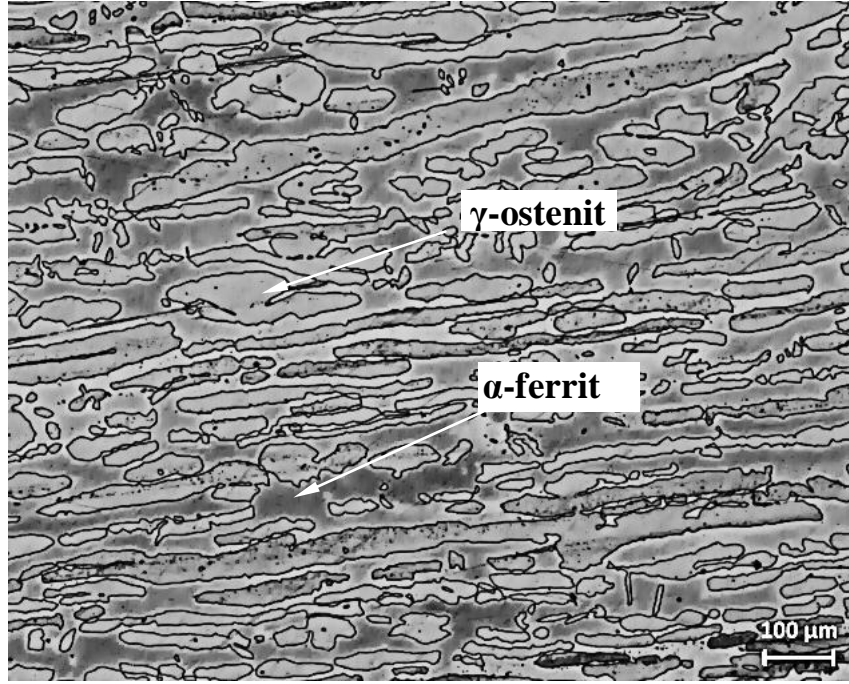


Şekil 6.77. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında a)Ar+%12 CO₂ b)Ar+%20 CO₂ c)Ar+%50 CO₂ d) %100 CO₂ özlü tel ark kaynak yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 malzemenin kaynak metali makro görüntüleri

Sathiya ve arkadaşları iki farklı koruyucu gaz ile birleştirilen (Argon/Helyum) AISI 2205 malzemenin mekanik özelliklerini ve mikroyapısını incelemiştir. Helyum koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen malzemede kaynak alanının genişlediği ve bunun da Helyum gazının yüksek iyonizasyon enerjisinden kaynaklandığı rapor edilmiştir (Sathiya vd. 2009). İyonizasyon enerjisi yüksek olan gazlar kullanıldığında ark geriliminin yükselmesi ile kaynak banyosu daha yüksek sıcaklıklara çıkmakta ve

bunun sonucu ergiyen metal hacmi artmaktadır. Böylece hem nufüziyet hem de kaynak metali alanı artmaktadır. (Tümer ve Yılmaz, 2011)

Birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin mikroyapıları incelenmiş ve Şekil 6.78’de gösterilmiştir.



Şekil 6.78. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin mikroyapı görüntüsü

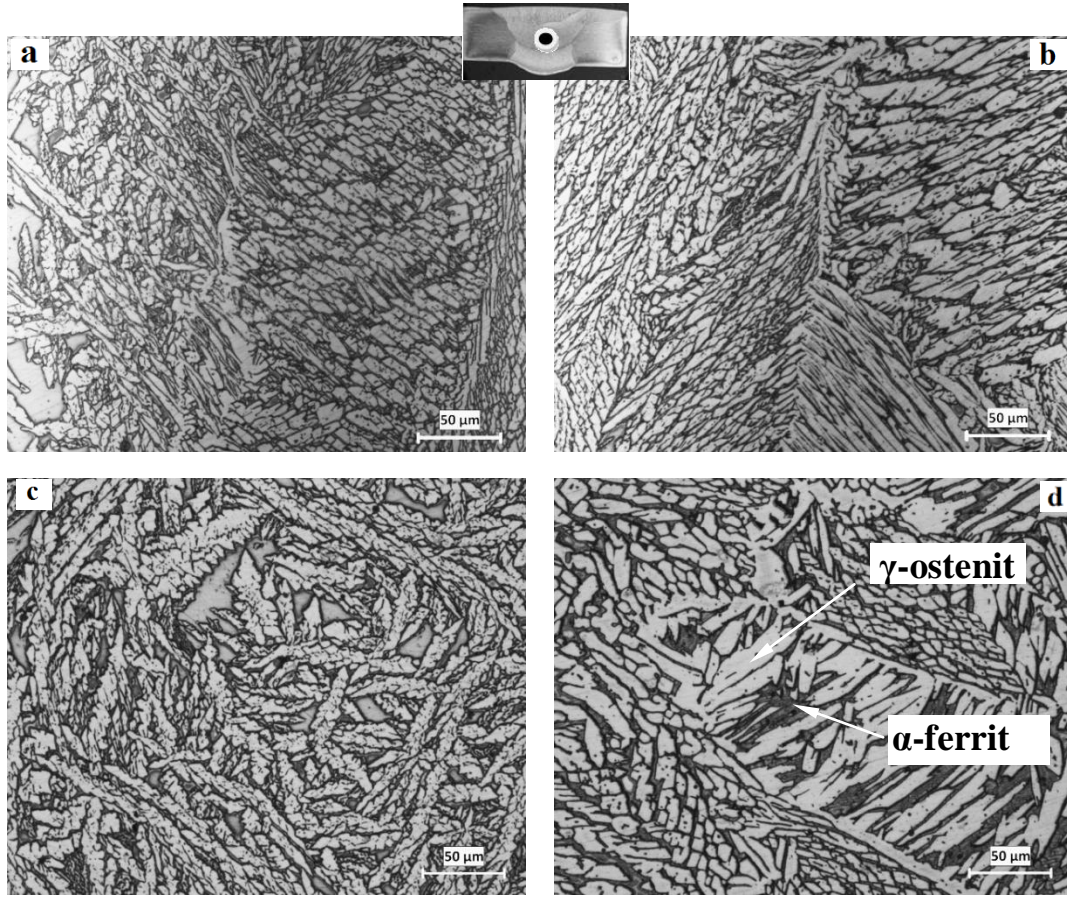
Optik mikroskop görüntülerinde ve ferritscope ölçümlerinde ana malzemenin ferrit ve ostenit miktarlarının %50-%50 civarında olduğu tespit edilmiştir. Optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde ferrit matris içerisinde hadde yönü doğrultusunda ilerleyen ostenit adacıkları yer almaktadır. Ostenit adacıklarının mikroyapı görüntüleri üzerinden ölçülen boyutları 10 μ m’den başlayarak birleşik ostenit adacıklarının uzaması ile bazı bölgelerde 800 μ m’a kadar ulaştığı ve eş eksenli tanelerden oluştuğu açık olarak görülmektedir.

Dubleks paslanmaz çeliklerin diğer paslanmaz çeliklere göre en önemli avantajları ferrit ve ostenit fazlarının bir arada bulunmasıdır. Malzemenin içerisindeki ferrit mukameti ve korozyon direncini arttırmakta, ostenit fazı ile tokluk gibi mekanik özellikleri arttırmaktadır (Lippold ve Kotecki 2005). Bu bakımdan ferrit ve ostenit

fazlarının %50-%50 oranında olması gerekmektedir. Ana metalin aksine kaynaklı birleştirmelerde oluşan mikroyapıda her zaman eşit oranlarda ferrit-ostenit faz dengesi elde edilememektedir. Bu durum dubleks paslanmaz çeliklerin hem mekanik özelliklerini hem de korozyon direncini olumsuz etkilemektedir.

Dubleks paslanmaz çeliklerin ana avantajı α ve γ fazlarını çelik içerisinde mevcut olmasıdır. Ana metal aksine kaynak metalinde eşit miktarda α ve γ fazı bulunmamaktadır. Bu durum dubleks paslanmaz çeliğin mekanik özelliklerini ve korozyon direncini düşürmektedir (Sathiya ve diğ. 2009; Lippold ve Kotecki 2005). Literatürde yapılan dubleks paslanmaz çeliklerin karakterizasyonu ile ilgili çalışmalarda Jimenez ve arkadaşları; dubleks ana malzemeye 850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarda yaptıkları ısıtma işlemler neticesinde en küçük tane boyutunun 15 μ m olan küresel morfolojiye sahip ostenit adacıkları elde edilmiştir. Taraves ve arkadaşları ise; UNS S31803 dubleks paslanmaz çelik malzemeye farklı soğuma koşullarında yaptıkları ısıtma işleminin mikroyapı değişimlerine ve çökelmelere yol açtığını belirtmektedir. Özellikle suda hızlı soğutulan malzemelerin ostenit miktarını %17.1 olarak elde etmiş ve büyük ferrit tanelerinin oluştuğu, tokluk değerinin de düştüğü rapor edilmiştir (Taraves ve diğ. 2005 ; Jimenez vd., 2000).

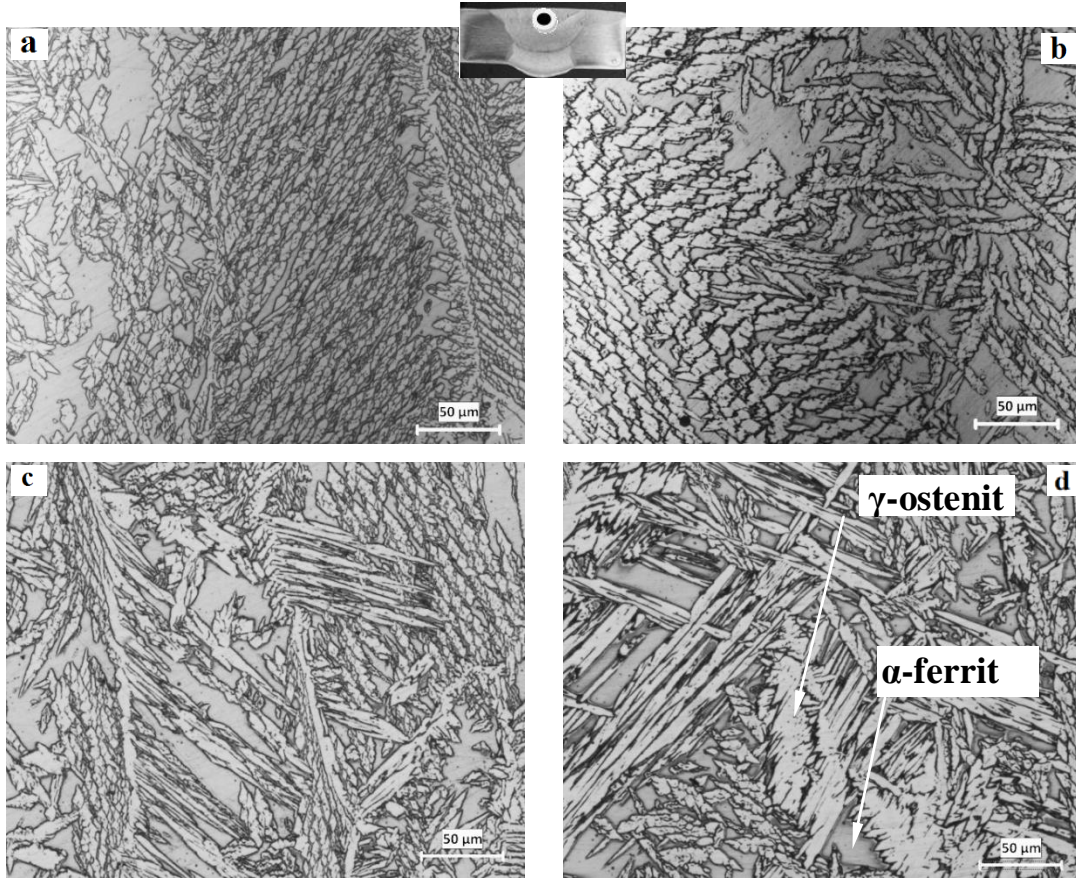
Farklı koruyucu gaz ortamında özlü telle birleştirilen dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin orta pasolarından alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 6.79'da gösterilmiştir. Şekil incelendiğinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışı ile kaynak metalinin mikroyapısında değişikliklerin meydana geldiği gözlenmektedir. E2209 T1-1/4 özlü tel ile elde edilen kaynak metalinde koruyucu gazın içerisindeki CO₂ miktarının artışı ve argon miktarının azalması yüksek miktarda ostenit fazının oluşmasına neden olmakta ve buna bağlı olarak mikroyapıda iki faz arasındaki dengede olan faz oranı ostenit lehine bozulmaktadır. Şekil 6.76 d'de görüldüğü gibi mikroyapıda yüksek oranda ostenit fazı bulunmaktadır. Isı girdisi ve soğuma süreleri ferrit-ostenit dengesi açısından en önemli faktörlerden bir tanesidir. Yüksek sıcaklıklarda AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak edilebilirliğini artırmak ve kararlı hale getirmek amacı koruyucu gaz içerisine bir miktar azot eklemek gereklidir (Sathiya vd., 2009).



Şekil 6.79. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO₂ b) Ar - %20 CO₂ c) Ar - %50 d) %100 CO₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali orta bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

Farklı koruyucu gaz ortamında gerçekleştirilen birleştirme işleminde kaynak metalinin kapak pasosundan alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 6.77'de gösterilmiştir. Şekil 6.80'deki görüntüler ile kıyaslandığında oldukça farklı olduğu gözlenmektedir. Birleştirilen dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin mikroyapısını soğuma hızı etkilemektedir (^{1,2}Taban, 2008; Urena vd., 2007). Ayrıca kaynak metalinin üst pasosundaki mikroyapının morfolojisine koruyucu gaz kompozisyonu etki etmektedir. İçerisinde %12 CO₂ içeren koruyucu gaz ile yapılan birleştirmede kaynak metalinde ince taneli ostenitler bulunurken, merkezden kenara doğru ferrit adacıkları olduğu görülmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı bir miktar artırıldığında (Ar-%20 CO₂) oluşan ostenit tanelerinin uzadığı ve bir kısım ostenitin de tanecikler şeklinde olduğu görülmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı %50 değerine ulaştığında ince, uzun taneli ve taraklı bir

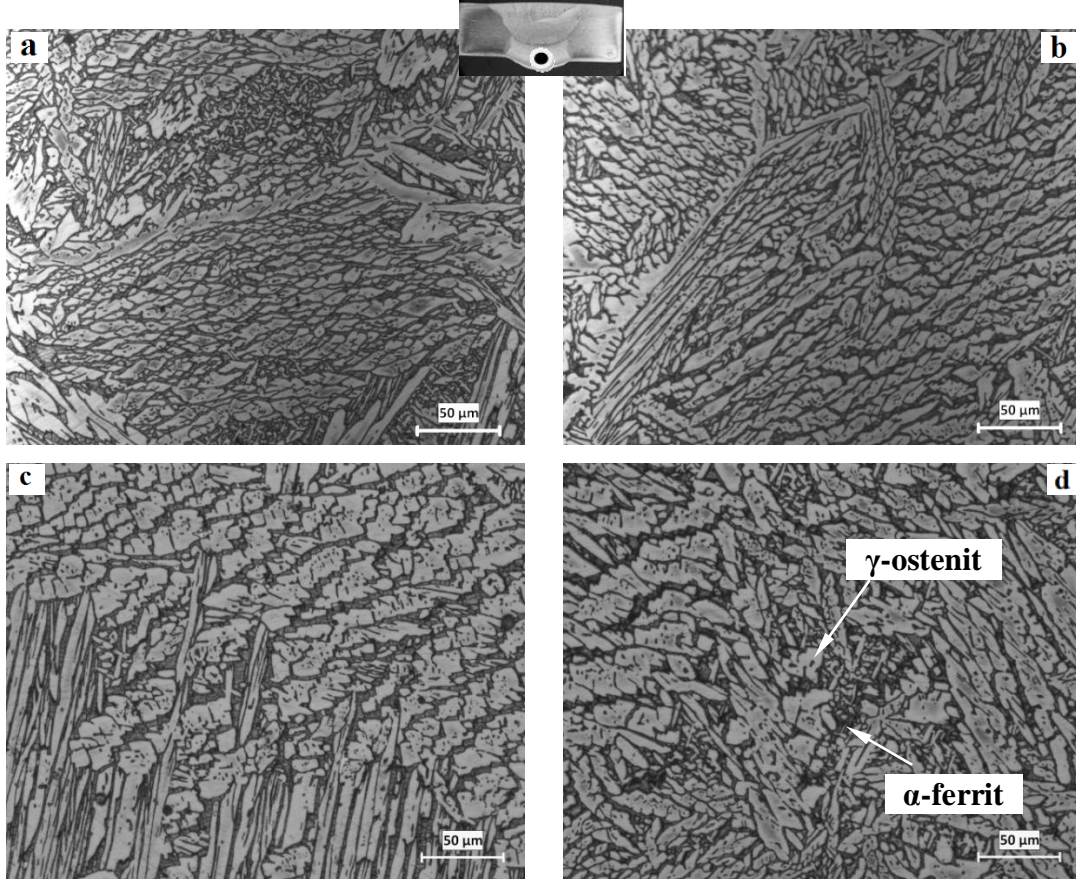
yapıya sahip windmanstater ostenitlerin oluşmaya başladığı, %100 CO₂ gazında ise windmanstater yapısının kaynak metalinin yapısına hakim olduğu görülmektedir.



Şekil 6.80. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO₂ b) Ar - %20 CO₂ c) Ar - %50 d) %100 CO₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali üst bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

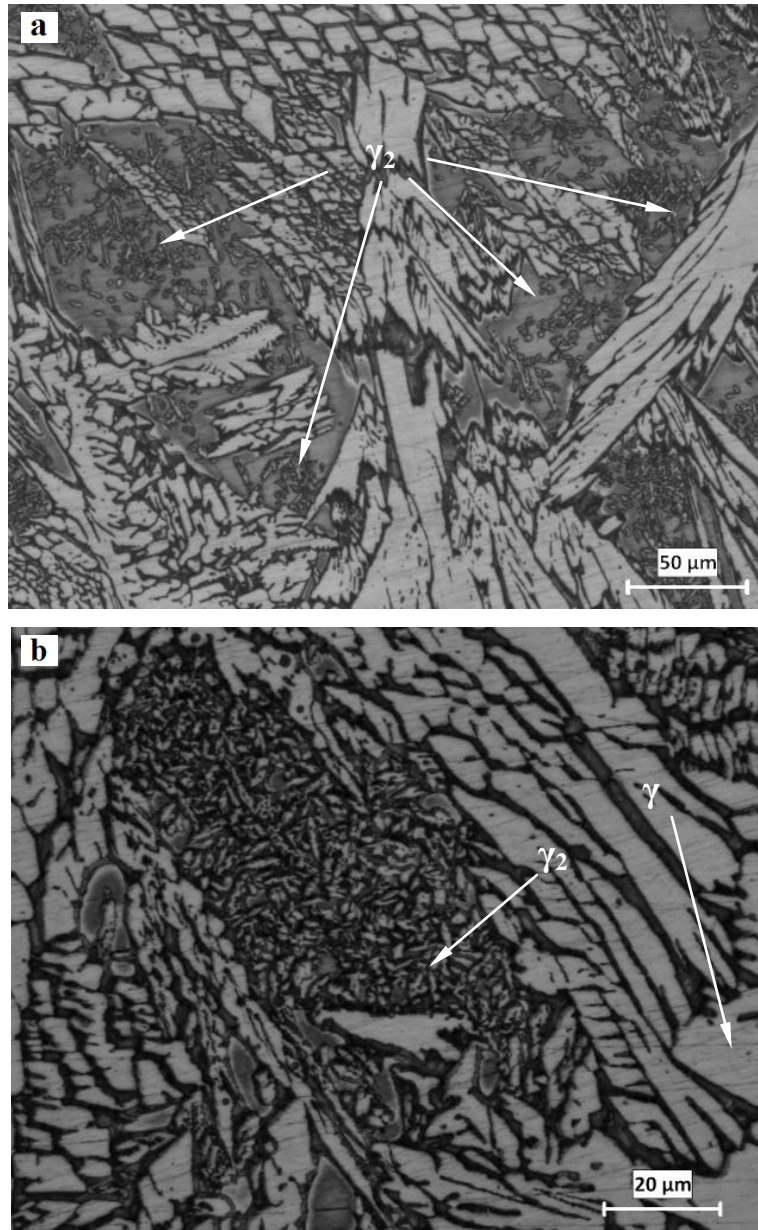
Şu ana kadar yapılan mikroyapı çalışmalarından görüldüğü kadarı ile dubleks paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde soğuma hızı ve katılaşmanın oldukça önemli olduğu görülmektedir. Soğuma hızının kaynak metali mikroyapısındaki etkisi önceki bölümlerde belirtildiği gibi; hızlı soğuma ferrit, yavaş soğuma ise ostenit fazlarının oluşumunda etkili olmaktadır (Gunn, 1997). Kapak pasonun olduğu bölgede malzeme hızlı soğumaya maruz kaldığından ve tekrar bir ısı işleme maruz kalmadığı için ferrit miktarındaki artış kaçınılmazdır. Ancak koruyucu gaz içerisindeki CO₂ oranı malzemenin ulaşacağı sıcaklığı ve soğuma hızını etkilediğinden oluşan mikroyapı farklılaşmaktadır. Dolayısı ile kaynak metalinin mikroyapısının oluşumunda koruyucu gaz kompozisyonu içeriğinin ve buna bağlı olarak ısı girdisinin önemli bir etkiye sahip olduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 6.81’de defalarca termal çevrime uğrayan kaynak metalinin kök bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri gösterilmiştir. Çok pasolu bir kaynak işlemi gerçekleştirildiğinden bir sonraki pasonun, önceki pasoya yapmış olduğu temperleme etkisinden dolayı olabileceği düşünülmektedir. Kaynak ısı girdisi ve soğuma hızlarının yavaşlaması, ostenit dönüşümünün daha fazla olmasına neden olmaktadır.



Şekil 6.81. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO₂ b) Ar - %20 CO₂ c) Ar - %50 d) %100 CO₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalini alt bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

%100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin ferrit alanlarının yoğun olduğu bölgelerde γ_2 – ikincil ostenit oluşumları tespit edilmiştir. İkincil ostenitin oluşumu öncelikle düşük ısı girdisi altında kaynak edildikten sonra daha yüksek enerji girdisi ile kaynak edildiğinde pasolar arasında γ_2 fazı oluşmaktadır (Gunn, 1997). Şekil 6.82’de γ_2 – ikincil ostenit oluşan bölgelerin görüntüleri gösterilmektedir.



Şekil 6.82. %100 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik malzemede pasolar arasında oluşan γ_2 (ikincil ostenit) görüntüleri

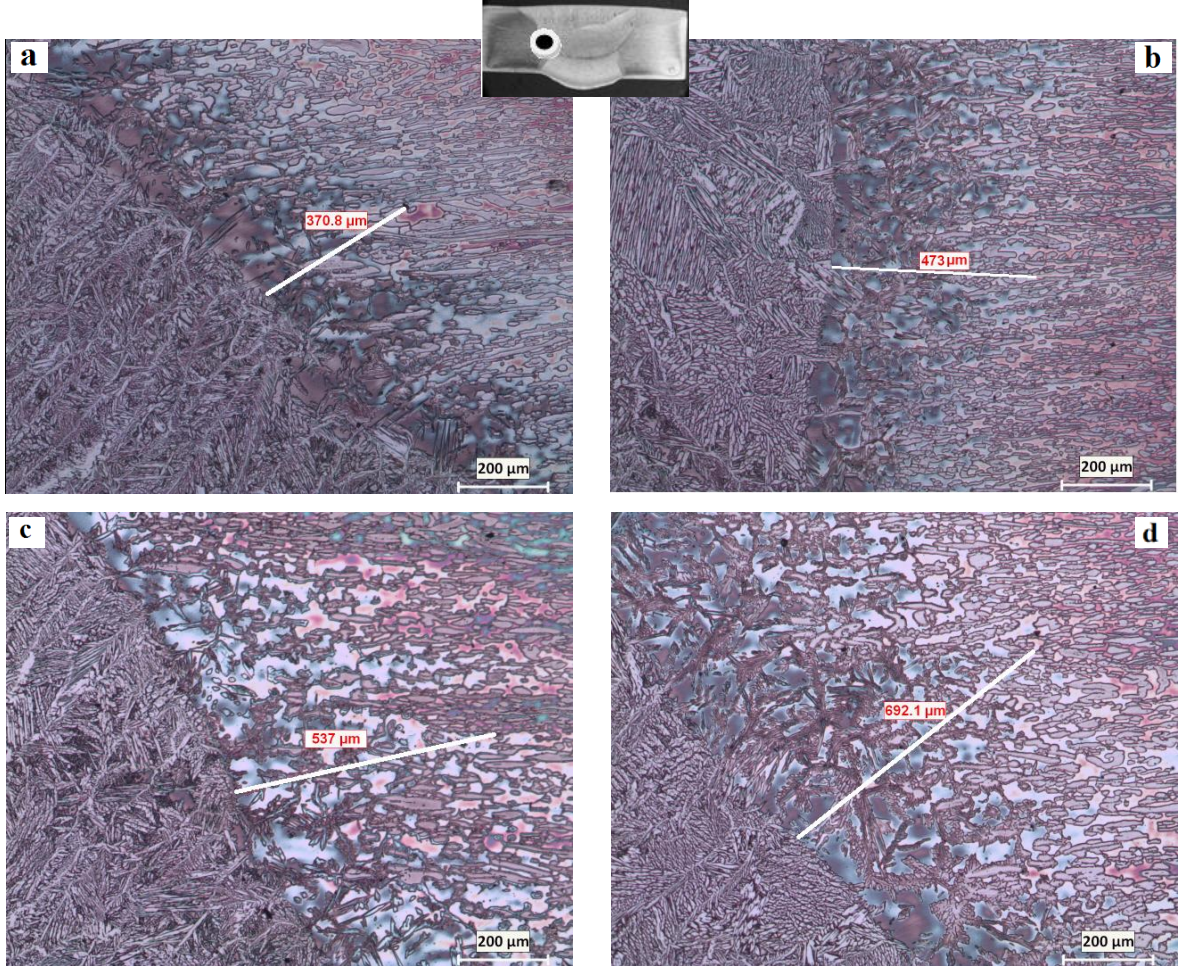
Dengede olmayan kaynak metalinin yapısı çok pasolu kaynak işlemi ile kaynak termal çevriminden etkilenmektedir. Her iki durumda da düşük sıcaklıklarda nikelce aşırı doymuş ferrit'den γ_2 (ikincil ostenit) çökebilir. İkincil ostenit birincil ostenitlerden daha fazla Cr, Mo ve N içeren pasolar arası bölgelerde çökmektedir. Özellikle yüksek alaşımlı süper dupleks paslanmazlar çeliklerde intermetalik fazların çökeltisi düşük sıcaklıklarda ITAB bölgesinde olduğu kadar kaynak metalinde de görülebilmektedir. Bu çöktiller genel olarak δ/γ ve δ/δ faz sınırlarında çöker. 700-

900°C arasındaki sıcaklıklara maruz bırakıldığında kaynak metalinde ana malzemeden daha hızlı çökme olmaktadır. Bunun nedeni ferrit daha yüksek miktarda element içerdiğinden, kaynak metali içerisinde ana metalden daha hızlı γ_2 oluşmaktadır. Böylece soğuma koşulları γ_2 oluşumunda çok etkilidir (Gunn 1997; Lippold ve Kotecki 2005).

Hızlı soğuma şartları altında dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinde ve ITAB'da ferrit-ostenit faz dengesi birbirinden farklı olabilir. Çünkü bu bölgelerde ulaşılan tepe sıcaklık soğuma hızı etkisi çok yüksektir. Çok pasolu işlemlerde, kaynak metaline tekrarlanan ısı girdisi sonucu difüzyon mekanizmaları oluşmakta bunun sonucu olarak da, ya yeni ostenit fazının çekirdeklenmesi yada mevcut fazın büyümesi ile sonuçlanmaktadır. Bu oluşan yeni ostenit fazı γ_2 (ikincil ostenit) olarak ifade edilmektedir. Çok pasolu kaynaklarda kaynak metalinde ve ITAB'da ferrit içeriğine sahip alanlarda γ_2 oluşmaktadır ve bu durum mikroyapıdaki ferrit-ostenit faz dengesini önemli ölçüde değiştirebilmektedir. γ_2 fazı dikkate değer bir şekilde kaynak metalinin tokluğunu artırmaktadır. (Gunn, 1997; Lippold ve Kotecki, 2005).

Çok pasolu kaynaklarda, kaynak ısı girdisi ve ısı çevrimler ikincil ostenit oluşumunun yoğunlaşması ile kontrol edilebilir. Bir önceki kaynak metaline tekrar ısı girdisinin optimize edilmesi ile yoğun bir şekilde γ_2 oluşumunun desteklenmesi, çok pasolu kaynaklarda ısı girdisi ve ısı çevrimlerin kontrolü ile sağlanabilmektedir (Gunn, 1997). Şekil 6.83'de farklı koruyucu gaz ortamında birleştirilen dubleks paslanmaz çelik malzemenin ITAB bölgesinin mikroyapı görüntüleri gösterilmiştir. Koruyucu gaz kompozisyonu sadece kaynak metalini değil aynı zamanda ITAB bölgesini de etkilediği görülmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça ısı girdisinin artması ve buna paralel olarak ITAB bölgesinin genişliğini ve tane irileşmesini daha çok artırmaktadır. %12 CO₂ içeren koruyucu gaz ortamında gerçekleştirilen kaynak işleminde ITAB'ın genişliği yaklaşık 370 µm olurken %100 CO₂ gazı kullanıldığında bu genişlik yaklaşık 700 µm civarında olduğu gözlenmektedir. ITAB bölgesindeki termal çevrim kaynak metalininkine benzememektedir. Bu bölgedeki ısının ulaştığı sıcaklık ergime derecesinden düşük olduğunda sadece tanelerin büyümesine etki etmekte ve ITAB'ın genişliğini artırmaktadır (Chen ve Yang, 2002; Sieurin ve Sandstrom 2006). Dubleks paslanmaz

çelik malzemelerin birleştirilmesi sonucu oluşan ITAB; yüksek sıcaklığa maruz kalan ve düşük sıcaklığa maruz kalan bölgeler olarak ikiye ayrılabilir.



Şekil 6.83. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO₂ b) Ar - %20 CO₂ c) Ar - %50 d) %100 CO₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin ITAB bölgesinden alınan mikroyapı görüntüleri

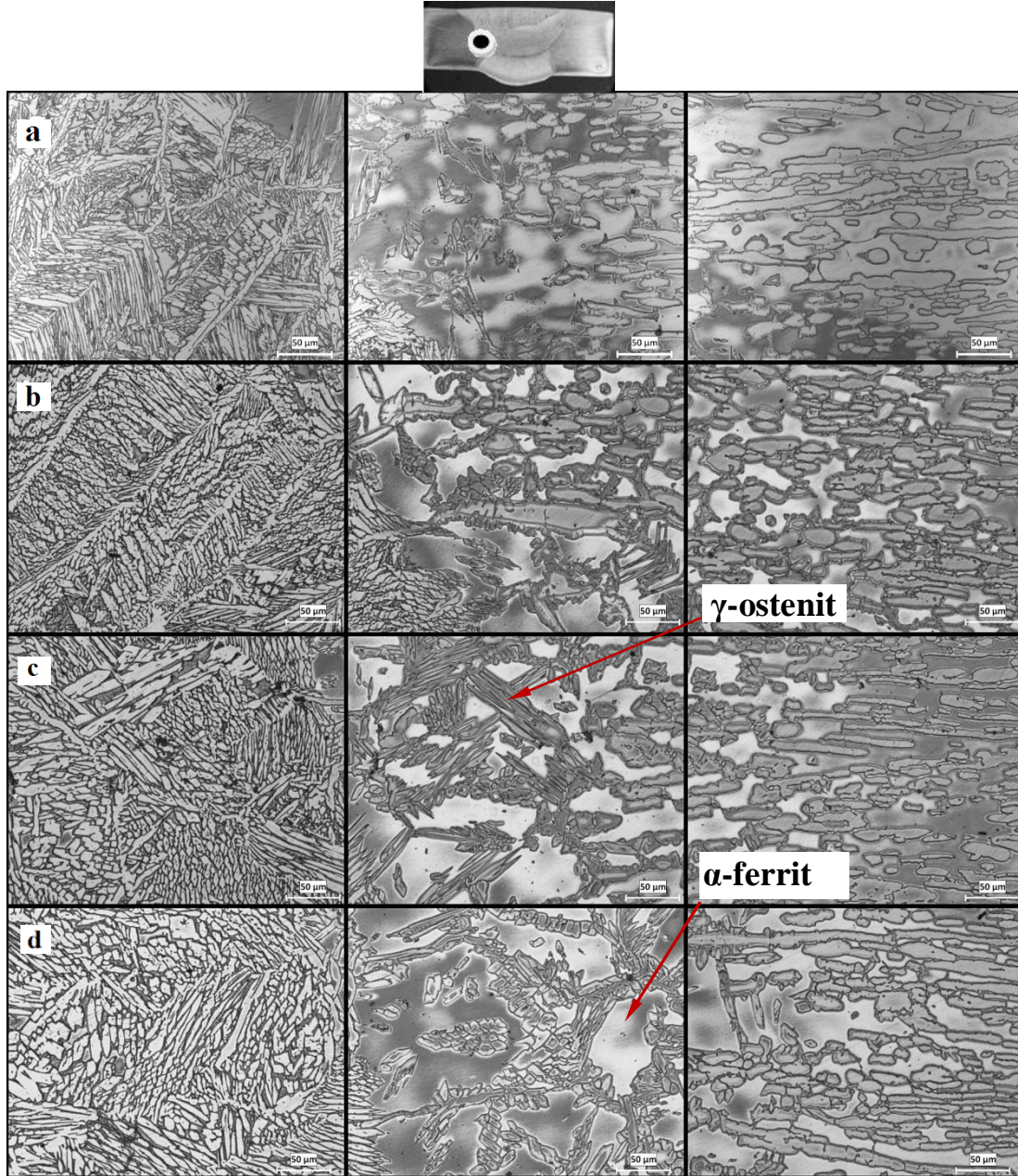
Ergime sınırına yakın olan ITAB'da bölgenin ulaştığı sıcaklık ergime sıcaklığına yakın olduğundan ısı girdisi esnasında yapının tamamı ferrite dönüşmektedir. Diğer taraftan düşük sıcaklıkta oluşan ITAB bölgesinde faz dengesi değişmeyerek, hemen hemen aynı durumu korumaktadır. Yüksek sıcaklık ve düşük sıcaklığa ulaşan ITAB bölgeleri arasında bir geçiş bölgesi bulunmakta, bu bölge çok pasolu kaynak işlemlerinde devamlı ısı girdisine maruz kaldığından genişlemektedir. Yüksek sıcaklıkta oluşan ITAB'da mikroyapı kaynak prosedürü ve çelik kompozisyonu ile kontrol edilmektedir. Birleştirilen malzemelerinin yüksek sıcaklıktaki ITAB' da mikroyapısı; malzemenin ısıl geçmişine, ısı girdisine, malzeme kalınlığına, ön ısıtma

sıcaklığına ve pasolar arası sıcaklığa bağlı olarak değişmektedir. (Gunn, 1997; Sieurin ve Sandstrom, 2006)

Yüksek sıcaklıkta ITAB'da yeterli ostenitik dönüşümün sağlanması için tüm soğuma şartlarının yeteri kadar yavaş olması ve düşük sıcaklıklarda oluşan ITAB'da zararlı çökeltilerden kaçınmak adına soğuma şartlarının yeterince hızlı olması gerekmektedir. Bu durum pasolar arası sıcaklık ve ısı girdisi aralığı ile kontrol altında tutulabilmektedir. Diğer taraftan malzeme geometrisi ve kalınlığı soğuma değerlerinde önemli bir etkiye sahiptir. Kalın levhalarda ısı yayılımı üç boyutlu olduğu için soğuma hızı artmaktadır. Soğuma hızının azaltılması, kaynak hızının daha yavaş uygulanması ile elde edilebilmektedir (Sieurin ve Sandstrom, 2006).

Dubleks paslanmaz çeliklerin ısıl döngüsü 800-500°C yada 1200-800°C arasındaki soğuma hızlarında elde edilebilir. Bu durumda en uygun sıcaklık aralığı ostenit dönüşümü sağlandığı için 1200-800°C'dir. 800-500°C arası soğuma hızı 8 ila 30 saniye, 1200-800°C için ise 4 ila 15 saniye arasındadır. Bu soğuma zamanları ark enerjisi ve malzemenin kalınlığına göre değişmektedir (Gunn, 1997; Sieurin ve Sandstrom, 2006). Uygulanan kaynak işleminin çok pasolu olarak gerçekleştirilmesi, koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak artan ısıl etki, ITAB bölgesinde soğumanın yavaş olmasına ve yeterli ostenit dönüşümünün sağlanmasına neden olmaktadır.

ITAB 'daki genişleme ve tane irileşmesini daha net olarak belirlenmesi amacı ile kaynak metalinden başlayarak ITAB ve ana malzemeye doğru alınan sıralı mikroyapı görüntüleri Şekil 6.84'de gösterilmiştir. Şekiller incelendiğinde Ar - %12 CO₂ kullanılarak birleştirilen malzemenin ITAB bölgesinde ferrit alanı genişlemiş ve yeterli ostenit dönüşümü sağlanamamıştır. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça ısı girdisi artmakta, yapıda γ_1 ve γ_2 taneleri oluşmaktadır. Ar - %50 ve %100 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak yapılan birleştirmelerde ostenit tanelerinde uzamaların meydana geldiği ve ostenit tanelerinin irileştiği görülmüştür.

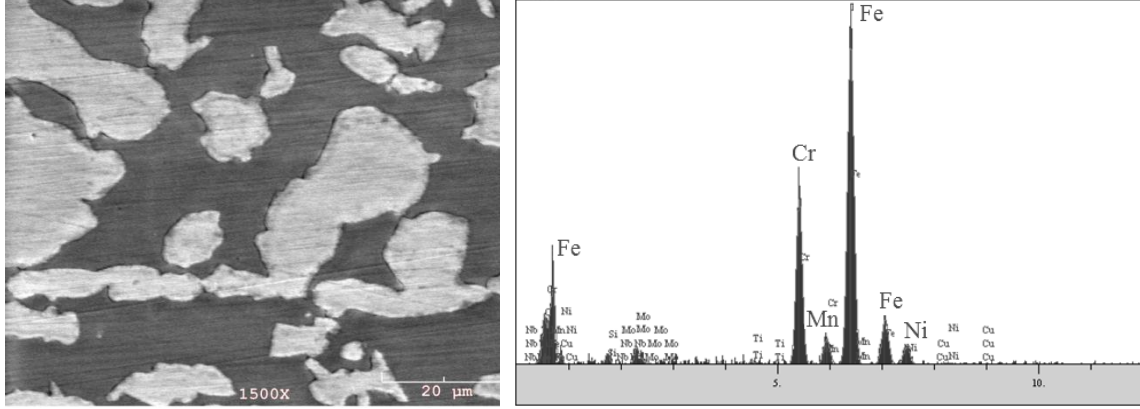


Şekil 6.84. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO₂ b) Ar - %20 CO₂ c) Ar - %50 d) %100 CO₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin ITAB bölgesinden alınan sıralı mikroyapı görüntüleri

6.3.2 SEM-EDS incelemeleri

AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemedan alınan SEM görüntüsü ve mikroyapıdan alınan genel EDS analizi Şekil 6.85’de gösterilmiştir. Mikroyapı görüntüsünde düz bölgeler ferrit, beyaz adacıklar şeklinde gözükenler ise ostenit fazıdır. Dubleks paslanmaz çelik malzeme içerisinde çökelen herhangi bir faza rastlanmamıştır. Mikroyapı içerisinde ostenit fazının yoğunluğu nedeni ile 5. Bölüm’de verilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin spektrometre ile

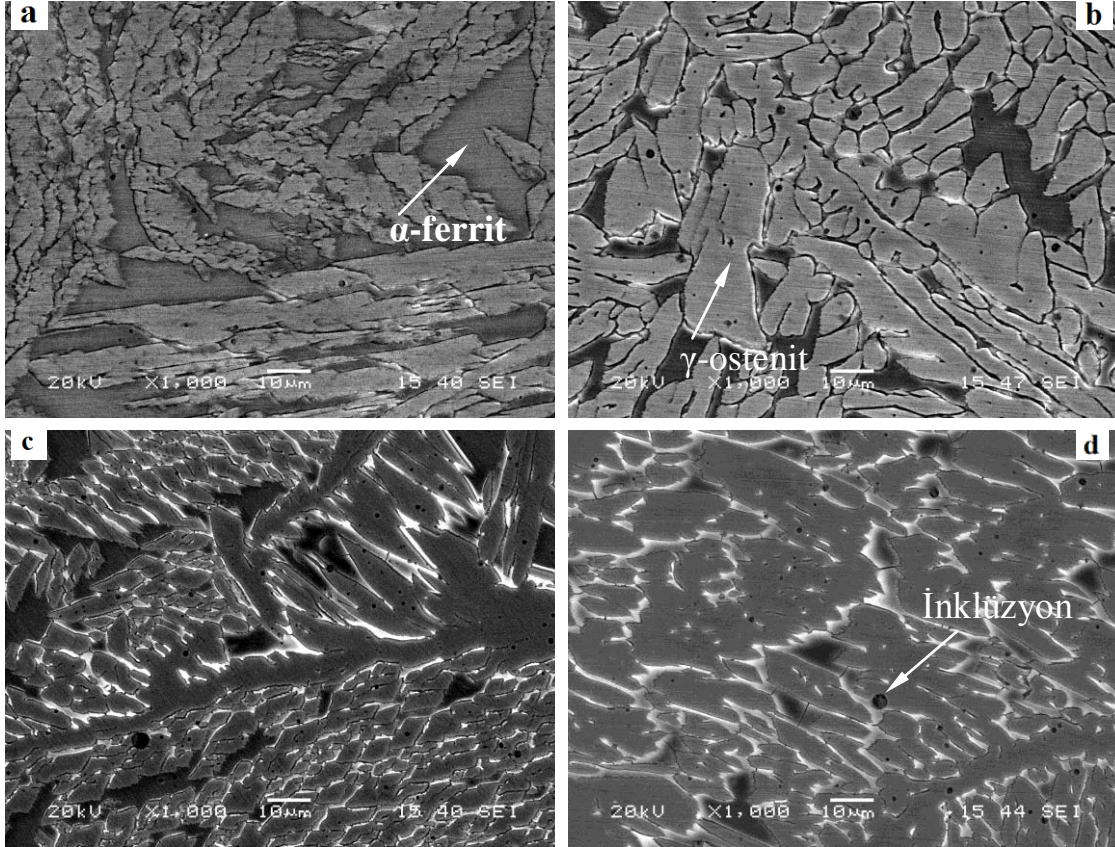
alınan kimyasal analiz sonuçları ile karşılaştırıldığında Cr elementinin düşük, Ni'in daha yüksek olduğu belirlenmiştir.



Elementler	% Ağırlık
Fe	64.310
Ni	5.196
Cu	0.312
Mo	2.527
Si	0.990
Ti	0.355
Cr	20.045
Mn	0.642

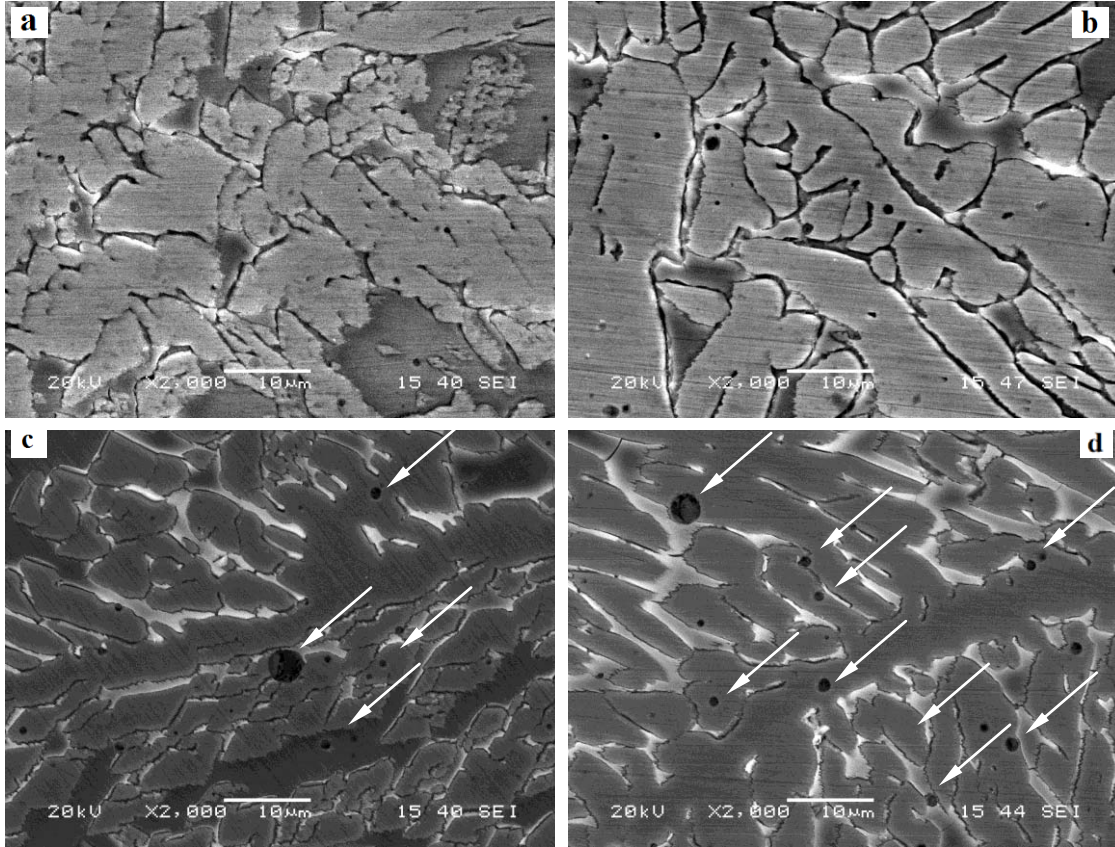
Şekil 6.85. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin SEM görüntüsü ve genel EDS analizi

Özlu tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri Şekil 6.86'de gösterilmiştir. Mikroyapı içerisinde bulunan ferrit ve ostenit fazlarının eşit olmadığı görülmektedir. Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen malzemenin kaynak metalinde ferrit alanlarının yoğun olduğu daha belirgin şekilde görülmektedir. Birleştirme işleminden kullanılan koruyucu gaz kompozisyonunun içerisindeki CO₂ gazının artışına paralel olarak ostenit alanının büyüdüğü gözlenmektedir. Ferrit fazı daha çok ostenit tanelerinin sınırlarında kanallar halinde kendini göstermektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artması mikroyapı içerisinde küresel formda inklüzyonların oluşmasına neden olduğu ve bu inklüzyonların boyutları ve dağılımı kaynak metalinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışına paralel olarak fazlaşmaktadır.



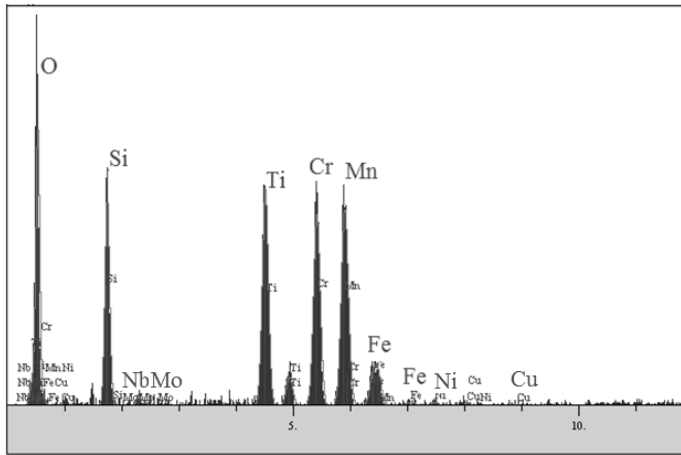
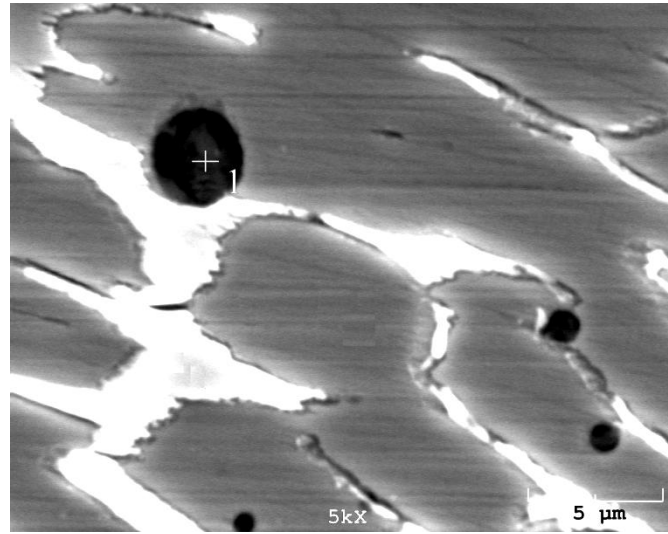
Şekil 6.86. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO₂ b) Ar - %20 CO₂ c) Ar - %50 d) %100 CO₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri

Kaynak metalinden alınan daha büyük büyültmelerdeki SEM görüntüleri Şekil 6.87’de gösterilmiştir. Görüntüler incelendiğinde, inklüzyonların boyutları ve dağılımları hakkında daha net sonuçlar elde edilmektedir. Büyük inklüzyonların boyutları 4 µm civarındadır. Inklüzyonların boyutları ve dağılımı homojen değildir. Daha koyu görüntüye ve daha küçük boyutlara sahip olan inklüzyonlar daha önce verilen Bölüm 6.1 ve Bölüm 6.2’de sırası ile kullanılan ostenitik ve benzer olmayan malzemelerin birleştirilmesinde oluşumlara göre farklılık göstermektedir.



Şekil 6.87. Özlü tel ile farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar - %12 CO₂ b) Ar - %20 CO₂ c) Ar - %50 d) %100 CO₂ birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan SEM görüntüleri

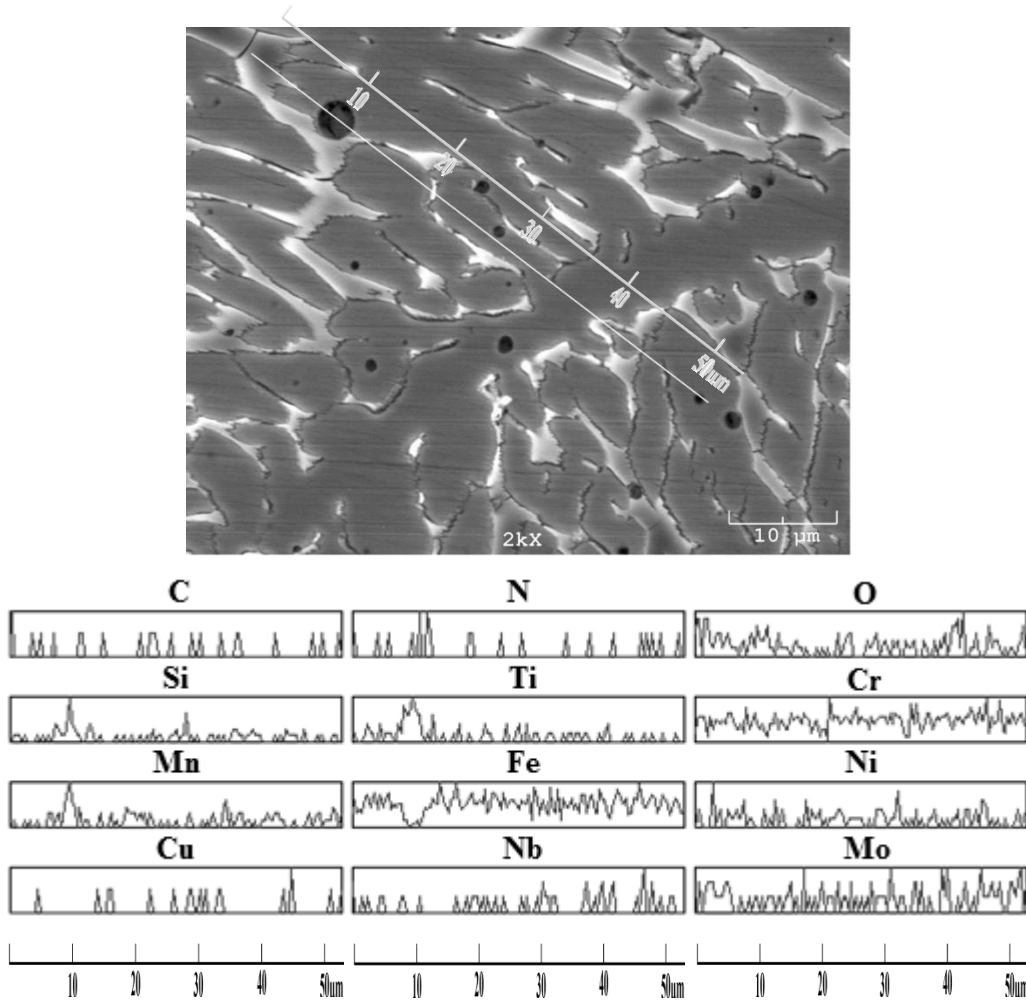
İnklüzyonların karakterizasyonunu gerçekleştirmek amacı ile uygulanan SEM-EDS analizinin sonuçları Şekil 6.88’de gösterilmiştir. Mn, Ti ve Si gibi O elementine karşı afinitesi yüksek olan elementlerin varlığı inklüzyonların yapısı hakkında fikir vermektedir. Önceki bölümlerde (Bölüm 6.1 ve Bölüm 6.2) belirtildiği gibi inklüzyonların MnO, SiO₂ ve TiO₂ vb. bileşiklerden oluşan çoklu inklüzyonlardan olduğu düşünülmektedir. Oksitlenen elementler ostenit ve ferrit tanelerinin içerisinde toplanmakta ve küresel formda çoklu oksit inklüzyonlarını oluşturmaktadır. İlave metal içerisinde yeterli derecede Si ve Mn elementleri olsa dahi, CO₂ koruyucu gazının kuvvetli oksitleyici etkisi bu elementlerin oksidasyona uğramasına neden olmakta ve kaynak metali içerisinde oksit formunda oluşmasına neden olmaktadır (Mario ve Fabio, 2010). Kullanılan ilave metalin rutil karakterli olması nedeni ile inklüzyonlarda Ti₂O’in bulunması kaçınılmazdır.



Elementler	% Ağırlık
O	35.396
Si	9.154
Ti	13.698
Cr	17.040
Mn	18.874
Fe	3.579
Ni	0.784
Cu	0.624
Mo	0.851

Şekil 6.88. %100 CO₂ koruyucu gaz ortamında birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinde oluşan inklüzyondan alınan noktasal analiz sonuçları

Kaynak metali içerisinde bulunan inklüzyonların üzerinden alınan EDS çizgisel analiz sonuçları Şekil 6.89’da görülmektedir. Çizgisel analizi temsil eden cetvelin 10 μm ’a denk gelen ölçü değerinde O, Si, Mn, Ti ve N elementlerinin piklerinde artma ve Fe elementinde azalma meydana gelmiştir. MnO, SiO₂ ve TiO₂ bileşiklerinin yanında çoklu inklüzyonların yapısında Ti(N) ve Ti(CN) çökeltileri olabileceği düşünülmektedir (Quintana vd., 2001).



Şekil 6.89. % 100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin malzemenin kaynak metalinden alınan çizgisel analiz sonuçları

6.3.3. Çentik darbe deneyi ve kırılma yüzeyi incelemeleri

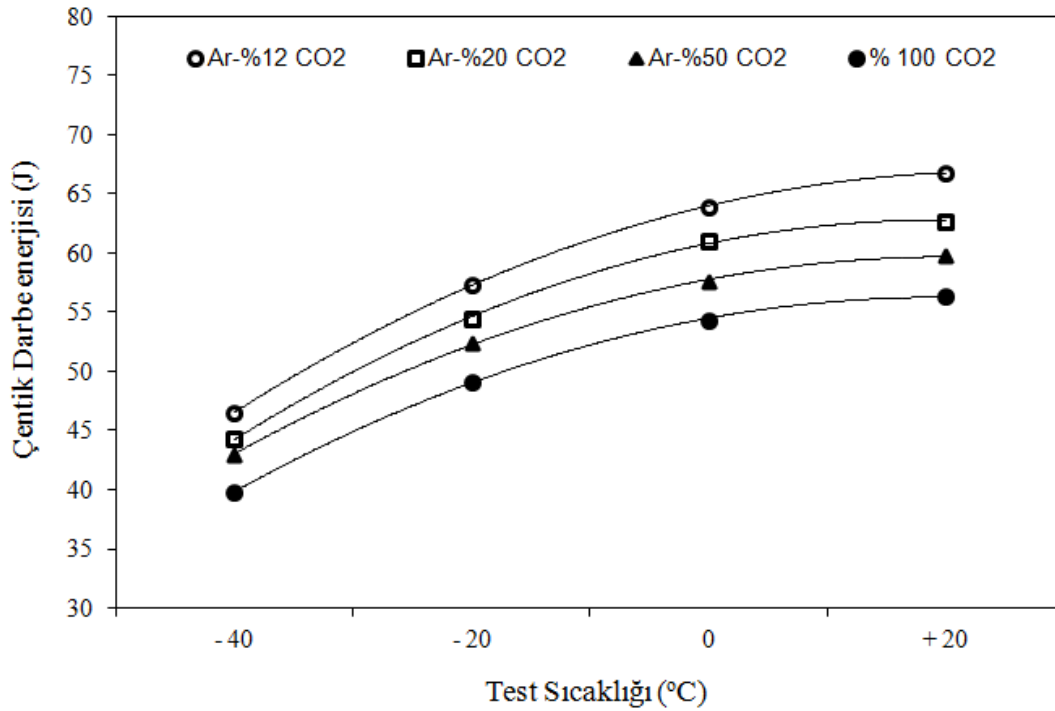
Koruyucu gaz kompozisyonlarının özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çentik darbe tokluğuna etkisini incelemek amacı ile hazırlanan numunelere 20, 0, -20 ve -40 °C deney sıcaklıklarında çentik darbe testleri uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar Tablo 6.11’de verilmiş, grafiksel olarak Şekil 6.90’da gösterilmiştir. Darbe deneyi sonuçlarında, koruyucu gaz kompozisyonunun ve deney sıcaklığının Charpy-V darbe tokluğunu etkilediği belirlenmiştir.

Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunenin darbe tokluk değerleri test sıcaklığına bağlı olarak 47-67 Joule arasında değişmektedir. Ar - %20 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak yapılan numunelerde bu değer 44-63 Joule, Ar - %50 CO₂ ‘de 43-

60 Joule ve %100 CO₂ 'de 40-56 Joule olarak elde edilmiştir. Çentik darbe deneylerinde en yüksek darbe tokluk değeri oda sıcaklığında 74 Joule ile Ar - %12 CO₂ gazı kullanılarak yapılan birleştirmede elde edilmiştir. En düşük darbe tokluk değeri ise -40°C 'de gerçekleştirilen çentik darbe deneyinde %100 CO₂ gazı kullanılarak birleştirilen numunelerin sahip olduğu görülmüştür.

Tablo 6.11. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz malzemenin ortalama çentik darbe deneyi sonuçları

Gaz Kompozisyonu	Deney Sıcaklığı (°C)	20	0	- 20	- 40
Ar - %12 CO ₂	Ortalama Çentik Darbe Enerjisi (J)	67	64	57	47
Ar - %20 CO ₂		63	61	54	44
Ar - %50 CO ₂		60	58	52	43
CO ₂		56	54	49	40

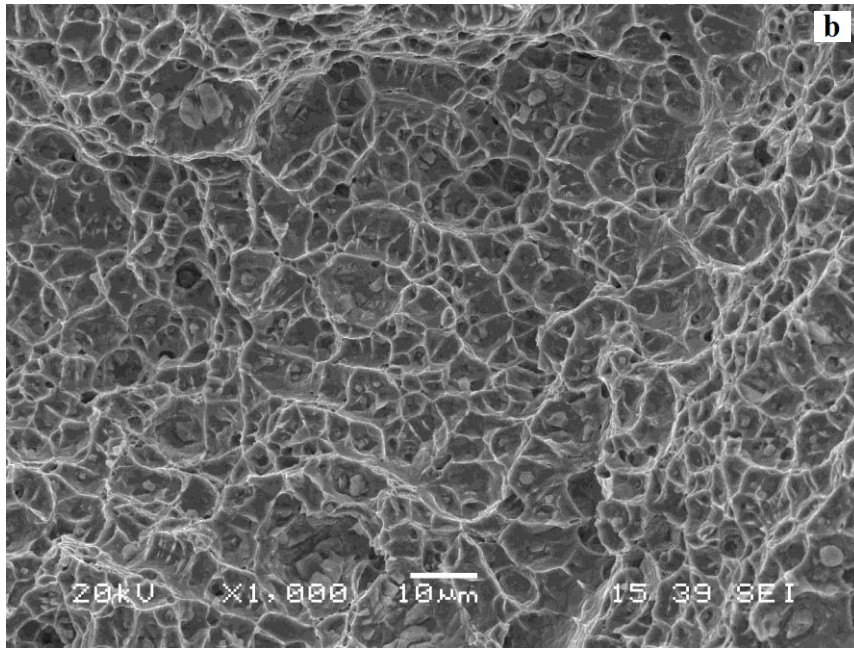
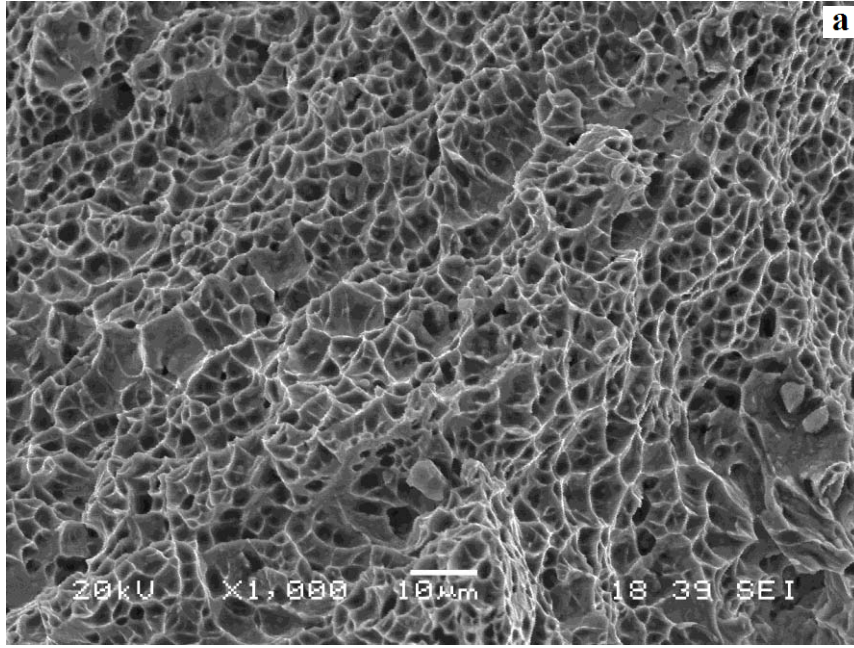


Şekil 6.90. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarda birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin kaynak metalinin farklı sıcaklıklarda çentik darbe deneyinde elde edilen tokluk değerlerinin değişimi

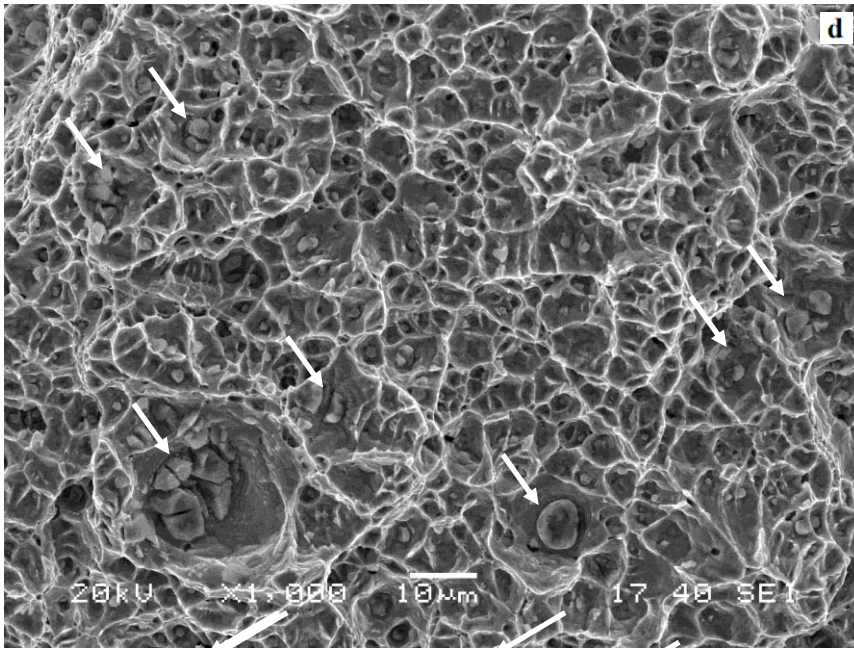
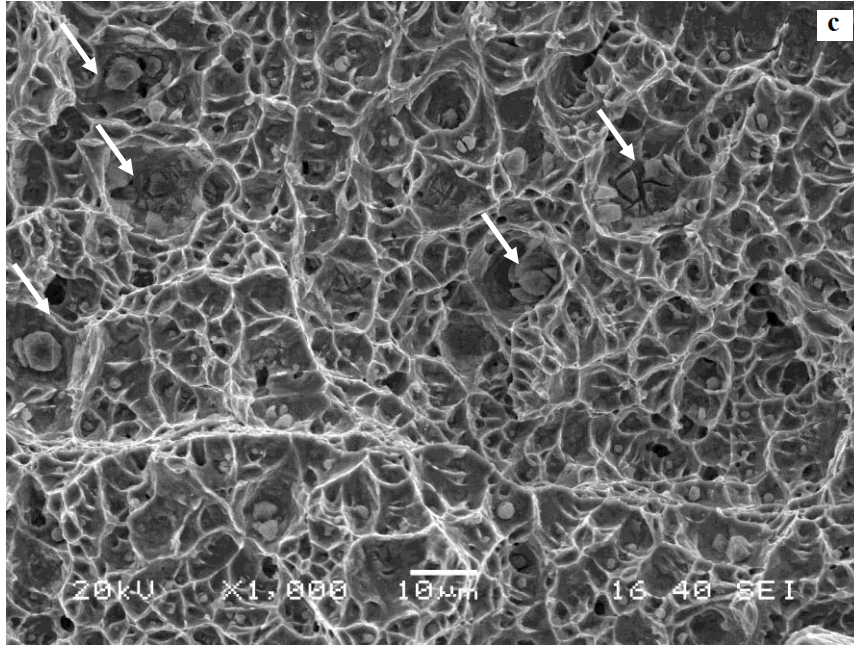
Farklı koruyucu gaz kompozisyonları kullanılarak birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin çentik darbe deneyi sonucu oluşan kırılma yüzey görüntüleri Şekil 6.91'da gösterilmiştir. 20°C'de gerçekleştirilen

deneylerde elde edilen görüntüler incelendiğinde; oda sıcaklığında tüm koruyucu gaz türlerinde genel olarak yapının sünek olduğu ve koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı miktarı artışına paralel olarak çukurların genişlediği görülmektedir. Genel olarak Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak yapılan birleştirmede çukurların boyutları küçük ve daha sık iken, koruma gazındaki CO₂ miktarı arttıkça deliklerin boyutlarının büyüdüğü ve çukurların içerisinde boyutları 2-10µm arasında değişen çökeltilerin meydana geldiği tespit edilmiştir. Bölüm 6.1 ve 6.2’de, ostenitik yapıda meydana gelen oksit inklüzyonlardan farklı olarak, bu inklüzyonların keskin köşelere sahip olduğu ve boyutları arttıkça kırılmaların meydana geldiği gözlenmiştir.

Taraves ve arkadaşları; gerçekleştirdikleri deneylerde farklı soğuma ortamlarında (su, yağ, hava ve fırın) dubleks paslanmaz çeliği mikroyapı, ferrit/ostenit miktarı ve darbe tokluklarını incelemiştir. 1300 °C’de fırın ortamında soğuma şartlarında gerçekleştirdikleri deneylerde kırılma bölgelerinde gevrek kırılma bölgeleri, karbürlerin oluşturduğu çökeltilerin varlığını ve en yüksek ostenit oranına ulaştığını rapor etmişlerdir (Taraves vd., 2005).



Şekil 6.91. Farklı koruyucu gaz ortamlarında a) Ar-%12 CO₂ b) Ar-%20 CO₂ c) Ar-%50 d) %100 CO₂ özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri – (20 °C)

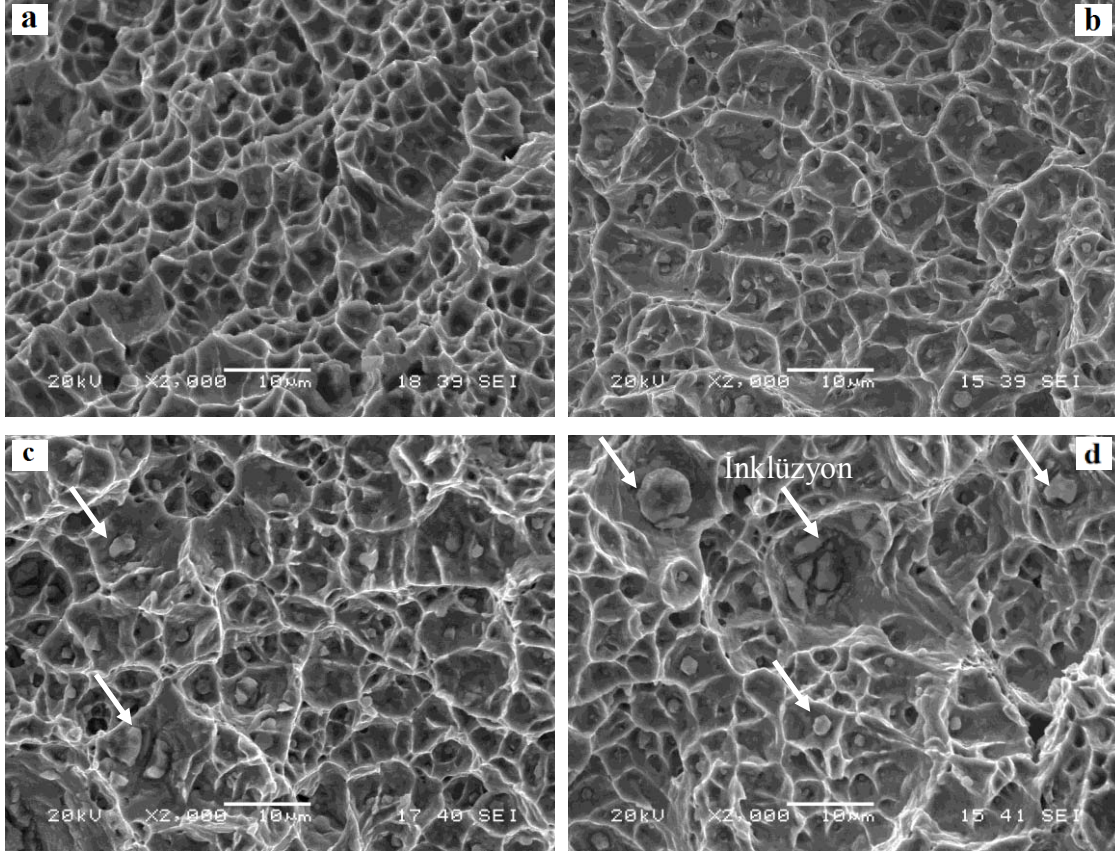


Şekil 6.91. (Devam)

Oluşan inklüzyonların daha büyük büyütmelemlerde gerçekleştirilen görüntüleri Şekil 6.92'da gösterilmiştir. Inklüzyonlar kırık formda olmakla beraber buldukları alanların gevrekleşmesine neden olmaktadır. Inklüzyonların koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artması birim alan içerisindeki inklüzyon miktarının artmasına neden olmaktadır. Çok pasolu birleştirmelerde ferrit-ostenit dengesi kırılma tokluğuna etkilediği literatürde yürütülen bir çalışmada belirtilmektedir (Taraves vd., 2007).

Daha önce gerçekleştirilen bir çalışmada, farklı malzemeler elektrik ark yöntemiyle ER2209-17 dubleks paslanmaz çelik elektrod kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmede, deneylerin yapıldığı sıcaklık, kaynak enerji girdisi ve kullanılan ilave metalin kimyasal bileşimi, birleştirilen parçaların kırılma değerlerine etki ettiğini belirtilmektedir (Baylan, 2003). Ayrıca malzeme kaynak esnasında içerisinde meydana gelen safsızlıkların birleştirmenin çentik darbe tokluk değerini düşürdüğü bilinmektedir (^{1,2}Liao ve Chen, 1998; Liao ve Chen, 1999; Yılmaz ve Tümer, 2010)

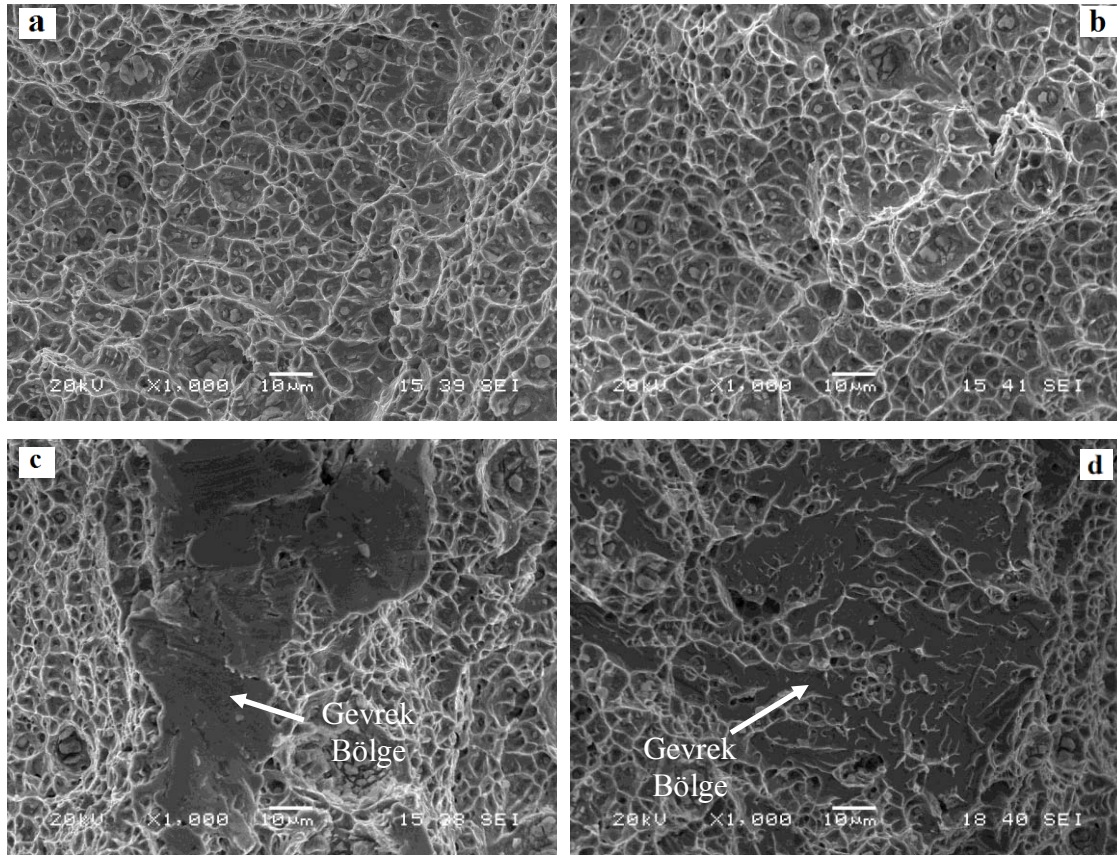
Yüksek Ni içeren ilave metal ile birleştirilen dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali, oda sıcaklığında yapılan deneylerde sünek bir davranış göstermektedir (Gunn, 1997). Çukurları oluşturan ağ bağlantısının koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak inklüzyonların da etkisi ile genişlemiş olduğu görülmüştür. Inklüzyonların daha önceki bölümlerde (Bölüm 6.2) belirtilen östenitik kaynak metalinden farklı bir morfolojide olduğu ve ani darbe sonucu meydana gelen kırılmalarda inklüzyonların çoğunda birden fazla parçalara ayrılmalar tespit edilmiştir.



Şekil 6.92. Farklı gaz kompozisyonları a) Ar-%12 CO₂ b) Ar-%20 CO₂ c) Ar-%50 CO₂ d) %100 CO₂ ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin 20 °C'de çentik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri

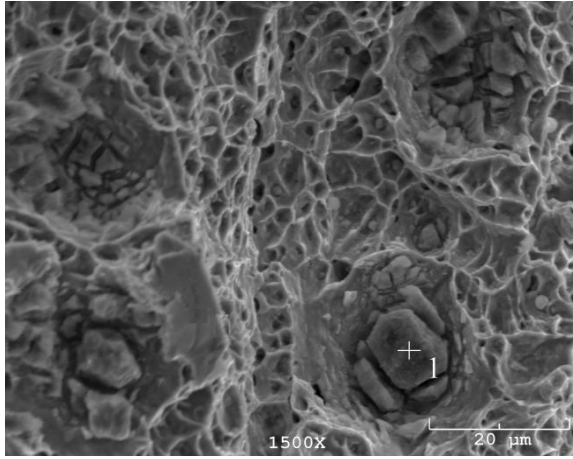
Şekil 6.93'de %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilen çentik darbe deneyi sonrasında oluşan kırılma yüzeyleri gösterilmiştir. Dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinde ostenit fazı tokluğu, ferrit fazı dayanımı ifade etmektedir. Bu birleştirmenin darbe dayanımının ostenitik bağlantıya göre daha yüksek olmasını sağlamaktadır. Oda sıcaklığında yapılan deneylerde sünek bir kırılma modu gözlenirken, -20 ve -40 °C gibi düşük sıcaklıklarda ferrit fazı gevrek bölgeler oluşmasına neden olmaktadır.

Kaynak metali içerisinde bulunan belirli oranlardaki δ -ferrit hacim merkezli kübik yapıya (HMK) sahip olup, kırılma yarılma şeklinde gerçekleşmektedir (Baylan, 2003; Gooch, 1982). Ferrit fazı kırılmalı bir yarılma gösterdiği ve çatlak ilerlemesine neden olduğundan, düşük sıcaklıklarda daha düşük tokluk değerlerinin alınmasına neden olmaktadır.

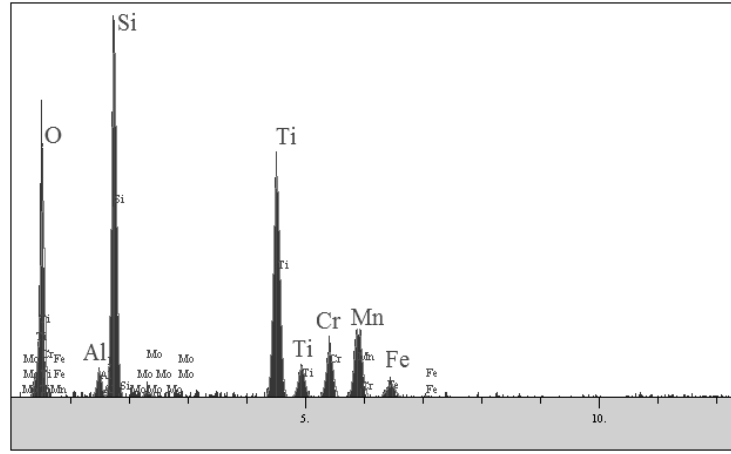


Şekil 6.93. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin farklı sıcaklıklarda a) 20 °C b) 0 °C c) -20 °C d) -40 °C gerçekleştirilen çektik darbe deneyi sonrasında elde edilen kırılma yüzeyi görüntüleri

Kırılma yüzeylerinde oluşan inklüzyonların yapısını belirlemek amacı ile yapılan SEM-EDS analizi Şekil 6.94’de gösterilmiştir. EDS analizinde sırası ile Ti, Si, Mn, Cr ve Al gibi oksijene karşı afinitesi yüksek olan elementler tespit edilmiştir. Yapının genel olarak çoklu kırık formlardan oluşması, %18,6 Si miktarından dolayı SiO₂ olduğu düşünülen inklüzyondan kaynaklandığı ve bu oluşumların çektik darbe değerlerinin düşmesinde en önemli faktörlerden biri olduğu düşünülmektedir.



Elementler	%
O	43.600
Al	1.600
Si	18.684
Ti	19.390
Cr	5.419
Mn	9.339
Fe	1.201
Mo	0.768



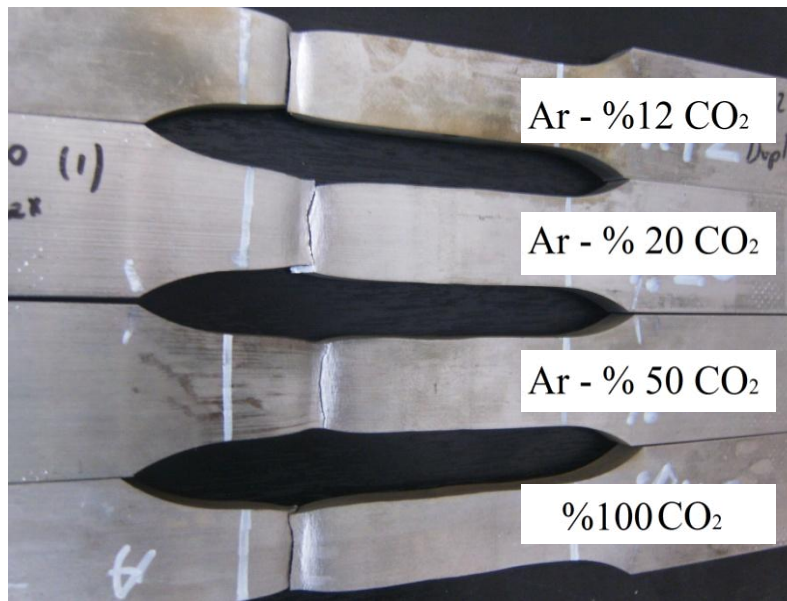
Şekil 6.94. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 levhanın çentik darbe deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeyleri içerisindeki inklüzyonların SEM-EDS noktasal analizi

6.3.4 Çekme deneyi sonuçları

Kaynak edilmiş AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin minimum akma dayanımı 460 MPa, çekme dayanımı ise 640MPa 'dır. E2209T1-1/4 özlü ilave metali ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemedan alınan enine çekme numunelerinin test sonuçları Tablo 6.12'de verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde kaynaklı bağlantının akma ve çekme dayanımının ana malzemenin akma ve çekme dayanım değerlerinden daha yüksek olduğu görülmektedir. Mekanik değerler açısından değerlendirildiğinde inklüzyonların darbe tokluk değerlerine göre, çekme deneyi sonuçlarında herhangi bir farklılık gözlenmemiştir. Kaynaklı bağlantının mekanik dayanımı ani darbelerde bir değişim gösterirken, çekme testi gibi düşük hızlarda gerçekleştirilen statik yüklerde bir farklılık ortaya koymamaktadır. Çekme deneyi sonucunda elde edilen görüntüleri Şekil 6.95'de gösterilmiştir.

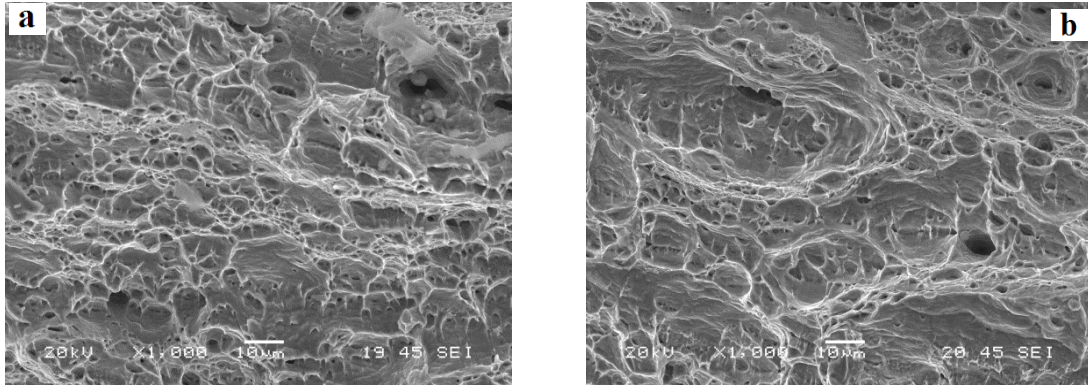
Tablo 6.12. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonuçları

Gaz Kompozisyonu	Rm (MPa)	Rp (MPa)	Uzama %
Ar - %12 CO ₂	763±4	596±5	24±2
Ar - %20 CO ₂	759±3	612±6	27±1
Ar - %50 CO ₂	787±5	618±4	32±1
%100 CO ₂	774±4	626±4	34±2



Şekil 6.95. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonucu oluşan görüntüleri

Akma dayanımı en düşük Ar-%12 CO₂ ve en yüksek (%100 CO₂) bulunan numunelerin kopma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri Şekil 6.96'da gösterilmiştir. Mikroyapının ferritik/östenitik olması ve çekme hızının yavaş olmasına rağmen kopma yüzeyinde çentik darbe deneyi sonrası meydana gelen kırılmadan farklıdır. Kırılma yüzeylerinde sünek bölgeler olduğu gibi, klivaj (yarık) şeklinde kırılma bölgeleri bulunmaktadır. %100 CO₂ koruyucu gaz kullanılarak yapılan birleştirmelerde klivaj kırılma bölgeleri olduğu gibi, oyuk ve gözenekli bölgelerde mevcuttur.



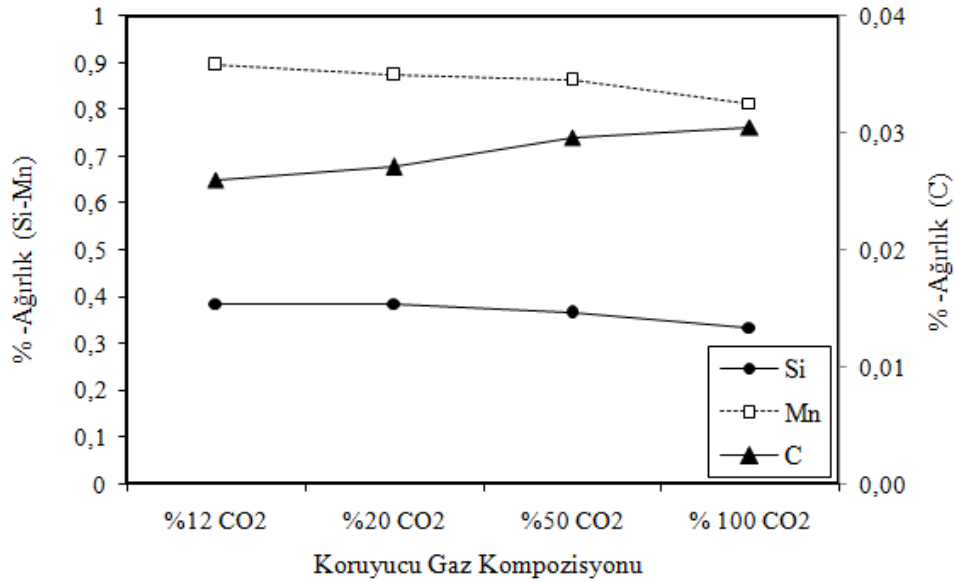
Şekil 6.96. Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ ve özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin çekme deneyi sonucu oluşan kopma yüzeyi SEM görüntüleri

6.3.5. Kimyasal analiz sonuçları

Farklı koruyucu gaz ortamlarında E2209T1-1/4 özlü ilave metali ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden kimyasal analiz sonuçları alınarak koruyucu gazın kaynak metalinin kimyasal kompozisyonuna etkisi araştırılmıştır. Analiz ölçümlerinden elde edilen sonuçlar Tablo 6.13’de verilerek, grafiksel olarak ise 6.97’de gösterilmektedir. Sonuçlar incelendiğinde; Ar - %12 CO₂ içeren koruyucu gaz kompozisyonunda C değeri %0.026 iken, %100 CO₂ koruyucu gazında bu değer %0,031 olmaktadır. Dubleks mikroyapı içerisinde C oranında bir miktar artış meydana gelmiştir. CO₂ miktarının koruyucu gaz içerisinde artması sonucu kaynak metali içerisindeki Si ve Mn elementlerinin miktarlarında azalmaya neden olduğu tespit edilmiştir. Ar-%12 CO₂ ortamında gerçekleştirilen birleştirmelerde Si ve Mn miktarı sırası ile %0,386 ve %0,896 iken, %100 CO₂ içeren koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen malzemenin kaynak metalinde Si ve Mn miktarı %0.334 ve %0,814 olarak tespit edilmiştir. Si ve Mn elementlerinin oksijene karşı afinitesi sonucu, reaksiyona girerek oksit oluşturmaları nedeni ile kaynak metali içerisindeki miktarlarını azalttığı ve özellikle inklüzyonların EDS analizlerinde görülen Ti elementinin ilave metalinden geldiği ve ilave metalin öz kısmının rutil karakterli olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Tablo 6.13. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçları

Elementler	Ar - %12 CO ₂	Ar - %20 CO ₂	Ar - %50 CO ₂	CO ₂
C	0,026	0,027	0,030	0,031
Si	0,386	0,386	0,366	0,334
Mn	0,896	0,873	0,862	0,814
P	0,022	0,023	0,023	0,023
S	0,011	0,011	0,010	0,010
Cr	23,16	23,14	23,03	22,85
Mo	3,290	3,290	3,300	3,210
Ni	8,359	8,507	8,465	8,509
Al	0,025	0,026	0,020	0,016
Co	0,055	0,055	0,064	0,060
Cu	0,093	0,090	0,090	0,095
Nb	0,017	0,017	0,017	0,016
Ti	0,033	0,035	0,037	0,033
V	0,070	0,073	0,071	0,071
W	0,037	0,039	0,038	0,036
N	0,168	0,172	0,183	0,174



Şekil 6.97. Farklı koruyucu gaz kompozisyonlarında özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analizinde C, Mn ve Si miktarının koruyucu gaz kompozisyonuna göre değişimi

Tablo 6.14 'de WRC92 ve Scheaffler diyagramları kullanılarak elde edilen FN ve %-ferrit değerleri hesaplanmıştır. Elde edilen sonuçlar deneysel çalışmalarda gösterilen

mikroyapı sonuçları ile uyumludur. Ar-%12CO₂ koruyucu gaz atmosferinde WRC92 diyagramına göre FN 54 iken, %100 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan birleştirmede bu değer 47 FN olarak belirlenmiştir. Kimyasal analiz sonuçları Scheaffler diyagramına uyarlandığında Ar-%12CO₂ koruyucu gaz atmosferinde %63 ferrit miktarı hesaplanırken, %100 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan birleştirmede bu değer %56 olarak hesaplanmıştır. Deneysel çalışmalarda elde edilen kimyasal analiz sonuçları Scheaffler ve WRC92 diyagramları ile yorumlandığında, %100 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan birleştirmede kaynak metalinin mikroyapısı daha geniş ostenit alanına sahip olduğu tespit edilmiştir.

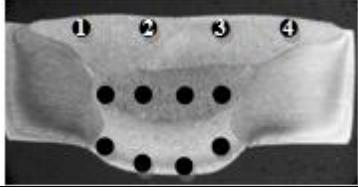
Tablo 6.14. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan kimyasal analiz sonuçlarına göre saptama diyagramları kullanılarak elde edilen Cr_{es}, Ni_{es} ve ferrit değerleri

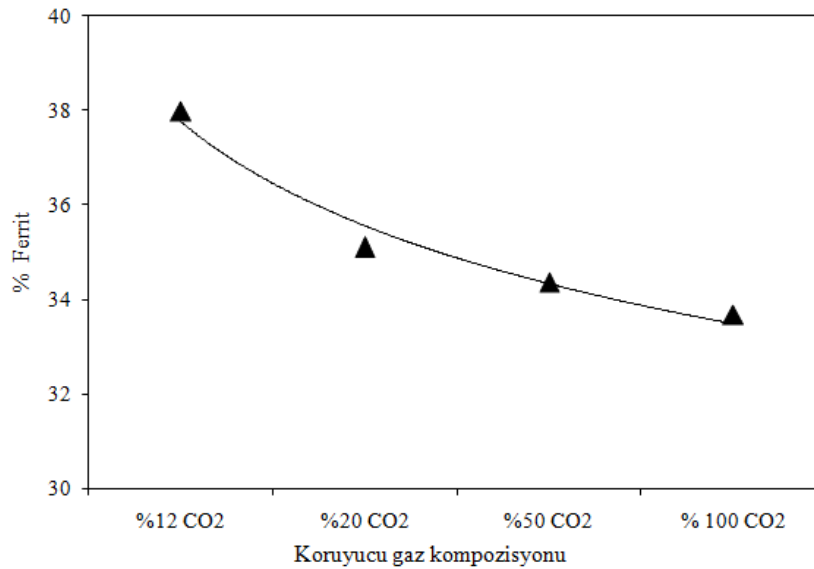
WRC92	Ar - %12 CO₂	Ar - %20 CO₂	Ar - %50 CO₂	CO₂
<i>Cr_{es}</i>	26,57	26,44	26,34	26,07
<i>Ni_{es}</i>	12,65	12,91	12,90	13,10
<i>Ferrit No</i>	54	49	48	47
Schaeffler	Ar - %12 CO₂	Ar - %20 CO₂	Ar - %50 CO₂	CO₂
<i>Cr_{es}</i>	27,10	27,09	26,96	26,64
<i>Ni_{es}</i>	9,59	9,75	9,80	9,85
<i>Ferrit (%)</i>	63	60	59	56

6.3.6. Ferrit miktarı analizleri

Mikroyapıda elde edilen veriler ve kimyasal analiz sonuçlarını doğrulamak amacı ile kaynak metalinin kesitindeki bazı bölgelerden ferritscope kullanılarak ferrit ölçümleri alınmış ve elde edilen sonuçlar Tablo 6.15 'de verilmiştir. Bu sonuçlara göre ana malzemenin %50 ferrit-%50 ostenit yapısı kaynak esnasında meydana gelen ısı girdisi ve soğuma şartlarına göre değiştiği gözlenmiştir. Koruyucu gaz kompozisyonuna göre elde edilen kaynak metalinden alınan toplam 12 ölçüm sonucunun ortalaması Şekil 6.98'da grafik olarak gösterilmiştir.

Tablo 6.15. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre ölçülen % δ -ferrit miktarları

Ölçüm Bölgeleri					
Ar - %12 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	42,9	44	41,2	44,6	
Orta	37,1	35,6	36,7	36,2	
Alt	33,8	34,4	34,7	34,7	
Ar - %20 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	43,2	36,8	37	42,7	
Orta	33,4	33,1	33,8	32,5	
Alt	31,8	32,5	32,9	31,5	
Ar - %50 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	39,9	37,6	36,4	40,2	
Orta	32,9	32,7	32,8	33,4	
Alt	32,1	31,7	31,9	30,7	
%100 CO₂					
	1.	2.	3.	4.	
Üst	37	35,7	35,4	38,9	
Orta	33,8	32,7	31,7	33,2	
Alt	33	30,7	30,4	31,6	



Şekil 6.98. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinden ölçülen ortalama % δ -ferrit miktarı grafiği

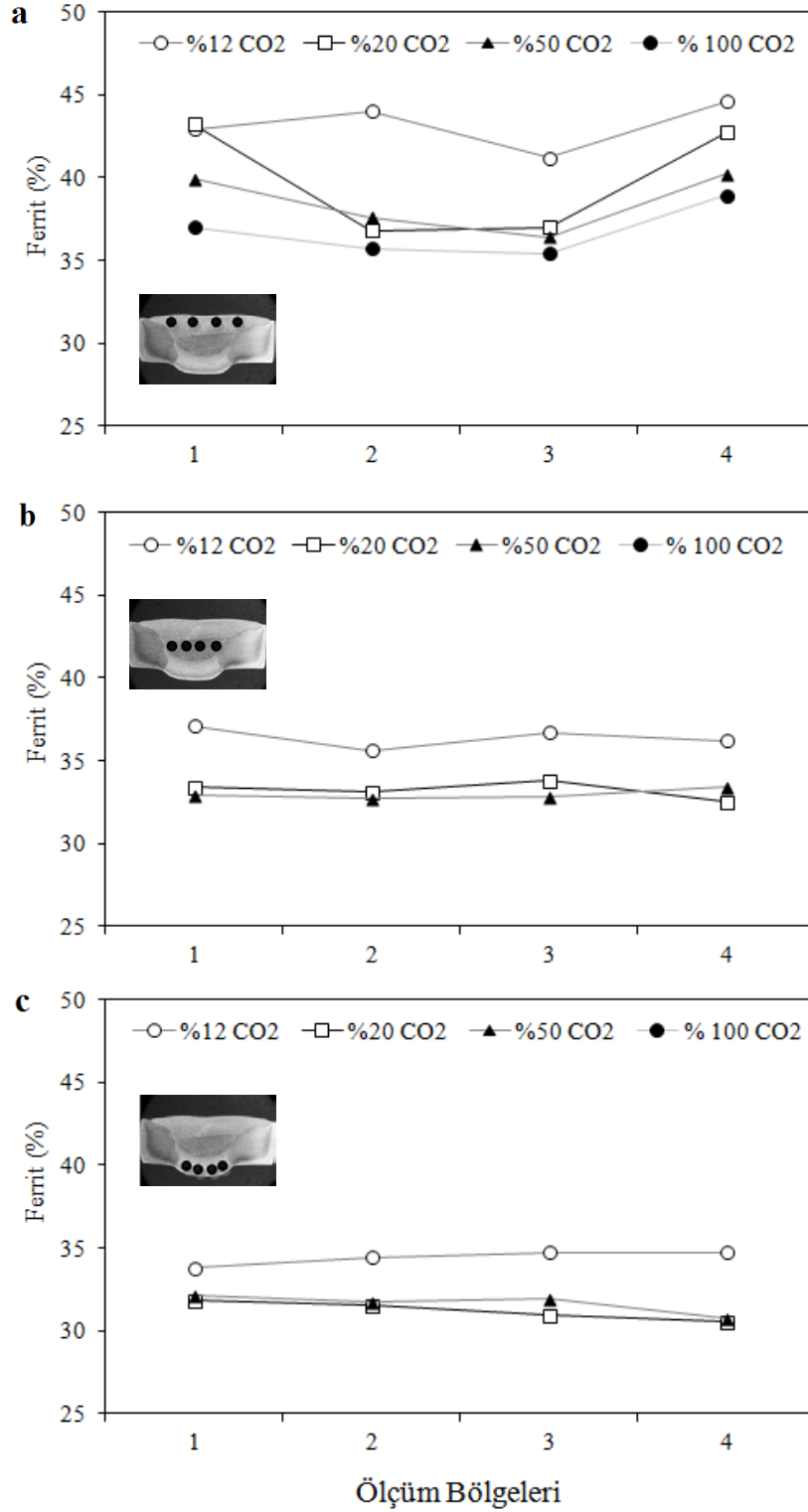
Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışına paralel olarak sırası ile %38, %35, %34 ve %33,5 ferrit miktarı kaynak metali içerisinde bulunduğu tespit edilmiştir.

CO₂ koruyucu gazının sağladığı yüksek ısı girdisi soğuma süresini yavaşlatmakta ve daha önce mikroyapı analizlerinde belirtildiği gibi östenit alanını genişletmektedir. Isı girdisinin dubleks paslanmaz çeliklerde ferrit oranına etkisi daha önceki birçok çalışmada rapor edilmiş olup, bu çalışma ile uyumlu olduğu görülmüştür (^{1,2}Taban, 2008; Sathiya vd., 2009; Muthupandi vd., 2003).

AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin üst, orta ve alt bölgelerinden alınan ölçümlerde koruyucu gaz kompozisyonuna göre % - ferrit miktarının değişimi Şekil 6.99'da gösterilmiştir. Kaynak metali üst pasolarında, Ar-%12 CO₂ koruyucu gaz atmosferi ile yapılan birleştirmede ortalama %43 ferrit oluşumu gözlenirken, %100 CO₂ koruyucu gaz kullanıldığında bu değer %34'e düşmüştür. Orta pasolardan alınan ferrit ölçümlerinde Ar - %12 CO₂ koruyucu gaz kullanıldığında %40 olarak ölçülen ferrit miktarı, %100 CO₂ gazı kullanıldığında %36 olarak belirlenmiştir. Birçok defa ısı işleme maruz kalan ve seramik altlık ile gerçekleştirilen birleştirmede kaynak metali kök bölgesi civarında içerisindeki ortalama ferrit miktarı Ar - %12 CO₂ 'de %34,4 olarak ölçülürken, %100 CO₂ gazı kullanıldığında bu değer %32 civarında olmaktadır.

Literatürde yapılan bir çalışmada, EN 1.4462 dubleks paslanmaz çelik malzemeyi Plazma ark kaynak (PAW) yöntemi, Tungsten ark kaynak (TIG) yöntemi ve Hibrid yöntemler ile birleştirmiştir. Kullanılan farklı yöntemlerin ısı girdilerine bağlı olarak kaynak metali ve ısı tesiri altındaki bölgelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemiştir. TIG kaynağı ile yapılan birleştirmede kaynak metalinin üst pasolarının ferrit miktarının daha fazla olduğunu rapor etmiştir. Plazma kaynağında ise bu değer sırası ile 61-61-56 olarak gerçekleşmiştir. Plazma ark kaynağında elde edilen değerler kaynak yöntemine bağlı olarak kaynak banyosunun daha dar alanda olması ve bunun sonucunda hızlı soğumanın meydana gelmesi sonucu östenit dönüşümünün daha az meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır. Kaynak metali mikroyapısındaki ferrit miktarının %60 civarında olduğu ve TIG kaynak yöntemi ile yapılan birleştirmelerden daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Ferrit miktarının farklı olması sertlik ve darbe tokluk değerlerine etki etmektedir. İyi dayanım özelliklerinin elde edilmesi ve faz dengesinin kontrolünün ısı girdisi aralığının kontrolü ile sağlanabileceğini belirtmektedir.^{(1,2,3}Taban, 2008). Bu çalışmada ise diğer kaynak yöntemlerinden farklı olarak elde edilen ferrit oranları söz konusudur. Bu durumun

nedeni olarak ana malzeme kalınlığı, metal yığıma oranı, çok pasolu kaynak işlemi, koruyucu gaz seçimindeki farklılıklar ve farklı soğuma hızları gibi kaynak parametrelerinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

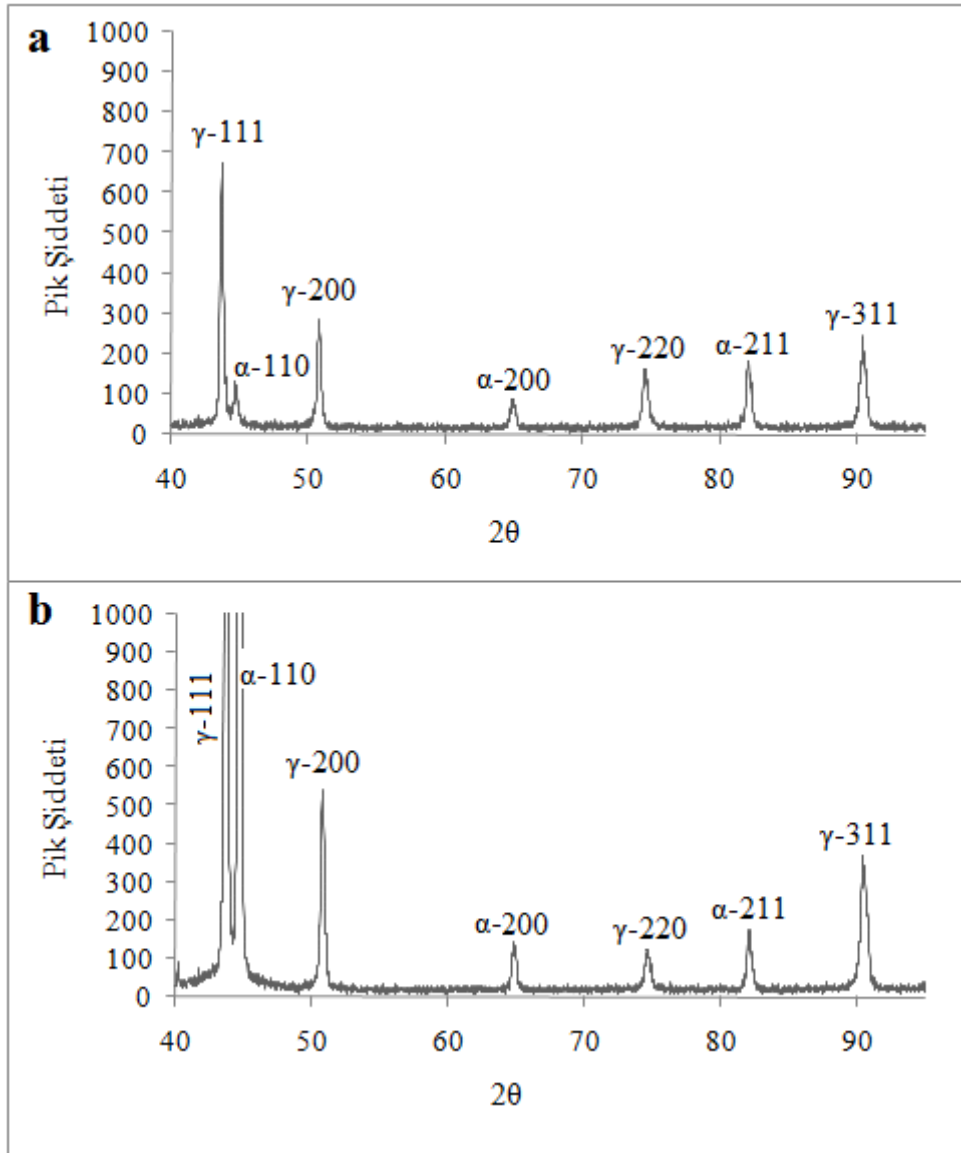


Şekil 6.99. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin a) Üst b) Orta c) Alt bölgelerinden alınan δ -ferrit miktarının koruyucu gaz miktarına göre ortalama değişimi

6.3.7. XRD analizleri

Özlu tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metaline XRD analizi uygulanmıştır (Şekil 6.100). Ar-%12CO₂ ve %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunelerin kaynak metaline uygulanan XRD analizlerinde mikroyapının genel olarak ferrit ve ostenit fazlarından oluştuğu görülmektedir. Oluşması beklenen fazların yanında, karbürler ve intermetalik fazların oluştuğu gözlenmemiş, katılaşma ferritik-ostenik olarak katılaştığı görülmüştür. Kaynak metalinde bulunan karbür ve intermetalik fazların çok az oluşması sonucu XRD analizlerinde tespit edilememiş olabilir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarına bağlı olarak elde edilen kaynak metalinden alınan difraksiyon paternlerinde γ -111 (2 θ -44°) piki en yüksek şiddete sahiptir.

Ferritscope ölçümlerinde en yüksek ostenit alanına sahip olan ve %100 CO₂ gazı ile elde edilen kaynak metali ve Ar-%12CO₂ gazı ile elde edilen kaynak metalinin arasında hacimsel olarak ortalama %4,5 fark olmaktadır. Pik şiddetlerinin arasında herhangi bir bağ kurulamamıştır. XRD analizlerinin 2 θ açısı ve pik şiddetlerini kullanarak ferrit ve ostenit alanlarının hacimsel oranları ampirik formüller ile hesaplanabilmektedir. Bu şekilde yapılan araştırmalar olmasına rağmen ferritscope, saptama diyagramları ve mikroyapı ile eşleştirilememiştir (Sathiya vd., 2012).

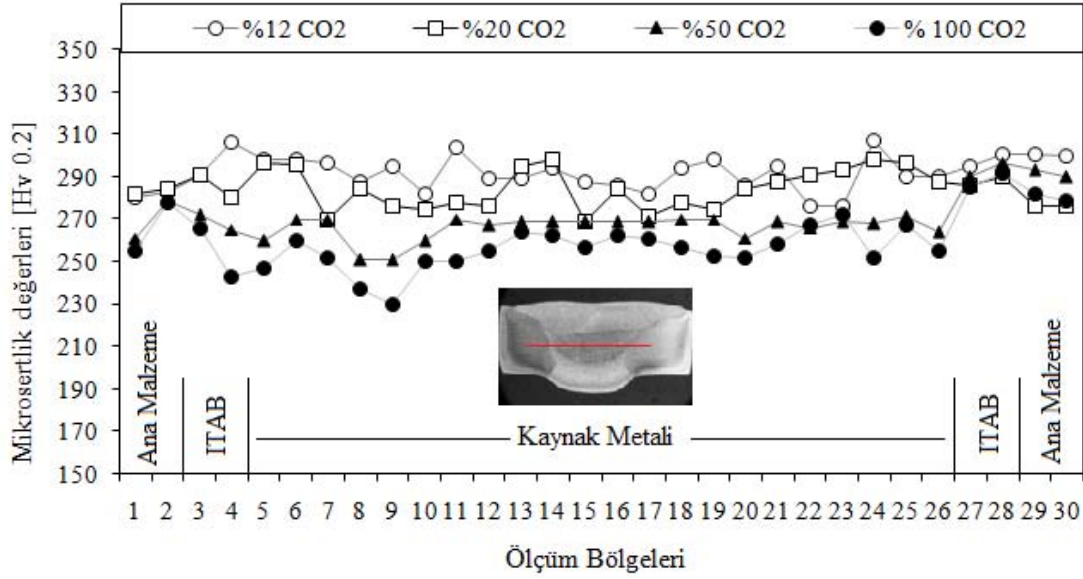


Şekil 6.100. Farklı koruyucu gaz kompozisyonları a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan XRD analizleri,

6.3.8. Mikrosertlik ölçümleri

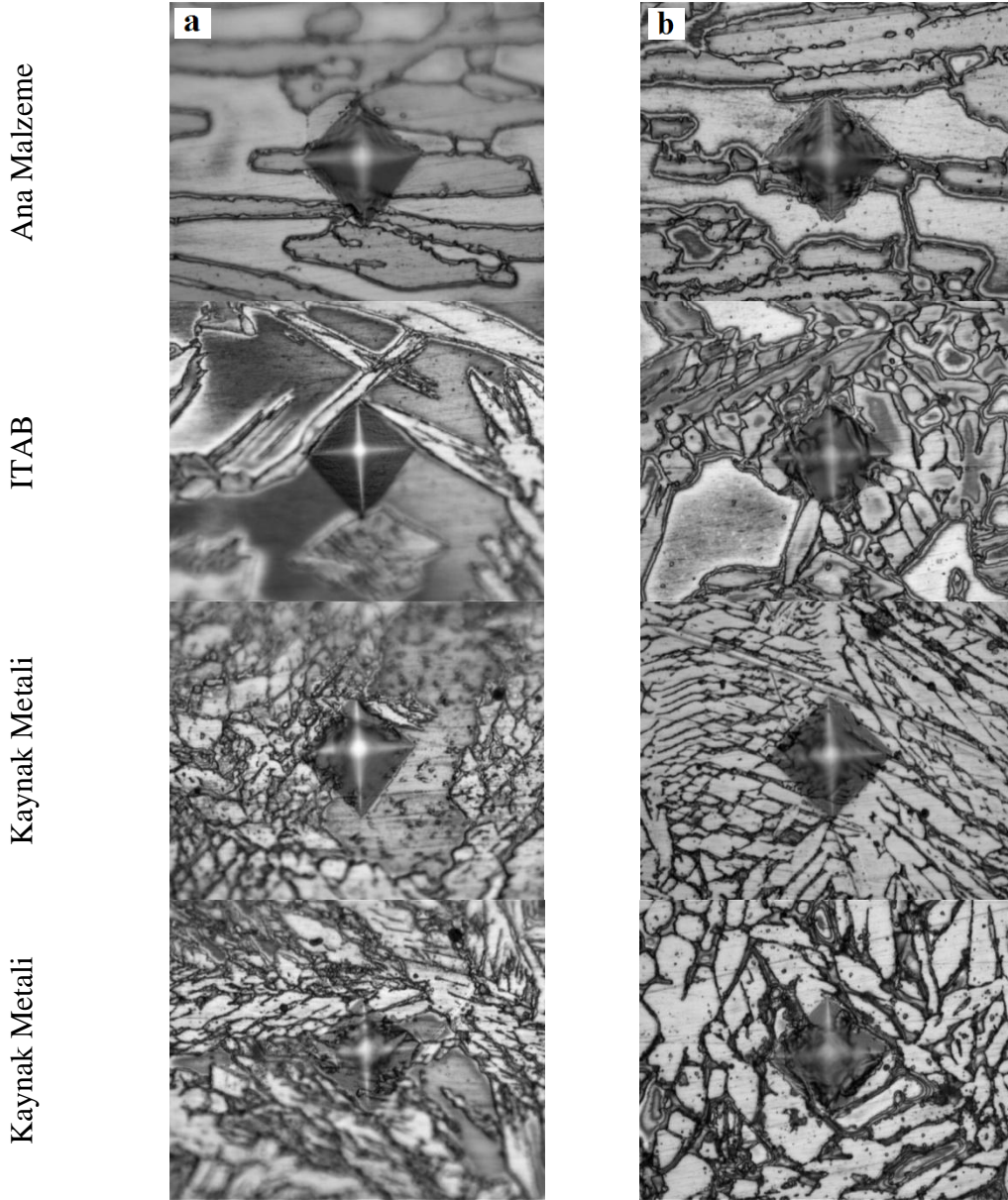
Özlü ilave metal kullanılarak farklı koruyucu gaz ortamlarında birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemelerin kesitinden alınan mikrosertlik değerleri grafiksel olarak Şekil 6.101’de gösterilmektedir. Ana metal, ITAB ve kaynak metalinin sahip olduğu sertlik değerleri arasında farklar görülmekle beraber genelde ITAB ‘da sertlik değerleri bir miktar düşmektedir. Kaynak metalinde sertlik değerleri ise ölçüm alınan bölgelerdeki fazlara göre değişim göstermektedir. Farklı kompozisyonlara sahip koruyucu gaz kullanılması sertlik değerlerine bir miktar etki

ettiği ve Ar gazı içerisinde CO₂ miktarı artışına bağlı olarak sertlik değerlerinin azaldığı görülmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça mikroyapıdaki ostenit miktarının artması nedeni ile sertlik değerleri düşmektedir. Şekil 6.102'de mikrosertlik alınan bölgelerden alınan izlerin görüntüleri gösterilmiştir.



Şekil 6.101. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metali enine yönde mikrosertlik değerlerinin değişimi,

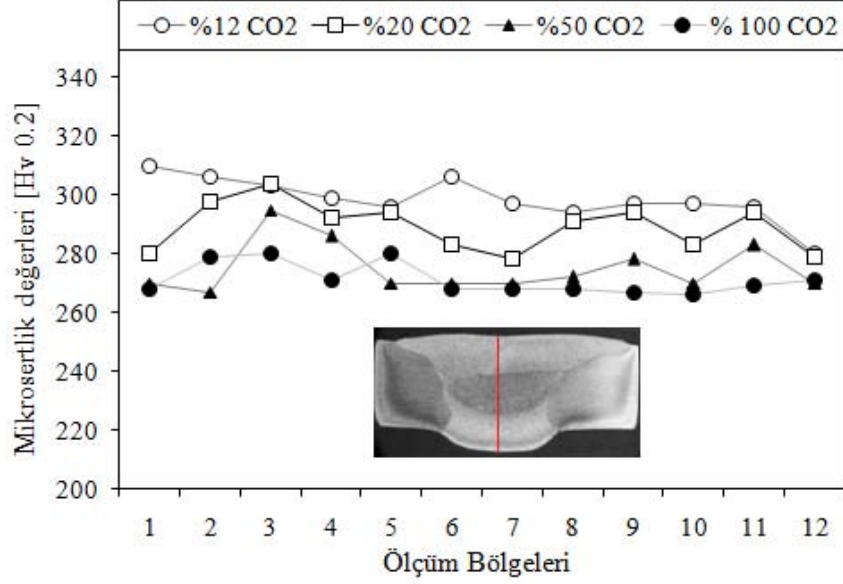
Kaynak metali üzerinde en yüksek sertlik değeri Ar-%12 CO₂ içeren koruyucu gaz kullanılarak yapılan birleştirmede 310 Hv_{0,2}, buna karşılık en düşük sertlik değeri ise %100 CO₂ gazı kullanılarak yapılan birleştirmenin kaynak metalinde 230 Hv_{0,2} olarak elde edilmiştir. Daha önce belirtildiği gibi koruyucu gaz içerisinde CO₂ miktarının artması kaynak metalindeki ostenit alanını genişletmesi sebebi ile düşük sertlik değerlerine neden olmaktadır.



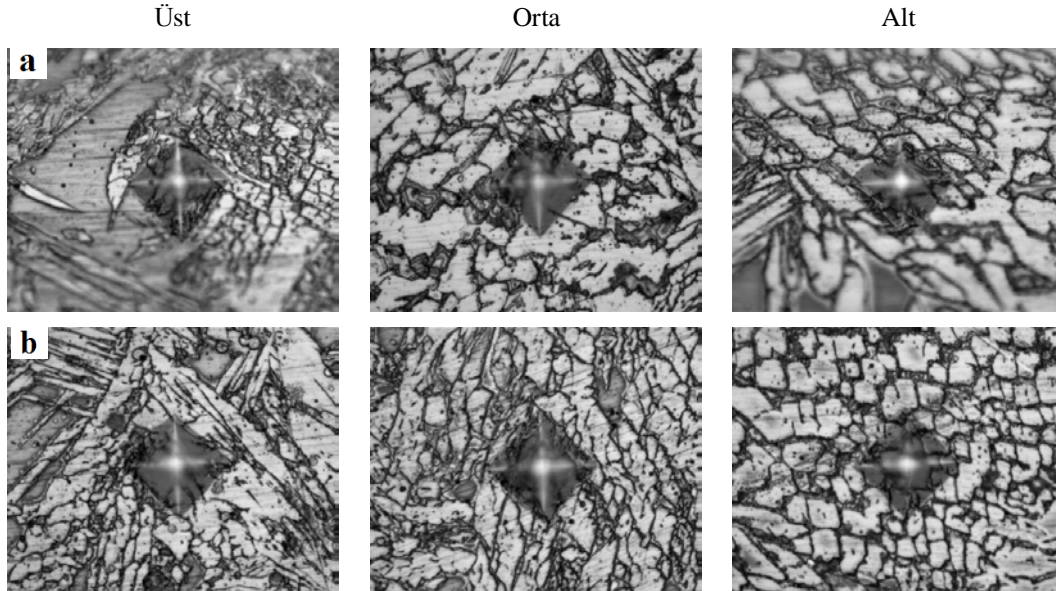
Şekil 6.102. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) %12 CO₂ b) %100 CO₂ göre kaynak metalinden alınan mikrosertlik izlerinin görüntüleri,

Kaynak metalinin kesit kalınlığı boyunca yapılan sertlik ölçümlerinde (Şekil 6.103) sertlik değerleri arasındaki fark belirgin olmamakla beraber kullanılan koruyucu gaz kompozisyonunda sertlik değerlerine etki ettiği görülmektedir. Sertlik değerleri arasındaki fark 50-60 Hv_{0,2} miktarında değiştiği gözlenmektedir. Ar - %12 CO₂ içeren koruyucu gazı kullanıldığında sertlik değerleri 300 Hv_{0,2} civarında bulunurken, en düşük sertlik değerleri %100 CO₂ koruyucu gaz kullanılarak yapılan birleştirmelerin sahip olduğu görülmektedir. Sertlik değerleri arasındaki fark, ölçüm

işlemi esnasında yükün oluşturduğu iz alanının bulunduğu mikroyapıdan ve çok pasolu kaynaklı birleştirme olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 6.104’de verilen mikrosertlik izleri bu durumu onaylamaktadır.



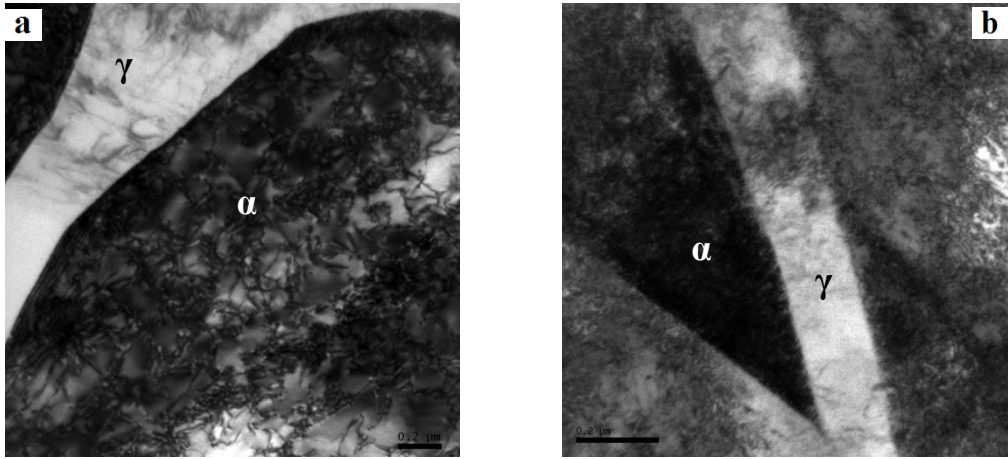
Şekil 6.103. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik değerlerinin değişimi



Şekil 6.104. Özlü tel yöntemi ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz kompozisyonuna a) Ar-%12 CO₂ b) %100 CO₂ göre kaynak metalinin kesit boyunca mikrosertlik izlerinin görüntüsü

6.3.9. TEM/EDS analizleri

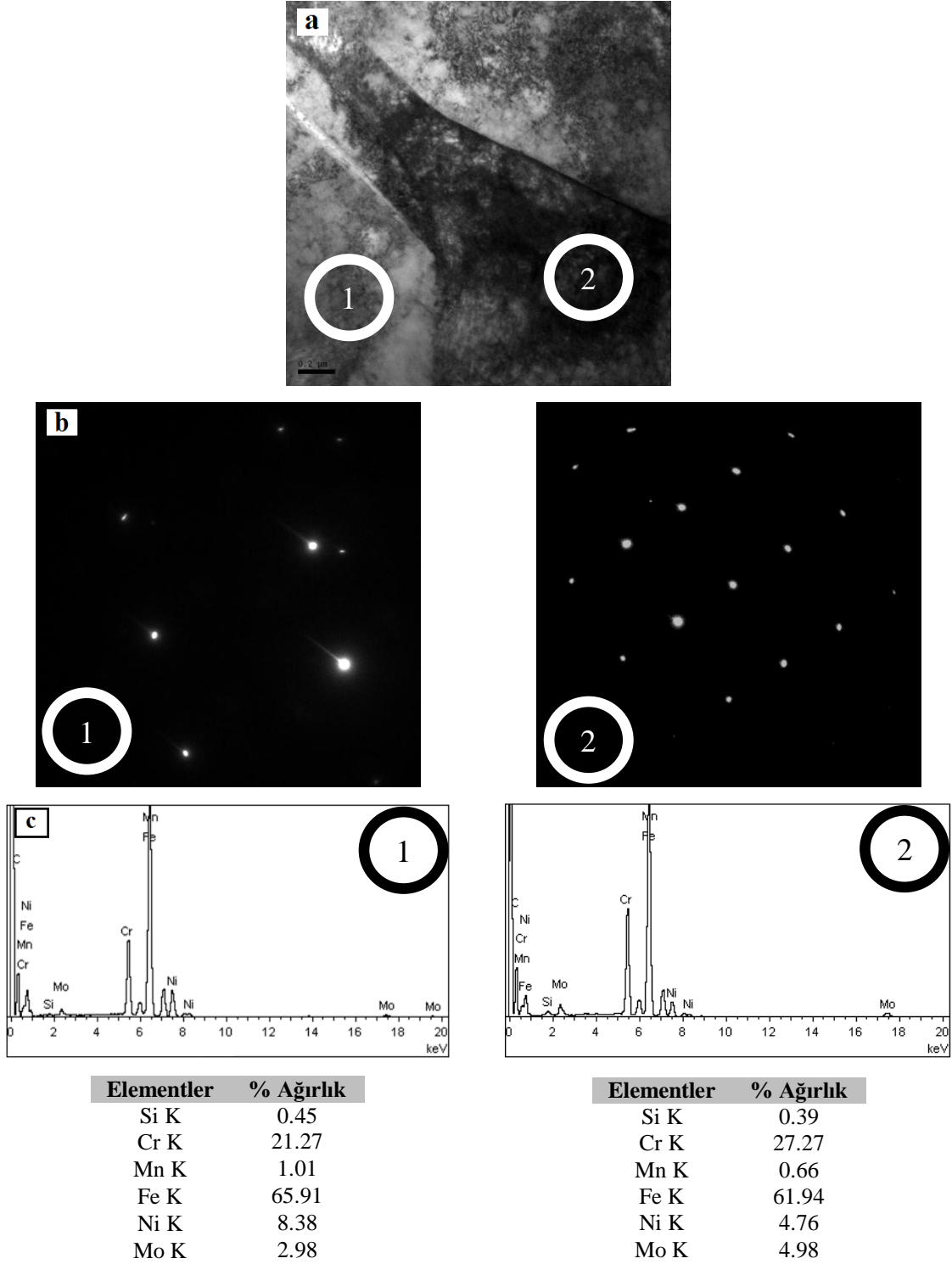
Uygulanan deneysel çalışmalarda dubleks paslanmaz çeliklerin birleştirilmesi esnasında koruyucu gazın etkisini kanıtlamak amacı ile gerçekleştirilen mekanik, mikroyapı ve karakterizasyon testleri CO₂ gazının kaynak metali üzerindeki etkisini göstermiştir. Fakat kaynak metali içerisinde oluşan fazların mikroyapısını daha detaylı görüntülemek, diğer analiz yöntemleri ile belirlenemeyen birtakım çökelme veya fazların araştırmasını yapmak amacı ile, çentik darbe testleri sonucunda elde edilen en düşük ve en yüksek değerlerin bulunduğu Ar - %12 CO₂ ve %100 CO₂ koruyucu gazları kullanılarak birleştirilen numunelerin kaynak metali TEM görüntüleri Şekil 6.105’de gösterilmiştir.



Şekil 6.105. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metali TEM görüntüleri a)Ar - %12 CO₂ b)%100 CO₂

Sonuçlar incelendiğinde açık renkli alanlar ostenit, koyu renkli alanı ferrit temsil etmektedir. Literatürde yapılan çalışmalarda Cr₂N, M₂₃C₆, σ (sigma), χ (chi) vb. çökelmelerin varlığına rastlanmamıştır (Lo vd., 2009; Dobranszky vd., 2004; Sieurin ve Sandström, 2007; Tavares vd., 2007). Birleştirme işleminin çok pasolu olarak gerçekleştirilmesine rağmen, pasolararası sıcaklık değerlerinin 150°C’nin altında tutulması ve herhangi bir ısıl işleme maruz kalmaması bu çökelmelerin oluşmasını önlemiştir. Şekil 6.106’da dubleks paslanmaz çelik kaynak metalinin TEM görüntüsü, seçili alan difraksiyon paterni ve işaretlenen bölgelerin EDS nokta analizi sonuçları gösterilmiştir. Şekiller incelendiğinde kristal kafes düzenli içerisinde

bulunan atomların dizilişleri bakımından farklılık göstermektedir. Koyu ve açık renkte bulunan bölgelerden alınan EDS analizinde elementlerin yüzde olarak dağılımları fazların kristal kafes yapısı hakkında daha net sonuçlar vermektedir (Şekil 6.106).

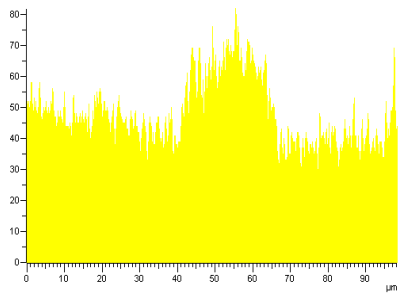
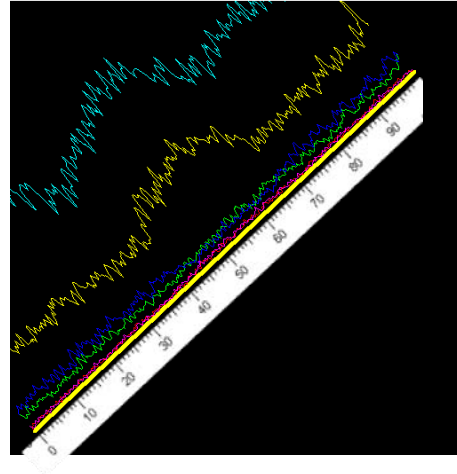
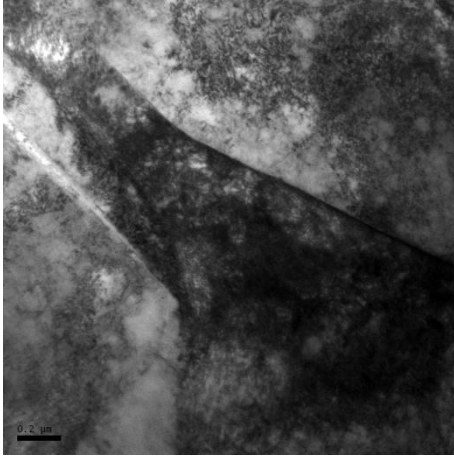


Şekil 6.106. a)Kaynak metalinin TEM görüntüsü b) Seçili alan difraksiyon paternleri c)EDS analizleri

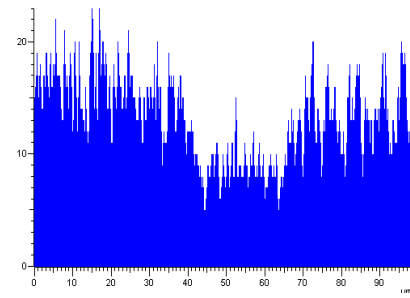
1 Numaralı bölgeden alınan EDS noktasal analiz sonuçlarına göre Cr ve Ni miktarı sırası ile %21-%8,4 iken, 2 numaralı bölgeden alınan Cr ve Ni değerleri %27-%4,8 olarak bulunmuştur. Cr ferrit, Ni ostenit oluşumunda en etkili elementler olduğu bilinmektedir (Lippold ve Kotecki, 2005) Bu sonuçlara göre açık renkli bölge ostenit, koyu renkli bölge ferrit fazını göstermektedir.

Şekil 6.107’de aynı bölgeden alınan EDS analizine göre fazların üzerinden geçen elementlerin çizgi boyunca dağılımları grafiksel olarak, Şekil 6.108’de ise kaynak metali içerisinde yer alan elementlerin elementel haritalama sonuçları gösterilmiştir. Ferrit yapıcı elementlerden Fe, Cr ve Mo koyu olarak gösterilen bölgenin çizgi üzerinde 40µm ‘ye gelen bölgesinde artış göstermeye başlamaktadır. Bu artış ostenit fazının başladığı 70µm’ye gelindiğinde tekrar aynı seviyesine geri dönmektedir. Noktasal EDS analizinde ferrit fazının Cr içeriği ostenit fazına göre %6 civarında fazla bulunmuştur. Bu fark çizgisel analiz sonuçları ve grafikleri ile desteklenmiştir. Ni elementi ostenit bölgelerinde artış, ferrit bölgelerinde azalma göstermektedir. Mn ve Si elementlerinin grafikleri incelendiğinde yoğunluğu temsil eden pikler çok net sonuçlar ortaya koymamaktadır.

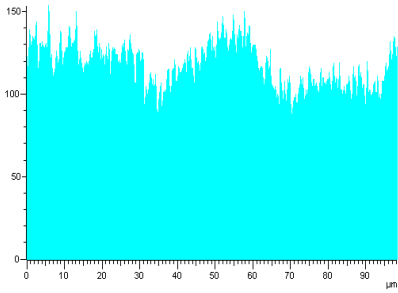
Kaynak metali içerisindeki elementerin dağılımını görmek amacı ile yapılan elementer haritalama sonuçlarına göre Cr ve Ni elementlerinin matris içerisinde faz oluşumuna göre artış ve azalış göstermektedir. Ferrit fazı içerisinde Cr elementi net bir şekilde artış gösterirken, diğer ferrit yapıcı elementler olan Si ve Mo elementlerinin çok belirgin olmayan bir şekilde artışı söz konusudur. Kaynak metalinin mikroyapısının ostenit ve ferrit dengesi mekanik ve korozyon özelliklerine etki etmektedir. Ferritik yapı ile mukavemet ve gerilmeli korozyon çatlama direnç, ostenitik yapı ile tokluk ve genel korozyon direnci sağlanır. Böylece iki fazlı ince taneli, yüksek mukavemetli ve iyi korozyon dirençli bir kaynak metali ortaya çıkmaktadır (Kaluç ve Taban, 2007).



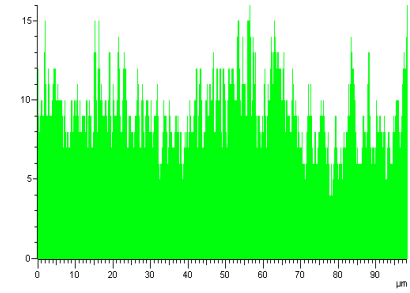
Krom



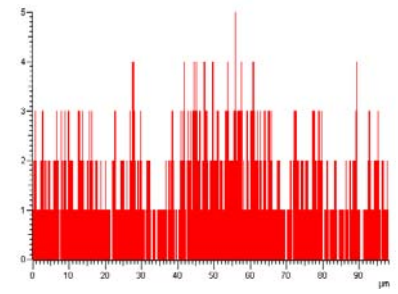
Nikel



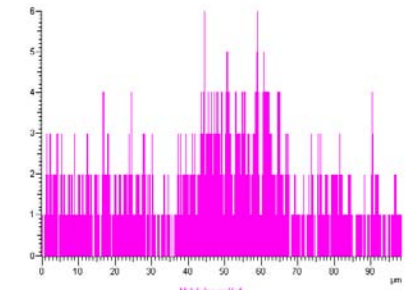
Demir



Mangan

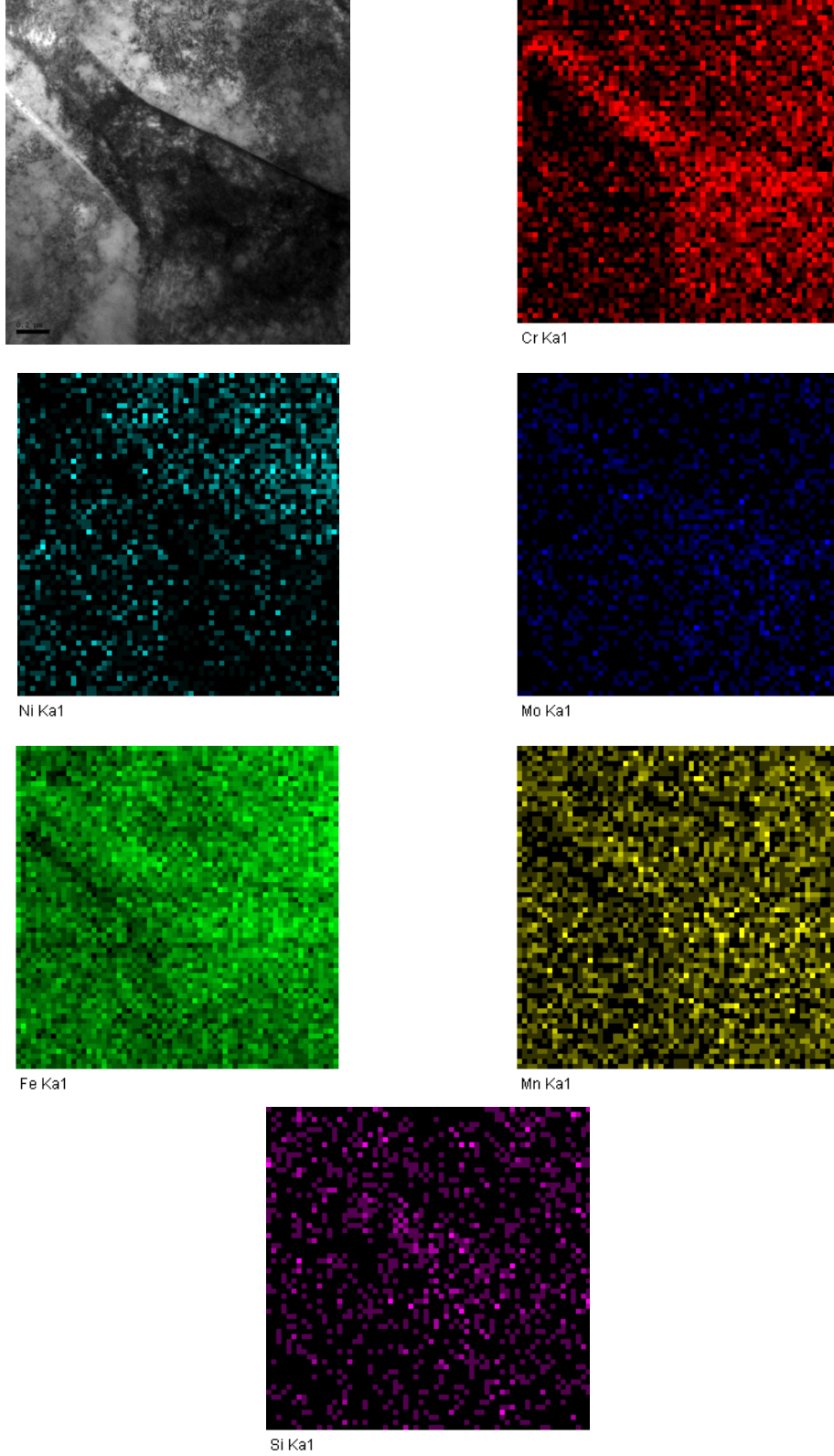


Silisyum



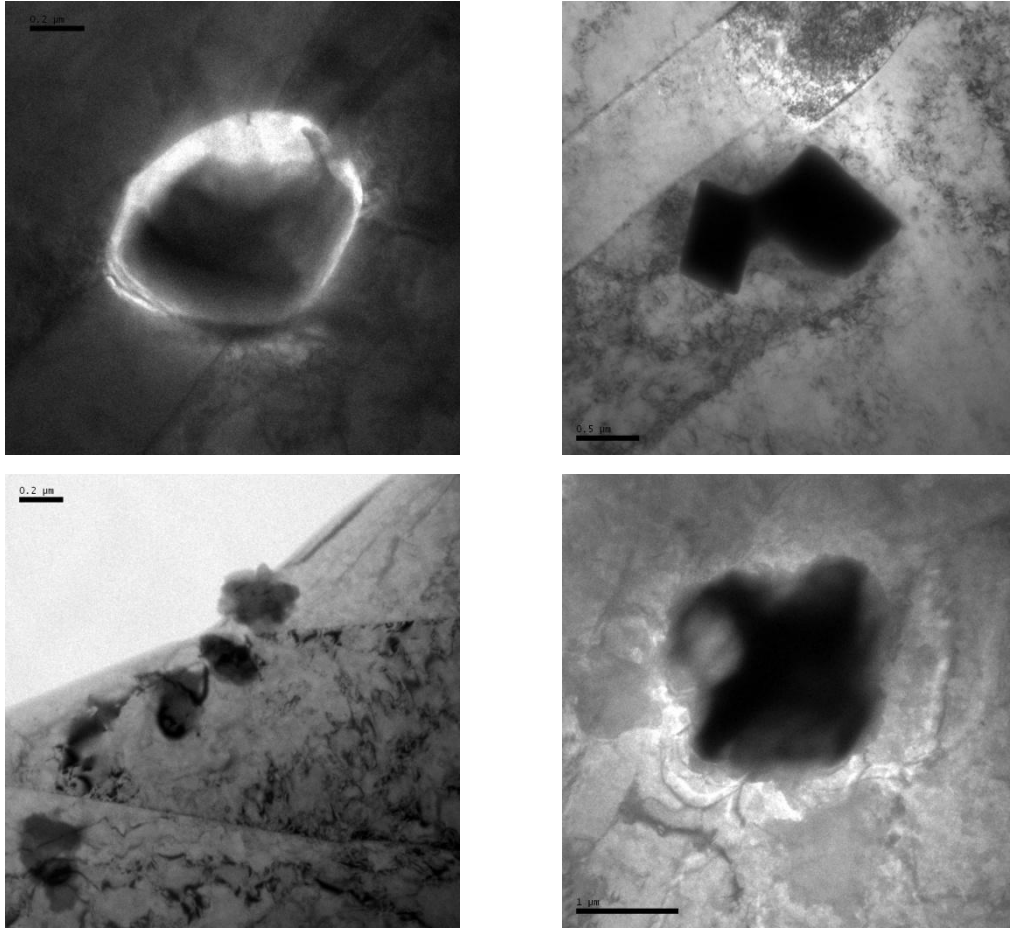
Molibden

Şekil 6.107. Kaynak metalinden alınan TEM görüntüsünün çizgisel EDS analizi ve grafiği



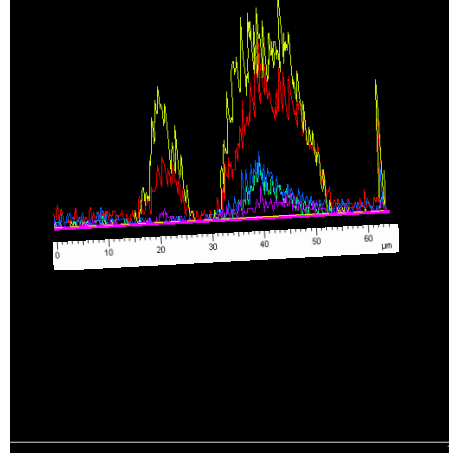
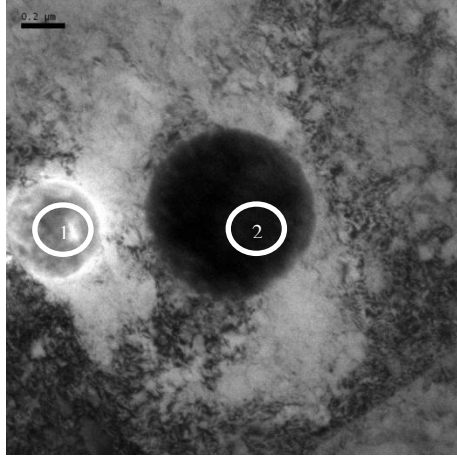
Şekil 6.108. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinden alınan TEM görüntüsüne yapılan elementel haritalama analizi

SEM-EDS çalışmalarında görüntülenerek ve karakterizasyonu yapılan inklüzyonların yapısını ve daha küçük boyutlarda oluşmaları elementer ve biçimsel yapılarını tanımlayabilmek için alınan TEM görüntüleri, Şekil 6.109'da gösterilmiştir. SEM görüntülerinden farklı olarak mikro inklüzyonların formları yapı içerisinde farklılık göstermektedir. Keskin köşeli, küresel veya tanımsız formlar şeklinde mikro inklüzyon oluşumları gerçekleşmiştir.

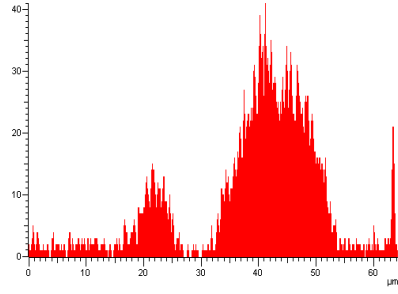


Şekil 6.109. Özlü tel ile birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik mikroyapı içerisinde oluşan inklüzyonların TEM görüntüsü

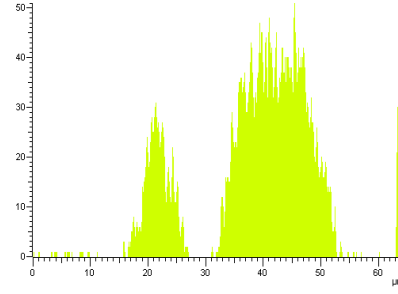
Mikroyapı içerisinde oluşan inklüzyonların dağılımını incelemek amacı yapılan TEM-EDS çizgisel analiz sonuçları Şekil 6.110'da gösterilmiştir. EDS incelemeleri için seçilen görüntüde iki adet farklı görüntüye sahip inklüzyon bölgesi seçilmiştir. 1 numaralı inklüzyonda sadece Si ve O elementleri bulunmaktadır. Bu durum oluşan inklüzyonun yapısının tamamen SiO_2 bileşiği olduğuna işaret etmektedir.



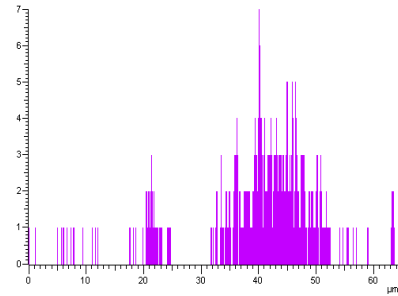
(a)



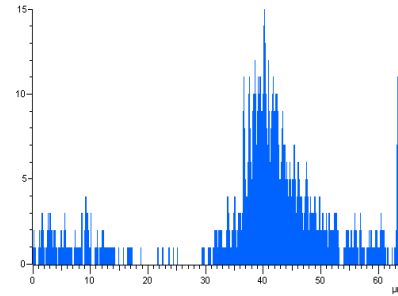
Oksijen



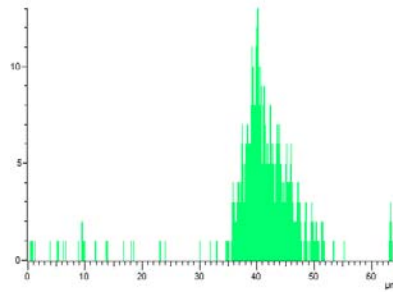
Silisyum



Aluminyum



Mangan

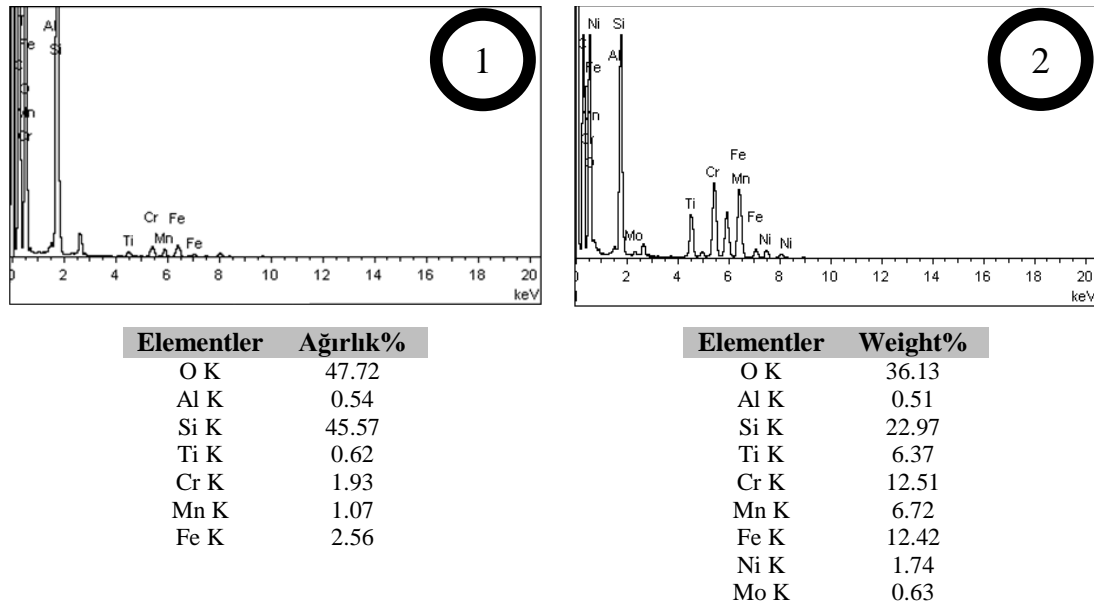


Titanyum

(b)

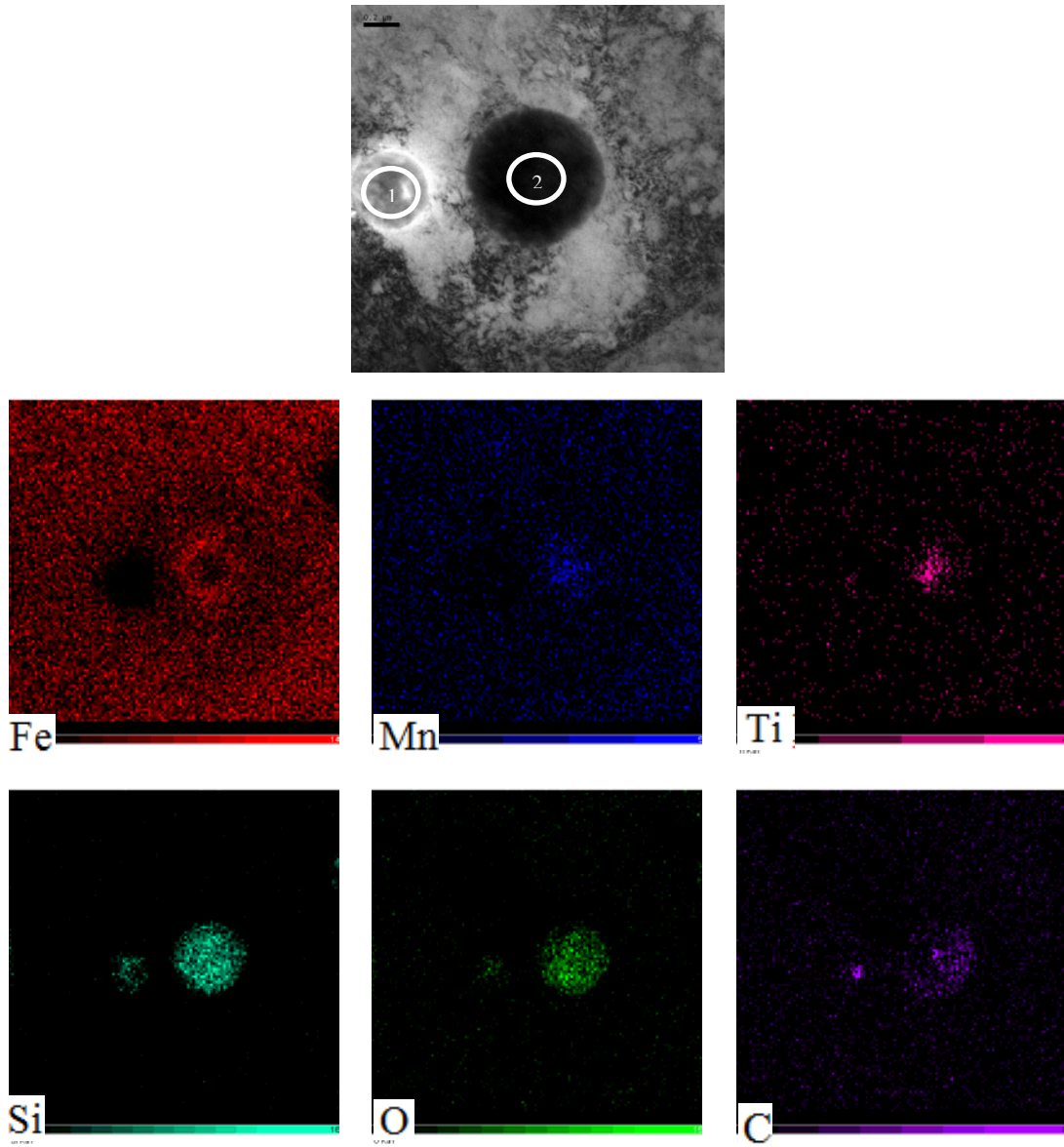
Şekil 6.110. a) Kaynak metali içerisindeki inklüzyonların TEM görüntüsü üzerinde çizgisel analizi ve grafiği b) Oksit yapıcı elementlerin lineer analiz grafikleri

Şekil 6.110 'da verilen TEM görüntüsü üzerinden alınan EDS analizi sonuçları Şekil 6.111'de gösterilmiştir. EDS nokta analizi sonuçları 1 numaralı inklüzyonun %93 oranında SiO_2 'den oluştuğunu göstermektedir. 2 Numaralı inklüzyonun çizgisel analiz sonuçları ise çoklu formda olduğunu göstermektedir. Oksijene karşı yüksek afinitesi olan Si, Mn, Ti ve Al elementlerinin pikleri çizginin 32-54 μm ölçekleri arasında artmaktadır. Sonuçlar SEM-EDS çalışmaları ve literatürde yapılan bazı çalışmalar ile uyumluluk içerisindedir (Quintana, 2001; Liao ve Chen, 1999; ^{1,2}Liao ve Chen, 1998) 2 Numaralı inklüzyonun EDS nokta analizinde aynı elementlerin varlığı söz konusudur. %12,51 oranından Fe elementinin bulunması çoklu inklüzyon formunda FeO oluşumununun da gerçekleştiğine işaret etmektedir.



Şekil 6.111. Inklüzyonların üzerinden alınan EDS analizleri

Elementel haritalama sonuçları (Şekil 6.112) çizgisel ve noktasal EDS analiz sonuçlarını desteklemektedir. 1 numaralı inklüzyon formunda Si ve O elementleri dışında C elementinin belli bölümlerde yer aldığı görülmektedir. Aynı bölgelerde çok az da olsa Ti elementinin olması, TiC karbürünün çoklu inklüzyon formunda oluşturduğu düşünülebilir. 2 numaralı inklüzyonda ise SEM-EDS analizlerinde ortaya çıkan oksit inklüzyonların formlarına benzediği görülmektedir. Inklüzyonun matris yapısı genel olarak SiO_2 'den oluşmakta olup Fe, Mn, Al, Ti ve Cr elementlerinin oluşturduğu oksit formları belli bölgelerde oluşmuştur.



Şekil 6.112. İnküzyondan alınan TEM görüntüsüne yapılan elementel haritalama analizi

BÖLÜM 7.

SONUÇLAR ve ÖNERİLER

Bu çalışmada AH36-AISI 316L farklı malzeme çifti, AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemeler özlü tel ark kaynak yöntemi ile birleştirilmiştir. Çalışmada dört farklı kompozisyona sahip koruyucu gaz kullanılmıştır. Koruyucu gaz kompozisyonunun kaynaklı birleştirmelerin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Birleştirilen malzemelerin mikroyapı karakterizasyonu ile çekme dayanımı, sertlik dağılımı, çentik darbe dayanımı gibi mekanik özellikleri belirlenmiştir. Deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibi sıralanmıştır.

7.1. AH36-316L Malzeme Çiftinin Birleştirilmesi

- Farklı malzemelerin özlü tel ile birleştirilmesinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı miktarındaki artışa bağlı olarak kaynak metalinde seyrelme miktarı artmaktadır.
- Koruyucu gaz kompozisyonu kaynak metalinde oluşan δ -ferrit miktarına ve δ -ferrit morfolojisine etki etmektedir. Koruyucu gaz içerisinde CO₂ gazı miktarının artışına paralel olarak kaynak metali içerisindeki δ -ferrit azalmaktadır. Ostenit matris içerisinde δ -ferrit kolları açılmakta ve kollar arasında kopmalar meydana gelmektedir.
- Çalışmada kullanılan çelik çifti kalın kesitli olması sebebi ile birleştirmeler çok pasolu olarak gerçekleştirilmiştir. Kaynak metali içerisinde oluşan δ -ferrit miktarı ve morfolojisi kaynak pasolarının sırasına bağlı olarak değişmektedir.

- Farklı gaz kompozisyonları ile gerçekleştirilen birleştirmelerde kaynak metali ile AH36 geçiş bölgesinde önemli değişiklikler meydana gelmektedir. Koruyucu gaz içerisinde CO₂ gazı miktarının artmasına bağlı olarak arayüzeydeki geçiş bölgesi genişlemektedir. %20 CO₂ gazı içeren koruyucu gaz kullanılarak yapılan birleştirmelerde dekarbürize olan bölgenin genişliği 30µm iken %100 CO₂ koruyucu gazı kullanıldığında bu genişlik 71µm civarına ulaşmaktadır.
- SEM/EDS noktasal ve çizgisel analiz incelemelerinde, %100 CO₂ gazı kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelerde kaynak metalinin içerisinde 3µm'dan daha büyük inklüzyonlar oluşmaktadır. Oluşan inklüzyonların EDS analizinde karmaşık oksitler olduğu ve bu oksitlerin SiO₂, TiO₂, CrO, Al₂O₃, MnO ve FeO olabileceği düşünülmektedir.
- Geçiş bölgesi ile kaynak metali arasındaki yüzeyden alınan SEM/EDS çizgi analizinde, geçiş bölgesinde kaynak metaline doğru Cr elementinin arttığı O ve Mn elementinin azaldığı gözlenmiştir. Kaynak metali tarafında C elementinin arttığı ve O 'nin azaldığı gözlenmektedir.
- %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ile AH36 arasındaki arayüzeyde çeşitli noktalarından SEM/EDS incelemeleri yapılmıştır. İncelemelerde geçiş bölgesi çok az O ve C elementi bulunmaktadır. O elementi AH36 tarafında daha çok iken kaynak metaline doğru azalmaktadır. Cr elementi bu bölgede farklılık göstermektedir. Aynı şekilde Ni oranında bölgeler arası farklılıklar göstermektedir.
- Geçiş bölgesinde element dağılımını net bir şekilde göstermek için SEM elementel haritalama analizi yapılmıştır. Elementler homojen bir dağılım göstermiştir. Kaynak esnasında ısı çevrim ve elementlerin atom boyutuna bağlı olarak kaynak metalinden AH36 tarafına difüzyonu söz konusu iken, C elementinin difüzyonu ise AH36 tarafından kaynak metaline doğru yayılmaktadır. Bunun sonucu ara yüzeyde dekarbürize, dağlanmayan sert bölgeler oluşmaktadır.
- Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı birleştirmenin çentik darbe tokluk değerlerine etki etmektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça birleştirmenin tokluk değerleri düşmektedir.

- Çentik darbe deney sıcaklığı tokluk değerlerine etki etmektedir. Koruyucu gaz kompozisyonlarında CO₂ miktarı artışına paralel olarak birleştirmenin tokluk değerlerine deney sıcaklığının etkisi artmaktadır. En düşük darbe tokluk değeri 33J ile -40°C'de gerçekleştirilen %100 CO₂ koruyucu gaz kullanılarak birleştirilen numuneler sahip olurken en yüksek darbe tokluk değerleri 75J ile 20 °C'de ve %12 CO₂ içeren koruyucu gaz ile birleştirilen numunelere uygulanan deneylerde elde edilmiştir.
- Çentik darbe deneyi uygulanan numunelerin kopma yüzeyleri incelenmiştir. Kullanılan koruyucu gaz kompozisyonu kopma yüzeylerini etkilemektedir. Oda sıcaklıklarında gerçekleştirilen çentik darbe deneylerinde sünek kırılmayı temsil eden ağların oluşturduğu çukurcuklar gözlenmiştir. Ancak koruyucu gaz kompozisyonunun içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça derin çukurlar oluşmakta ve kırılma yüzeylerinin bazı bölgelerinde klivaj kırılmalar gözlenmektedir. Bu bakımdan elde edilen tokluk değerleri ile kopma yüzeyleri birbiri ile uyum içerisindedir.
- Deney sıcaklıkları çentik darbe deneyi uygulanan numunelerin kopma yüzeylerine etki etmektedir. Bu fark %100 CO₂ gazı kullanılarak yapılan birleştirmede deney sıcaklığının düşüşüne bağlı olarak kırılma yüzeyleri daha çok kırılman olduğunu göstermektedir. Düşük sıcaklıklarda oluşan çentik darbe deneylerinde kırılma sünek-gevrek modunda gerçekleşmektedir. Kaynak metalinde oluşan inklüzyonlar kırılma şeklini ve tokluk değerlerini etkilemektedir.
- Koruyucu gaz kompozisyonu birleştirilen farklı malzemelerin çekme dayanımına önemli bir etkide bulunmamıştır. Çekme deneyi sonucunda oluşan kopmalar AH36 tarafından meydana gelmiştir. En yüksek çekme dayanım değeri %50 CO₂ içeren koruyucu gaz altında yapılan birleştirmeler sahip olurken, en düşük çekme dayanımı değerleri ise %100 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan birleştirmeler sahiptir.
- Kimyasal analiz sonuçları koruyucu gaz kompozisyonunun kaynak metalinin kimyasal analiz değerlerini etkilemektedir. Koruyucu gaz kompozisyonunda CO₂ miktarının artışına bağlı olarak Si, Mn, ve C oranları düşmektedir. Kimyasal analiz sonuçlarına göre hesaplanan Cr_{es} ve Ni_{es} sonuçlarına göre koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışı hem WRC92 hem de

Scheaffler diyagramına göre $Cr_{e\delta}$ ve $Ni_{e\delta}$ değerleri düşmekte ve ferrit miktarları düşmektedir.

- Ferritscope ile yapılan ölçümlerde koruyucu gaz kompozisyonu kaynak metalinin içerdiği δ -ferrit miktarını etkilemektedir. Koruyucu gaz içerisindeki CO_2 miktarının artışına paralel olarak kaynak metali içerisindeki δ -ferrit miktarında azalma görülmektedir. Ayrıca kaynak metalinde oluşan δ -ferrit miktarı bölgesel farklılıklar göstermekte, daha hızlı katılaştıran ve herhangi bir ısı etkide kalmayan üst pasalarda ve AH36 tarafında δ -ferrit miktarının daha yüksek olduğu belirlenmiştir.
- Kaynak metali içerisinde ostenit fazı ile δ -ferrit miktarı fazı XRD analiz sonuçlarında gözlenmiştir. Koruyucu gaz içerisinde CO_2 miktarının artışı ile δ -ferrit oranının azalması XRD sonuçlarında da gözlenmektedir.
- Koruyucu gaz kompozisyonu kaynak metali üzerinden alınan sertlik değerlerini etkilemiştir. Koruyucu gaz içerisinde CO_2 miktarı arttıkça sertlik değerleri düşmektedir. Sertlik değerleri geçiş bölgesinde yükselmektedir. Bu bölgenin hemen yanında bulunan AH36 metalinin dekarbürize olan bölümünde ise sertlik değerleri düşmektedir. Kaynak metali içerisindeki sertlik değerindeki sapmalar, sertlik alınan noktaların δ -ferrit fazına denk gelmesinden kaynaklanmaktadır. Bu durum sertlik alınan noktalardaki mikroyapı görüntüleri onaylamaktadır.
- SEM mikroyapı çalışmaları, AH36-AISI316L malzeme çiftinin geçiş bölgesinde element miktarlarının değiştiğini göstermektedir. Özellikle Cr ve C miktarı değişiklikleri daha belirgin olmaktadır. Bu durum karbon göçünü ve karbür oluşumunu işaret etmektedir.

7.2. AISI 316L Ostenitik Paslanmaz Çelik Malzemenin Birleştirilmesi

- AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemenin koruyucu gaz içerisinde CO_2 gazı miktarındaki artışa bağlı olarak kaynak bölgesi genişlemektedir.
- Düşük miktarda CO_2 içeren koruyucu gaz ortamında birleştirme yapıldığında δ -ferrit 'in dentritik kolları doğrusal uzamalar şeklinde olmakta iken CO_2 miktarı artışı ile özellikle Ar - %50 CO_2 ve %100 CO_2 koruyucu gaz

ortamında yapılan birleştirmelerde dentrit kollarında kopmalar, ayrılmalara ve açılmalar gözlenmektedir.

- CO₂ gazı miktarındaki artışın, ergime çizgisi ile kaynak metali arasında uzayan δ-ferrit kollarının oluşturduğu bir geçiş bölgesi oluşturduğu ve çok az da olsa ostenit tanelerinin ITAB bölgesinde büyüdüğü gözlenmektedir.
- Birleştirme işlemi çok pasolu olarak gerçekleştirilmesi, kaynak metali içerisinde oluşan δ-ferrit miktarının ve morfolojisinin kök paso, ara ve kapak pasolarda farklı olmasına yol açmaktadır.
- Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışı kaynak işlemi esnasında çeşitli reaksiyonlar oluşturarak kaynak metali içerisindeki inklüzyonlar oluşturmaktadır. Inklüzyonlar genel olarak küresel formdadır. Boyutları 1-8 µm arasında değişmektedir. CO₂ miktarının koruyucu gaz içerisindeki miktarı inklüzyonların kaynak metal içerisinde sayısının artmasına neden olduğu saptanmıştır.
- EDS analiz değerleri inklüzyonların oksijen içerdiğini ortaya koymaktadır. Oksijene karşı afinitesi yüksek olan Si, Mn, Ti ve Al gibi elementler ile birleşerek oksit oluşturdukları anlaşılmaktadır. Bu oksitlerin karmaşık oksit olduğu ve muhtemelen Si₂O, TiO₂, MnO ve Al₂O₃ 'den oluştuğu düşünülmektedir. Çok az da olsa FeO ve CrO 'de varlığından bahsedilebilir.
- Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça çentik darbe tokluk değerlerinde düşüşler gözlenmiştir. Ayrıca çentik darbe test sıcaklığı da kırılma tokluk enerjilerine etki etmekte ve düşük sıcaklıklarda daha düşük tokluk değerleri elde edilmektedir.
- Çentik darbe deneylerinde en yüksek darbe tokluk enerji değeri oda sıcaklığında 84 joule ile Ar - %12 CO₂ gazı kullanılarak yapılan birleştirmede meydana gelmiştir. En düşük darbe tokluk değeri ise -40 °C 'de yapılan çentik darbe deneyinde %100 CO₂ koruyucu gazı ile gerçekleştirilen kaynak metalinde 50 J olarak gerçekleşmiştir.
- Kırılma yüzeyi SEM görüntüleri incelendiğinde genel olarak gamze şeklinde delikli bir ağ gibi kırılma yüzeyi görülmektedir. CO₂ gazı miktarındaki artışa bağılı olarak ağ yapısı içerisinde inklüzyonların arttığı, böylece düşük çentik

darbe değerlerinin yapı içerisinde oluşan inklüzyonlardan kaynaklandığı anlaşılmaktadır.

- %100 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak birleştirilen malzemenin çentik darbe test sıcaklıkları düştüğünde kırılma yüzeylerinin üzerinde oluşan gamze şeklinde delikli çukurların derinliğinin azaldığı ve kırılma yüzeyinin üzerinde klivaj kırılma bölgeleri bulunmaktadır. Çentik darbe deneyi esnasında mikroyapı içerisinde bulunan inklüzyonların ani kuvvet etkisi esnasında çatlak oluşumunu ve ilerlemesini hızlandırdığı düşünülmektedir.
- Kaynaklı bağlantıların çekme dayanımlarının ana metalin çekme dayanımından daha yüksek bulunmuştur. Kopma, kaynak metali veya ITAB'da gerçekleşmemiş, bütün koruyucu gaz kompozisyonları ile elde edilen bağlantılarda ana malzemede meydana gelmiştir.
- Koruyucu gaz kompozisyonu, kaynak metali içerisinde özellikle C, Si ve Mn elementlerinin azalmasına yol açmıştır.
- Kimyasal analiz sonuçlarına göre hesaplanan Cr_{es} ve Ni_{es} sonuçlarına göre, Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan birleştirmelerde, Scheaffler ve WRC-92 diyagramı ile en yüksek ferrit miktarı, %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen kaynak metalinde ise en düşük ferrit miktarı hesaplanmıştır.
- Ferritscope ile yapılan % δ-ferrit ölçümleri, mikroyapı sonuçları sonuçları ile paralellik göstermektedir. Kaynak metalinin orta kısımlarında δ-ferrit miktarının arttığı, ana malzeme tarafına yaklaşıldıkça azalmaktadır. Bu durumun ostenitik ana malzemede meydana gelen seyrelmenin ve soğuma hızının neden olduğu düşünülmektedir. Kaynak metalinin kök, ara ve kapak pasolarından alınan tüm ölçümlerde %12 CO₂ içeren gaz ile elde edilen kaynak metalindeki δ-ferrit miktarı daha fazla bulunmuştur
- Ar - %12CO₂ koruyucu gaz ile birleştirilen numuneye uygulanan XRD analizinde 2θ-45,5° düşük şiddetli δ-ferrit piki tespit edilmiştir. %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunede δ-ferrit piklerine rastlanmamıştır.
- Kaynak metali ve ITAB 'dan alınan mikrosertlik sonuçlarına göre, ostenitik paslanmaz çeliklerde belirgin bir ana malzeme ve kaynak metali geçişi olmadığı için ITAB 'da bir sertlik düşüşü veya artışı gözlemlenmemiştir. En yüksek sertlik değeri %12 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen kaynak

metalinde 220 HV_{0,2} olarak elde edilmiştir. En düşük sertlik değeri ise %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen kaynak metalinde 178 HV_{0,2} olarak ölçülmüştür.

- TEM/EDS analizleri ile δ -ferrit/ostenit fazlarının ve oksit inklüzyonların karakterizasyonu yapılmıştır. δ -ferrit fazında Cr, ostenit fazında ise Ni elementinde artış gözlenmiştir. Inklüzyonlardan alınan çizgisel ve haritalama EDS analizlerinde Si, Ti, Al, Mn ve O elementleri tespit edilmiştir. Al, Ti ve O elementleri oksit inklüzyonunun bazı bölgelerinde azalmalar göstermektedir.

7.3. AISI 2205 Dupleks Malzemenin Birleştirilmesi İşleminin

- AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik malzemenin özlü tel ile birleştirilmesinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça kaynak metalinin kapladığı alan genişlemektedir.
- Özlü tel ile elde edilen kaynak metalinde koruyucu gazın içerisindeki CO₂ miktarının artışı yüksek miktarda ostenit fazının oluşmasına neden olmakta ve buna bağlı olarak mikroyapıda iki faz arasındaki dengede olan faz oranı bozulmaktadır.
- Kaynak metali üst bölgelerinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı %50 değerine ulaştığında ince uzun taneli ve taraklı bir yapıya sahip windmanstater ostenitlerin oluşmaya başladığı, %100 CO₂ gazında ise windmanstater yapısının kaynak metalinin yapısına daha çok hakim olduğu görülmektedir.
- %100 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik malzemenin kaynak metalinin ferrit alanlarının yoğun olduğu bölgelerde γ_2 – ikincil ostenit oluşumları tespit edilmiştir.
- Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarı arttıkça ısı girdisinin artması ve buna paralel olarak ITAB bölgesinin genişlemesine ve ferrit tanelerinin irileşmesine yol açmaktadır. %12 CO₂ koruyucu gazı içeren ortamda gerçekleştirilen kaynak işleminde ITAB'ın genişliği 370 μm olurken %100 CO₂ gazı kullanıldığında bu genişlik 700 μm 'a ulaşmaktadır.

- SEM mikroyapı görüntülerinde kullanılan koruyucu gaz kompozisyonun içerisindeki CO₂ gazının artışına paralel olarak ostenit alanlarının büyüdüğü gözlemlenmektedir. Ferrit fazı daha çok ostenit tanelerinin sınırlarında kanallar halinde kendini göstermektedir. CO₂ miktarının artması mikroyapı içerisinde küresel formda inklüzyonların oluşmasına neden olduğu ve bu inklüzyonların boyutları ve dağılımı kaynak metalinde koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışına paralel olarak fazlaşmaktadır. Inklüzyonların boyutları ve dağılımı homojen değildir.
- SEM/EDS analizleri, önceki bölümlerde belirtildiği gibi inklüzyonların MnO, SiO₂ ve TiO₂ vb. bileşiklerden oluşan çoklu inklüzyonlardan meydana geldiği düşünülmektedir. Oksitlenen elementler ostenit ve ferrit tanelerinin içerisinde toplanmakta ve küresel formda çoklu oksit inklüzyonlarını meydana getirmektedir.
- Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen numunenin darbe tokluk değerleri test sıcaklığına bağlı olarak 47-67 Joule arasında değişmektedir. Ar - %20 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak yapılan numunelerde bu değer 44-63 Joule, %100 CO₂'de 40-56 J arasındaki değerler elde edilmiştir.
- Kırılma yüzeylerinin SEM görüntülerinde genel olarak Ar - %12 CO₂ koruyucu gazı kullanılarak yapılan birleştirmede çukurların boyutları küçük ve daha sık iken, koruma gazındaki CO₂ miktarı arttıkça çukurların boyutlarının büyüdüğü ve çukurların içerisinde boyutları 2-10µm arasında değişen oksit inklüzyonların meydana geldiği tespit edilmiştir.
- Inklüzyonların daha önceki bölümlerde (Bölüm 6.1, 6.2) belirtilen östenitik kaynak metalinden farklı bir morfolojide olduğu ve ani darbe sonucu meydana gelen kırılmalarda inklüzyonların çoğunda birden fazla parçalara ayrılmalar tespit edilmiştir.
- Oda sıcaklığında yapılan çentik darbe deneylerinde sünek bir kırılma modu gözlenirken, -20 ve -40 °C gibi düşük sıcaklıklarda ferrit fazı gevrek bölgeler oluşmasına neden olmaktadır.
- Sonuçlar, kaynaklı bağlantının akma ve çekme dayanımının ana malzemenin akma ve çekme dayanım değerlerinden daha yüksek olduğu görülmektedir. Mekanik değerler açısından değerlendirildiğinde inklüzyonların darbe tokluk

değerlerine göre, çekme deneyi sonuçlarında herhangi bir farklılık gözlenmemiştir.

- Kimyasal analiz sonuçları kaynak metalinin kimyasal kompozisyonuna koruyucu gazın etkisini göstermektedir. Dupleks mikroyapı içerisinde C oranında bir miktar artış meydana gelmiştir. CO₂ miktarının koruyucu gaz içerisinde artması sonucu kaynak metali içerisindeki Si ve Mn elementlerinin miktarlarında azalmaya neden olduğu tespit edilmiştir. WRC92 ve Scheaffler diyagramları ile edilen sonuçlar deneysel çalışmalarda Ar-%12CO₂ koruyucu gaz atmosferinde WRC92 diyagramına göre FN 54 iken, %100 CO₂ koruyucu gazı ile yapılan birleştirmede bu değer 47 FN olarak hesaplanmıştır.
- Ferritscope ölçüm sonuçlarına göre, koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışına paralel olarak %33,5 ile %38 arasında değiştiği tespit edilmiştir.
- XRD analizlerinde mikroyapının genel olarak ferrit ve ostenit fazlarından oluştuğu görülmektedir. Oluşması beklenen fazların yanında, karbürler ve intermetalik fazların oluştuğu gözlenmemiş, katılaşma ferritik-ostenik olarak katılaştığı görülmüştür.
- Farklı kompozisyonlara sahip koruyucu gaz kullanılması sertlik değerlerine bir miktar etki ettiği ve Ar gazı içerisinde CO₂ miktarı artışına bağlı olarak sertlik değerlerinin azaldığı görülmektedir. Kaynak metalinde sertlik değerlerinin, ölçüm alınan bölgelerdeki fazlara göre değişim göstermektedir.
- TEM/EDS analizlerinde ferrit/ostenit fazlarının ve inklüzyonların karakterizasyonu yapılmıştır. Ferrit yapıcı elementlerden Fe, Cr, Mo ve ostenit yapıcı en önemli element olan Ni'in varlığı hem çizgisel hem de haritalama analizlerinde tespit edilmiştir. TEM ile görüntülenen inklüzyonlar keskin köşeli, küresel veya tanımsız formlar şeklinde mikro inklüzyon oluşumları gerçekleşmiştir. TEM elementel haritalama sonuçları çizgisel ve noktasal EDS analiz sonuçları inklüzyonun matris yapısının genel olarak SiO₂ 'den oluşmakta olup Fe, Mn, Al, Ti ve Cr elementlerinin oluşturduğu oksit formları belli bölgelerde oluşum gösterdiğini ortaya koymuştur.

Bu çalışmada üç farklı malzeme çifti birleştirilmiştir. Bu birleştirmelerde elde edilen sonuçlar birbirleri ile karşılaştırılmıştır:

- Çalışmada birleştirilen bütün malzemelerin 20°C’de gerçekleştirilen testlerde elde edilen çentik darbe tokluk değerleri karşılaştırıldığında; E316LT1-1/4 ilave metali ve Ar-%12CO₂ koruyucu gazı ile birleştirilen AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik malzemelerin kaynak metali en yüksek tokluk değerine sahiptir.
- Genel olarak %100 CO₂ koruyucu gazı kullanıldığında AH36-AISI 316L farklı malzeme çifti ve AISI 316L ostenitik paslanmaz çelik kaynak metalinin içerisinde küresel inklüzyonlar oluşmakta iken, dubleks paslanmaz çelik malzemelerin kaynak metalinde kırık ve şekilsiz inklüzyonların oluştuğu tespit edilmiştir.
- %100 CO₂ koruyucu gaz kullanıldığında birleştirilen malzemelerin kaynak metalinde ostenit alanının genişlediği gözlenmiştir. Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ gazı miktarının artışı, ark geriliminin artmasına ve buna bağlı olarak ısı girdisinin yükselmesine neden olmaktadır.
- Kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonların tokluk değerlerine olan etkisi, kaynak metali içerisinde ostenit alanının genişlemesi etkisinden daha fazladır.
- Koruyucu gaz içerisindeki CO₂ miktarının artışı kaynak metali içerisindeki Si ve Mn elementlerinin azalmasına yol açmıştır. CO₂ gazı artışı bu elementlerin oksit oluşturma eğilimlerinin artmasına neden olmaktadır.
- CO₂ miktarının artışı çekme deneylerinde etkili olmamakla beraber en yüksek çekme dayanımı değerleri Ar - %50CO₂ koruyucu gazı ile yapılan AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin birleştirmesinde elde edilirken en düşük çekme dayanımı Ar - %50CO₂ atmosferinde birleştirilen AH36 – AISI 316L malzeme çiftinin sahip olduğu görülmüştür.

7.5. Öneriler

Bu konular üzerinde gelecekte aşağıdaki çalışmaların yapılması önerilebilir.

- Bu çalışmada kullanılan koruyucu gaz kompozisyonu sonucu ile mikroyapıda meydana gelen değişimlerin korozyon direncine etkisi araştırılabilir.
- Farklı malzeme çiftlerinin birleştirilmesinde daha farklı ilave metalleri ve koruyucu gaz kompozisyonları kullanılarak bu parametrelerin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılabilir.
- Çalışmada kullanılan üç farklı malzeme çiftinin birleştirilmesinde ısı girdisinin kaynak metalinin mikroyapısına ve korozyon özelliklerine etkisi araştırılabilir.
- Çalışmada kalın kesitli parçalar kullanılmış ve çoklu pasolarla birleştirilmiştir. Böylece kaynak metalinin alt, orta ve üst bölgelerinde farklı δ -ferrit/ferrit miktarları oluşmuştur. Ayrıca kaynak metali içerisinde oluşan inklüzyonlar koruyucu gaz kompozisyonuna bağlı olarak farklılıklar göstermektedir. Bu bölgelerden malzemeler çıkarılarak δ -ferrit ve inklüzyon miktarının birleştirilen malzemelerin çentik darbe tokluk değerlerine etkileri incelenebilir.

KAYNAKLAR

ABINGTON PUBLISHING, Welding Metallurgy of Stainless Steels, Abington Welding Training Module, Cambridge, pp.1-45, 1994

ABUÇ, S., Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Gazaltı Kaynak Yöntemi İle Kaynağında Koruyucu Gazın Mekanik Özelliklere Etkisi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2-75, 2006

AHMED, N., New Developments in Advanced Welding, 21-30, Published by Woodhead Publishing Limited, Abington Hall, Abington, 21-30, 2005

ALORAIER, A., IBRAHIM, R., THOMSON, P., FCAW process to avoid the use of post weld heat treatment, International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, 394–398, 2006

ALSARRAF, J., Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Super Duplex Stainless Steels, Cranfield University, School of Applied Sciences, PhD Thesis, 38, April 2010

ARIKAN, M.M., ONAY, B. ve BOZKURT, S., Türkiye gemi inşa sanayi ve demir çelik kullanımı, III. Demir Çelik Kongre ve Sergisi, 22-24 Eylül 2005, Zonguldak

ARIVAZHAGAN, B., SUNDARESAN, S., KAMARAJ, M., A study on influence of shielding gas composition on toughness of flux-cored arc weld of modified 9Cr–1Mo (P91) steel, Journal of Materials Processing Technology 209, 5245–5253, 2009

ARIVAZHAGAN, N., SINGH, S., PRAKASH, S., REDDY, G.M., Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding, Materials and Design, 32: 3036–3050, 2011

ASARKAYA, M., Gemi İnşasında Kullanılan Kaynak Yöntemlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi, 2006

ASARKAYA, M., Tersanelerde Uygulanan ve Uygulanabilecek Kaynak Yöntemleri, Gemi Mühendisliği ve Sanayimiz Sempozyumu, s.252-267, 2004

BALMFORTH, M.C., LIPPOLD, J.C., A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram, Welding Journal, 79 (12), 339s–345s., 2000

BARNHOUSE, J., LIPPOLD, J.C., Microstructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steel and carbon steels, *Welding Journal*, 477-487, December 1988

BAUNÉ, B.E., BONNET, C., LIU, S., Reconsidering the Basicity of a FCAW Consumable — Part 1: Solidified Slag Composition of a FCAW Consumable as a Basicity Indicator, *Welding Research*, March 2000

BAYLAN, O., Elektrik Ark Kaynak Yöntemiyle Birleştirilen Ostenitik –Martenzitik Farklı Paslanmaz Çeliklerin Kaynaklı Bağlantılarında, Mikroyapı ile Özellikler Arasındaki İlişkinin Araştırılması, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Haziran, 2003

BHADESHIA, H., HONEYCOMBE, R., *Steels Microstructure and Properties*, Published by Elsevier Ltd., Third Edition, UK, 2006

BHATT, R.B., KAMAT, H.S., GHOSAL, S.K., DE, P.K., Influence of Nitrogen in the Shielding Gas on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 8(5), 591, October 1999

BLONDEAU, R., *Metallurgy and Mechanics of Welding*, 399-426, John Wiley & Sons, Inc., 2008

BOHLER WELDING, Flux Cored Welding Wires for Stainless Steel, Data Sheet

BROZDA, J., LOMOZIK, M., Welding of stainless-duplex steels. Properties of welded joints, *Welding International* 16 (1), 5-12, 2002

CALLIARI, I., ZANESCO, M., RAMOUS, E., Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation and toughness of a duplex stainless steel SAF 2205, *Journal of Material Science*, 41:7643–7649, 2006

CAN, H., Zamanla Paslanmaz Çeliklerin Standartlardaki Değişimi, Pamukkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 117-122, 1999

CAVCAR, M., DOLUTAŞ, H., Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı, *Kaynak Teknolojisi VI. Ulusal Kongresi ve Sergisi*, 9-10 Kasım 2007

ÇALIK, A., Elektron Işın Kaynağı İle Birleştirilmiş İki Farklı Çelik Malzemenin Kaynak Bölgesinin İncelenmesi, Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Doktora Tezi, 29-33, 2004

ÇELİK, A., ALSARAN, A., Mechanical and structural properties of similar and dissimilar steel joints, *Materials Characterization* 43: 311-318, 1999

CHEN, T.H., YANG, J.R., Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel, *Materials Science and Engineering A338*, 166-181, 2002

CLEITON, C. S, HÉLIO, C. DE M., HOSIBERTO, B. DE S., JESUALDO, P. F., Microstructure, hardness and petroleum corrosion evaluation of 316L/AWS E309MoL-16 weld metal, *Materials Characterization* 60, 346 – 352, 2009

DAVIS, J.R., Davis & Associates, ASM Specialty handbook- Stainless Steels, American Society for Metals Materials Park, 1994

DELONG, W.T., OSTROM, G.A., SZUMACHOWSKI, E.R., Measurement and calculation of ferrite in stainless-steel weld metal, *Welding Journal*, 35 (11), 521-528, 1956

DHANUKA, M.P., Measurement of delta ferrite content in austenitic stainless steel weld metals using WRC-92 diagram, *Proceedings of International Welding Symposium*, Mumbai, India, 2003.

DIETER, G. E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, 476, London, 1988

DOBRANSZKY, J., SZABO, P.J., BEREZ, T., HROTKO, V., PORTKO, M., Energy-dispersive spectroscopy and electron backscatter diffraction analysis of isothermally aged SAF 2507 type superduplex stainless steel, *Spectrochimica Acta Part B* 59, 1781– 1788, 2004

DORUK, İ., Gıda Sanayinde Kullanılan Paslanmaz Çelikler ve Bu Çeliklere Uygulanan Kaynak Yöntemleri, Pamukkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 10, 2008

DPT, 2588-ÖİK: 600, “Gemi inşaat Sanayi ve Rekabet Edebilirlik Özel İhtisas Komisyonu Raporu”, 8. Beş Yıllık Kalkınma Planı, Ankara, 2001

DPT, IX. Kalkınma Planı (2007-2013) Gemi İnşaat Sanayi Özel İhtisas Komisyonu Raporu, Nisan 2006

ERİŞİR, E., Yüksek Mukavemetli Çökelti Sertleşen Ferritik Perlitik Çeliklerde Mikroalaşım Elementleri Ve Karbon Miktarının Mekanik Özelliklere Ve Mikroyapıya Etkisi, Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2010

GENÇKAN, D., SARAÇOĞLU, E., Özlü Tel Kaynak Teknolojisi, *Mühendis ve Makine*, Cilt 50, Sayı 599, 74-77, 2009

GENÇKAN, H.D., KESKİNKILIÇ, S., SARAÇOĞLU, E., KOÇAK, M., The Comparison of Microstructure and Mechanical Properties of Flux-Cored Wires (FCW), 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding, 19-24, Istanbul, Turkey, 11-17 July 2010

GLADMAN, T., *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, The Institute of Materials, London, 1997

GOMEZ de SALAZAR, J.M., SORIA, A., BARRENA, M.I., The effect of N₂ addition upon the MIG welding process of duplex steels, *Journal of Metarial Sience*, 42, 13, 4892-4898, 2007

GOOCH, T., Recent Developments in The Joining of Duplex and Superduplex Stainless Steels, 8th Annual North American Welding Research Conference, TWI, Cambridge, UK, 1-3, 1982

GÜLTEKİN, N., Kaynak Tekniği, Genişletilmiş İkinci Baskı, Engin Ofset, 162, 1991

GUNN, N.R., Duplex Stainless Steels, Abington Publishing, 14, England, 1997

HAYAT F., Masif ve özlü kaynak telleri ile birleştirilen çift-fazlı çeliklerin mekanik ve mikroyapı özellikleri, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 2009

HU, M.L., YANG, T. C., WU, H. C., CHEN, C., Fusion Zone Purification Of Metal Containing Oxide Inclusions via Laser Welding, *Journal Of Materials Science* 40, 4125 – 4127, 2005

HUANG, M.L., WANG, L., Carbon Migration in 5Cr-0.5Mo/21Cr-12Ni Dissimilar Metal Welds” *Metallurgical And Materials*, Volume 29A, 3038-3046, Transactions A, December 1998

JANG C., LEE J., KIM J.S., JIN T.E., Mechanical property variation within Inconel 82/182 dissimilar metal weld between low alloy steel and 316 stainless steel, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 85: 635–646, 2008

JEFFUS, L., LAWRENCE, B., *Welding : Skills, Processes and Practices for Entry Level Welders : Book 2*, 115, 2009

JIMENEZ, J. A., CARSI, M., RUANO, O. A., Characterization of a α / γ duplex stainless steel, *Journal Of Materials Science* 35, 907– 915, 2000

KAÇAR, R., ACARER, M., Microstructure–property relationship in explosively welded duplex stainless steel–steel, *Material Science Engineering A*, 363, 290–6, 2003

KAÇAR, R., BAYLAN, O., An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels, *Material Desing*, 25, 317–329, 2004

¹KAÇAR, R., GÜNDÜZ, S., ACARER, M., DEMİR, B., 304 Paslanmaz Çelik ve Mikroalaşımli Çeliklerin Ark Kaynağı ile Birleştirilmesinde Mikroyapı-Mekanik Özellik İlişkisinin İncelenmesi, 6. Uluslararası Kırılma Semp.”, 10-12, Konya, 2003

²KAÇAR, R., GÜNDÜZ, S., ACARER, M., DEMİR, B., 304 Paslanmaz Çelik ve Düşük Karbonlu Çeliklerin Ark Kaynağı İle Birleştirilmesinde Mikroyapı-Mekanik Özellik İlişkisinin İncelenmesi, II. Ereğli Demir-Çelik Semp, Zonguldak, 2003

KAHRAMAN, F., Masif ve Özlü Telle Yapılmış Gazaltı Kaynak Dikişlerinin Karşılaştırılmalı Olarak İncelenmesi, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi , 43-44, 2002

KALUÇ, E., TÜLBENTÇİ, K., Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği, Kaynak Teknolojisi, Araştırma, Eğitim ve Uygulama Merkezi, Seminer Notları, Kocaeli Üniversitesi, 6, 83-84, 1998

KALUÇ, T., TABAN, E., Paslanmaz Çelikler, Yeni Geliştirilen Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri, MMO/461, 2007

KALUÇ, E., Kaynak Teknolojisi El Kitabı, Cilt 1 , MMO Yayını, Kocaeli, 2004

KANNAN, T., MURUGAN, N., Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality, Journal of Materials Processing Technology 176, 230–239, 2006

KARASAKAL, E., Ferritik, Östenitik ve Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyetlerinin Araştırılması ve Karşılaştırmalar, Yüksek Lisans, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 6, 2005

KIM, J.H., SEO, J.S., KIM, H.J., RYOO H.S., KIM K.H., HUH M.Y., Effect of Weld Metal Microstructures on Cold Crack Susceptibility of FCAW Weld Metal, Metals And Materials International, Vol. 14, No. 2, pp. 239-245, 2008

KÖLÜK, F., Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Kaynak Yönteminin Isı Tesiri Altında Kalan Bölgeye Etkisinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2000

KONIG, R., YÜKSEL, M., Schaeffler ve Sonrası Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Son Gelişmeler, Kaynak Teknolojisi 1. Ulusal Kongresi, 13-15 Kasım, ODTÜ Kültür ve Kongre Merkezi, Ankara, Kaynak Teknolojisi 1. Ulusal Kongresi Bildiriler Kitabı, 103- 116, 1997

KOTECKI, D.J., Standards and industrial methods for ferrite measurement, Welding Journal, 77(5), 49–52, 1998

KOTECKI, D.J., Ferrite Determination in Stainless Steel Welds - Advance Since 1974, Welding Journal 76(1), Chicago, pp. 24-36, 1997

KOTECKI, DJ., SIEWERT, T.A., WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram, Welding Research Supplement”, S. 171-178, May 1992

KOU, S., Welding Metallurgy, John Wiley&Sons, New Jersey, 224-435, 2003

KURT, B., ÇALIK, A., Interface structure of diffusion bonded duplex stainless steel and medium carbon steel couple, Materials Characterization 60: 1035-1040, 2009

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

LANCASTER, J. F., Metallurgy of Welding, Sixth Edition, Abington Publishing, s.319-320, England, 1999

LATHABAI, S., STOUT, R. D., Shielding gas and heat input effects on flux-cored weld metal properties. *Welding J.* 64: 11, 303s–313s., 1985

LAWLOR, P., Welding Considerations With High-Strength Steel, Modern Steel Construction, August 2000

LEE, D.J., BYUN, J.C., SUNG J.H., LEE, H.W., The dependence of crack properties on the Cr/Ni equivalent ratio in AISI 304L austenitic stainless steel weld metals, *Materials Science and Engineering A* 513–514, 154–159, 2009

¹LIAO, M. T., CHEN, P. Y., The Effect of Shielding-Gas Compositions on The Microstructure and Mechanical Properties of Stainless Steel Weldments, *Materials Chemistry and Physics*, 55, 145-151, 1998

²LIAO, M. T., CHEN, P. Y., The Influence of Shielding Gas on Notch Toughness of Stainless Steel Weld Metals”, *Materials and Manufacturing Processes*, Vol 13, No.4, 565-573, 1998

LIAO, M. T. VE CHEN, W. J., A Comparison of Gas Metal Arc Welding with Flux-Cored Wires and Solid Wires Using Shielding Gas, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 49-53, 1999

LIPPOLD, J.C., Introduction to the Selection of Stainless Steels, ASM Handbook, Edison Welding Institute, Publication Information and Contributors, Volume 6, 1110, 2005

LIPPOLD, J.C., Recent Developments in The Welding and Weldability of Austenitic Stainless Steels, 8th Annual North American Welding Research Conference, Edison Welding Institute, Columbus, Ohio, U.S.A., 1-7, 1992

LIPPOLD, J.C., KOTECKI, D.J., Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, John Wiley&Sons, Amerika, 8-16, 2005

LLEWEUYN, D.T., HUDD, R.C., Steels: Metallurgy and Applications, Third Edition, s.337, 1998

LO, K.H., SHEK, C.H., LAI, J.K.L., Recent developments in stainless steels, *Materials Science and Engineering*, R 65, 39–104, 2009

LU, S., FUJI, H., NOGI, K., Effects of CO₂ shielding gas additions and welding speed on GTA weld shape, *Journal Of Materials Science* 40, 2481 – 24857, 2005

LUNDIN, C.D., Metal Welds-Transition Joints Literature-Review, *Welding Journal*, 61: 58s-63s., 1982

MARIO, T., FABIO, M., The influence of the shielding gas composition on GMA welding of ASTM A 516 steel, *Welding International* Vol. 24, No. 3, 222–230, March 2010

MARUYAMA, T., Arc welding technology for dissimilar joints, *Welding International* 17 (4), 276–281, 2003

McGUIRE, M.F., *Stainless Steel for Design Engineers*, ASM International, The Materials Information Society, 1-8, 2008

MCPHERSON, N.A., CHI, K., MCLEAN, M.S., BAKER, T.N., Structure and properties of carbon steel to duplex stainless steel submerged arc welds, *Material Science Technology*, 19:219–26, 2003

MISSORI S., KOERBER C., Laser beam welding of austenitic–ferritic transition joints, *Welding Journal*, 76(3), 125s–134s, 1997

MUKHOPADHYAY, S., PAL, T.K., Effect of shielding gas mixture on gas metal arc welding of HSLA steel using solid and flux-cored wires, *International Journal Advanced Manufacturing Technology*, 29: 262–268, 2006

MUTHUPANDI, V. , BALA SRINIVASAN, P., SESHADRI, S.K., SUNDARESAN, S., Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds, *Materials Science and Engineering*, A358, 9-16, 2003

NAFFAKH, H., SHAMANIAN, M., ASHRAFIZADEH, F., Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless to nickel-based alloy Inconel 657, *Journal of Materials Processing Technology* 209, 3628–3639, 2009

NAKADE, K., OE, K., KURODA, T., Precipitation behaviour of σ phase during reheating duplex stainless steel weld metal, *Welding International*, 15(9), 709-715, 2001

NARAYANAN, B.K., Effect of Alloying on Microstructure and Precipitate Evolution in Ferritic Weld Metal, The Ohio State University, Graduate Program in Materials Science and Engineering, 121-123, 2009

NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C., MILLS, M. J., Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds, 2: on-cooling transformations, *Welding Journal*, 79 (10), 267-277, 2000

NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C., MILLS, M. J., Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds, 1: nucleation and growth, *Welding Journal*, 78(10), 329-337, 1999

NISHIMOTO, K., "Fundamentals of stainless steel welding" Part 1 - Structures of stainless steel welds, *Welding International* 15 (1), 74-80, 2001

NORRISH J., *Advanced Welding Processes*, Woodhead Publishing in Materials, 25-82, 2006

NOWACKI, J. and ZAJAC, P., Mechanical properties of duplex steel welded joints in large-size constructions, *Welding International*, 1–12, 2011

NOWACKI, J., Duplex-steel welding problems in the building of chemical cargo ships, *Welding International* 18, (7), 509–515, 2004

NOWACKI, J., Ferritic-Austenitic Steel And its Weldability in Large Size Constructions, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Volume 32, Issue 2, February, 2009

NOWACKI, J., URBAŃSKI, M., ZAJĄC, P., FCAW welding of duplex steel in construction of chemical cargo carriers, *Welding International*, Vol. 23, No. 1, 34–42, January 2009

NOWACKI, J., ZAJĄC P., Microstructure and corrosion resistance of the duplex steel wide-gap one-side fluxcored wire welded joints, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Volume 28, Issue 2, June 2008

ODABAŞ, C., *Paslanmaz Çelikler*, As Kaynak Yayınları, , 66-67, İstanbul 2002

OLSON, D.L., Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties, *Welding Journal*", 64 (10), 281–295, 1985

PALANI, P. K., MURUGAN, N., Prediction of Delta Ferrite Content and Effect of Welding Process Parameters in Claddings by FCAW, *Materials and Manufacturing Processes*, 21, 431–438, 2006

PALANI, P.K., MURUGAN, N., Development of mathematical models for prediction of weld bead geometry in cladding by flux cored arc welding, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 30, 669–676, 2006

PITRUN, M., NOLAN, D., DUNNE, D., Diffusible Hydrogen Content Flux-Cored Arc Welds as a Function of the Welding Parameters, *Welding in the World*, Vol.48, 2002

POSCH, G., BAUMGARTNER, S., FIEDLER, M., GMA-Welding of creep resistant steels with flux cored wires (FCAW): perspectives and limitations, *Proceedings of the IIW 2009 International Conference on Advances in Welding and Allied Technologies*, Singapore, July 16-17, 619-624, 2009

QUINTANA BY, M. A., McLANE, J., BABU, S. S., DAVID, S.A., Inclusion Formation in Self-Shielded Flux Cored Arc Welds, *Welding Research Supplement*, s99, April 2001

RAJEEV, R., SAMAJDAR, I., RAMAN, R., HARENDRANATH, C.S., KALE, G.B., Origin of hard and soft zone formation during cladding of austenitic/duplex stainless steel on plain carbon steel, *Mater Sci Technol*, 17:1005–11, 2001

RAO, P.K., KRISHNAN, K.N., RAO, R.V., GURU RAJA G.J., Effect of welding parameters on the content of delta ferrite in austenitic stainless steel weld and clad metals, *Proceedings of National Welding Seminar, Madras, India, Oct 16–18, 1986*

ROWE, M. D., NELSON, T. W., LIPPOLD, J. C., Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds, *Welding Journal*, 78(2), 31-37, 1999

SATHIYA, P., ARAVINDAN, S., SOUNDARARAJAN, R., NOORUL HAQ, A., Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds, *Journal of Material Science*, 44, 114–121, 2009

SATHIYA, P., MISHRA, M. K., SHANMUGARAJAN, B., Effect of shielding gases on microstructure and mechanical properties of super austenitic stainless steel by hybrid welding, *Materials and Design* 33, 203–212, 2012

SATO, T., Influence of shielding gases on quality and efficiency in gas shielded arc welding, *Welding International*, 15(8), 616-61, 2001

SATYANARAYANA, V.V., MADHUSUDHAN, R. G, MOHANDAS, T, RAO S.A., Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels, *Journal of Materials Processing Technology* 160, 128–137, 2005

SAVGU, F., Kök Koruma Gazlari Gerekli mi?, *Kaynak Teknolojisi VI. Ulusal Kongresi ve Sergisi, 9-10 Kasım 2007*

SELVER, R., KATI, E., KARAKUŞ, M.A., Akışkanın Yüzey Gerilim Hareketlerinin Dikdörtgenler Prizması İçerisinde İncelenmesi, *Electronic Journal of Machine Technologies Vol: 7, No: 1, 83-96, 2010*

SIEURIN, H., SANDSTROM, R., Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205, *Materials Science and Engineering A* 418, 250-256, 2006

SIEURIN, H., SANDSTROM, R., Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205”, *Materials Science and Engineering A* 444, 271–276, 2007

SIEWERT, T.A., MCCOWAN, C.N., OLSON, D.L., Ferrite number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal, *Welding Journal*, 67 (12), 289s–296s., 1988

¹SIREESHA, M., SHANKAR, V., ALBERT, S. K., SUNDARESAN, S., Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800, *Materials Science and Engineering A* 292, 74–82, 2000

²SIREESHA, M., ALBERT, S. K., SHANKAR, V., SUNDARESAN, S., A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and Alloy 800, *J. Nucl. Mater.* 279: 1, 65–76., 2000

SLANIAA, J., Investigations into the effect of the gas-mixture ionisation potential, linear energy of welding, and the conditions for heat extraction on the content of ferrite in austenitic-steel welds, *Welding International* 16 (10), 761-766, 2002

SMITH, D.V., A practical approach to ferrite in stainless steel weld metal, *Welding Journal*, 67 (6), 57–69, 1988

SMITH, W.F., Mühendislik Alaşımının Yapı ve Özellikleri, University of Central Florida, Cilt 1, 171-214, 1999

SÖNMEZ, U., Gemi Saclarının Özlü Tel Elektrod ile Kaynağında Kaynaklı Birleştirmenin Dayanım Ve Mikroyapı Özelliklerinin Araştırılması, Ege Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 14, İzmir, 2009

SRINIVASAN, P.B., MUTHUPANDI, V., DIETZEL, W., SIVAN, V., An assessment of impact strength and corrosion behaviour of shielded metal arc welded dissimilar weldments between UNS 31803 and IS 2062 steels, *Materials and Design* 27, 182–191, 2006

SRINIVASAN, P., SATISH, K., Microstructural and electrochemical characterization of a thin-section dissimilar stainless steel weld joint, *Materials Chemistry and Physics*, 115, 179–184, 2009

SRISUWAN, N., The Investigation of Chromium Carbide Precipitation on Austenitic Stainless Steel in Welding Process, 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding Istanbul, Turkey, s.1-2, 11-17 July 2010

TABAN, E., Yapısal Uygulamalar için Gelistirilen Modifiye 12 Cr Ferritik Paslanmaz Çeliğinin Özellikleri ve Kaynak Kabiliyeti, Doktora, Kocaeli Üniversitesi – Fen Bilimleri Enstitüsü, 2006

¹TABAN, E., Joining of Duplex Stainless Steel by Plasma Arc, TIG and Plasma Arc+TIG Welding Processes, *Materials and Manufacturing Processes*, 23: 871–878, 2008

²TABAN, E., Toughness and microstructural analysis of superduplex stainless steel joined by plasma arc welding, *Journal of Materials Science* 43:4309–4315, 2008

³TABAN, E., DELEU E., DHOOGHE A., KALUÇ, E., Flux-cored arc welding properties of modified 12% Cr ferritic stainless steel, *Welding and Cutting*, Issue 6, 2008

TANRIVERDİ, O., CAVCAR, M. M., DOLUTAŞ, H., Kimyasal Tanker İmalatında Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı, *Kaynak Teknolojisi VII. Ulusal Kongre ve Sergisi*, 231-242, 2009

TAVARES, S. S. M., TERRA, V. F., PARDAL, J. M., FONSECA, M. P. C., Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steel UNS S31803”, *Journal of Materials Science* 40, 145–154, 2005

TAVARES, S.S.M., PARDAL, J.M., LIMA, L.D., BASTOS, I.N., NASCIMENTO, A.M., DE SOUZA, J.A., Characterization of microstructure, chemical composition, corrosion resistance and toughness of a multipass weld joint of superduplex stainless steel UNS S32750, *Materials Characterization* 58, 610–616, 2007

TEHÇİ, T., Kaynak Parametrelerinin AISI 316 Serisi Ostenitik Paslanmaz Çeliklerin Nüfuziyetine Ve Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2011

TETSUNAO, I., Welding Duplex Stainless Steel, Kobe Steel, Technical Dept., Japan

TOIT, M., Filler Metal Selection for Welding a High Nitrogen Stainless Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 11(3), 306, June 2002

TÜLBENTÇİ, K., MIG-MAG Eriyen Elektrod ile Gazaltı Kaynağı, İstanbul Gedik Holding Yayınları, 1990

TÜLBENTÇİ, K., MIG-MAG Kaynak Yöntemi, Arctech Yayın No:2, İstanbul, 1998

TUMER, M., YILMAZ, R., The Effects of Welding Parameters and Gases Composition on Microstructure and Penetration of Stainless Steels, International Congress on Advances in Welding Science and Technology for Construction, Energy and Transportation Systems (AWST - 2011) Antalya, Turkey, 24-25 October 2011

TÜRKKAN, G., Koruyucu Gaz Kaynağında (Mig/Mag) Gaz Debinin Kaynak Nüfuziyeti Ve Kaynak Hızına Etkisi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 24, 2008

URENA A., OTERO, E., UTRILLA, M.V., MUNEZ C.J., Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding, *Journal of Materials Processing Technology* 182, 624–631, 2007

UZUN, H., HAYAT, F., Grade A Gemi Sacının Çift-Fazlı Çeliğe Üretilirliğinin İncelenmesi, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS’09), Karabük, Türkiye, IATS’09, Karabük Üniversitesi, Karabük, Türkiye, 13-15 Mayıs 2009

VIGRAMAN, T., NARAYANASAMY, R., RAVINDRAN, D., Microstructure and mechanical property evaluation of diffusion-bonded joints made between SAE 2205 steel and AISI 1035 steel, *Materials and Design* 35, 156–169, 2012

VITEK, B. J. M., DAVID, S. A., HINMAN, C. R., Improved Ferrite Number Prediction Model that Accounts for Cooling Rate Effects - Part 1, Model Development Paper presented at the AWS Annual Meeting, March 4–7, Chicago, 2002, *Welding Research*, January, 2003

WANG, S. G., DONG, G.P., MA, Q.H., Welding of Duplex Stainless Steel Composite Plate: Influence on Microstructural Development, *Materials and Manufacturing Processes*, 24: 1383–1388, 2009

WANG, S., MA, Q., LI, Y., Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR, *Materials and Design* 32, 831–837, 2011

WASHKO, S.D., AGGEN, G., *ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys Section: Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys Wrought Stainless Steels*, Publication Information and Contributors, 1303, 2005

WEMAN, K., *Welding processes handbook*”, Published by Woodhead Publishing Ltd, Abington Hall, Abington, 52, 2003

YAN, J., GAO, M., ZENG, X., Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding, *Optics and Lasers in Engineering* 48, 512–517, 2010

YILMAZ, R., TÜMER, M., Gemi Saclarının Tozaltı Ve Özlü Tel Kullanarak MAG Kaynağı İle Birleştirilmesi Ve Mekanik Özellikleri, *TUBAV Bilim Dergisi*, Cilt:2, Sayı:1, 88-89, 2009

YILMAZ, R., ABUÇ, S., “The Effect of Shielding Gases on The toughness of Stainless Steels Weldments”, 14th International Metallurgy & Materials Congress, 105-112, 16–18 October 2008

YILMAZ, R., BARLAS, Z., “The effect of shielding-gas compositions on the microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel weldments”, Pamukkale University, *Journal of Engineering Sciences*, 11, 3, 391–400, 2005

YILMAZ, R., TUMER, M., The Effect of Shielding Gases on the Microstructure and Toughness of Stainless Steels Weldments by FCAW, 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding, 847-852, 11-17 Istanbul, Turkey, July 2010

YOU, Y.Y., SHIUE, RK, SHIUE, R.H., CHEN, C., The study of carbon migration in dissimilar welding of the modified 9Cr-1Mo steel”, *Journal of Materials Science Letters*, 20, 1429-1432, 2001

YÜKSEL, M., CAN, H., KONIG, R., “Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Sonrası Yapıları, Kaynak Teknolojisi 2. Ulusal Kongresi, Kaynak Teknolojisi 2. Ulusal Kongresi Bildiriler Kitabı, 41-51, Ankara, 11-14 Kasım 1999

ZHAO, Y., DONG, J., MA, Y., ZHAO, L., PEI, X., Mechanical and Galvano-chemistry Property Variation within Dissimilar Metal Weld between 1Cr18Ni9Ti and 1Cr13 Stainless Steel, *Journal of Material Science Technology*, 26(5), 477–480, 2010

ÖZGEÇMİŞ

Mustafa TÜMER, 24.03.1978'de Ankara'da doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini Ankara'da tamamladı. 1996 yılında başladığı Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Metal Öğretmenliği bölümünü 2000 yılında bitirdi. 2000 – 2007 yılları arasında Gölcük Mesleki Eğitim Merkezinde öğretmen olarak çalıştı. Bu süre içerisinde Ford – Otosan Gölcük fabrikasında iş oryantasyonu ve kaynak eğitimleri verdi. 2002-2004 yılları arasında Yüksek Lisans derecesini Sakarya Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsü'nden aldı. 2007-2010 arasında Türker ve Türker tersanesinde Kaynak Uzmanı olarak çalıştı. Halen Gedik Eğitim Vakfı'nda Yetkili Eğitim Birimi Müdürü olarak çalışmakta ve Gedik Meslek Yüksekokulu Kaynak Teknolojisi programında dersler vermektedir.