

**ÇELİK ESASLI ZIRH MALZEMESİNİN 307Si
ELEKTRODU İLE KAYNAK EDİLEBİLİRLİĞİNİN VE
MİKROYAPI ÜZERİNDEKİ ETKİSİNİN DENEYSEL
ARAŞTIRILMASI**

Sedat KARA

**Yüksek Lisans Tezi
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Mehmet H. KORKUT
MART - 2012**

**T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ÇELİK ESASLI ZIRH MALZEMESİNİN 307Si ELEKTRODU İLE KAYNAK
EDİLEBİLİRLİĞİNİN VE MİKROYAPI ÜZERİNDEKİ ETKİSİNİN DENEYSEL
ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Sedat KARA

(091122104)

Anabilim Dalı: Metalurji Eğitimi

Bilim Dalı: Mekanik Metalurji

Danışman: Prof. Dr. Mehmet H. KORKUT

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 23 Şubat 2012

MART- 2012

**T.C
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ÇELİK ESASLI ZIRH MALZEMESİNİN 307Si ELEKTRODU İLE KAYNAK
EDİLEBİLİRLİĞİNİN VE MİKROYAPI ÜZERİNDEKİ ETKİSİNİN DENEYSEL
ARAŞTIRILMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Sedat KARA

(091122104)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih: 23 Şubat 2012

Tezin Savunulduğu Tarih: 14 Mart 2012

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Mehmet H. KORKUT (F.Ü)

Diğer Jüri Üyeleri: Prof. Dr. Hüseyin TURHAN (F.Ü)

Doç. Dr. Ahmet HASÇALIK (F.Ü)

MART - 2012

ÖNSÖZ

Bu tezin önerilmesinde ve yönlendirilmesinde sağladığı büyük katkılardan dolayı Metal Eğitimi Bölüm başkanı ve Mekanik Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı başkanı sayın danışman hocam Prof. Dr. Mehmet H. KORKUT'a sonsuz teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim. Çalışmalarım sırasında bilgi ve tecrübeleriyle fikir veren ve her konuda desteğini esirgemeyen Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölüm başkanı sayın hocam Prof. Dr. Mustafa AKSOY'a sonsuz teşekkür ederim.

2103 numaralı proje kapsamında tez çalışmamın başarılı ve verimli olması açısından mali destek sağlayan Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi (FÜBAP) çalışanlarına teşekkür ederim.

Bilhassa her türlü desteğini benden esirgemeyen saygıdeğer aileme teşekkürlerimi sunarım.

Sedat KARA
ELAZIĞ - 2012

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖNSÖZ	I
İÇİNDEKİLER.....	II
ÖZET	IV
SUMMARY.....	V
ŞEKİLLER LİSTESİ	VI
TABLolar LİSTESİ.....	X
SEMBOLLER LİSTESİ	XI
1. GİRİŞ	1
2. ZIRH TEKNOLOJİLERİ VE ZIRH MALZEMELERİ	3
2.1. Zırhın tarihi gelişimi	3
2.2. Zırh uygulama alanları ve zırh sistemlerinde aranan özellikler	4
2.3. Zırh malzemeleri ve çeşitleri	5
2.3.1. Metalik zırhlar ve zırh çelikleri	6
2.3.1.1. Zırh çeliklerinden beklenen özellikler	7
2.3.1.2. Zırh çeliklerinde kimyasal bileşim ve ısı işleme bağlı mekanik özellikler ..	8
2.3.1.3. Zırh çeliklerinin kaynağı.....	10
2.3.2. Seramik esaslı metal katmanlı zırhlar	15
2.3.3. Polimer esaslı kompozit zırhlar	16
3. GAZALTI KAYNAK YÖNTEMİ.....	17
3.1. Gazaltı kaynak yönteminin tarihçesi ve tanımı	17
3.2. MIG-MAG kaynak yöntemi	18
3.2.1. MIG-MAG kaynak yönteminde kullanılan koruyucu gazlar	22
3.2.1.1. Soy gazlar	22
3.2.1.2. Aktif gazlar	24
3.2.1.3. Karışım Gazlar	24
3.2.2. MIG-MAG kaynak yönteminde kullanılan tel elektrodlar	25
3.2.2.1. Tel elektrod seçim kriterleri	26
3.2.2.2. Tel elektrodlarda standardizasyon.....	26
3.2.3. MIG-MAG kaynak yönteminde başlıca kaynak parametreleri	28
3.2.3.1. Koruyucu gaz.....	29
3.2.3.2. Tel elektrod çapı.....	29
3.2.3.3. Tel elektrod açısı	30

3.2.3.4. Serbest tel elektrod uzunluğu	31
3.2.3.5. Kaynak pozisyonu	31
3.2.3.6. Kaynak akımı.....	32
3.2.3.7. Kutuplama türü.....	32
3.2.3.8. Ark gerilimi	32
3.2.3.9. Kaynak hızı.....	33
3.3. Gazaltı kaynak yöntemlerinde birleştirme türleri ve kaynak ağızları	33
4. DENEYSEL ÇALIşMALAR	37
4.1. Deneyde kullanılan malzemeler ve hazırlanışı.....	37
4.2. Kaynak uygulamaları ve kaynak parametreleri	39
4.3. Metalografik çalışmalar ve optik mikroskop incelemeleri	41
4.4. Kaynak dikiş boyutlarının belirlenmesi	42
4.5. SEM (Scanning Electron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu incelemeleri	43
4.6. EDS (Energy Dispersive Spectrometer) Enerji Dağılımlı Spektrometresi noktasal analiz incelemeleri.....	43
4.7. Sertlik deneyi.....	44
4.8. Çentik darbe deneyi	44
4.9. Üç noktalı eğme deneyleri.....	46
5. DENEY SONUÇLARININ DEğERLENDİRİLMESİ	47
5.1. Kaynak dikiş boyutlarını belirleme sonuçları	47
5.2. SEM (Scanning Electron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu ve optik mikroskop incelemeleri.....	48
5.3. EDS (Energy Dispersive Spectrometer) Enerji Dağılımlı Spektrometresi noktasal analiz sonuçları	70
5.4. Sertlik deneyi sonuçları	80
5.5. Çentik darbe deneyi sonuçları	86
5.6. Üç noktalı eğme deneyi sonuçları	94
6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	96
7. KAYNAKLAR.....	99
ÖZGEÇMİş.....	103

ÖZET

Bu çalışmada Ramor 500 zırh çeliklerinin MIG kaynak yöntemi ile kaynak edilebilirliği araştırıldı. Kaynak metali olarak zırh çeliklerinin kaynağı için önerilen 307Si MIG kaynak teli kullanıldı. MIG kaynak telleri fonksiyonlarından dolayı elektrod olarak da bilinirler. Bu yüzden bu çalışmada kaynak teli yerine elektrod ifadesi kullanıldı.

Deneysel çalışmalarda koruyucu gaz ve kaynak ağız tipinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırıldı. Bunun için kaynak ağızları frezeleme yöntemiyle Y, X ve Y şeklinde açıldı. Koruyucu gaz olarak argon + % 5 CO₂, argon + % 10 CO₂ ve argon + % 15 CO₂ olmak üzere üç farklı koşul seçildi. Sonuç olarak zırh çeliklerinin kaynaklı birleşimleri için mekanik ve metalurjik tasarımın kaynak mukavemetine etkisi tespit edildi.

Kaynak bölgelerinin mikroyapısı optik mikroskopi, SEM ve EDS ile incelendi. Farklı kaynak parametrelerinin kaynak dikişlerinin mekanik özelliklerine etkilerini belirlemek için mikrosertlik deneyleri, çentik darbe deneyleri ve üç noktalı eğme deneyleri yapıldı. Bu çalışmanın amacı, elde edilen sonuçların savunma endüstrisine ve bilimsel birikime katkı sağlamasıdır.

Anahtar kelimeler: Zırh çeliği, MIG kaynağı, Kaynak ağızı, Koruyucu gaz

SUMMARY

In this study, was investigated Ramor 500 armor steels can be weldability with MIG welding method. 307 Si MIG welding wire was used as a weld metal which proposed for welding of armor steels. MIG welding wires are known as electrode due to their functions. Therefore in this study was mention expression of the electrode instead of welding wire.

In experimental studies was examined the effect of shielding gas and welding groove type to microstructure and mechanical properties. Thus welding grooves was performed Y, X and V types by milling method. As shielding gas were selected argon + 5 % CO₂, argon + 10 % CO₂ and argon + 15 % CO₂ including three different conditions. As result were identify effect of desing of mechanical and metallurgical to welding strenght for weld joints of armor steels.

The microstructures of the weld regions were examined by optical microscopy, SEM and EDS. In order to determine the effect of different welding parameters on the mechanical properties of the weld seam, microhardness tests, Charpy impact tests and three point bending tests were conducted. The aim of this study, the results obtained contribute to the defense industry and to scientific knowledge.

Key Words: Armor steel, Metal Inert Gas welding, Welding Groove, shielding gas.

ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa no</u>
Şekil 2.1.	(a); 16. Yüzyılda Japon savaşçı zırhı, (b); 12. Yüzyılda Bizans ve Pers dönemine ait ağır süvari sınıfının kullandığı at zırhı..... 3
Şekil 2.2.	TIG kaynağı ile kaynak edilmiş zırh çeliğinde kaynak bölgesinin balistik davranışı..... 11
Şekil 2.3.	Örtülü elektrod ark kaynağı ile kaynak edilmiş bir zırh çeliğinde kaynak bölgesinin balistik davranışı..... 12
Şekil 2.4.	Özlü telle gazaltı kaynağı ile kaynak edilmiş bir zırh çeliğinde kaynak bölgesinin balistik davranışı..... 12
Şekil 2.5.	Örtülü elektrod ark kaynağı ile kaynak edilmiş bir zırh çeliğinin mikroyapısal değişiminin sem görüntüleri..... 14
Şekil 3.1.	MIG-MAG kaynağının çalışma prensibi ve sistem bileşenleri..... 19
Şekil 3.2.	Torcun kısımları..... 20
Şekil 3.3.	Koruyucu gaz olarak argon ve helyumun kaynak dikişlerinde nüfuziyet durumu..... 23
Şekil 3.4.	Hareket ve çalışma düzlemleri ile elektrod açıları..... 30
Şekil 3.5.	Serbest tel elektrod uzunluğunun şematik gösterimi..... 31
Şekil 3.6.	Gazaltı kaynak yöntemlerinde başlıca birleştirme türleri..... 34
Şekil 4.1.	307 Si kaynak metaline ait fazları gösteren Schaeffler diyagramı..... 38
Şekil 4.2.	Deney numunelerine açılan kaynak ağızları, (a): Y kaynak ağzı, (b) X kaynak ağzı, (c): Y kaynak ağzı..... 39
Şekil 4.3.	Kaynak edilen parçaların boyutları ve test numunelerinin parçalardan çıkarılması..... 40
Şekil 4.4.	Dağlama kademeleri ve mikroyapısal olarak incelenen bölgeler..... 42
Şekil 4.5.	Kaynak dikiş boyutlarının şematik görünümü..... 42
Şekil 4.6.	Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve EDS cihazı..... 43
Şekil 4.7.	Mikrosertlik alınan noktaların şematik görünümü..... 44
Şekil 4.8.	Çentik darbe test numunelerine ait standart ölçüler..... 45
Şekil 4.9.	Çentik darbe deneyi cihazı..... 45
Şekil 4.10.	Bilgisayar destekli eğme deneyi cihazı..... 46
Şekil 5.1.	Kaynak dikiş boyutlarının sütun grafikte gösterimi..... 47

Şekil 5.2.	N1 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	49
Şekil 5.3.	N1 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	50
Şekil 5.4.	N2 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	51
Şekil 5.5.	N2 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	52
Şekil 5.6.	N3 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	53
Şekil 5.7.	N3 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	54
Şekil 5.8.	N4 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	56
Şekil 5.9.	N4 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	57
Şekil 5.10.	N5 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	58
Şekil 5.11.	N5 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	59
Şekil 5.12.	N6 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	60
Şekil 5.13.	N6 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	61
Şekil 5.14.	N7 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	63
Şekil 5.15.	N7 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	64
Şekil 5.16.	N8 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	65
Şekil 5.17.	N8 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	66
Şekil 5.18.	N9 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları.....	67
Şekil 5.19.	N9 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları.....	68
Şekil 5.20.	N1 numunesinin kaynak metaline ait EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı.....	70
Şekil 5.21.	N1 numunesinin kaynak metaline ait 1. bölgenin EDS analiz sonuçları...	70
Şekil 5.22.	N1 numunesinin kaynak metaline ait 2. bölgenin EDS analiz sonuçları...	71
Şekil 5.23.	N1 numunesinin iri taneli bölgesine ait EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı.....	71
Şekil 5.24.	N1 numunesinin iri taneli bölgesinde 1. bölgenin EDS analiz sonuçları..	72
Şekil 5.25.	N1 numunesinin iri taneli bölgesinde 2. bölgenin EDS analiz sonuçları..	72
Şekil 5.26.	N2 numunesi kaynak metaline ait EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı.....	73
Şekil 5.27.	N2 numunesinin kaynak metaline ait 1 no lu bölgenin EDS analiz sonuçları.....	73
Şekil 5.28.	N2 numunesinin kaynak metaline ait 2 no lu bölgenin EDS analiz sonuçları.....	74
Şekil 5.29.	N2 numunesinin geçiş bölgesinde EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı.....	74

Şekil 5.30.	N2 numunesinin geçiş bölgesine ait 1. bölgenin EDS analiz sonucu.....	75
Şekil 5.31.	N2 numunesinin geçiş bölgesine ait 2. bölgenin EDS analiz sonucu.....	75
Şekil 5.32.	N2 numunesinin geçiş bölgesine ait 3. bölgenin EDS analiz sonucu.....	76
Şekil 5.33.	N2 numunesinin geçiş bölgesine ait 4. bölgenin EDS analiz sonucu.....	76
Şekil 5.34.	N3 numunesinin kaynak metaline ait EDS analiz noktasının SEM fotoğrafı.....	77
Şekil 5.35.	N3 numunesinin kaynak metaline ait 1. bölgenin EDS analiz sonucu.....	77
Şekil 5.36.	N3 numunesinin geçiş bölgesine EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı.....	78
Şekil 5.37.	N3 numunesinin geçiş bölgesine ait 1. bölgenin EDS analiz sonucu.....	78
Şekil 5.38.	N3 numunesinin geçiş bölgesine ait 2. bölgenin EDS analiz sonucu.....	79
Şekil 5.39.	N3 numunesi geçiş bölgesine ait 3. bölgenin EDS analiz sonucu.....	79
Şekil 5.40.	N1 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	80
Şekil 5.41.	N2 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	81
Şekil 5.42.	N3 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	81
Şekil 5.43.	N4 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	82
Şekil 5.44.	N5 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	83
Şekil 5.45.	N6 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	83
Şekil 5.46.	N7 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	84
Şekil 5.47.	N8 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	84
Şekil 5.48.	N9 numunesine ait mikrosertlik dağılımı.....	85
Şekil 5.49.	Kaynak numunelerine ait darbe dayanımını gösteren sütun grafik.....	87
Şekil 5.50.	Poldi çekicinin kaynak numunelerinde düştüğü düzlemin şematik görünümü.....	87
Şekil 5.51	Şekil 5.51. Y kaynak ağzına sahip bir numunede kırılma bölgesinin makro görüntüsü.....	88
Şekil 5.52.	N1 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	89
Şekil 5.53.	N2 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	89
Şekil 5.54.	N3 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	90
Şekil 5.55.	N4 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	90
Şekil 5.56.	N5 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	91
Şekil 5.57.	N6 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	91

Şekil 5.58.	N7 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	92
Şekil 5.59.	N8 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	92
Şekil 5.60.	N9 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı.....	93
Şekil 5.61.	Numunelere ait eğilme dayanımı-uzama değerleri.....	95

TABLolar LİSTESİ

Sayfa no

Tablo 2.1.	ARMOX grubu zırh çeliklerinin sertlik ve darbe dayanımları.....	7
Tablo 3.1.	Gazaltı kaynağında çeşitli metal ve alaşımlar için kullanılan AWS standartlarının numaraları.....	26
Tablo 3.2.	AWS 5.9'a göre bazı tel elektrodların kimyasal bileşimi.....	27
Tablo 3.3.	TS 3473'e göre kaynak ağzı geometrileri ve gösterim sembolleri.....	35
Tablo 4.1.	Ramor 500 zırh çeliğine ait standart ve deneysel bileşim.....	37
Tablo 4.2.	Ramor 500 zırh çeliğine ait mekanik özellikler.....	37
Tablo 4.3.	307Si elektroda ait kimyasal bileşim.....	37
Tablo 4.4.	Numune numaralandırma yöntemi ve ana parametreler.....	40
Tablo 4.5.	Deney numunelerine ait kaynak parametre değerleri.....	41
Tablo 5.1.	Kaynak dikiş boyutları.....	47
Tablo 5.2.	Kaynak numunelerinin darbe dayanımı.....	86
Tablo 5.3.	Numunelerin eğilme dayanımı ve denklem bileşenlerine ait değerler....	94

SEMBOLLER LİSTESİ

HV	Vickers sertliği
HB	Brinell sertliği
TIG	Tungsten inert gaz kaynağı
GMAK	Gaz metal ark kaynağı
MIG	Metal inert gaz kaynağı
MAG	Metal aktif gaz kaynağı
GTAK	Gaz tungsten ark kaynağı
ITAB	Isı tesiri altında kalan bölge
Ar	Argon
CO₂	Karbondioksit
O₂	Oksijen
H₂	Hidrojen
N₂	Azot
TS	Türk standartları
DIN	Alman standartlar enstitüsü
AWS	American welding society
EN	Avrupa standartları
BS	İngiliz standartları
DATK	Doğru akım ters kutuplama
DADK	Doğru akım düz kutuplama
A	Amper
V	Voltaj
mm	Milimetre
µm	Mikrometre
N	Newton
σ	Eğilme dayanımı (N/mm ²)
P	Kırılmadan önceki yük (N)
L	Mesnetler arası mesafe (mm)
T	Test numunesi kalınlığı (mm)

W	Test numunesi genişliği (mm)
Sn	Saniye
dk	Dakika
lt	Litre
HNO₂	Nitrik asit
SEM	Scanning Electron Microscopy (Taramalı Elektron Mikroskobu)
EDS	Energy Dispersive Spectrometer (Enerji Dağımlı Spektrometresi)

1. GİRİŞ

Zırh, genel itibariyle belirli bir saldırı durumundan korunmak amacıyla tasarlanmış koruyucu örtü olarak ifade edilmektedir. İnsanlar tarih boyunca savaş, saldırı ve diğer tehlike arz eden durumlara karşı korunmak üzere çeşitli malzemeler kullanmışlardır. Zırh olarak adlandırılan bu koruyucu malzemeler geçmişten günümüze hayvan postu, deri ve kemik gibi organik yapılardan çelik, bronz ve seramiklere kadar gelişim göstermiştir. Ateşli silahların kullanılmaya başlanmasıyla birlikte bunların etkilerine karşı zırhlar bulunmuş, bu zırhları delip geçebilen mermiler geliştirildiğinde ise yine bu mermilere karşı koyabilen daha nitelikli zırh kavramları ortaya konmuştur [1]. Buradan da anlaşılacağı üzere zırh teknolojisindeki gelişmeler, silah teknolojilerindeki gelişmelerle paralellik göstermekte olup bilhassa son yıllarda malzeme teknolojilerindeki ilerleme ve simülasyon programlarındaki gelişmeler ile önemli derecede yol kat etmiştir [2].

Günümüzde sivil ve askeri platformda ateşli silah ve patlayıcı tehdidine karşı zırh malzemesi olarak çelik ve alüminyum alaşımları, seramikler, cam ve elyaf takviyeli çeşitli kompozit malzemeler kullanılmaktadır. Ancak savunma amacına yönelik araçlarda en yaygın olarak kullanılan zırh malzemesi çeliktir. Bunun en temel sebebi çeliklerin sahip olduğu yüksek dayanım, tokluk ve iyi kaynak edilebilirlik gibi malzeme özelliklerinin yanı sıra çeliklerin diğer zırh malzemelerine göre daha düşük üretim maliyetine sahip olmalarıdır [3].

Zırh çeliklerinin yüksek mukavemet ve sertliğe sahip olmaları istenirken balistik tehditlere karşı da tokluk özelliğine sahip olmaları gerekmektedir. Bunun için belirli ısı işleme teknikleri kullanılarak istenilen mekanik özelliklerde çelik elde etmek mümkündür. Mukavemet ve sertlikteki artış ile toklukta meydana gelebilecek azalmayı önlemek için kırılmalara neden olan kükürt ve fosfor çok düşük seviyelere çekilmelidir. Tokluk açısından önemli olan bir diğer husus da karbon içeriğidir. Karbon içeriğinin düşük olması aynı zamanda zırhlı araç üretiminde gerek duyulan kaynak edilebilirlik özelliği için de avantaj sağlamaktadır [3]. Dolayısıyla zırh teknolojilerinde kaynağın önemli bir yere sahip olması kaynak bölgesinin de mekanik, metalurjik ve balistik açıdan araştırılması gerektiğini göstermektedir. Örneğin Balakrishnan vd [4], su verilmiş ve

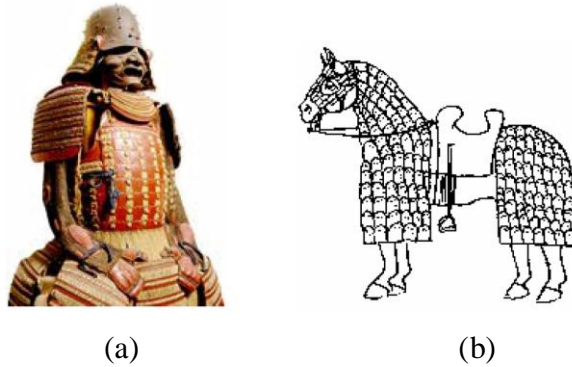
menevişlenmiş AISI 4340 çeliğine örtülü elektrod ark kaynağı ile birleştirme işlemi uygulamış, kaynak metali olarak da östenitik paslanmaz çelik elektrod kullanmışlardır. Daha sonra kaynak bağlantılarının balistik performansını incelemişlerdir. Sonuç olarak kaynak bölgesindeki termal dönüşümden dolayı zırh çeliği bağlantılarının esas metale nazaran daha düşük balistik performans sergilendiğini kaydetmişlerdir.

Bu veriler doğrultusunda yapılan çalışmada; çelik esaslı zırh malzemeleri östenitik paslanmaz çelik kaynak teli kullanılarak birleştirme işlemine tabii tutulmuş, kaynak yöntemi olarak gazaltı kaynak grubundan MIG yöntemi uygulanmıştır. Değişen kaynak parametrelerine bağlı olarak mikroyapı dönüşümleri incelenmiştir. Mikroyapı verileri ile kaynaklı bağlantılara uygulanan mikrosertlik deneyleri, çentik darbe deneyleri ve eğme deneyleri sonuçları arasındaki ilişkiler tespit edilmiştir. Zira zırhlı muharebe araçlarının maruz kalabilecekleri ateşli silah ve patlayıcı tehditlerine karşı kaynak dikişlerinin mukavemeti can kayıplarının önlenmesinde büyük önem arz etmektedir.

2. ZIRH TEKNOLOJİLERİ VE ZIRH MALZEMELERİ

2.1. Zırhın tarihi gelişimi

Tarih boyunca insanlar, kendilerini dış etkilere karşı koruma ihtiyacı duymuştur. Silahlanmanın yaygınlaşması da silah tehdidine karşı korunma ihtiyacını beraberinde getirmiştir. Bu gereksinim insanların kalkan ve zırh kullanımını sağlamıştır. 15. Yüzyılda girilen savaşlarda kılıç ve kalkan kullanan insanlar yine bu dönemde zırh adını verdikleri vücudu saran çelik elbiselerle dış tehlikelere karşı korunmuştur [5]. Şekil 2.1-a'da eski zamanlardan kalma Japon savaşçı zırhı görülmektedir. Gusoku olarak adlandırılan bu zırhın gelişimi 16. Yüzyıla dayanmaktadır. Bu zırh önceleri deri, bambu, kumaş ve metalden yapılmıştır. Zırh tasarımında kullanılan çeşitlilik; delikli yatay şeritler, geniş dikdörtgen biçiminde delikli yapraklar, sıkıca kalıplanmış, perçinlenmiş yatay ve dikey bantlardan oluşan göğüslük zırhlar olarak kendini göstermekteydi. Burada kol ve boyun bölgesi birbirine renkli iplerle sıkıca bağlanmış küçük metal parçalardan oluşan yapı ile korunmaktaydı. Ayrıca Şekil 2.1-b'de Bizans ve Pers dönemine ait 12. Yüzyılda geliştirilmiş ağır süvari sınıfının kullandığı küçük delikli levhalarla birlikte oluşturulmuş yapraklı at zırhı görülmektedir. Zırh levhaları sertleştirilmiş deri, boynuz, kemik, katmanlı doku ve demirden yapılmıştır. Eski zamanlardan kalma zırhların en büyük avantajı esnekliğinin sonucu olarak uygun vücutlarla farklı şekil ve boyutlara doğru biçiminin tasarlanmış ve imal edilmiş olmasıdır [6].



Şekil 2.1. (a); 16. Yüzyılda Japon savaşçı zırhı, (b); 12. Yüzyılda Bizans ve Pers dönemine ait ağır süvari sınıfının kullandığı at zırhı [6].

Modern zırhın günümüzdeki anlamı ile etkin bir biçimde kullanımı 1. Dünya savaşı ile başlamıştır. 1. ve 2. Dünya savaşıdan sonra önemi daha iyi anlaşılan zırhın gelişimi hem doğu hem batı bloğu ülkelerinde 1950'li yıllarda başlayarak 1960'lı ve 1970'li yıllarda soğuk savaşın etkisiyle de ivme kazanmıştır [7].

İlk zamanlarda sadece tek bir sertleştirilmiş plaka ile muharebe araçları korunmaktaydı. İlerleyen zaman itibariyle farklı sertliklerde ve değişik kalınlıklarda plakalardan oluşan kompozit malzemelerden daha iyi performans sağlandığı anlaşılmıştır. Plakaların montaj tasarımında genel olarak amaçlanan; seramik veya sementasyon çeliği gibi sert plakaların dış yüzeyde yer alması, alüminyum ve ıslah çeliği gibi yumuşak plakaların ise iç kısımda kalmasıdır. Bu yöntem sayesinde sert yüzeye çarpan balistik tehdit unsuru kısmen parçalanmakta, bu sayede enerji ve tesir etkisi azalmaktadır. Azalan enerjinin bir kısmı da iç bölgede kalan yumuşak plakalar tarafından absorbe edilmektedir. Farklı sertlikte plakalar ile zırhlı muharebe araçlarının korunması 1950'li yıllara kadar uzanmaktadır. Brezilya üretimi Cascavel ve Engeso bunlara örnek verilebilir. Ayrıca yüzeyi seramik kaplı ince zırhlarda 1960'lı yıllarda kullanılmaya başlanmıştır. Eski Sovyetler birliğinde seramik malzeme kombinasyonu ile zırhlanan T-64 tankı bunun ilk örneklerindedir [7].

Zırh teknolojilerindeki bu gelişmeler bazı imalat sorunlarını da beraberinde getirmiştir. Çünkü zırh malzemesi ne kadar iyi balistik performansa sahip olursa olsun ancak araç gövdesine montajının yapılabildiği durumda işe yarar. Bu da kaynağı mümkün olan zırh çeliklerinin başlıca tercih sebebidir. Ancak kaynak bölgelerindeki mikroyapısal dönüşüm bu bölgelerin balistik performansını olumsuz yönde etkilediğinden zırh çeliğinin kaynağı, üzerinde çalışılması gereken bir konudur.

2.2. Zırh uygulama alanları ve zırh sistemlerinde aranan özellikler

Koruyucu amaçlı olmak üzere zırh malzemeleri sivil ve askeri alanda pek çok kara, hava, deniz ve hatta uzay aracında uygulama alanı bulmuştur. Bu uygulama alanlarını sivil amaçlı, emniyet amaçlı ve askeri amaçlı olmak üzere üç farklı şekilde kategorize etmek mümkündür. Sivil amaçlı uygulamalara, bankalar için üretilen para taşıma araçları ile devlet büyüklerini korumak için ya da özel olarak yapılan zırhlı sivil araçlar en iyi

örneklerdir. Emniyet amaçlı uygulamalar biraz daha kapsamlı olarak yelek, miğfer, nöbet kulübesi ve çeşitli araç korumalarını da içine almaktadır. Askeri amaçlı uygulamalar ise daha geniş bir yelpazeye sahip olup; tank, zırhlı personel taşıyıcı, zırhlı muharebe aracı, zırhlı keşif aracı, zırhlı demiryolu vagonu ile diğer hava ve deniz ulaşım araçlarını da kapsamaktadır. Anılan bu zırhlı araçlar, haddelenmiş zırh çeliklerinin başlıca uygulama alanlarıdır.

Zırh plakalarında bulunması gereken en genel mekanik özellikler süneklik ve dayanıklılıktır. Süneklik özelliği malzemenin biçiminin bozularak yeniden şekil verilebilmesi kabiliyeti olarak ifade edilebilir. Biçim deformasyonu enerjinin emilmesi yani absorbe edilmesi için gereklidir. Yani zırh plakaları kolay kırılabilir olmamalı, darbeye karşı enerji absorbe edebilmelidir. Genellikle zırh malzemesi olarak kullanılan çelik, alüminyum ve titanyumun süneklik özelliğine sahip olduğu kabul edilir. Zırh plakaları için gerek duyulan bir diğer özellik olan tokluk yani dayanıklılık, kuvvetin ve sünekliğin bir kombinasyonudur. Tokluk enerjinin emilebilme kabiliyeti olarak da tanımlanır. Bunun için öngörülen alüminyum ve çelik alaşımları dayanıklıdır [9].

Zırh sistemlerinden beklenen başka bir özellik de hafif olmasıdır. Çünkü hafif olma durumunda zırhlanan aracın hareket kabiliyeti veya kullanım ergonomisi artar. Bu da zırh malzemeleriyle ilgili olarak yoğunluğun önemli derecede bir fiziksel özellik olduğunu gösterir [9].

2.3. Zırh malzemeleri ve çeşitleri

Zırh malzemeleri konusu; fiziksel metalurji, katı-hal fiziği, tekstil bilimi, kimya, balistik, yüzey bilimi ve malzeme analizi gibi değişik alanları kapsayan geniş bir konudur. Malzeme bilimi bu hususta zırh uygulamaları için ihtiyaç duyulan ileri düzeydeki malzemelerin geliştirilmesine temel oluşturur. Malzemeler konusundaki askeri araştırmalar; ihtiyaç duyulan performansı elde etmeye yönelik yeni malzemelerin geliştirilmesi, var olan malzemelerin değiştirilmesi ve tasarım esası gibi hayati derecede önem arz eden konuları kapsar. Buna bağlı olarak personel ve araç koruması için kullanılan başlıca zırh malzemeleri şunlardır [10]:

- a) Metalik zırhlar,
- b) Seramik esaslı metal katmanlı zırhlar,
- c) polimer esaslı kompozit zırhlar.

2.3.1. Metalik zırhlar ve zırh çelikleri

Zırh teknolojilerinde metaller oldukça önemlidir. Çünkü metallerin uzun süre üzerlerinde çalışılmış olmaları ve iyi bir teknolojik veri tabanına sahip olmaları onların yaygın bir biçimde zırh malzemesi olarak kullanımına imkan tanımaktadır. Ayrıca tokluk, mukavemet ve sertlik gibi mekanik özellikleri de metallerin zırh malzemesi olarak kullanılmalarında avantaj teşkil etmektedir [11].

Zırh tasarımında belli bir mühimmatın ya da ateşli silahın tahribatını engelleyebilecek en düşük alan yoğunluğundaki malzeme seçilmelidir. Bu açıdan birçok malzeme ve malzeme sistemi düşünülebilir ancak çelik halen üstün mekanik özellikleri sayesinde en önemli aday malzemedir. Çeliğin dışında yüksek dayanımlı alüminyum alaşımları da özgül dayanımlarının yüksek olması nedeniyle zırh uygulamaları için önemli derecede potansiyel teşkil eder. Bir diğer önemli malzeme de titanyum alaşımlarıdır ancak maliyetleri göreceli olarak çok yüksektir. Bu durum sahip oldukları yüksek zırh potansiyeline rağmen kullanım olasılıklarını kısıtlamaktadır [12].

Haddelenmiş homojen zırh, standart zırh malzemesi olarak kabul edilir. Zırh çeliği açısından su verme ve menevişleme işlemlerini içersine alan AISI 4340 bileşimi sıkça esas alınan bir bileşimdir. Çelik ve alüminyum alaşımları, belirli değere kadar kalınlık sınırlamaları olup, haddelenmiş levha zırh grubunda yer alırlar. Çelik ayrıca düşük maliyeti, kolay üretilebilirliği ve yapısal verimliliği nedeniyle en çok tercih edilen zırh malzemesidir [13].

Sınıfsal olarak zırh çelikleri; 1. ve 2. Sınıf zırh çelikleri olmak üzere ikiye ayrılır. 1. Sınıf zırh çelikleri mermi nüfuziyetine dayanıklı olarak tasarlanırken 2. Sınıf zırh çelikleri patlamalara karşı mukavemetli olacak şekilde tasarlanır. Zırh çelikleri; darbelere karşı çatlamaya, kırılmaya ve parçacık kopmasına direnç göstermek durumundadırlar. Bu da zırh çeliklerinin ancak yüksek kalitede homojen bir mikroyapıya sahip olmasını gerektirir. Zırh

çelikleri alaşımli çelikler olup kimyasal kompozisyon açısından kendileri gibi östenitleştirme ve su verme kademesini içerisine alan sertleştirme ile temperleme aşamasından geçen ıslah çelikleri ile benzer bir kompozisyon gösterir. Sonuç itibariyle bu çelikler temperlenmiş çelikler olup çökelti sertleşen martenzitik bir mikroyapı içerir. Burada haddeleme ile elde edilecek sac kesitinde sertleştirme ve temperleme sonrası yüksek mukavemet ve tokluk elde edilmesi amaçlanır. Homojen zırh çelikleri olarak adlandırılan bu çeliklerin kalınlık boyunca aynı sertliğe sahip olması istenir [8,14].

2.3.1.1. Zırh çeliklerinden beklenen özellikler

Zırh çeliklerinden beklenen özellikleri; kullanım amacına yönelik özellikler ve imalat esasına yönelik özellikler olarak ikiye ayırmak mümkündür. Kullanım amacına yönelik özellikler başta balistik darbelere karşı yüksek direnç olmak üzere kullanım ergonomisi, hafiflik, sertlik, tokluk, yorulma direnci, korozyon direnci gibi mekanik özellikleri de kapsamaktadır. İmalat esasına yönelik özellikler ise kesme, kaynak edilebilirlik, talaşlı imalata yatkınlık ve şekillendirilebilirlik gibi üretim ve montaj özellikleriyle ilgilidir.

Zırh çeliklerinin balistik darbelere dirençli olması için yüksek mukavemet ve sertlikte olması istenir. Ancak 570 HB sertlik değerinin üzerinde çelikler kırılma davranacaklarından zırh plakası alacağı darbe karşısında gevrek kırılma gösterecektir. Bu da zırh çeliklerinde kimyasal kompozisyon ile östenitleştirme, su verme ve temperleme ısı işlemlerinin önemli olduğunu gösterir. Tablo 2.1’de ARMOX zırh çeliği ailesine ait 600T, 560T, 500T ve 440T zırh çeliklerinin sertlik ve çentik darbe dayanımları verilmiştir. Artan sertlikle birlikte darbe dayanımlarının azaldığı görülmektedir [3, 15].

Tablo 2.1. ARMOX grubu zırh çeliklerinin sertlik ve darbe dayanımları [15].

Zırh çeliği	Armox 600T	Armox 560T	Armox 500T	Armox 440T
Sertlik (HB)	570-640	530-590	480-540	420-480
Çentik darbe dayanımı (-40°C/ J)	12 Joule	15 Joule	25 Joule	35 Joule

Balistik darbelere karşı direnç yüksek toklukla sağlanabilmektedir. Bu da zırh çeliklerinin yüksek darbe tokluğuna sahip olmaları gerektiğini gösterir. Yapılan sertleştirme ve temperleme ısı işlemleriyle mukavemet ve tokluk dengelenmiş olur. Bu dengeleme işleminde önemli husus östenitleştirmede karbon ve karbür yapıcı alaşım elementlerinin doyumunu ile temperlemede sıcaklık ve zaman faktörlerine bağlı olarak gerçekleşen karbür çökmesidir [3].

Zırh çeliklerinden beklenen bir diğer kullanım özelliği de kaynak bölgelerinin mukavemetidir. Zırh çeliklerinin bilhassa uygulama alanı bulduğu zırhlı askeri araç sistemlerinde, araçların engebeli arazi koşullarındaki hareketleri ve ağır silah darbeleri dikkate alındığında kaynak bölgelerinin yüksek mukavemette olması gerektiği görülür. Bir diğer husus da korozyon riskidir. 500 HB üzeri sert zırh çeliklerinde gerilmeli korozyon sorunu ortaya çıkabilir. Özellikle gerinimli ve korozif bir ortam korozyonu artırır [3].

İmalat esasına yönelik zorlukları en düşük seviyede tutmak uygun metalurjik özelliklerin sağlanmasıyla mümkündür. Bunun için düşük karbon oranı ısı kesim ve kaynak edilebilirlik açısından avantajlıdır. Ayrıca düşük sertlik talaşlı imalatı kolaylaştırırken yüksek süneklik özelliği de şekillendirilebilirliğe katkı sağlamaktadır [8].

Gazaltı kaynak uygulamalarında koruyucu gaz ve kaynak metali esas alındığında kaynak işlemleri en düşük hidrojen seviyelerinde en iyi sonucu verir. Kesim işleminde en çok önerilen teknik basınçlı su jetidir. Çünkü basınçlı su jeti ile kesim durumunda malzemeye bir ısı girdisi olmadığından çatlama riski ortadan kalkar. Talaşlı imalat yöntemlerinin uygulanabilirliği malzemenin sertliğine bağlıdır. Çünkü prensip olarak kesici takımın talaş kaldırılacak olan malzemedен daha sert olması gerekir. Buna bağlı olarak delme işleminde kobalt ile güçlendirilmiş yüksek hız matkapları tercih edilir [15].

2.3.1.2. Zırh çeliklerinde kimyasal bileşim ve ısı işleme bağlı mekanik özellikler

Zırh çelikleri standart kimyasal bileşimleri esas alınarak ingotlar halinde dökülüp, haddelenip geniş yüzey alanına sahip plakalar haline getirildikten sonra uygulanan ısı işlemlerle mekanik özelliklerdeki standartlara ulaşılır. Östenitleştirme, su verme ve temperleme ile zırh uygulamaları için gereken sertlik ve tokluk kombinasyonunda ısı işlem

parametrelerine göre istenilen değerler elde edilir. Ancak ısıl işlemlerle elde edilen mekanik özellikler çeliğin üretim aşamasında birinci sırada yer alan kimyasal bileşimin bir sonucudur. Çelik içersinde yer alan karbon, mangan ve silisyum ile katı ergiyik sertleşmesi sağlanırken krom ve molibden gibi iyi karbür oluşturuıcı elementler sayesinde sertlik önemli derecede artırılır. Bunun haricinde gereken tokluk özelliği de alaşıma ilave edilen nikel ve kobalt ile elde edilir [15-18].

Zırh çelikleri metalografik açıdan martenzitik özellikte oldukları için kullanım amacına yönelik özellikler açısından ideal sertlik ve tokluk dengesi östenitleştirme ve su verme sonrası yapılan temperleme (menevişleme) ile sağlanır. Genelde sade karbonlu çeliklerin temperlenmesinde, su verme sonrası martenzit içinde karbon demir ile birleşerek sementit (Fe_3C) oluşumunu sağlar ve böylece martenzitin ferrite dönüşmesiyle sertlik düşer. Ancak çelik bileşiminde daha güçlü karbür yapıcı elementler var ise bu elementler karbon ile birleşerek özel tip karbür oluştururlar. Bunun sonucu olarak ikincil sertlik adı verilen sertliğe ulaşılır. İkincil sertlik sertleştirme sürecinde östenitin karbon ve diğer alaşım elementleriyle doyum seviyesine bağlıdır. Aynı şekilde martenzitik matris tipi de çözünen karbon ve kısmen diğer alaşım elementlerinin miktarı ile belirlenir. Zırh çelikleri genelde yüksek miktarda dislokasyona sahip latta tipi martenzit içerir [8].

Sertleştirme işleminde zırh çeliklerinde 900-950 °C civarında yapılan östenitleştirme sonucu matrisin gerekli karbon ve karbür oluşturuıcı alaşım elementleriyle doyumunu sağlanarak su verilir. Meydana gelen latta tipi martenzit ortalama 600 °C'de temperlenir [8].

Şimşir vd tarafından yapılan bir çalışmada [19] zırh çelikleri 850 °C'de 45 dakika östenitlenmiş, yağ ortamında sertleştirilmiş ve tokluk kazandırmak amacı ile 200 °C, 400 °C, 500 °C ve 600 °C sıcaklıkta 90 dakika temperlenerek, temperleme sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Sonuç olarak artan temperleme sıcaklığında sertlik, çekme dayanımı ve akma dayanımında azalma gözlenirken uzama özelliğinde artış meydana geldiği kaydedilmiştir. Ayrıca zırh plakalarının çekiç düşürme deneyi ile balistik karakterizasyonu araştırılmıştır ve çekiç düşürme testinin balistik performansın ölçümü için iyi bir yöntem olduğu görülmüştür. Zira elde edilen sonuçlar literatürdeki mevcut gerçek balistik deneyler ile karşılaştırıldığında birbirileri ile tutarlı olduğu anlaşılmıştır.

2.3.1.3. Zırh çeliklerinin kaynağı



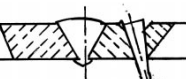

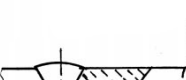
Zırh çeliklerinin düşük karbon oranına sahip olmaları darbe dayanımının yüksek olmasını sağladığı gibi kaynak edilebilirlik özelliği açısından da pozitif etki sağlamaktadır. Artan karbon oranı kaynak bölgesinde çatlak oluşum riskini artırmakla beraber bu tür çatlaklar mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilediğinden kaynak sonrası bazı işlemler gerektirir. Ek işlemlerinde üretim maliyetini artırdığı göz önüne alınırsa düşük karbon oranının kaynak edilebilirlik açısından avantaj teşkil ettiği söylenebilir.

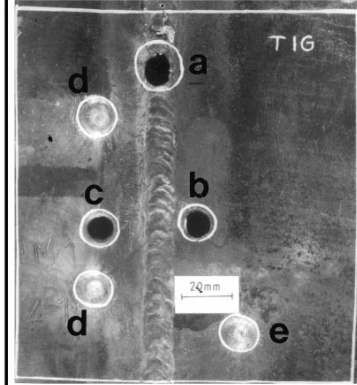
Zırhlı araçlar karmaşık yapılarından dolayı çok sayıda birleşime sahiptirler. Kaynak, bu tip araçlarda en yaygın olarak kullanılan birleştirme yöntemlerinden biridir [20,21]. Kaynak parametrelerinin ve kaynak metalinin doğru seçimi, zırhlı araçların kullanım sahasındaki performansı açısından çok önemlidir [22]. Zira kaynaklı bağlantıların olası bir balistik tehdide karşı iyi bir dayanım sergilemesi istenir. Ayrıca zırhlı muharebe araçlarının engebeli arazi koşullarındaki çok yönlü hareket ve manevra kabiliyeti göz önüne alındığında bu şartlara uygun uzun ömürlü bir kaynaklı birleştirmenin zaruri olduğu anlaşılmaktadır.

Zırh çelikleri hidrojenin neden olduğu çatlama riskinden dolayı genellikle östenitik paslanmaz çelik veya ferritik yapıda kaynak metali kullanılarak kaynak edilir. Zırh çeliklerinin kaynağında kalite gereksinimleri MIL STD 1185 ve SD-X12140D tarafından belirlenmiştir [23,24]. Bu gereksinimler mekanik özelliklerin korunması, kaynak mukavemetinin sağlanması ve hizmet performansının uzun ömürlü olmasını belirtir. Askeri standartlar dikkate alındığında kaynak mukavemeti için kaynak boşluğu, çatlak, cüruf veya tungsten kalıntısı ya da gözenek olmamalıdır. [23-25].

Madhusudhan vd [26] yüksek mukavemetli-düşük alaşımlı, kaynak edilmiş bir çeliğinin balistik performansına kaynak yöntemlerinin etkisini araştırmışlardır. Yapılan çalışmada esas metal olarak sertleştirilmiş ve temperlenmiş yüksek mukavemetli-düşük alaşımlı çelik kullanılmıştır. 900 °C'de östenitleştirilen çelik, yağ ortamında sertleştirilmiş ve bunu takiben 250 °C'de temperlenmiştir. Yapılan çalışma da TIG kaynağı, örtülü elektrod ark kaynağı ve özlü telle gazaltı kaynağı olmak üzere Şekil 2.2, Şekil 2.3 ve Şekil

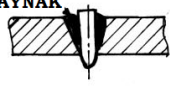
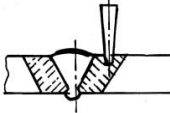
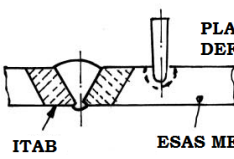
2.4’de görülen üç kaynak yöntemi ile elde edilen kaynaklı birleştirmeler arasında karşılaştırma yapılmıştır.

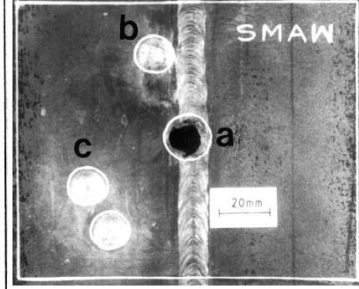
HEDEF SEÇİMİ VE BALİSTİK DAVRANIŞ	MERMI DAVRANIŞI	LOKAL BÖLGE
<p>KAYNAK</p>  <p>DELİNME</p>	BOZULMAMIŞ	(a)
 <p>YUMUŞAK SAPLANMA</p>	BOZULMAMIŞ	(b)
 <p>SERT SAPLANMA</p>	DEFORMASYONA UĞRAMIŞ	(c)
 <p>BOMBE OLUŞUMU</p>	DEFORMASYONA UĞRAMIŞ	(d)
 <p>PLASTİK DEFORMASYON</p> <p>ITAB ESAS METAL</p>	DEFORMASYONA UĞRAMIŞ	(e)




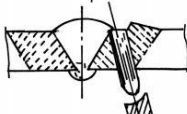

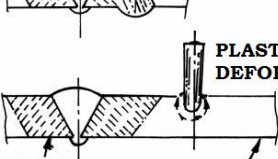
Şekil 2.2. TIG kaynağı ile kaynak edilmiş zırh çeliğinde kaynak bölgesinin balistik davranışı [26].

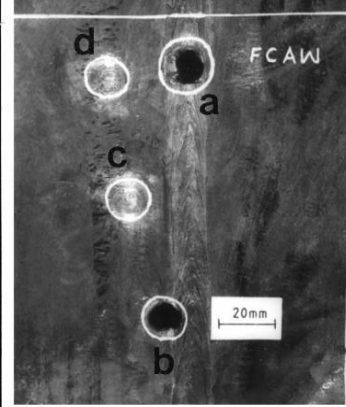
Sonuç olarak kaynak metali bazında en iyi balistik performansı örtülü elektrod ark kaynak yöntemi sergilerken özlü telle gazaltı kaynağı en kötü balistik performansı göstermiş ve TIG kaynağı orta düzeyde balistik başarımla sergilemiştir. Isı tesiri altında kalan bölge (ITAB) açısından değerlendirildiğinde kaynak metaline yakın iri taneli bölgelerde örtülü elektrod ark kaynağı en yüksek ve özlü telle gazaltı kaynağı en düşük balistik performansı göstermiştir. ITAB’ın orta kısmı ve esas metale yakın kısımlarında ise örtülü elektrod ark kaynağı diğer kaynak yöntemlerinden daha üstün balistik başarımla gösterirken TIG kaynağı en düşük direnci sergilemiştir [26].

HEDEF SEÇİMİ VE BALİSTİK DAVRANIŞ	MERMİ DAVRANIŞI	LOKAL BÖLGE
<p>KAYNAK</p>  <p>DELİNME</p>	BOZULMAMIŞ	(a)
 <p>ÖN YÜZDEN SİÇRAMA</p>	DEFORMASYONA UĞRAMIŞ	(b)
 <p>PLASTİK DEFORMASYON</p> <p>ITAB ESAS METAL</p>	DEFORMASYONA UĞRAMIŞ	(c)



Şekil 2.3. Örtülü elektrod ark kaynağı ile kaynak edilmiş bir zırh çeliğinde kaynak bölgesinin balistik davranışı [26]

HEDEF SEÇİMİ VE BALİSTİK DAVRANIŞ	MERMİ DAVRANIŞI	LOKAL BÖLGE
<p>KAYNAK</p>  <p>DELİNME</p>	BOZULMAMIŞ	(a)
 <p>YUMUŞAK SAPLANMA</p>	BOZULMAMIŞ	(b)
 <p>BOMBE OLUŞUMU</p>	DEFORMASYONA UĞRAMIŞ	(c)
 <p>PLASTİK DEFORMASYON</p> <p>ITAB ESAS METAL</p>	DEFORMASYONA UĞRAMIŞ	(d)

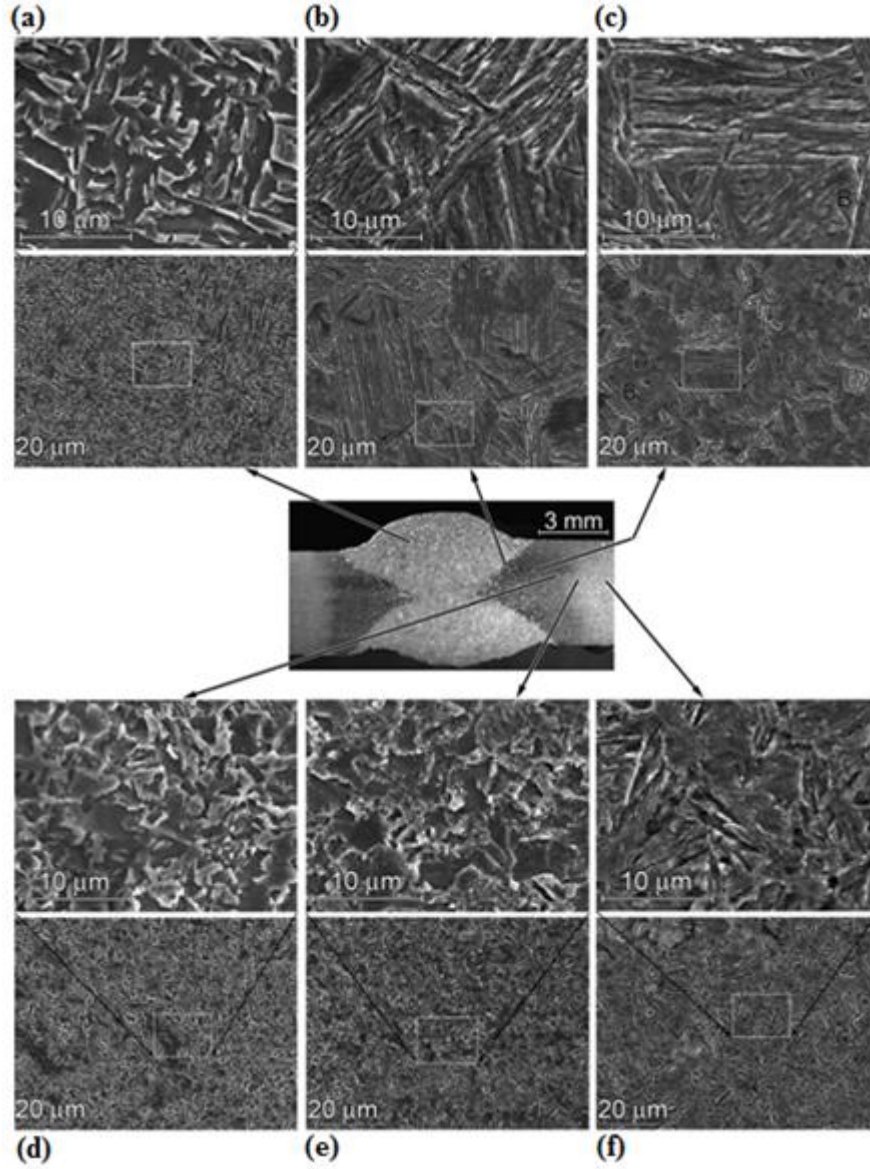


Şekil 2.4. Özlü telle gazaltı kaynağı ile kaynak edilmiş bir zırh çeliğinde kaynak bölgesinin balistik davranışı [26].

Akça ve Karaaslan [14] 2. sınıf bir zırh çeliğinin TIG kaynak yöntemi ile kaynak edilebilirliğini araştırmışlardır. Yapılan çalışmada 2. Sınıf zırh çeliği plakaları oda sıcaklığında ve ön tavlama uygulanarak farklı iki koşulda kaynak edilmiştir. Kaynak işlemi 70A ve argon gazı atmosferinde yapılmıştır. 1. Deney numunesi oda sıcaklığında tek pasoda kaynatılırken 2. Numune 100 °C'de ön tavlama yapılarak tek pasoda kaynatılmıştır. Sonuç olarak görülmüştür ki; zırh çelikleri kaynak dikişi veya ITAB'da herhangi bir kusur olmaksızın, ön tavlama olmadan veya ön tavlama koşullarında başarılı bir şekilde kaynak edilmektedir. Bütün numunelerde, karbür çökmesi ve bütün kaynak koşullarında martenzit oluşumu nedeniyle ITAB'ın sertliğinin her iki kaynak dikişinden ve esas metalden daha yüksek olduğu gözlenmiştir. Ayrıca ön tavlama işlemi uygulanmış numunenin daha düşük soğuma hızına bağlı olarak daha düşük sertlik değerlerine sahip olduğu kaydedilmiştir.

Magudeeswaran vd [27] tarafından yapılan bir çalışmada zırh çeliklerinde kaynak sarf malzemelerinin soğuk çatlama etkisi araştırılmıştır. Özlü telle gazaltı kaynak yönteminin uygulandığı araştırmada östenitik paslanmaz çelik ve düşük hidrojen seviyesinde ferritik çelik kaynak teli kullanılmıştır. Sonuç olarak östenitik paslanmaz çelik kaynakların soğuk çatlama karşı büyük bir direnç gösterdiği anlaşılmıştır.

Unfried vd [28] kaynak edilmiş bir zırh çeliğinde mikroyapısal değişimin deneysel analizini yapmışlardır. Yapılan çalışmada 4,5 mm kalınlığında MIL A46100 çelik plaka AWS E11018M elektrod kullanılarak örtülü elektrod ark kaynağı ile kaynak edilmiştir. Kaynak dikişi ön yüz ve arka yüz birleşimi olmak üzere iki pasodan meydana gelmektedir. Şekil 2.5'de kaynağın merkezinden yan taraflara doğru birleşim bölgesi, ITAB ve ısıdan etkilenmeyen bölgenin SEM (taramalı elektron mikroskobu) görüntüleri verilmektedir. Birleşim bölgesinden ısıdan etkilenmeyen esas metale doğru yan bölgelerin mikroyapısı şu şekilde ifade edilmektedir. (a); birleşim bölgesinin mikroyapısında karbonitrürler ve metal olmayan inklüzyonların çökeltisi hariç neredeyse tamamen iğnemi ferrit olduğu görülmektedir. (b); iri taneli bir bölge olup yüksek oranda temperlenmemiş martenzit ve az bir miktar bainitten oluşmaktadır. (c); temperlenmemiş bainit ve martenzitten oluşan ince taneli bir bölgedir. (d); martenzit, bainit ve poligonal (köşeli) ferritin değişik oranlarından oluşan ince taneli bir bölgedir. (e); tamamen temperlenmiş martenzit bölgedir. (f); ısıdan etkilenmeyen esas metal bölgesidir.



Şekil 2.5. örtülü elektrod ark kaynağı ile kaynak edilmiş bir zırh çeliğinin mikroyapısal değişiminin sem görüntüleri [28].

Zırh çelikleri için öngörülen kaynak koşullarının başında düşük karbon içeriği gelmektedir. İyi sonuçların elde edilebilmesi; soğuk çatlamaya yol açabileceğinden hidrojenin kaynak bölgesinden uzak tutulmasını gerektirir. Kaynak işlemi için kaynak edilecek malzemenin ayrıca düşük karbon eşdeğerine sahip olması istenir. Çünkü artan karbon eşdeğeri beraberinde ön tavlama işlemini gerekli kılmaktadır. Ancak mekanik özelliklerin istenilen seviyeye getirilmesi her ne kadar malzemenin karbon eşdeğerini yükseltse de kimyasal kompozisyona ilave edilecek alaşım elementleriyle mümkündür.

Zırh çeliği, ferritik yapıda kaynak metali kullanılırsa ön tavlama gereklidir ve plaka kalınlığına bağlı olarak 75-200 °C çalışma sıcaklığında kaynak edilmelidir. Sıcaklık tüm kaynak işlemi süresince muhafaza edilmelidir. Östenitik yapıda kaynak metali kullanılırsa malzeme en düşük oda sıcaklığında (19-25 °C) kaynak edilmelidir. Ancak parça kalınlıklarının 30 mm'den fazla olduğu durumda 100-150 °C'ye kadar ön tavlama işlemi önerilmektedir [15].

Zengin [29] yapmış olduğu bir çalışmada; bir zırh çeliğinin kaynaklı birleştirme işleminde değişen ön tav sıcaklığına bağlı olarak dönüşen mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmıştır. Deneide zırh çeliği parçaları örtülü elektrod ark kaynak yöntemi ile kaynak edilmiştir. Çalışma sıcaklığı olarak 20 °C (oda sıcaklığı), 150 °C, 250 °C ve 400 °C olmak üzere dört farklı koşul seçilmiştir. Sonuç olarak görülmüştür ki; artan ön tavlama sıcaklığına bağlı olarak kaynaklı birleştirilen numunelerde çekme ve akma dayanımı azalırken süneklik artmıştır. Çatlak oluşumu açısından değerlendirildiğinde, seçilen yöntemle kaynak kabiliyetinin ön tavlı veya ön tavsız makro düzeyde hatasız sonuçlar verdiği görülmüştür. Mikroyapısal açıdan ön tavlamanın mikroyapıyı etkilediği ve bu etkinin özellikle kaynak metalinde kaba dentrit yapıyla görüldüğü kaydedilmiştir.

2.3.2. Seramik esaslı metal katmanlı zırhlar

Seramiklerin sahip olduğu iki üstün özellik onların zırh için aday malzeme olmalarını sağlamaktadır. Bu özellikler yüksek sertlik ve düşük yoğunluktur. Seramikler ayrıca bir kompozit için matris malzemesi olarak kullanılabilirler. Ancak onlar genellikle zırh malzemelerinde yüzey kaplamak amacıyla kullanılırlar. Yani seramik zırhlar aynı zamanda alüminyum veya çelik gibi sünek bir destek plakası- sert bir yüzey ile birlikte oluşan iki bileşenli zırh sistemi olarak kullanılmaktadır [30]. Buradan da anlaşılacağı üzere seramik zırhlar, çift dayanımlı- katmanlı zırh ailesine girmektedir. Burada ön plakanın sert, arka plakanın yumuşak olmasının sebebi, öndeki sert plakanın delici nesneyi (mermi) kırması ve sünek plakanın kalan darbe enerjisini absorbe etmesi esasıdır. Seramiğin görevi mermi enerjisini arka plaka üzerine dağıtmak ve delme sürecinde mermiyi aşındırmaktır [31].

Bütün seramikler son derece serttir ancak onlar aynı zamanda çok kırılıgandırlar. Seramikler, son derece sert olmaları nedeniyle kendisi parçalandığı gibi mermi de parçalandığından dolayı koruma sağlamaktadırlar. Seramikler için başlıca aday zırh malzemeleri; alümina (Al_2O_3) ve bor karbür (B_4C) dür. Ancak B_4C ' ün düşük kırılma tokluğu ve yüksek üretim maliyeti kullanımının yaygınlaşmasını önlemektedir [32,33].

2.3.3. Polimer esaslı kompozit zırhlar

Fiberlerle takviye edilerek mukavemet kazandırılmış polimer esaslı kompozit malzemeler inşaat, denizcilik, otomotiv gibi birçok endüstriyel sahada uygulama alanı bulmakta olup sahip olduğu balistik performans sayesinde de savunma sanayisinde zırh malzemesi olarak tercih edilmektedir. Polimer esaslı zırh malzemeleri bilhassa seramiklerle birlikte kullanıldığında yüksek balistik performans, düşük hasar payı ve hafiflik gibi avantajlar sağlamaktadır. Çünkü çift dayanımlı katmanlı zırh sistemlerinde olduğu gibi seramik plakanın arkası yumuşak ve darbe enerjisi yüksek bir malzeme ile desteklenmektedir. Balistik açıdan seramik plakanın hemen arkasında bulunan polimer kompozit zırh delinse bile parçacık tutucu özelliği, hedef arkasına gelebilecek etkiyi önemli ölçüde azaltmaktadır [34].

3. GAZALTI KAYNAK YÖNTEMİ

3.1. Gazaltı kaynak yönteminin tarihçesi ve tanımı

Kaynak, uygulanacağı malzemeye göre metal kaynağı ve plastik malzeme kaynağı olarak iki kısımda incelenir. Metal kaynağı; metalik malzemeyi ısı veya basınç veya her ikisini birden kullanmak suretiyle aynı cinsten ve ergime aralığı aynı veya yaklaşık bir malzeme katarak veya katmadan yapılan birleştirme işlemlerinin tamamıdır. Bu iki parçanın birleştirilmesi işleminde katılan üçüncü bir malzemeye ilave metal denir [35].

Ergiyik haldeki kaynak banyosunun gazla korunma fikri oldukça eskidir. İlk olarak 1926 yılında Alexander usulü olarak adlandırılan yöntemde kaynak dikişi metanol gazı ile korunmuştur. Daha sonraları 1928 yılında geliştirilen Arcogen usulü ile hem bir elektrod hem de oksii-asetilen alevi birlikte kullanılmıştır. Prensip olarak alev, dikişi havanın etkisinden korumuştur. Gelişen kaynak teknolojisi ile birlikte bu yöntemler terk edilmiştir [36].

Eş zamanlı olarak kaynak metalinin atmosferin olumsuz etkilerine karşı korunması daha sistemli bir biçimde incelenmiş ve yine 1926 yılında ABD’de Weinmann ve Langmuir tarafından daha farklı bir yöntem geliştirilmiştir. Bu yöntemle hidrojenin koruyucu gaz olarak kullanımı sağlanmıştır. Günümüzde de kullanılmakta olan koruyucu gaz olarak inert gaz uygulaması ise 1930 yılında yine ABD’ de gerçekleştirilmiştir. İntert gaz dışında kaynak bölgesinde CO₂ gibi aktif gaz kullanımı ile ilgili çalışmalar ise 1952 yılında yapılmıştır. Bu gün çeşitli inert gaz ve aktif gazların kullanıldığı karışım gazlar gazaltı kaynak yöntemlerinde uygulanmaktadır [36].

Gazaltı kaynağı prensip olarak metallerin, bir elektrik arkı oluşturularak onların ergitilmesi suretiyle birleştirildiği bir kaynak yöntemidir. Oluşan ark, kaynak teli ile esas metal arasında süreklilik arz eder. Kaynak bölgesi atmosferin olumsuz etkilerine karşı bir koruyucu gaz ile korunur [37].

Gazaltı kaynak yöntemleri genellikle sınıflandırılırken elektrod, koruyucu gaz ve ark türü referans alınır. Elektrod türüne göre gazaltı kaynak yöntemleri ergiyen elektrod ve ergimeyen elektrod bazında sınıflandırılır. Ergiyen elektrodlar hem arkın sürekliliğini hem de ilave metal görevini yaparlar ve bu yöntem gazaltı metal ark kaynak yöntemi (GMAK) olarak adlandırılır. Gazaltı metal ark kaynağında koruyucu gaz olarak hem inert hem de aktif gaz kullanılabilir. Dolayısıyla gazaltı metal ark kaynağı da kendi içerisinde Metal İnerk Gaz (MIG) ve Metal Aktif Gaz (MAG) kaynağı olarak ikiye ayrılır. Ergimeyen elektrodla yapılan kaynakta ise elektrod malzemesi tungstendir. Dolayısıyla bu yöntem gazaltı tungsten ark kaynağı (GTAK) olarak adlandırılır.

3.2. MIG-MAG kaynak yöntemi

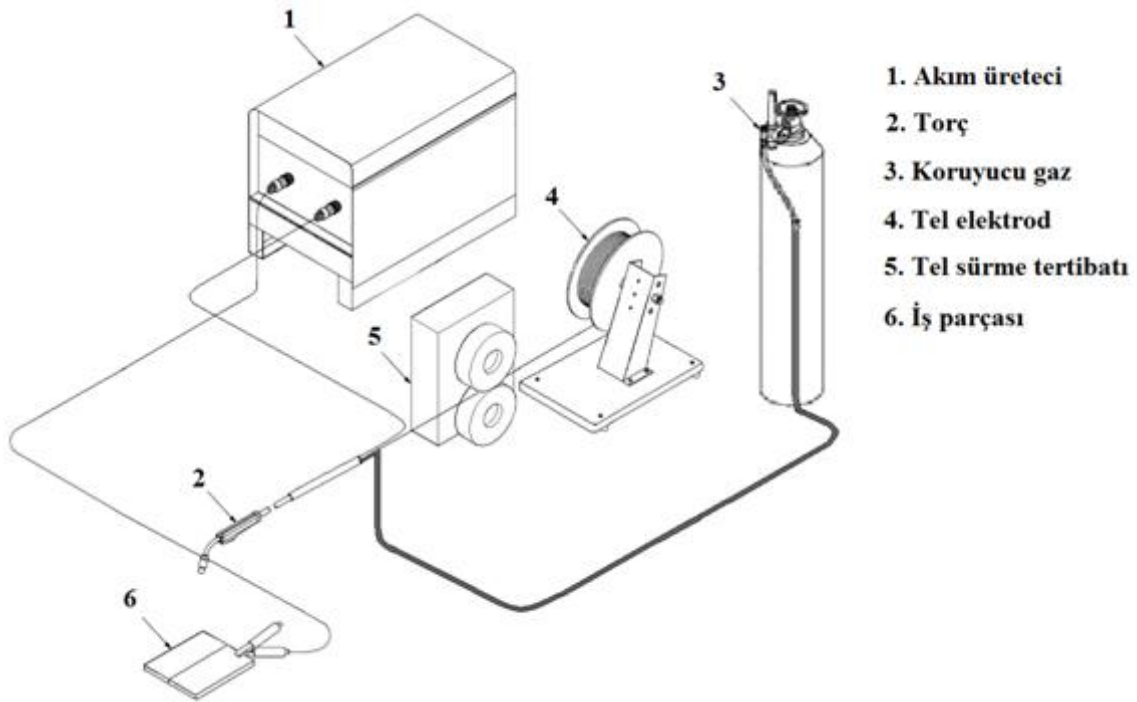
MIG-MAG kaynağında ark, aynı zamanda ilave metal görevini icra eden bir tel elektrod ile iş parçası arasında oluşur. MIG kaynağında koruyucu gaz olarak argon veya helyum gibi inert gazlar ya da bunların karışımı kullanılırken MAG kaynağında koruyucu gaz olarak CO₂ gibi bir aktif gaz seçilir. Anlaşılacağı üzere MIG ve MAG kaynak yöntemleri çalışma prensibi ve donanım açısından farklı değildir. Sadece kullanılan koruyucu gaza göre isimlendirme yapılır [35, 36]. Literatürde MIG-MAG kaynağı genellikle gazaltı kaynağı terimi kullanılarak ifade edilir. Diğer taraftan dolgu malzemesinin şeklini belirtmek amacıyla tel, fonksiyonunu belirtmek amacıyla da elektrod ifadesi kullanılmaktadır [38].

Hafif metallerin MIG kaynağında kullanılan argon gazının yüksek saflıkta (%99,99) olması gerekir. Çelik malzemelerin MIG kaynağında ise argon gazına oksijen veya karbondioksit gazları ilave edilir. Oluşan karışım oksijen itibarıyla % 3-6 oranında teşekkül ederken karbondioksit oranı % 5-13 aralığındadır. Karışımda oksijen bulunması, ergimiş haldeki damlaların yüzeye daha kolay tutunmasını sağlar [35].

MAG kaynağı alüminyum ve alaşımları gibi oksitlenmeye meyilli malzemelerin kaynağında kullanılmaz. Bu kaynak yöntemi genellikle çelik malzemelerin kaynağında kullanılır. MAG kaynağında kullanılan karbondioksit gazının saf ve kuru olması gerekir. Gaz içerisinde bulunabilecek rutubet, kaynak dikişinde gözenek oluşumuna sebebiyet verir. Oluşan kaynak sıcaklığında karbondioksit gazı, karbonmonoksit ve oksijene ayrışır. Ayrıca

CO₂, sıvı haldeki demir ile birleşerek demiroksit bileşimini meydana getirir. Demiroksit ise mangan ve silisyum ile birleşerek bu elementlerin kaybına neden olacağından kaynak metalinin bu elementlerce zengin olması istenir [35].

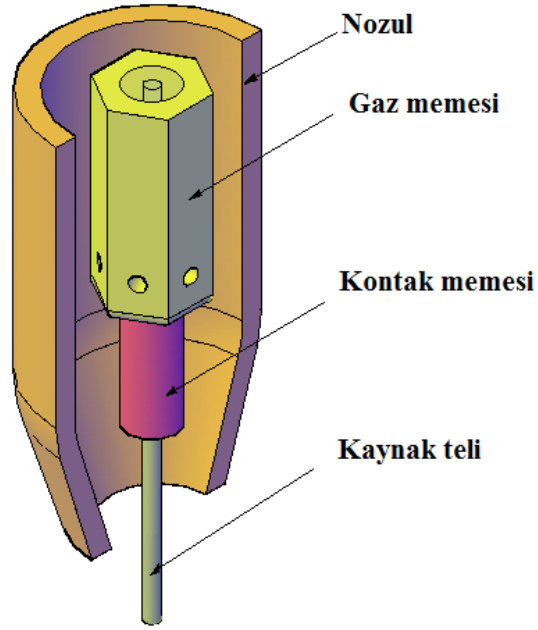
Şekil 3.1’de sistemin çalışma prensibinde görüldüğü üzere MIG-MAG kaynağında tel elektrod bir tel sürme tertibatı yardımıyla tel makarasından kaynak bölgesine iletilir. Kaynak makinasının kutuplarından biri elektroda diğeri iş parçasına bağlanır. Bu sayede tel elektrod ile iş parçası arasında elektrik arkı oluşturulur. Tel elektrod hem arkın devamlılığını sağlar hem de ilave metal görevi yapar. Koruyucu gaz elektrodun eş ekseni olarak bulunduğu bir memeden akar ve arkı, ergiyen damlaları ve arkın altındaki ergiyik halde bulunan kaynak banyosunu atmosferin zararlı etkilerinden korur [36].



Şekil 3.1. MIG-MAG kaynağının çalışma prensibi ve sistem bileşenleri

Bütün kaynak yöntemlerinde olduğu gibi MIG-MAG kaynak yönteminin de kendine has donanımları mevcuttur. Daha önceden de ifade edildiği üzere MIG ve MAG kaynak donanımları aynı olup sadece koruyucu gaz farklılığı söz konusudur. Donanım itibarıyla MIG-MAG kaynak yönteminde başlıca kaynak torcu, torç bağlantı paketi, tel sürme tertibatı, kumanda tertibatı, akım üretici ve koruyucu gaz tüpüne gereksinim vardır.

MIG-MAG kaynağında torç, kaynak akımı, koruyucu gaz ve elektrodun kaynak bölgesine iletimini sağlar. Kaynak işleminde kullanılan akımın şiddetine ve kaynak yönteminin otomatik veya yarı otomatik olma haline göre çeşitli tür ve büyüklüklerde torçlar geliştirilmiştir. Torcun ark sıcaklığından etkilenme durumu kaçınılmazdır. Bunun için soğutma sistemleri kullanılır. Düşük akım şiddetlerinde yapılan çalışmalarda koruyucu gaz akımı ihtiyaç duyulan soğutmayı sağlamaktadır ancak yüksek akım şiddetinde yapılan çalışmalarda su ile soğutma sistemi gerekmektedir [39].



Şekil 3.2: Torcun kısımları

Şekil 3.2’de görüldüğü üzere torcun, oluşan ark ısısından en çok etkilenen parçaları gaz ve kontak memeleridir. Kontak memesi sıcaklığın yanı sıra hareket halindeki tele akım iletir ve yüksek akım şiddetinde kaynak banyosundan sıçrayan metal damlacıklarına maruz kalır. Yüksek sıcaklık aşınmayı artırdığından telin geçtiği deliğin büyümesine sebep olur. Bu durum elektrik iletiminde düzensizliğe sebebiyet verir. Bu da doğrudan kaynak kalitesini olumsuz yönde etkiler. Kontak memesindeki aşırı ısınma, kaynak banyosuna olan uzaklık, kontak memesi malzemesi, koruyucu gaz türü, ark boyu, kaynak ağzının türü, iş parçası sıcaklığı ve iş parçasının ısı yansıtma özelliği gibi birçok nedene bağlı olarak meydana gelebilir [40].

Torç, kaynak makinasına içinde tel elektrod klavuzunu, akım kablosunu, koruyucu gaz hortumunu ve gerekli hallerde soğutma suyu geliş ve dönüş hortumlarını bir arada tutan metal spiral takviyeli ve kalın hortum ile bağlanmıştır. Bu kalın hortuma torç bağlantı paketi adı verilir. Torç bağlantı paketinin içinde bulunan akım kablosu kaynak akım üreticinin maksimum kapasitesine göre boyutlandırılmıştır. Genelde bakım gerektirmez ve üzerindeki yalıtım tabakası tahrip olmadığı sürece kullanılır. [39].

Tel sürme tertibatı, teli makaradan alıp ergiyen tel miktarını karşılayacak bir hızla ark bölgesine sevk eden bir mekanizmadır. Çalışma sistemine göre çekme, itme türü tertibatlar diye adlandırılırsalar da çalışma prensibi açısından birbirlerinden pek farkları yoktur. Hız ayarı kademesiz bir mekanik tertibat veya gerilimi değiştirilerek hızı ayarlanan bir doğru akım motoru tarafından gerçekleştirilir. Günümüzde daha çok bu ikinci sistem tercih edilmektedir [39].

MIG-MAG kaynağında önemli donanımlardan birisi de kumanda tertibatıdır. Gerekli ayarlar yapıp makinanın ana şalteri kapatılarak çalışmaya hazır halde, kaynağa başlamak için yarı otomatik MIG-MAG makinalarında torç üzerindeki düğmeye basmak yeterlidir. Bu anda, önce ayarlanmış debide koruyucu gaz akımı başlar, kısa bir süre sonra ark oluşur ve ark oluşuktan çok kısa bir süre sonra da tel sürme tertibatı devreye girer. Kaynağa son verilmesi halinde ise, bu sıralamanın tersi oluşur. Büyük güçlü makinalarda ayrıca, soğutma suyunun devreye giriş ve çıkışı da gene kumanda tertibatı tarafından gerçekleştirilir [39].

Ark kaynak yöntemlerinde, yöntemin gerektirdiği tür, akım şiddeti, gerilim ve volt-ampere karakteristiğinde elektrik akımı gerekir ve bu bakımdan da her kaynak yöntemi için farklı tür ve büyüklükte akım üretici geliştirilmiştir. Kaynak için gerekli koşullardaki elektrik akımı iş yerinde özel bir generatör tarafından üretildiği gibi, şebeke akımının dönüştürülmesi ile de elde edilebilir. MIG-MAG kaynağında kullanılan kaynak akım üreticilerinin karakteristiği, örtülü elektrod ark kaynağı ve TIG kaynağında kullanılan akım üreticilerinin ki gibi düşey karakteristikli olabildiği gibi bunlardan çok farklı olan yatay karakteristikli tiplerde çok daha yaygın bir biçimde kullanılmaktadır [39].

MIG-MAG kaynak yönteminde kullanılan gazın tüm işlem süresince yeterli miktarda, kesintiye uğramadan sürekli olarak kaynak bölgesine aktarımı koruyucu gaz donanımı tarafından gerçekleştirilir. Kaynak için gerekli koruyucu gaz iki farklı sistem ile sağlanır. Bunlar basınçlı gaz tüpü ve merkezi gaz dağıtım sistemleridir. Ülkemizde MIG-MAG kaynağında koruyucu gaz sistemi olarak ekseriyetle basınçlı gaz tüpü tercih edilmektedir. Bu durum ekonomiklik ile ilgilidir. Çünkü merkezi gaz dağıtım sistemi ancak işletme içersinde bu sistemin yoğun olarak kullanıldığı bir ortam gerektirmektedir [39].

3.2.1. MIG-MAG kaynak yönteminde kullanılan koruyucu gazlar

Bütün gazaltı kaynak yöntemlerinde olduğu gibi MIG-MAG kaynağında da koruyucu gazın kaynak bölgesini tamamen örterek atmosferin zararlı etkilerini gidermesi istenir. Bunun için soy veya aktif gazlar ya da bunların belirli oranlarda karışımları kullanılır [39].

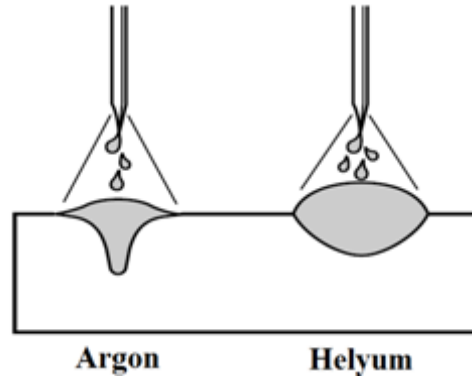
Belirli bir uygulamaya yönelik bitmiş bir kaynağın kalitesi açısından doğru koruyucu gazın seçimi oldukça önemlidir. Kaynak işlemi için koruyucu gazın seçiminde şu etkenlere dikkat edilir [41].

- Kaynak telinin alaşımı,
- Oluşturulan kaynak dikişinden beklenen mekanik özellikler,
- Parça kalınlığı ve birleşim geometrisi,
- Oluşan ergiyik damla geçiş biçimi,
- Kaynak pozisyonu,
- İstenilen nüfuziyet durumu,
- Maliyet ve kolay temin edilebilirlik.

3.2.1.1. Soy gazlar

İnert gaz olarak da adlandırılan argon ve helyum ergiyik haldeki kaynak banyosunu korumak için kullanılan başlıca koruyucu soy gazlardır. Ne argon ne de helyum ergiyik haldeki kaynak banyosu ile kimyasal reaksiyona girmez [41].

a) **Argon:** En sık kullanılan soy gazdır. Helyuma nazaran daha düşük termal iletkenliğe sahiptir. Bunu sonucu olarak ark sütunu daha geniş ve sıcaklığı da özellikle dış kısımlarda düşüktür. Sütunun merkezinde gerek metal buharları ve gerekse damla geçişine bağlı olarak sıcaklık daha yüksektir. Bu bakımdan Şekil 3.3’de görüldüğü gibi argonun koruyucu gaz olarak kullanıldığı kaynak dikişlerinde helyuma nazaran nüfuziyet dikişin merkezinde derin, kenarlarda daha azdır [41].



Şekil 3.3: Koruyucu gaz olarak argon ve helyumun kaynak dikişlerinde nüfuziyet durumu [41].

b) **Helyum:** Genellikle paslanmaz çelik ve alüminyum parçaların MIG-MAG kaynak uygulamalarında koruyucu gaz karışımına ilave edilir. Termal iletkenliği çok yüksek olup yapılan kaynaklarda geniş ve düşük derinlikte bir nüfuziyet elde edilir. Helyum-argon gaz karışımları ayrıca kalın kesitli alüminyum parçaların kaynağında sıkça tercih edilir [41].

Helyum argona nazaran on kat daha hafiftir. Bu da kaynak bölgesinin etkin bir biçimde korunması için daha fazla gaz sarfiyatına neden olmaktadır. Örneğin yatay pozisyonda aynı koşullarda argonun yaptığı korumayı sağlamak için 3 kat daha fazla helyuma ihtiyaç duyulur. Ancak argondan daha hafif olan helyum tavan kaynağında argondan daha fazla kullanışlıdır [35].

3.2.1.2. Aktif gazlar

Gazaltı kaynağında kullanılan başlıca aktif gazlar oksijen, hidrojen, azot ve karbondioksit gazlarıdır. Kaynak bölgesinde istenilen özelliklere ulaşmak için bu gazların kaynak banyosu ile kimyasal reaksiyona girmesi sağlanır [41].

a) Karbondioksit (CO₂): Kaynak esnasında arkın yüksek sıcaklığında karbondioksit, 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. Bu da dikişte nüfuziyetin artmasına neden olur [39].

b) Oksijen (O₂): % 1-5 gibi düşük miktarlarda argona ilave edildiğinde iyi bir ark kararlılığı ve mükemmel bir dikiş görünümü sağlar. İlave metalin içersinde oksijen gidericilerin kullanımı, oksijenin oksitleyici etkisini telafi eder. Silisyum ve mangan oksijenle birleşerek oksit oluşturan elementlerdir [41].

c) Hidrojen (H₂): paslanmaz çelik ve nikel alaşımlarının kaynağında koruyucu gaz olarak argona %1-5 oranında ilave edilir. Yanıcı olması nedeniyle yüksek ısı açığa çıkarır ve yüksek kaynak hızlarında çalışmaya olanak sağlar [41].

d) Azot (N₂): İki atomlu bir gaz olmakla beraber kaynak banyosunda çözünebilme özelliği gösterir. Malzeme yüzeyine çıkan gaz yeniden molekül haline gelerek aldığı ısıyı geri verir. Bu nedenle tek atomlu gaz olan argon ve helyum gazına oranla daha fazla ısı transferi meydana getirir [42].

3.2.1.3. Karışım Gazlar

Koruyucu gazın seçiminde, kaynaklı birleştirme işlemi uygulanacak malzemenin özelliklerinin dışında koruyucu gazın maliyeti ve kaynak esnasında göstermiş olduğu davranış da göz önüne alınır. Ayrıca elde edilmek istenilen özellik tek tip gaz uygulamasında sağlanamama durumu da söz konusu olabilir. Bunun için koruyucu gazlarda karışım uygulaması geliştirilmiştir.

a) Argon-helyum karışımı: Argon-helyum karışımları argon ve helyumun en iyi özelliklerini elde etmek için kullanılır. Bu gazlar genellikle % 80 helyum - % 20 argon ve % 50 helyum - % 50 argondan teşekkül etse de farklı oranlarda karışım aralığına sahip gazlar da kullanılmaktadır [42].

b) Argon-karbondiyoksit karışımı: Argona ilave edilen %3-10 karbondiyoksit karışımı, argon ve oksijen karışımlarıyla aynı amaca yönelik olarak kullanılır. Bu karışım sprey tip transfer sağlar ve bilhassa demir esaslı malzemelerin kaynağında ark karakteristiklerini ve kaynak banyosunu ıslatma kabiliyetini artırır [42].

Sade karbonlu eliklerde CO₂ gazı atmosferinde yapılan kaynak iřlemi dūřuk maliyetli olmasına rađmen pek de dūzgūn olmayan kaynak dikiř oluřumuna ve sıçramalara neden olur. Oluřan yūksək oranda sıçrama, kaynak kalitesini olumsuz yōnde etkilediđi gibi sıçrantıların temizlenmesi de yine maliyeti artırmaktadır. Bu durumda karbondiyoksit gazına % 30'u ařan oranda argon ilavesi sıçrama kaybını azaltır [39].

c) Argon-oksijen karışımı: Argona yapılan dūřuk oranlarda oksijen ilavesi paslanmaz çeliklerin kaynağında çok iyi sonuç verir. Sıçrantısız ve sakin bir ark oluşumu imkanı sağlar. % 5 civarında oksijen içeren gazlar ise az alaşımlı çeliklerin ve deokside bakırın kaynağında iyi sonuçlar verir [39].

3.2.2. MIG-MAG kaynak yōnteminde kullanılan tel elektrodlar

Birleştirme işlerinde elektrodun bileşimi esas metalin bileşimine benzerdir. Kaynak arkında oluşan kayıpları karşılama veya kaynak banyosuna oksit giderici maddeler sağlamak amacıyla elektrodun bileşimi hafif bir şekilde değiştirilebilir. Ancak bazı uygulamalarda başarılı bir kaynak metali özelliği elde edebilmek için esas metalden tamamen farklı kimyasal bileşime sahip elektrodlar da gerekebilir [38].

3.2.2.1. Tel elektrod seçim kriterleri

Elektrod seçimini etkileyen en önemli faktör esas metalin fiziksel ve mekanik özellikleri ile kimyasal bileşimi olup genel olarak elektrod seçimi aşağıda belirtilmiş olan kriterler göz önünde bulundurularak yapılmaktadır [39];

- Esas metalin mekanik özellikleri,
- Esas metalin kimyasal bileşimi,
- Koruyucu gazın türü,
- Esas metalin kalınlığı ve geometrisi,
- Çalışma ortamının koşulları.

3.2.2.2. Tel elektrolarda standardizasyon

Çeliklerin gazaltı kaynağında kullanılan tel elektrodlar ülkemizde TS, Alman DIN ve Amerikan AWS standartlarına göre standardize edilmektedir. Bilindiği üzere tüm Avrupa birliği ülkelerinde geçerli olan EN standartları hazırlanmaktadır ve sade karbonlu ile az alaşımlı çeliklerin kaynağı için EN 440 hazırlanmış ve yürürlüğe konmuştur. Ülkemizde bu konuda sade karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin kaynağı için kullanılan çelik tellere ait hazırlanmış TS 5618 standardı bulunmakta ve bu standart da eski Alman DIN 8559 ile paralellik göstermektedir. Ayrıca uygulamalarda DIN ve AWS standartlarına da başvurulmaktadır. Tablo 3.1’de gazaltı kaynağında kullanılan bazı metal ve alaşımlarına ait AWS standartlarına ait numaralar belirtilmektedir [39].

Tablo 3.1. Gazaltı kaynağında çeşitli metal ve alaşımlar için kullanılan AWS standartlarının numaraları [39].

AWS Standart No:	Metal
A5.7	Bakır ve alaşımları
A5.9	Paslanmaz çelikler
A5.10	Alüminyum ve alaşımları
A5.18	Sade karbonlu çelikler
A5.28	Az alaşımlı çelikler

Metal ve alaşımları için gazaltı kaynak uygulamalarında geliştirilen elektrodlar, genellikle kimyasal bileşim esas alınarak standardize edilirler. Tablo 3.2’de AWS 5.9’a göre gazaltı kaynağında kullanılan bazı tel elektrodların kimyasal bileşimi belirtilmiştir [43].

Tablo 3.2. AWS 5.9’a göre bazı tel elektrodların kimyasal bileşimi [43].

Simge	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	P+S
ER 307Si	0.080	0.8	7	19	8.5	0.50	-	0.035
ER 308LSi	0.025	0.85	1.7	20	10	0.3	-	0.035
ER 309LSi	0.025	0.80	1.6	24	13	0.3	-	0.035
ER 310	0.12	0.45	1.7	26	20	0.5	-	0.035
ER 316LSi	0.025	0.85	1.7	18.5	12.5	2.75	-	0.035
ER 347Si	0.060	0.80	1.5	19.5	10	0.4	0.6	0.035
ER 430LNb	0.030	0.7	1.0	18	0.5	0.5	0.6	0.045

ER 307Si; zırh çeliği gibi zor kaynak edilebilen çeliklerin birleştirilmesinde ve sert dolgu uygulamalarından önce tampon tabaka oluşturmak amacıyla kullanılır. Korozyona karşı yüksek dayanıma sahiptir. Östenitik tip Cr Ni' li çeliklerin kaynağında kullanılır. Yüksek orandaki Mangan sayesinde 850 °C'a kadar olan çalışma sıcaklıklarında dayanımını ve sertliğini korur. İçerdiği yüksek orandaki silisyum sayesinde erimiş metalin yüzey gerilimi iyileştirilmiş ve bunun sonucunda dolgu metalinin ana metale mükemmel bir şekilde yayılması sağlanmış olur [43].

ER 308LSi; oksitleyici ortamlara ve taneler arası korozyona karşı yüksek dayanıma sahiptir. Östenitik tip Cr Ni' li çeliklerin kaynağında kullanılır. İçerdiği yüksek orandaki silisyum sayesinde erimiş metalin yüzey gerilimi iyileştirilmiş ve bunun sonucunda dolgu metalinin ana metale mükemmel bir şekilde yayılması sağlanmış olur [43].

ER 309LSi; paslanmaz çeliklerin sade karbonlu çeliklere kaynağında kullanılır. Çatlamaya karşı hassasiyeti düşük bir kaynak metali oluşturur. İçerdiği yüksek orandaki silisyum sayesinde erimiş metalin yüzey gerilimi iyileştirilmiş ve bunun sonucunda dolgu metalinin ana metale mükemmel bir şekilde yayılması sağlanmış olur [43].

ER 310; yüksek sıcaklıklarda çalışan Cr ve Cr Ni' li çeliklerin birleştirme ve yüzey dolgusu kaynağında kullanılır. 1100 °C'a kadar ki çalışma şartlarında oksidasyona karşı yüksek dayanım sağlar [43].

ER 316LSi; östenitik tip Cr Ni Mo' li paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılır. Düşük karbonlu kaynak metali oluşturur. Genel korozyon şartlarında taneler arası korozyona karşı yüksek dayanıma sahiptir [43].

ER 347Si; Ti veya Nb ile stabilize edilen Cr Ni' li paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılır. Oksitleyici ortamlardaki korozyon şartlarına ve taneler arası korozyona karşı yüksek dayanıma sahiptir [43].

ER 430LNb; ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağı için özel olarak geliştirilmiştir. Yapısında % 0.6 oranında niyobyum içerir. Özellikle otomotiv sektöründe kullanılan ve atık gaz sıcaklığının yüksek olduğu egzost sistemleri için idealdir. Karbon çelikleri ve östenitik ya da ferritik yapıdaki paslanmaz çeliklerden oluşan farklı metal bağlantılarında da kullanılır [43].

3.2.3. MIG-MAG kaynak yönteminde başlıca kaynak parametreleri

Kaynak parametreleri kaynak işlemini ve elde edilen kaynak bağlantısının kalitesini belirleyen en önemli unsurlar bütünüdür. Kaynak parametreleri, kaynak edilen metal veya alaşım ile kaynak metalinin türü ve kaynak ağız geometrisi göz önünde bulundurularak belirlenir. Bu parametrelerin seçimi kaynakçının çalışma koşullarını kolaylaştırmakla beraber istenilen kaynak dikiş kalitesinin sağlanma olasılığını da artırır [39].

Yeterli kaliteye sahip kaynak dikiş formu oluşturmak için bu parametrelerin etkilerinin iyi bir şekilde anlaşılması ve buna göre kontrol edilmesi gereklidir. Zira bu parametreler birbirlerinden bağımsız olmamakla beraber birindeki değişiklik diğerlerini de etkileyebilmektedir veya başka bir değişle istenilen sonucu elde edebilmek için herhangi bir parametrenin değişimi durumunda diğerlerinin veya birkaçının da değişmesi gerekir. Kaynağın kalitesini etkileyen kaynak parametrelerini şu şekilde sıralamak mümkündür [38];

- Koruyucu gaz
- Tel elektrod çapı
- Tel elektrod açısı
- Serbest tel elektrod uzunluğu
- Kaynak pozisyonu
- Kaynak akımı
- Kutuplama türü
- Ark gerilimi
- Kaynak hızı

3.2.3.1. Koruyucu gaz

Gazaltı kaynak yöntemlerinde kullanılan her gaz birbirinden farklı ergime gücü, dikiş formu ve nüfuziyet derinliği ortaya koyar. Ayrıca koruyucu gaz türü kaynak sırasında oluşan sıçrantı durumu, kaynak hızı ve kaynaklı bağlantıdan beklenen mekanik özelliklere de etki eder. Örneğin demir esaslı metallerin kaynağında koruyucu gaz olarak karbondioksitin kullanılması halinde diğer gazlara nazaran aynı akım şiddeti için en büyük ergime gücü, en derin nüfuziyet ve en geniş kaynak dikişi elde edilir. Ancak karbondioksit kullanımında sıçrantı durumu en fazla olmakla beraber en çok duman çıkaran gazdır [39].

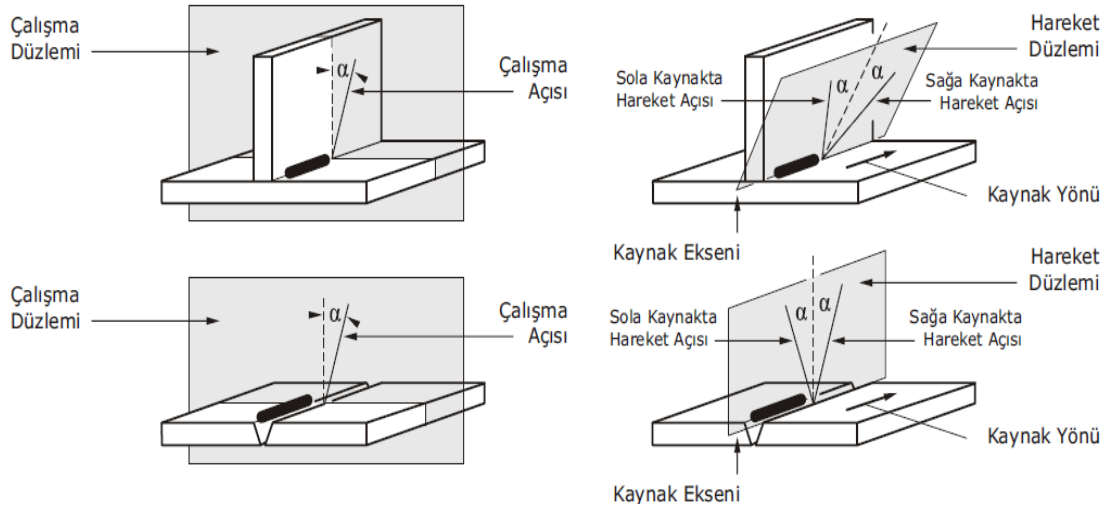
3.2.3.2. Tel elektrod çapı

Kaynak dikişinin şekil ve boyutlarını etkileyen önemli parametrelerden biri de tel elektrod çapıdır. Büyük çaplı elektrodlar aynı metal iletim türü için küçük çaplı elektrodlara göre daha yüksek değerlerde minimum akım gerektirir. Daha yüksek akımlar ise, ilave elektrod ergimesi ve daha büyük ve akışkan kaynak banyoları oluşturur. Yüksek akımlar aynı zamanda daha yüksek yığılma hızına ve daha fazla nüfuziyete neden olur. Ancak düşey ve tavan pozisyonundaki kaynaklar küçük çaplı elektrodlarla daha düşük akımlar kullanılarak gerçekleştirilir [38].

3.2.3.3. Tel elektrod açısı

Bütün ark kaynak yöntemlerinde olduğu gibi MIG-MAG kaynak yönteminde de elektrodun açısı kaynak dikiş formunu ve nüfuziyet durumunu etkiler. Elektrodun açısı, dikiş formunu ve nüfuziyeti ark gerilimi ve kaynak hızı parametrelerinden daha fazla etkilediği bilinmektedir.

Elektrodun açısını ve kaynak dikiş formuna olan etkisini tahlil edebilmek için tanımlanmış iki düzleme ihtiyaç vardır. Bunlar çalışma düzlemi ve hareket düzlemleridir. Şekil 3.4’de görüldüğü üzere kaynak doğrultusuna dik olan düzlem çalışma düzlemi olarak ifade edilirken kaynak doğrultusu ile elektrodan geçen düzleme hareket düzlemi denilmektedir. Bu düzlemler dikkate alındığında; hareket düzlemi içinde elektrod eksenine kaynak (hareket) doğrultusuna dik olan doğrultu arasındaki açıya hareket açısı denir. Çalışma düzlemi ile içinde elektrod eksenine en yakın iş parçası yüzeyi arasındaki açı ise çalışma açısı olarak tanımlanır [38].



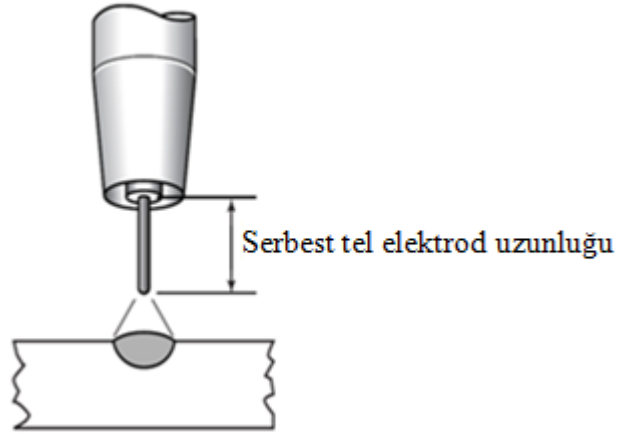
Şekil 3.4. Hareket ve çalışma düzlemleri ile elektrod açıları [38].

Elektrodun ucu kaynak yönünün tersi yönüne doğru yönelmiş durumda ise bu teknik sağa kaynak, kaynak doğrultusuna doğru yönelmiş ise sola kaynak tekniği olarak ifade edilir. Diğer kaynak parametreleri sabit olmak üzere hareket açısı sıfırdan itibaren sola kaynak tekniğine doğru artırıldığı takdirde derin bir nüfuziyet ile geniş ve düz bir

kaynak dikiş formu elde edilir. Sağa kaynak tekniğinde hareket açısının 25^0 olduğu durum en yüksek nüfuziyetin sağlandığı tekniktir. Ayrıca sağa kaynak tekniği dar bir dikişle beraber daha kararlı bir ark ve daha az sıçrantı kaybı sağlar [38].

3.2.3.4. Serbest tel elektrod uzunluğu

Serbest tel elektrod uzunluğu Şekil 3.5’de görüldüğü üzere, torç içindeki kontak memesinin en uç noktası ile tel elektrodun uç kısmı arasındaki uzunluk olarak ifade edilir. Bu uzunluk sadece tel elektrodun uzunluğunu belirtir ve ark uzunluğu buna dahil değildir. Serbest tel elektrod uzunluğunun artması ergime gücünün artmasına ve nüfuziyetin azalmasına neden olur. Bu uzunluktaki aşırı derecedeki artış durumunda fazla miktarda düşük sıcaklıktaki kaynak metalinin kaynak dikişine yığılması söz konusudur. Bu da nüfuziyetin son derece düşük olması anlamına gelmektedir [39,41].



Şekil 3.5: Serbest tel elektrod uzunluğunun şematik gösterimi [41].

3.2.3.5. Kaynak pozisyonu

Düşey veya tavan pozisyonlarında yerçekiminin kaynak metali üzerindeki çekim etkisini yenebilmek için küçük çaplı elektrodlarla ya kısa devre metal iletimi veya darbeli spray iletimli kaynak yapmak gerekir. 1.1 mm ve daha küçük çaplı elektrodlar zor pozisyonların kaynağı için tercih edilir. Düşük ısı girdisinin kullanılması zor pozisyonların kaynağı için çok uygundur. Bu şekilde ergimiş banyonun hızla katılaşması sağlanır. Düşey

pozisyondaki ince saçların kaynağında genellikle yukarıdan aşağıya kaynak tercih edilmelidir [38].

3.2.3.6. Kaynak akımı

Kaynak işleminde kullanılan akım şiddetinin ergime gücüne, kaynak dikiş biçimine, dikiş boyutlarına ve nüfuziyete etkisi diğer bütün parametrelerden daha fazladır. Kaynak akım şiddeti yükseldikçe ergime gücü de artar. Aşırı yüksek akım şiddeti çok geniş bir kaynak banyosu ve derin nüfuziyete neden olduğundan delinme problemini de beraberinde getirir. Çok düşük akım şiddetinde çalışıldığında ise çok kötü bir nüfuziyet ve elektrod metalinin parça üzerine yığılması durumuyla karşılaşılır [39].

3.2.3.7. Kutuplama türü

Kutuplama kavramı, torcun bir doğru akım ünitesinin kutuplarına elektriksel olarak bağlanmasını ifade eder. Torcun güç kablosu kaynak ünitesinin pozitif kutbuna bağlanacak olursa bu kutuplama türüne doğru akım ters kutuplama (DATK), torç negatif kutba bağlanacak olursa da bu kutuplama türüne doğru akım düz kutuplama (DADK) denir. Gazaltı kaynak uygulamalarında genellikle DATK türü kullanılır. Bunun nedeni bu kutuplamanın geniş bir kaynak akım aralığında kararlı bir ark, yumuşak bir metal iletimi, daha az sıçrama, iyi bir kaynak dikişi özelliği ve daha fazla nüfuziyet oluşturmasıdır. DADK türü pek yaygın olmamakla beraber yüksek ergime hızı oluşturmak gibi bir avantaj sağlar. Ancak metal iletim tipi iri damla şeklinde olması nedeniyle bu sağladığı avantajdan yararlanılamaz [38].

3.2.3.8. Ark gerilimi

Ark gerilimi ve ark boyu genellikle birbirlerinin yerine kullanılan terimlerdir. Ancak bunların aralarında bir ilişki olmakla beraber farklı şeyler olduğunu belirtmek gerekir. Ark boyu bağımsız bir değişkendir. Ancak ark gerilimi hem diğer birçok değişkene hem de ark boyuna bağlı olarak değişir. Ark gerilimi, serbest elektrod uzunluğu boyunca gerilim düşümünü de içermekle beraber elektriksel bir terimle fiziksel ark boyunun yaklaşık olarak belirtilmesi ve ayarlanmasında da kullanılan bir vasıtaadır.

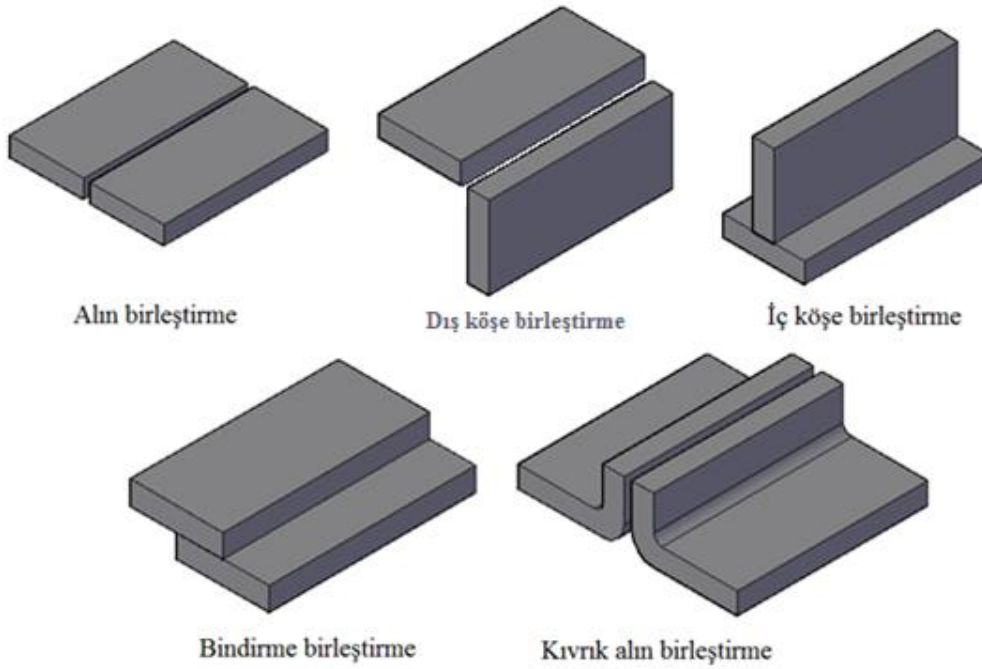
Nüfuziyet artan ark gerilimi ile belirli bir optimum değere kadar artar ve bu değerden sonra azalmaya başlar. Yüksek ark gerilimi, nüfuziyet azlığı dolayısı ile bazı geniş aralıklarda kök pasoda köprü kurabilmek için kullanılır. Çok küçük ark gerilimi çok dar ve aşırı şişkin kaynak dikişlerinin oluşmasına, aşırı derecede küçük ark gerilimi ise gözenekliliğe neden olur [38,39].

3.2.3.9. Kaynak hızı

Kaynak hızı, arkın kaynak birleştirmesi boyunca ilerleme hızıdır. Çok düşük kaynak hızlarında, kaynak arkı esas metal yerine ergimiş kaynak banyosu üzerinde yanar ve bu nedenle nüfuziyet azalır. Bu sırada geniş bir kaynak dikişi de oluşur. Kaynak hızı artırılırsa ark esas metale daha doğrudan etki ettiğinden birim kaynak dikişi uzunluğu başına arkta esas metale iletilen ısı enerjisi önce artar. Kaynak hızının daha da artırılması, birim kaynak dikişi uzunluğu başına, esas metale daha az ısı enerjisi verilmesi sonucunu doğurur. Bu nedenle artan kaynak hızıyla esas metalin erimesi önce artar ve daha sonra azalır. Kaynak hızı daha da artırılacak olursa ark tarafından eritilen yolu doldurmaya yetecek miktarda dolgu metali yığılmayacağından kaynak dikişinin kenarlarında yanma olukları meydana gelir [38].

3.3. Gazaltı kaynak yöntemlerinde birleştirme türleri ve kaynak ağzları

Kaynaklı tasarımlar için öngörülen birleştirme türlerini beş ana grup altında toplamak mümkündür. Bu birleştirme türleri Şekil 3.6'da görüldüğü üzere alın birleştirme, iç köşe birleştirme, dış köşe birleştirme, bindirme birleştirme ve kıvrık alın birleştirme türleridir. MIG-MAG kaynak yöntemlerinde bu birleştirmelerden ilk dördünün sıkça uygulanmasına rağmen kıvrık alın birleştirme uygulamasına pek rastlanmaz. Ancak TIG kaynak yöntemi, ilave metal kullanımı ya da parça kenarlarının arkla eritilmesi esasına dayalı olduğundan kıvrık alın birleştirme türü bu kaynak yöntemi için oldukça idealdir [36,39].


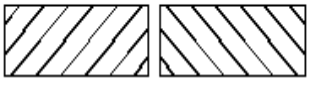
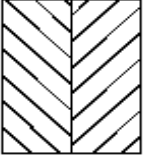
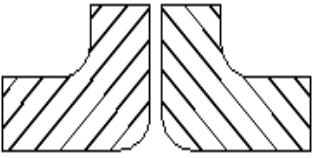
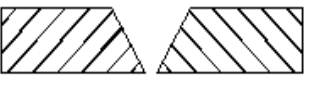

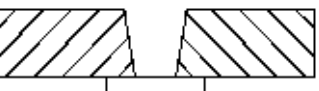
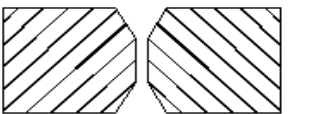

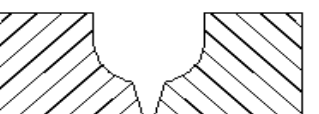
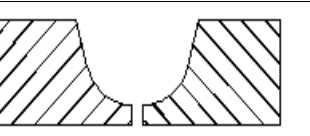
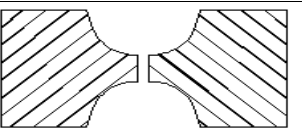
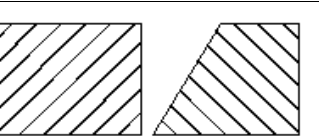
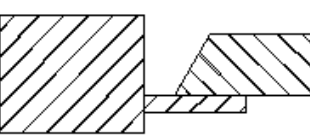
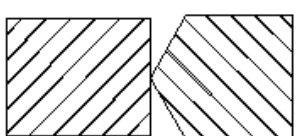
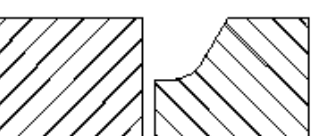


Şekil 3.6. Gazaltı kaynak yöntemlerinde başlıca birleştirme türleri

Kaynak ile birleştirilen parçalarda kaynak bağlantısının bütün kesit boyunca istenilen derinliğe ulaşabilmesi için parça kenarlarına kaynak ağzı açılır. Kaynak ağzlarının hazırlanmasında parça kalınlığı, parçanın türü ve birleşim şekli göz önünde bulundurulur. Aynı birleştirme türü için çok çeşitli kaynak ağzı biçimleri hazırlamak mümkündür. Kaynak ağzlarının biçim ve geometrileri çeşitli standartlar ile belirtilmiş ve ülkemizde bu konuda, Tablo 3.3’de de belirtildiği üzere TS 3473 standardından yararlanılmaktadır. Bu standartta ergitme kaynak yöntemlerinde kullanılması gereken kaynak ağzı biçimleri ve gösterildiği semboller verilmektedir [39].

Kaynak ağzı tasarımında en önemli hususlardan biri parça kalınlığıdır. MIG-MAG yönteminde iki taraftan kaynak yapmanın mümkün olduğu durumlarda uygun kök aralığı bırakmak ve akım şiddetini üst sınırlarda seçmek suretiyle 10 mm kalınlığındaki parçalar bile küt alın ağzı ile kaynatılabilirler [39].

Tablo 3.3: TS 3473'e göre kaynak ağız geometrileri ve gösterim sembolleri

Sembol	II	III	
Kaynak ağızı			
Sembol	V	Y	VI
Kaynak ağızı			
Sembol	X	X	VII
Kaynak ağızı			
Sembol	Y	Y	VIII
Kaynak ağızı			
Sembol	L	K	P
Kaynak ağızı			

Kaynak ağızı tasarımını etkileyen bir diğer husus kaynak edilen malzemedir. Örneğin alüminyumun ısı iletkenliği çok yüksek ve ergime sıcaklığı düşüktür. Buna karşın paslanmaz çeliğin ısı iletkenliği oldukça düşüktür. Bu bakımdan kaynak edilecek malzemenin alüminyum olması durumunda küt alın birleştirmede paslanmaz çeliğe

nazaran parça kalınlığında sınırlama söz konusudur. Çünkü ısı kaynak bölgesini daha hızlı bir biçimde terk edeceğinden daha erken katılaşma olacak ve derinlemesine nüfuziyet sağlanamayacaktır [39].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Deneyde kullanılan malzemeler ve hazırlanışı

Yapılan deneysel çalışmalarda Ramor 500 zırh çelikleri kullanılmıştır. Mevcut verilerin dışında elde edilen sonuçların daha güvenilir olması için zırh çeliklerine spektral analiz yapılmıştır. Bu analiz sonucunda Tablo 4.1’de Ramor 500 zırh çeliğine ait standart ve deneysel kimyasal analiz sonuçları belirtilmektedir [44]. Ayrıca Tablo 4.2’de bu zırh çeliklerine ait mekanik özellikler görülmektedir. Yapılan kaynaklı birleştirme işleminde ise zırh çeliklerinin gazaltı kaynağı için önerilen 307Si MIG kaynak teli kullanılmıştır. Daha önceden de ifade edildiği gibi MIG-MAG kaynak telleri fonksiyonlarından ötürü elektrod olarak da anılmaktadır. Bu yüzden bu çalışmada 307 Si kaynak teli, 307 Si elektrod olarak ifade edilmektedir. 307 Si elektroda ait kimyasal analiz Tablo 4.3’de verilmektedir [43].

Tablo 4.1. Ramor 500 zırh çeliğine ait standart ve deneysel bileşim [44].

Ramor 500	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B	Fe	C _{eş}
Katologdaki Standart analiz değerleri (max)	0,32	0,07	1,50	0,02	0,015	1,00	2,00	0,70	0,005	Kalan	1,04
Spektral analiz	0,14	0,22	0,99	0,006	0,012	0,59	0,43	0,24	0,0005	Kalan	0,51

Tablo 4.2. Ramor 500 zırh çeliğine ait mekanik özellikler [44].

Mekanik özellik	Sertlik (HBW)	Darbe dayanımı (-40 ⁰ C/J)*	Akma dayanımı (0,2 N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)
Ramor 500	450-530	20 Joule	1250	1600	8

* : 10x10 test numunesine göre

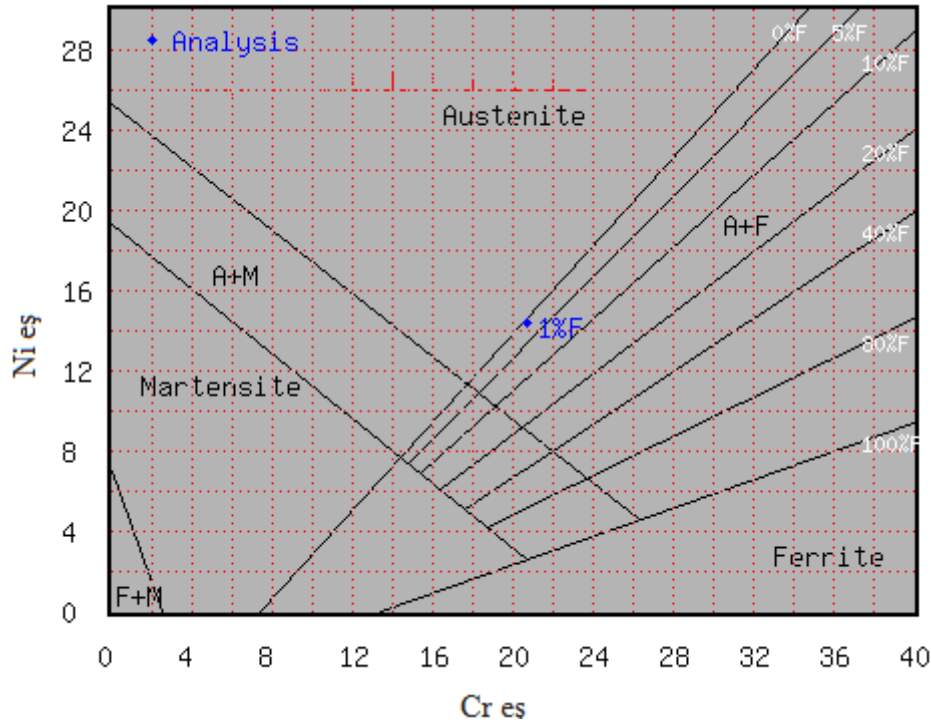
Tablo 4.3. 307Si elektroda ait kimyasal bileşim [43].

Bileşim	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P+S
307Si	0,08	0,8	7	19	8,5	0,5	0,035

Kullanılan elektrodun mikroyapısı hakkında daha iyi fikir sahibi olabilmek için Şekil 4.1’ de görülen Schaeffler diyagramından yararlanılmıştır [45]. Diyagrama göre mevcut yapıları tespit edebilmek için nikel ve krom eşdeğerleri denklem 2.1 ve denklem 2.2 de belirtilen formüllerle hesaplanmıştır. Bunun sonucunda Cr eş = 20,7 ve Ni eş = 14, 4 olarak bulunmuştur. Sonuç olarak 307 Si elektrodun % 1 ferritten oluşan östenitik yapıya sahip olduğu tespit edilmiştir.

$$\text{Ni eş} = \% \text{Ni} + 30 \times \% \text{C} + 0,5 \times \% \text{Mn} \quad 2.1$$

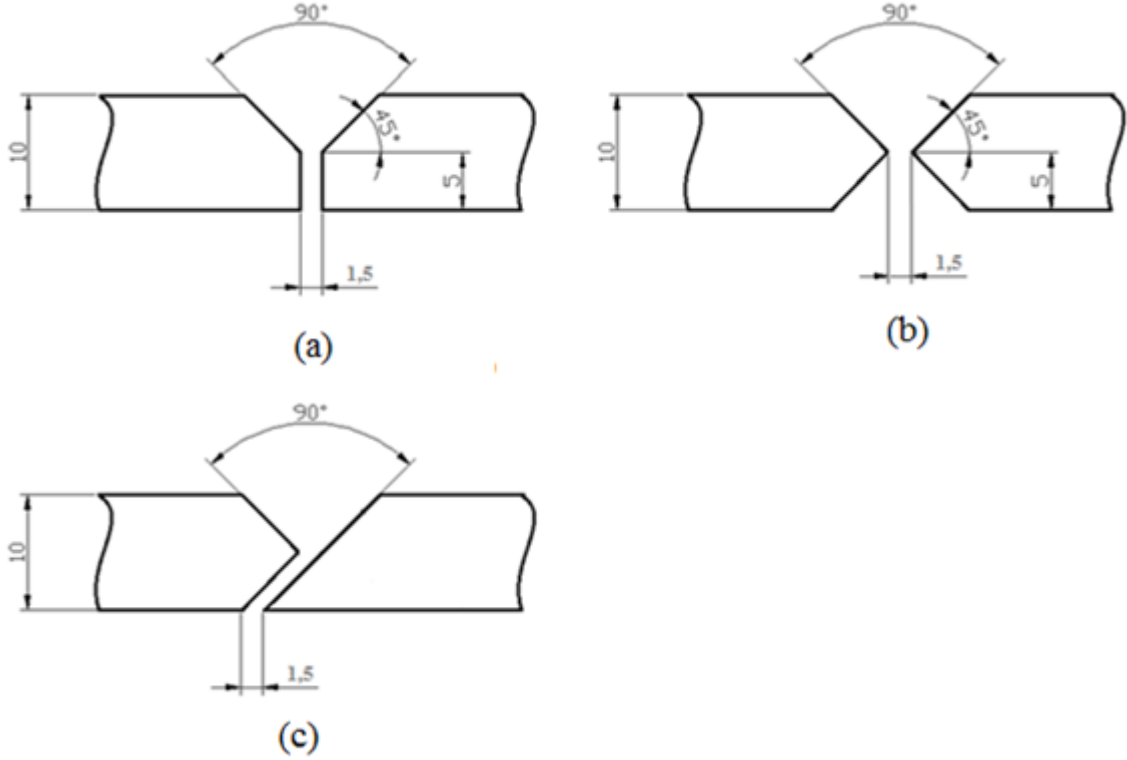
$$\text{Cr eş} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5 \times \% \text{Si} \quad 2.2$$



Şekil 4.1. 307 Si kaynak metaline ait fazları gösteren Schaeffler diyagramı [45]

Deneyde kullanılan 10 mm kalınlığındaki Ramor 500 zırh çelikleri 150 x 50 x 10 mm ebatlarında olacak şekilde hazırlanmıştır. Önce lazer kesim yöntemi uygulanarak 60 mm genişliğinde kesilen parçalar daha sonra soğutma sıvısı da kullanılarak frezeleme yöntemiyle 50 mm genişliğe düşürülmüştür. Bu sayede lazer ısı kesim yöntemiyle yapısı değişen bölgeler deney malzemelerinden uzaklaştırılarak kaynak için daha uygun birleşim yüzeyleri elde edilmiştir. Daha sonra 10 mm kalınlığındaki Ramor 500 zırh çeliklerine yine

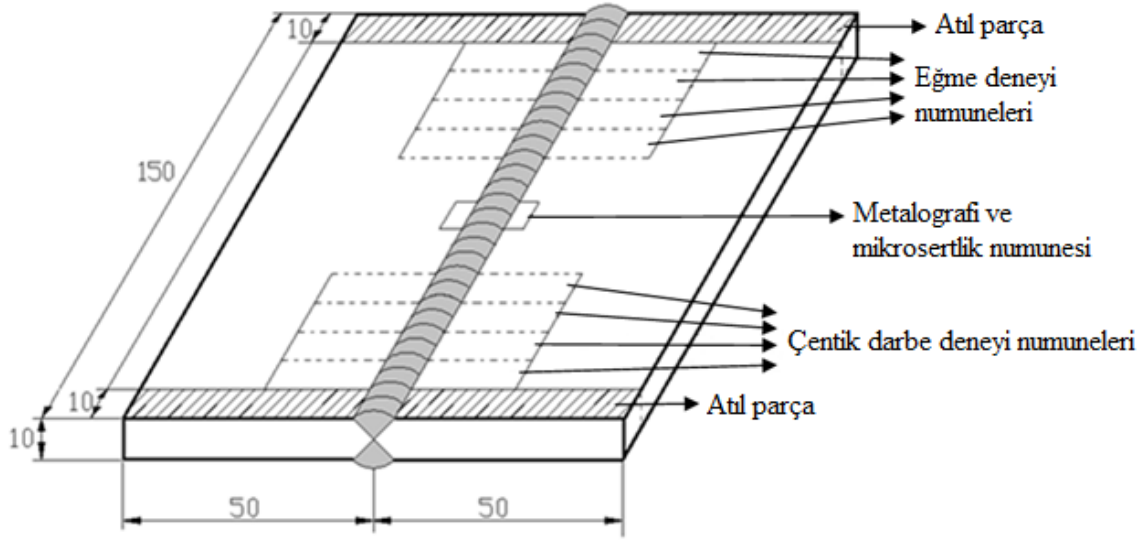
frezeleme teknikleri uygulanarak Y, X ve Υ kaynak ağızları açılmıştır. Şekil 4.2’de açılan kaynak ağızları daha ayrıntılı bir biçimde görülmektedir.



Şekil 4.2. Deney numunelerine açılan kaynak ağızları, (a): Y kaynak ağızı, (b) X kaynak ağızı, (c): Υ kaynak ağızı

4.2. Kaynak uygulamaları ve kaynak parametreleri

Deneysel çalışmanın kaynak uygulamasında kaynak ağızı açılmış numuneler alın birleştirme türü esas alınarak ve 1,2 mm çapındaki 307 Si elektrod kullanmak suretiyle birleştirme işlemine tabii tutulmuştur. Ayrıca kaynak uygulamasında koruyucu gaz olarak argon içersinde % 5 CO₂, % 10 CO₂ ve 15 CO₂ oranlarında birleştirme işlemi yapılmıştır. Bu sayede kaynak ağızı ve koruyucu gaz faktörünün mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Bunun için birleştirme işlemi Şekil 4.3’de şematik olarak görüldüğü üzere belirtilen boyutlarda gerçekleştirilmiş, mikroyapı ve mekanik özellikleri ölçmeye yönelik test numuneleri bu parçalardan çıkarılmıştır.



Şekil 4.3. kaynak edilen parçaların boyutları ve test numunelerinin parçalardan çıkarılması

Hem kaynak ağızı hem de koruyucu gaz parametreleri esas alınarak Tablo 4.4.'de numune numaralandırma yöntemi kullanılmıştır. Bu teknik sayesinde deneysel bulgular arasında karşılaştırma yapma olanağı sağlanmıştır. Ayrıca Tablo 4.4.'de belirtilen veriler numunelere ait ana parametreleri oluşturmaktadır. Kaynak uygulamaları için bu numunelere ait kaynak parametreleri Tablo 4.5.'de belirtilmektedir.

Tablo 4.4. Numune numaralandırma yöntemi ve ana parametreler

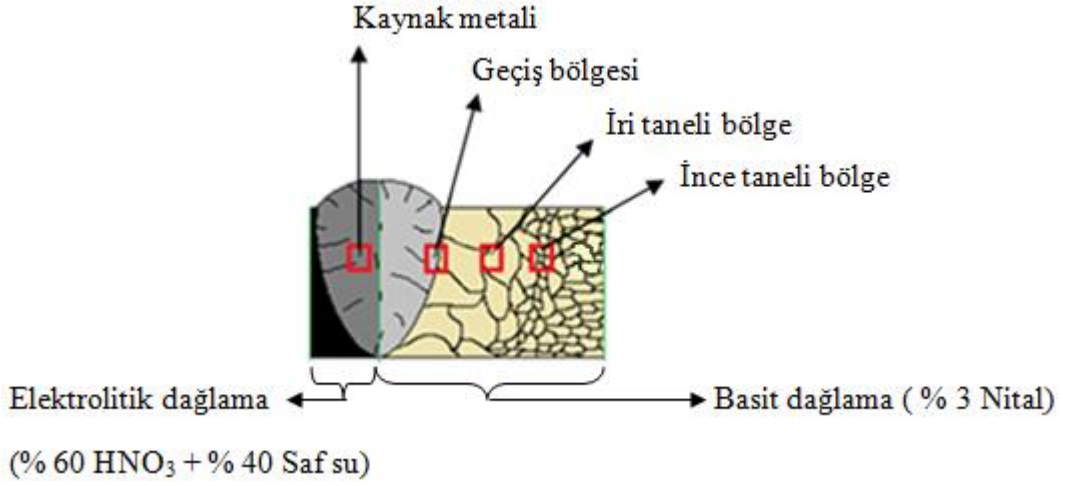
Kaynak ağızı	Koruyucu gaz atmosferi		
	% 5 CO ₂ + % 95 Ar	% 10 CO ₂ + % 90 Ar	% 15 CO ₂ + % 85 Ar
Y	N1	N2	N3
X	N4	N5	N6
y	N7	N8	N9

Tablo 4.5. Deney numunelerine ait kaynak parametre değerleri

Numuneler	Kaynak Parametreleri						
	Kaynak akımı (A)	Kaynak voltajı (V)	Tel sürme hızı (mm/sn)	Gaz akış debisi (lt/dk)	Kaynak hızı (mm/s)	Gaz karışımı	Kaynak ağızı
N ₁	300	30	150	15	9,09	% 5 CO ₂ + % 95 Ar	Y
N ₂	300	30	150	15	10	% 10 CO ₂ + % 90 Ar	Y
N ₃	300	30	150	15	10	% 15 CO ₂ + % 85 Ar	Y
N ₄	300	30	150	15	10-11,11	% 5 CO ₂ + % 95 Ar	X
N ₅	300	30	150	15	10-10	% 10 CO ₂ + % 90 Ar	X
N ₆	300	30	150	15	11,11-10	% 15 CO ₂ + % 85 Ar	X
N ₇	300	30	150	15	10	% 5 CO ₂ + % 95 Ar	y
N ₈	300	30	150	15	9,09	% 10 CO ₂ + % 90 Ar	y
N ₉	300	30	150	15	9,09	% 15 CO ₂ + % 85 Ar	y

4.3. Metalografik çalışmalar ve optik mikroskop incelemeleri

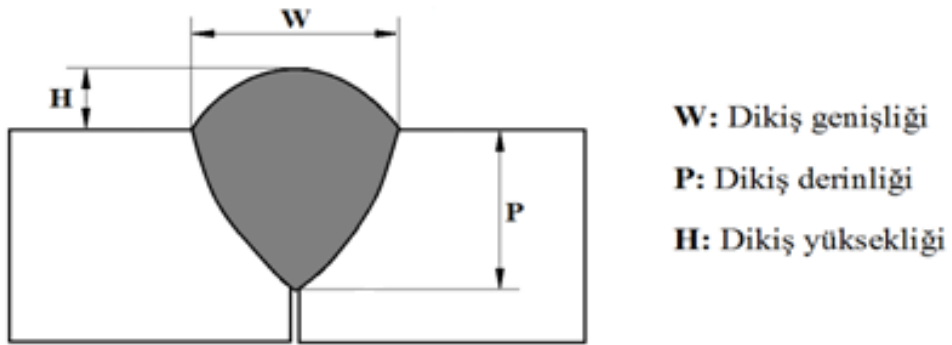
Kaynak numunelerine ait metalografik çalışmalar için kaynak bölgesinden çıkarılan 20 x 10 x 10 mm boyutlarındaki numuneler sırası ile 200, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 mesh' lik zımparalarda zımparalandıktan sonra 1 µm' lik elmas pasta ile çuhalanarak parlatılmıştır. Dağlama işlemi literatür verileri esas alınarak iki kademe gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.4.'de şematik olarak görüldüğü gibi esas metal için % 3 Nital çözeltisi kullanılarak basit dağlama yapılırken östenitik paslanmaz çelik olan kaynak metali için % 60 HNO₃ ve % 40 saf sudan oluşan solisyonda 3 V - 25 sn elektrolitik dağlama yapılmıştır. Optik mikroskop görüntüleri Nikon marka optik mikroskop kullanılarak yine Şekil 4.4.'de görülen bölgelerden elde edilmiştir.



Şekil 4.4. Dağlama kademeleri ve mikroyapısal olarak incelenen bölgeler

4.4. Kaynak dikiş boyutlarının belirlenmesi

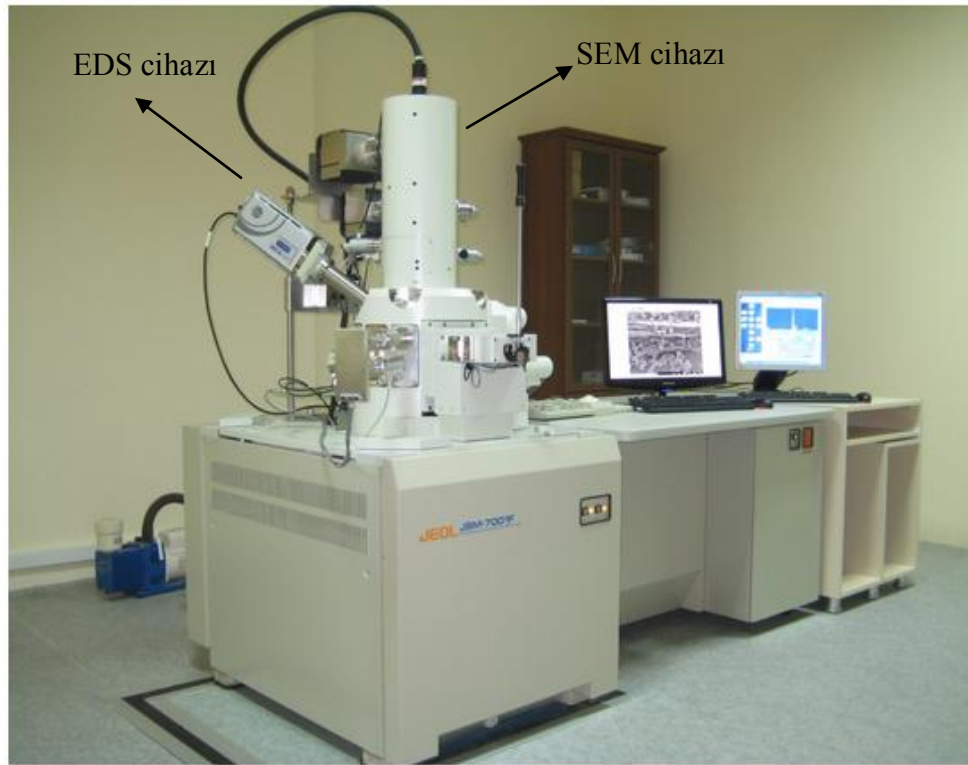
Kaynak bölgesinden çıkarılan metalografi numuneleri üzerinde kaynak dikiş boyutları Şekil 4.5’de belirtildiği üzere W: dikiş genişliği, P: dikiş derinliği ve H: dikiş yüksekliği olarak tespit edilmiştir. Bu sayede kaynak dikişine ait nüfuziyet profilinin mekanik özelliklere olan etkisi araştırılmıştır.



Şekil 4.5. Kaynak dikiş boyutlarının şematik görünümü

4.5. SEM (Scanning Electron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu incelemeleri

Kaynak numunelerine ait mikroyapısal değişimi daha yakından incelemek için Fırat Üniversitesi Fen Fakültesi Fizik Bölümü laboratuvarında bulunan Şekil 4.6. da görülen Japon menşeli JEOL JSM 7001F marka SEM cihazında çeşitli büyütmelerde mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir.



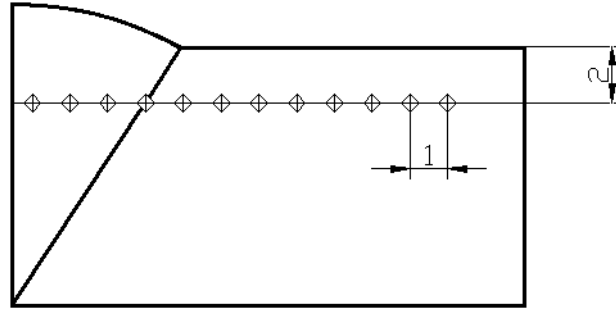
Şekil 4.6. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve EDS cihazı

4.6. EDS (Energy Dispersive Spectrometer) Enerji Dağılımlı Spektrometresi noktasal analiz incelemeleri

SEM cihazına bağlı Oxford marka EDS noktasal analiz cihazında numunelerin mikroyapısında görülen karbürlerin, fazların ve tanımlanamayan pek çok yapının noktasal olarak analizleri yapılıp pikleri grafik Şeklinde elde edilmiştir.

4.7. Sertlik deneyi

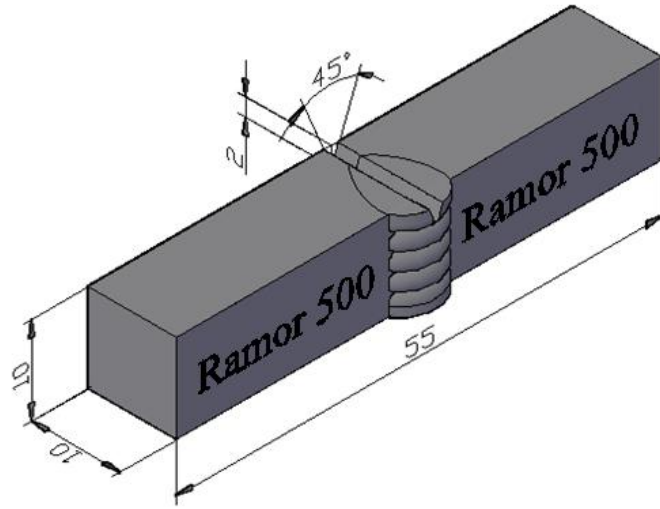
Mikrosertlik ölçümleri Fırat Üniversitesi Metalurji ve Malzeme mühendisliği laboratuvarında bulunan LEICA MHF-10 marka mikrosertlik ölçüm cihazında gerçekleştirilmiştir. Tüm numuneler için 50 gr yük altında 5 sn beklenecek aynı koşullarda ölçüm yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri Vickers (HV) sertlik skalası ile yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümleri Şekil 4.7’de şematik olarak görüldüğü üzere numune yüzeyinden 2mm derinlikte ve 1 mm aralıklarla gerçekleştirilmiş olup elde edilen veriler Microsoft Excel programında grafik haline dönüştürülmüştür.



Şekil 4.7. Mikrosertlik alınan noktaların şematik görünümü

4.8. Çentik darbe deneyi

Numunelerin darbe dayanımı çentik darbe deneyleriyle ölçülmüştür. Çentik darbe deneyleri oda sıcaklığında (27°C) her tip deney numunesinden en az dörder tane test numunesi çıkarılarak bunların aritmetik ortalaması alınmak suretiyle gerçekleştirilmiştir. Test numuneleri Şekil 4.8’de şematik olarak görüldüğü üzere BS EN 875 standardı esas alınarak hazırlanmıştır. Deneyler Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü mekanik metalurji laboratuvarında bulunan Şekil 4.9’ da görülmekte olan 300 Joule kapasiteli Instron Wolpert PW30 marka çentik darbe test makinasında yapılmıştır.



Şekil 4.8. Çentik darbe test numunelerine ait standart ölçüler



Şekil 4.9. Çentik darbe deneyi cihazı

4.9. Üç noktalı eğme deneyleri

Numunelerin eğilme mukavemeti üç noktalı eğme deneyi ile ölçülmüştür. Deneyler oda sıcaklığında yapılmış olup her tip deney numunesinden en az dörder tane test numunesi çıkarılarak bunların aritmetik ortalaması alınmak suretiyle gerçekleştirilmiştir. Eğme deneyi numuneleri, kaynaklı metal malzemelerin eğme deneyi için öngörülen BS EN 910 standardı esas alınarak hazırlanmıştır. Deneyler Şekil 4.10'da görülmekte olan, Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü mekanik metalurji laboratuvarında bulunan SHIMADZU marka cihazda yapılmıştır.



Şekil 4.10. Bilgisayar destekli eğme deneyi cihazı

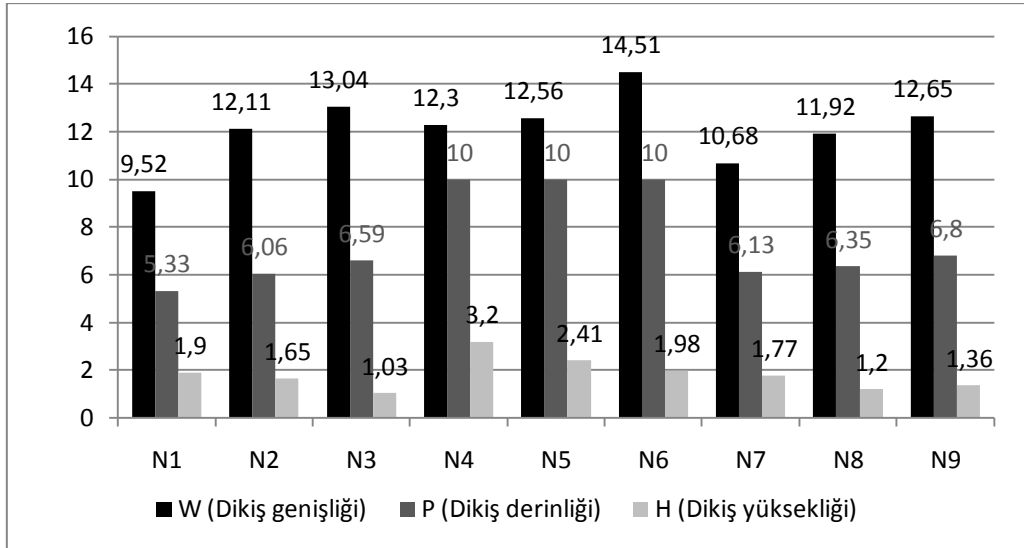
5. DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

5.1. Kaynak dikiş boyutlarını belirleme sonuçları

Deney numunelerine ait Kaynak dikiş boyutları Tablo 5.1’ de belirtilmektedir. Elde edilen veriler arasında daha iyi karşılaştırma yapabilmek için Şekil 5.1’de kaynak nüfuziyet prafillerine ait değerler sütun grafik haline getirilmiştir.

Talo 5.1: Kaynak dikiş boyutları

Numune	W	P	H
N1	9,52	5,33	1,9
N2	12,11	6,06	1,65
N3	13,04	6,59	1,03
N4	12,3	10	3,20
N5	12,56	10	2,41
N6	14,51	10	1,98
N7	10,68	6,13	1,77
N8	11,92	6,35	1,2
N9	12,65	6,8	1,36



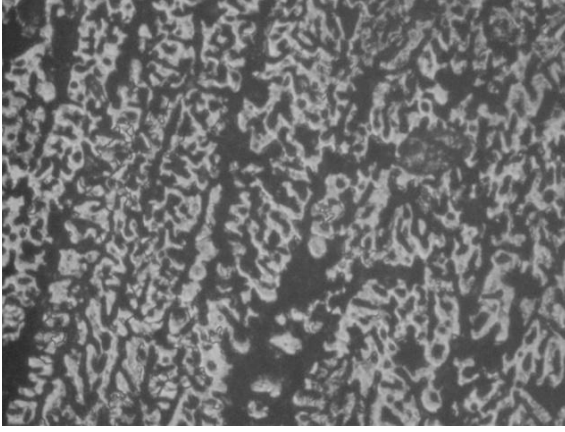
Şekil 5.1. Kaynak dikiş boyutlarının sütun grafiğinde gösterimi

Kaynak ağız geometrisine bağılı olarak nüfuziyet profillerinde belirgin bir değişim olmamakla beraber bu değişimin bilhassa koruyucu gaz faktörüne bağılı periyodik olarak gerçekteştiği anlaşılmaktadır. Genel olarak argon içersinde artan CO₂ oranının dikiş genişliğini ve dikiş derinliğini yükselttiği görülmektedir. Ancak bu artışın dikiş yüksekliğinde azalmaya neden olduğu kaydedilmiştir. Çünkü argon içersinde artan CO₂ daha derin ve daha geniş kaynak dikiş oluşumunu sağlamakta iken CO₂ nin eksikliği dikiş üzerinde daha fazla yığılmalara neden olmuştur. Çünkü CO₂ oranının düşük olduğu durumlarda kaynak bölgesine daha az ısı girdisi olmakta ve daha hızlı katılma gerçekteşmektedir. Bunun sonucu olarak kaynak metali derinlemesine nüfuziyete ulaşmadan katılacaktır.

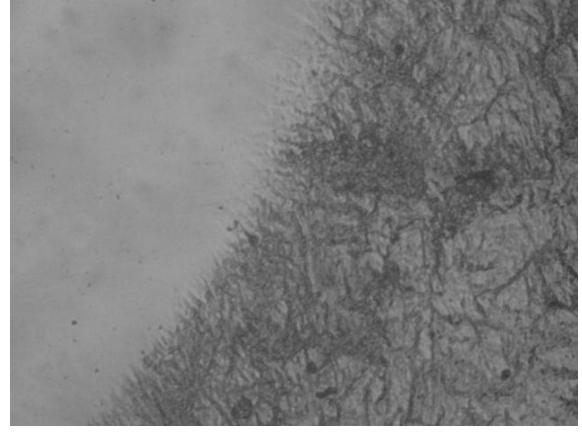
5.2. SEM (Scanning Electron Microscopy) Taramalı Elektron Mikroskobu ve optik mikroskop incelemeleri

SEM mikroskop sonuçları her deney numunesi için kaynak metali, geçiş bölgesi, iri taneli bölge ve ince taneli bölge bazında elde edilmiştir. Bu incelemeler sonucunda argon içersinde artan CO₂ oranının ve kaynak ağız geometrisine bağılı paso sayısının mikroyapıya etkisi araştırılmıştır. Bu sayede sertlik değişimi ile mikroyapı arasında ilişki kurulması mümkün olmuştur.

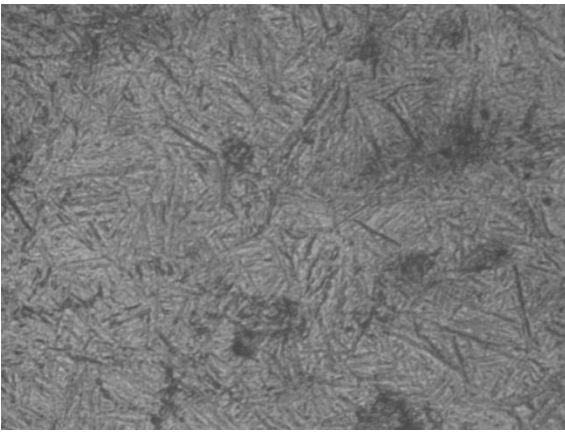
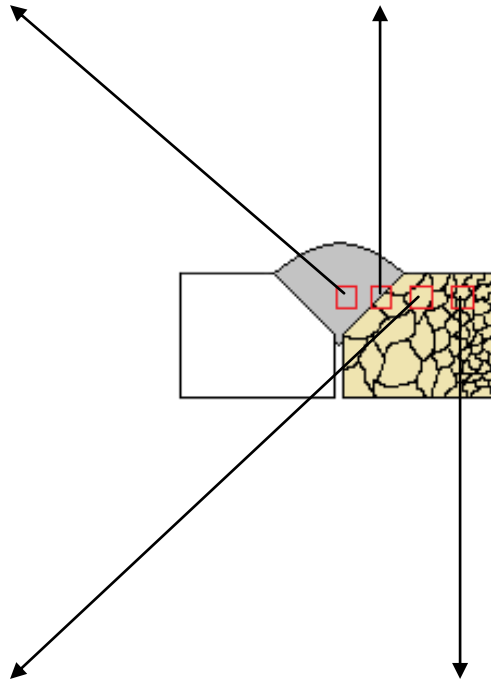
N1-N3 numunelerine ait kaynak metallerinin mikroyapısı optik mikroskop ve sem mikroskobu incelemelerinden anlaşılacağı üzere genel olarak kaba dentritik yapılardan meydana gelmektedir (Şekil 5.2.a-5.7.a). Literatür verileri esas alındığında argon içersinde artan CO₂ oranının daha yüksek ısı girdisi ve ark enerjisi sağladığı bilinmektedir. Dolayısıyla yüksek ısı girdisi kaynak bölgesinde daha fazla ısının hapsolmasına ve katılmanın daha yavaş gerçekteşmesine neden olmaktadır. Bunun sonucu olarak % 5 CO₂ oranında kaynak edilen N1 numunesinin kaynak metalinde yoğun dentrit kolları, % 10 CO₂ oranında kaynak edilen N2 numunesinin kaynak metalinde dentrit kollarının düzensizliği ve % 15 CO₂ oranında kaynak edilen N3 numunesinin kaynak metalinde kısmen bozulmuş dentrit kollarıyla birlikte eş yönlendirilmiş sütunsal tane yapısı göze çarpmaktadır.



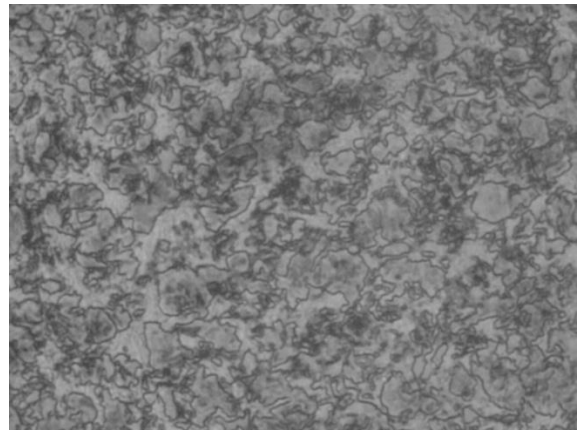
a) Kaynak metali (x 200)



b) Geçiş bölgesi (x 200)

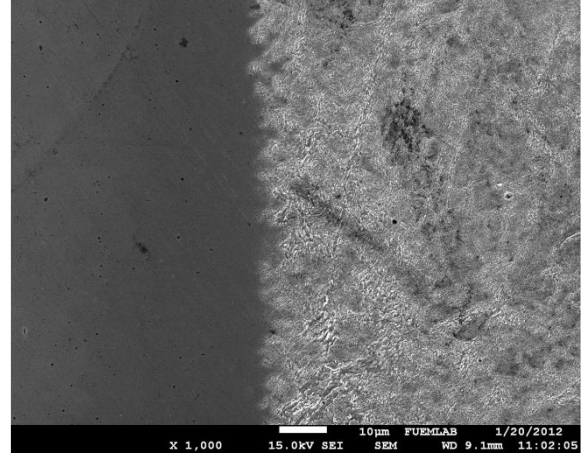
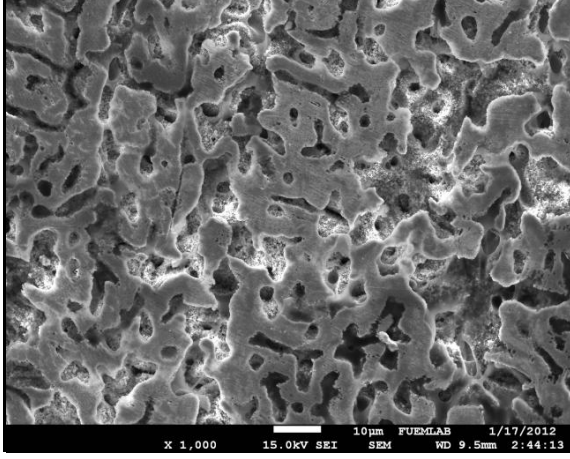


c) İri taneli bölge (x 200)



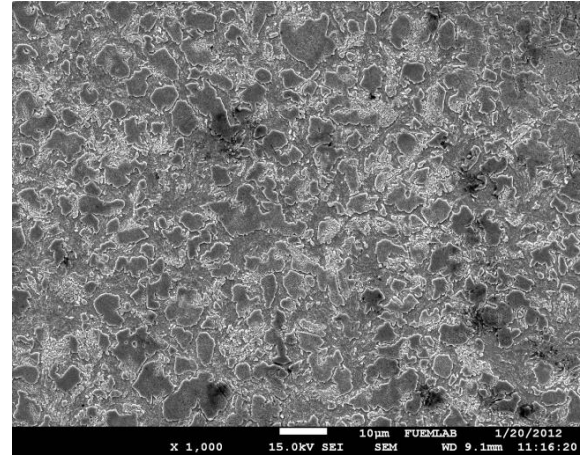
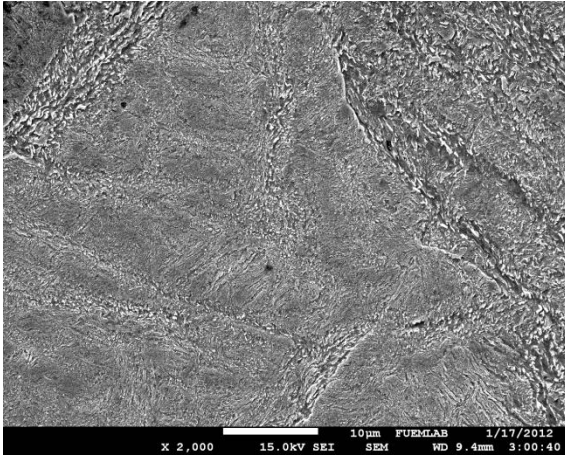
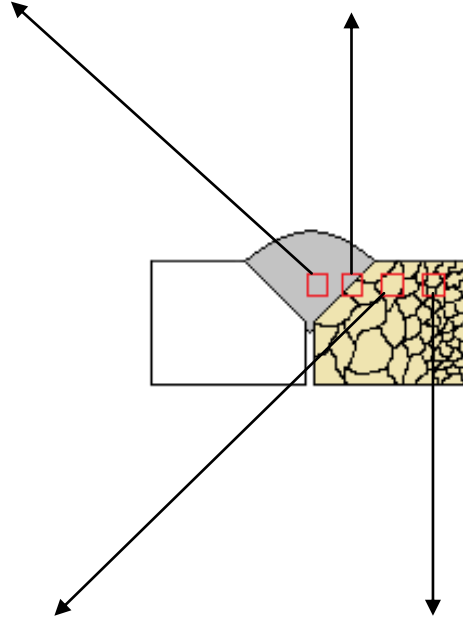
d) İnce taneli bölge (x 500)

Şekil 5.2. N1 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

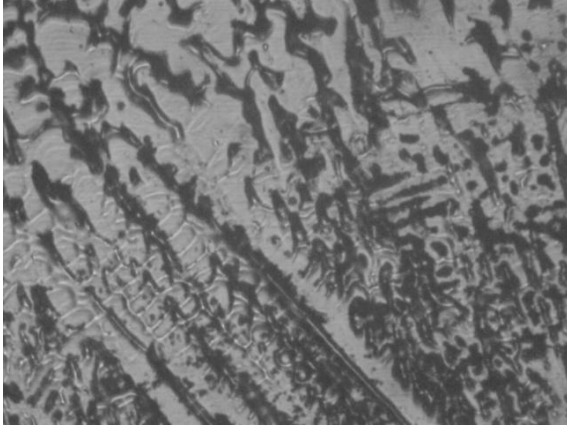
b) Geçiş bölgesi



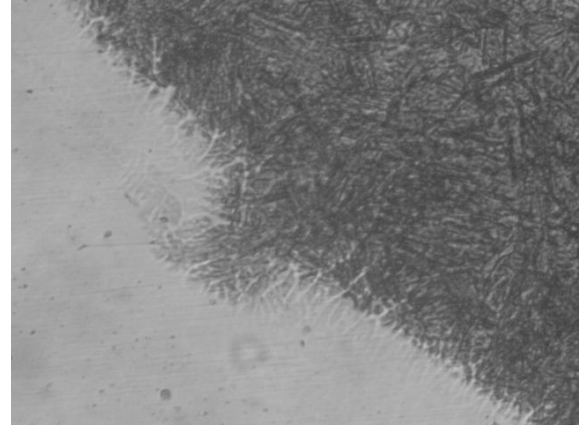
c) İri taneli bölge

d) İnce taneli bölge

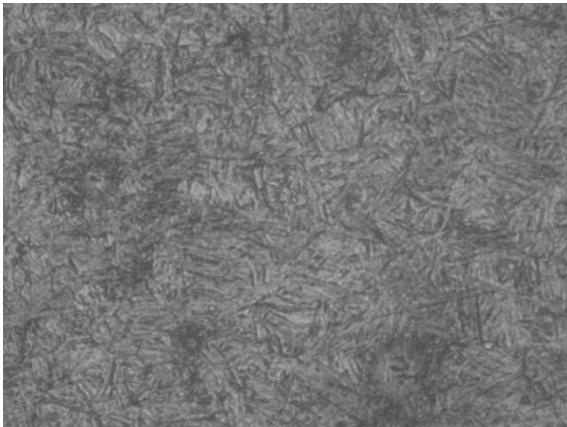
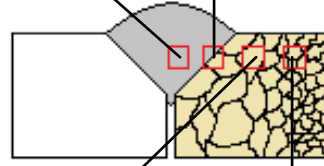
Şekil 5.3. N1 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları



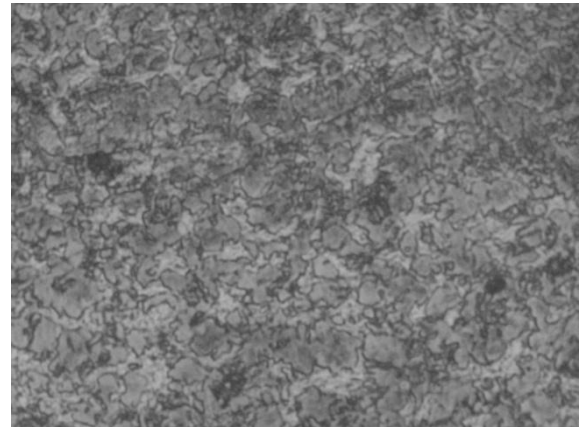
a) Kaynak metali (x200)



b) Geçiş bölgesi (x200)

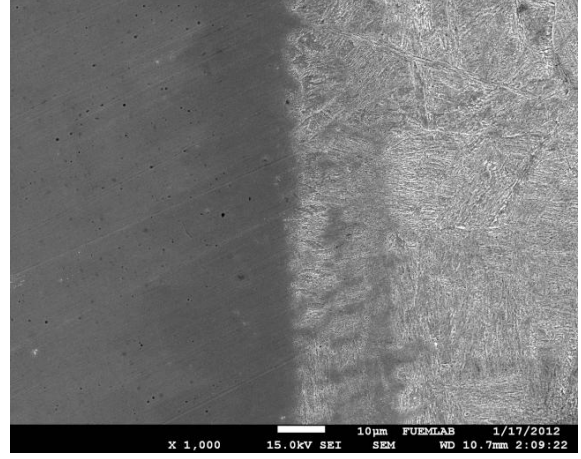
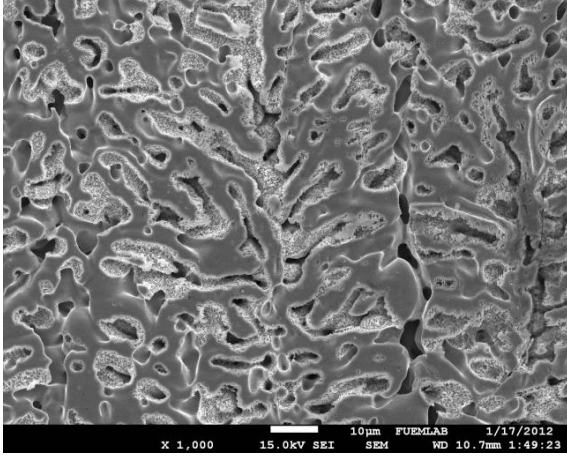


c) İri taneli bölge (x200)



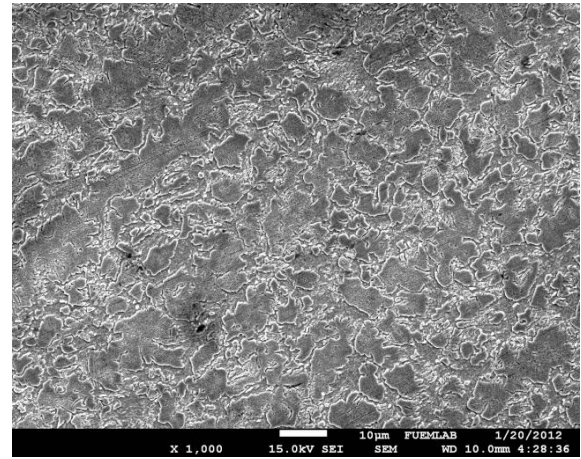
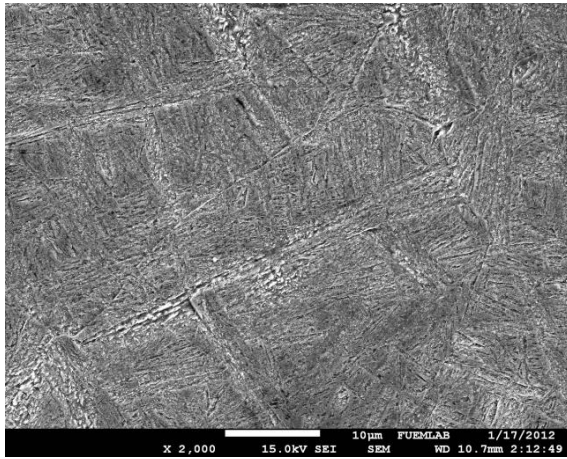
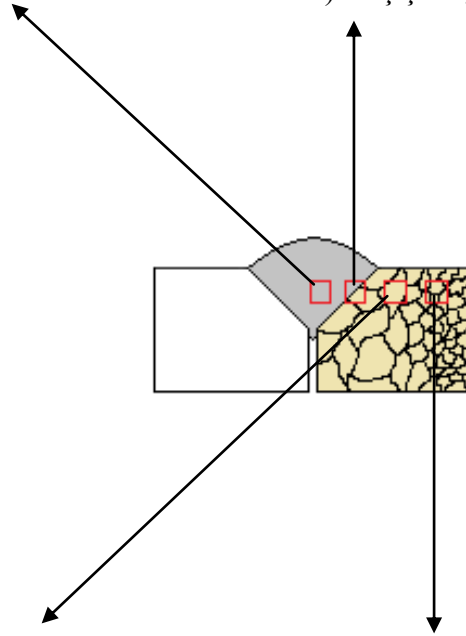
c) İnce taneli bölge (x500)

Şekil 5.4. N2 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

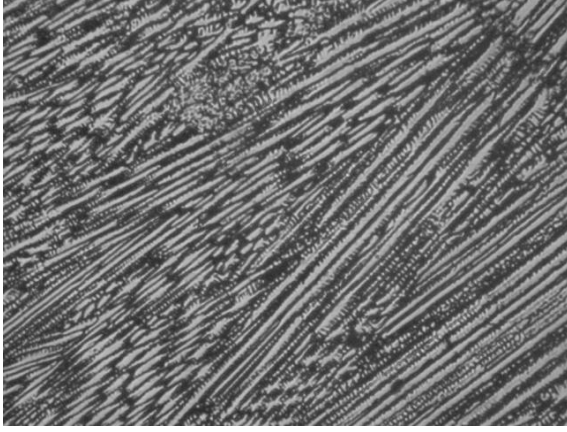
b) Geçiş bölgesi



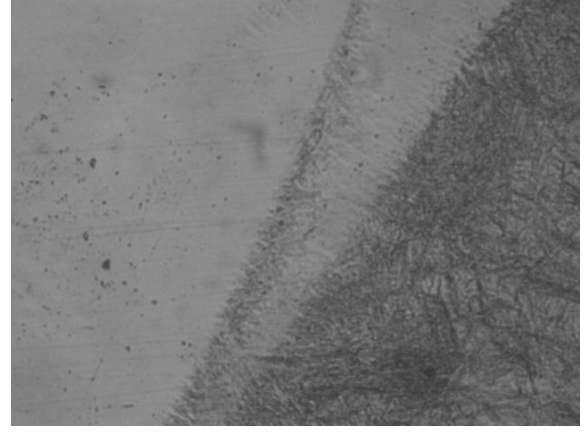
c) İri taneli bölge

d) İnce taneli bölge

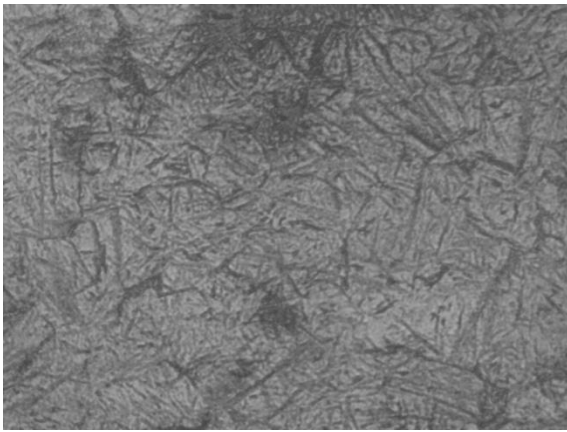
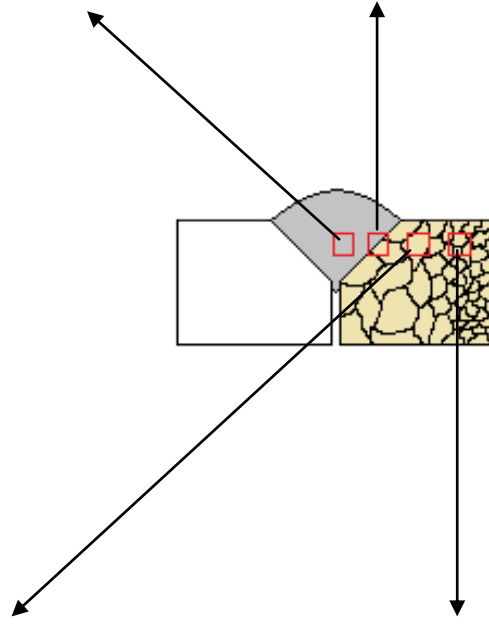
Şekil 5.5. N2 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları



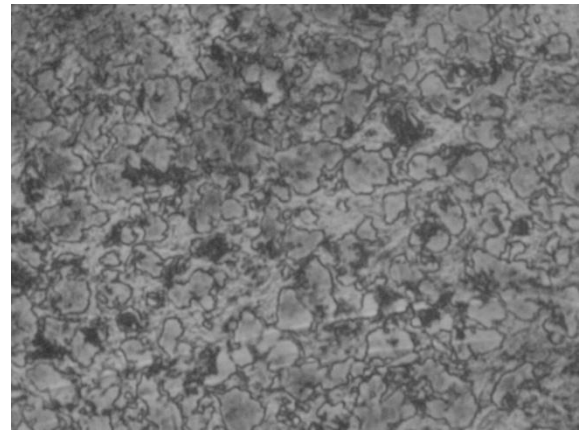
a) Kaynak metali (X200)



b) Geçiş bölgesi (X200)

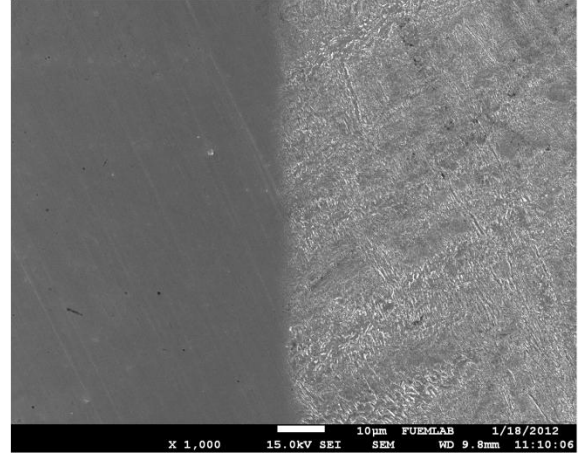
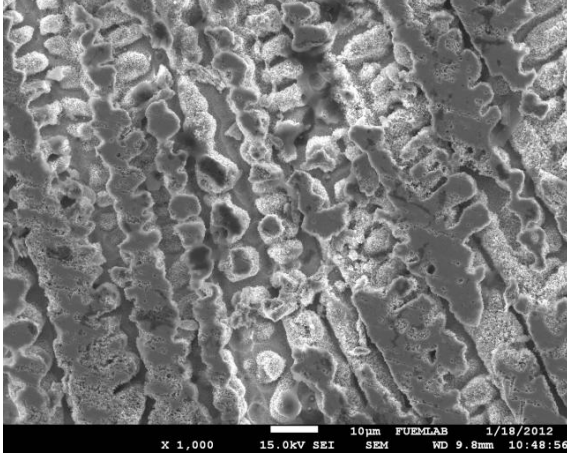


c) İri taneli bölge (X 200)



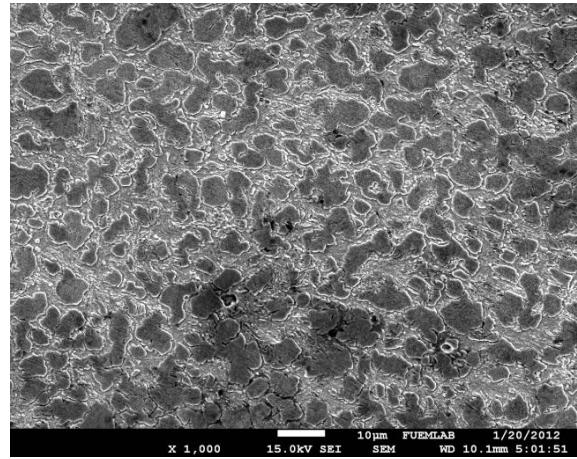
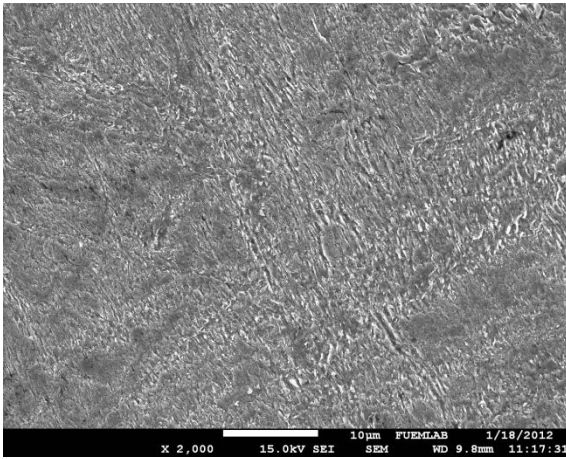
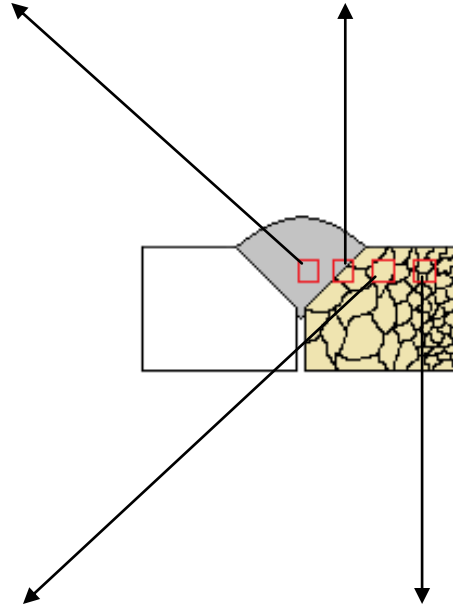
d) İnce taneli bölge (X 500)

Şekil 5.6. N3 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

b) Geçiş bölgesi



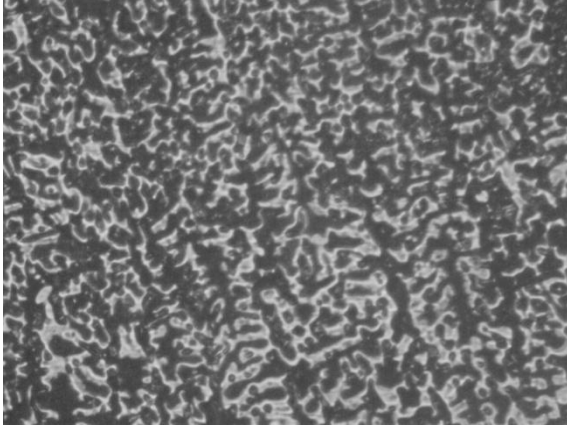
c) İri taneli bölge

d) İnce taneli bölge

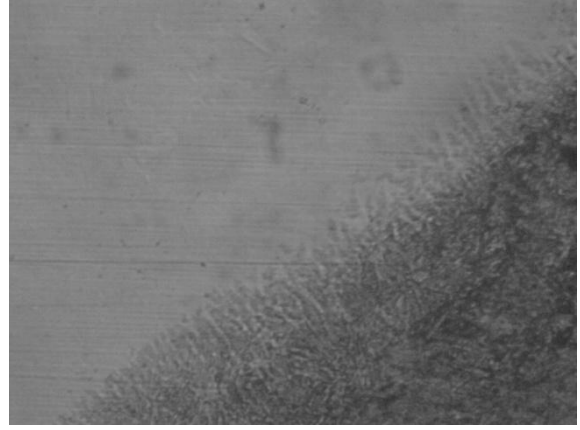
Şekil 5.7. N3 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları

N1-N3 numunelerine ait kaynak metallerin morfolojisine bakıldığında östenitik bir matris içerisinde gömülü delta ferrit yapı görülmektedir (Şekil 5.2.a-5.7.a). Kaynak işleminde sıcak çatlak oluşumu kaynak telinin veya esas metalin kimyasal analizinin östenitik matriste düşük miktarda ferrit içeren bir mikroyapı elde edilecek şekilde ayarlanmasıyla önlenir. Sıcak çatlama eğilimine karşı yüksek dayanım sağlayabilmek için yapıdaki ferrit miktarının en az % 4 olması önerilmektedir [45]. Daha önceden de ifade edildiği gibi kaynak metali % 1 ferrit içeren östenitik yapıdan oluşmaktadır. Ancak kaynak işleminde oluşan kaynak metali, kaynak teli ile esas metalin alaşım oluşturmasıyla elde edilmektedir. Dolayısıyla kaynak telindeki düşük ferrit oranı esas metal ile oluşturulan alaşım sayesinde telafi edilmiştir. Ferrit miktarının sıcak çatlak oluşumundan korunmak için gereken orandan daha yüksek olmamasında ve belirli güvenlik sınırları içerisinde tutulmasında yarar vardır. Çünkü ferrit bazı korozif ortamlarda malzemenin korozyon dayanımını düşürmekle birlikte aşırı ferrit miktarı süneklik ve tokluğu azaltır [45].

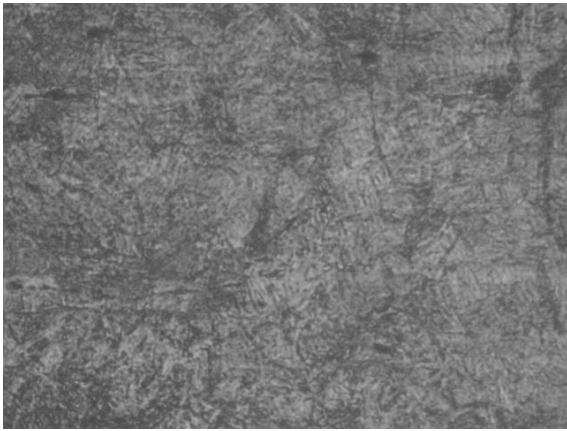
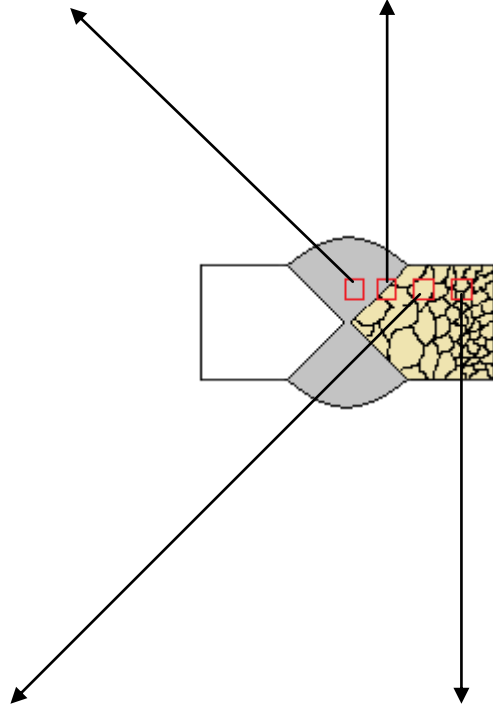
N1-N3 numunelerinin geçiş bölgeleri incelendiğinde kaynak metalinin esas metale belirli noktalarda yer yer difüze olduğu görülmektedir (Şekil 5.2.b-5.7b). Bu da kaynak işlemi için kullanılan ilave metal, koruyucu gaz ve kaynak yönteminin birleşim amacına yönelik beklentileri karşıladığını göstermektedir. % 5, % 10, % 15 CO₂ oranlarında yapılan kaynaklarda kaynak metali ve geçiş bölgelerinde sıcak çatlak oluşumuna rastlanmamıştır. Dolayısıyla östenitik paslanmaz çelik olan kaynak teli ile yapılan birleştirme işleminde kaynak bölgesinde östenitin gereken ferrit oranına doyduğu anlaşılmaktadır. Numunelerin geçiş bölgesinin esas metal tarafında belirgin bir biçimde tane irileşmesi meydana gelmiş ve iri taneler içerisinde eş yönlendirilmiş tanecikler oluşmuştur (Şekil 5.2.c-5.7.c). Bu geniş tane boyutu sertleşme eğilimini artırmıştır. Ayrıca numunelerin iri taneli bölgelerinde yoğun bir biçimde temperlenmemiş martenzit oluşumu görülmektedir. Isıdan etkilenmeyen esas metal yönüne doğru iri taneli ve karmaşık bu yapının ince taneli ve daha homojen bir bölgeye dönüştüğü görülmektedir (Şekil 5.2d-5.7d). Nitekim bu farklılık mikrosertlik dağılımında iri taneli ve ince taneli bölgeler arasında büyük değişimlere neden olmuştur.



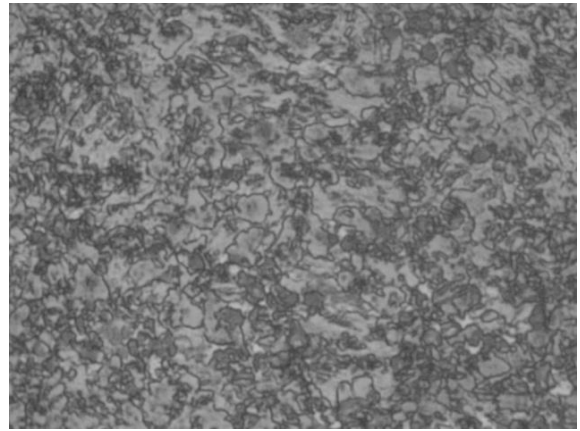
a) Kaynak metali (X 200)



b) Geçiş bölgesi (X 200)

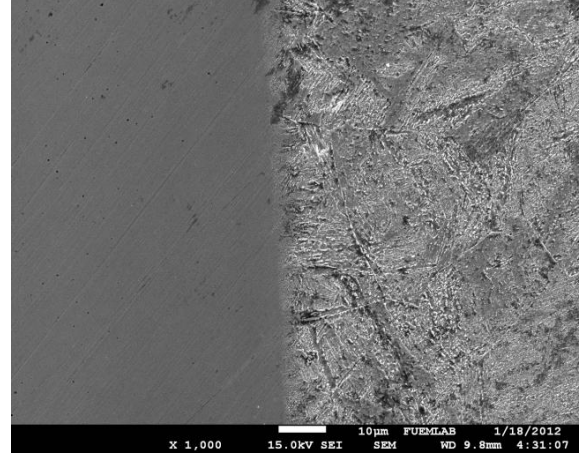
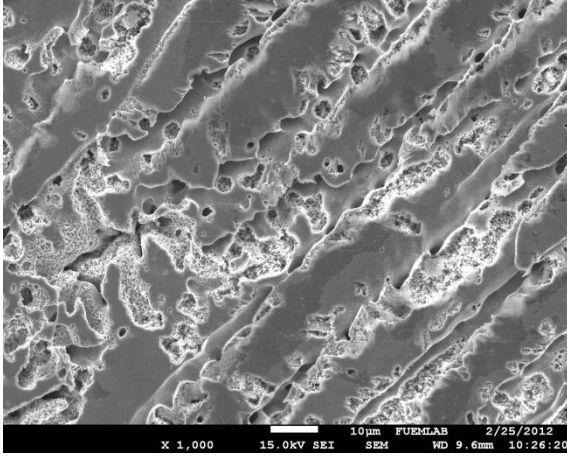


c) İri taneli bölge (X 200)



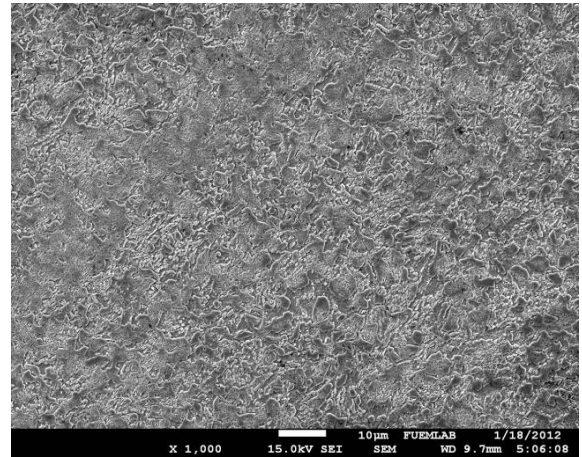
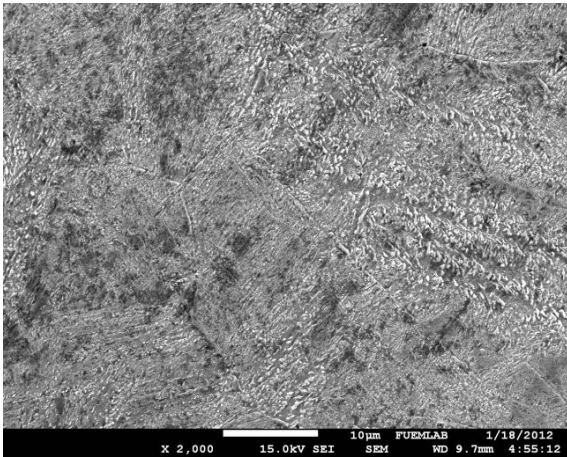
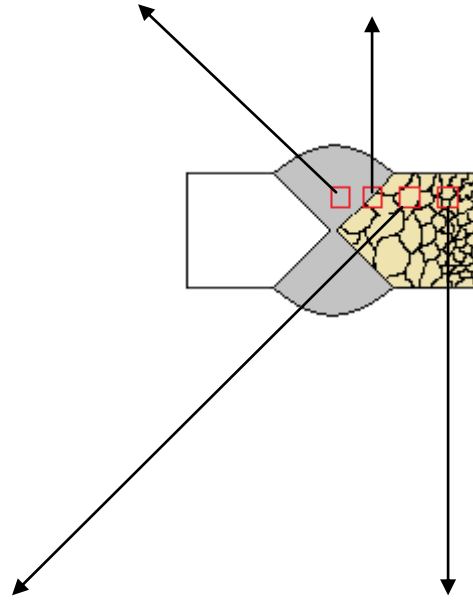
d) İnce taneli bölge (X 500)

Şekil 5.8. N4 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

b) Geçiş bölgesi



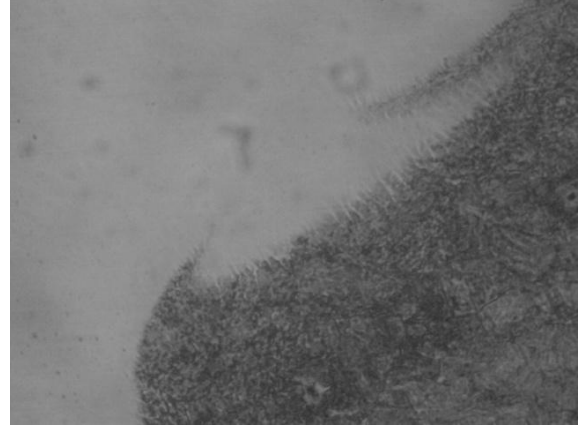
c) İri taneli bölge

d) İnce taneli bölge

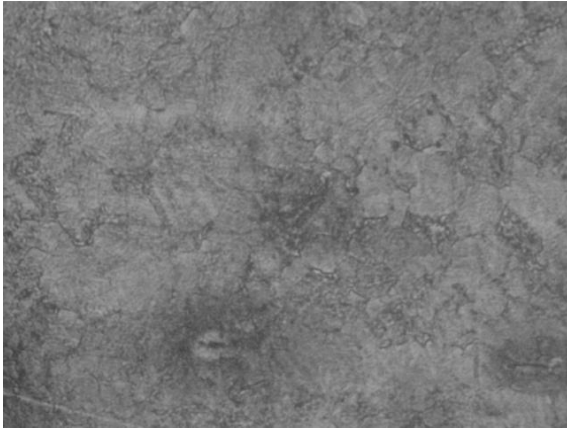
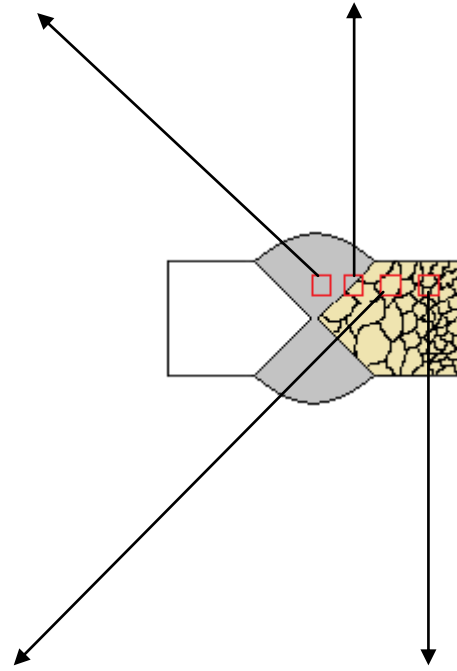
Şekil 5.9. N4 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları



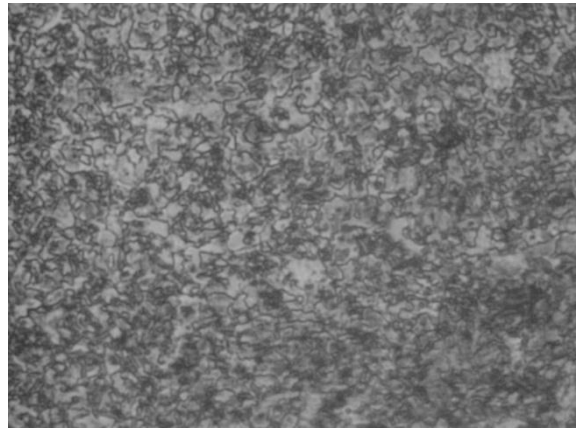
a) Kaynak metali (X 200)



b) Geçiş bölgesi (X 200)

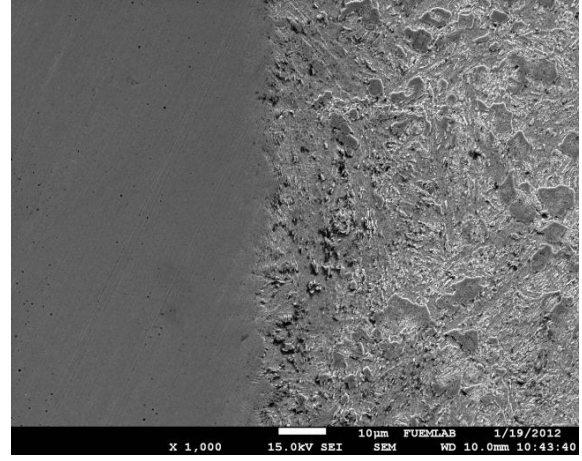
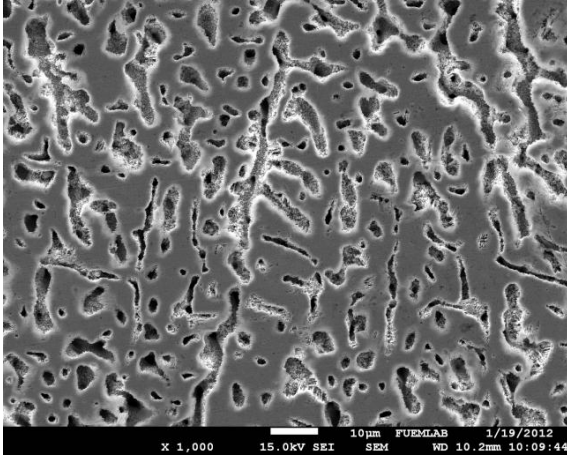


c) İri taneli bölge (X 200)



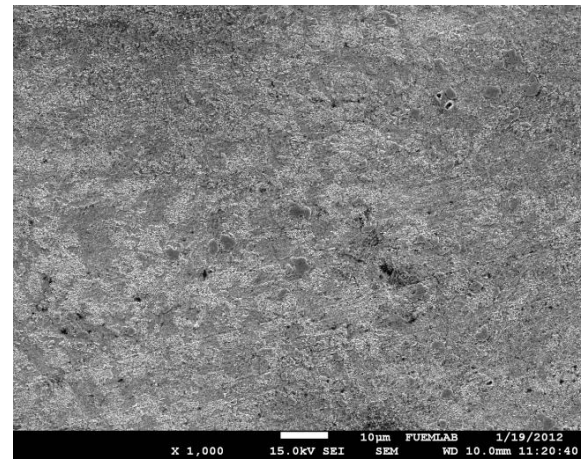
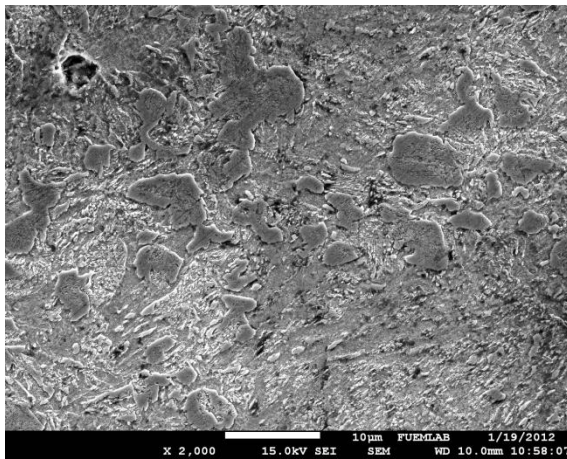
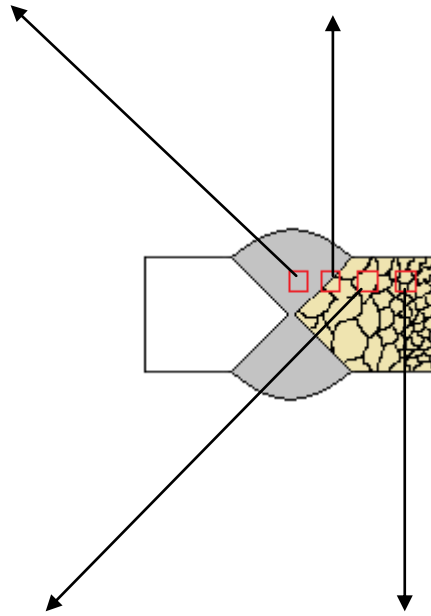
d) İnce taneli bölge (X 500)

Şekil 5.10. N5 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

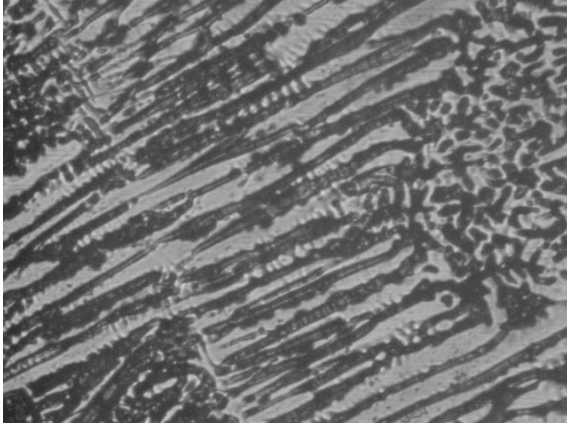
b) Geçiş bölgesi



c) İri taneli bölge

d) İnce taneli bölge

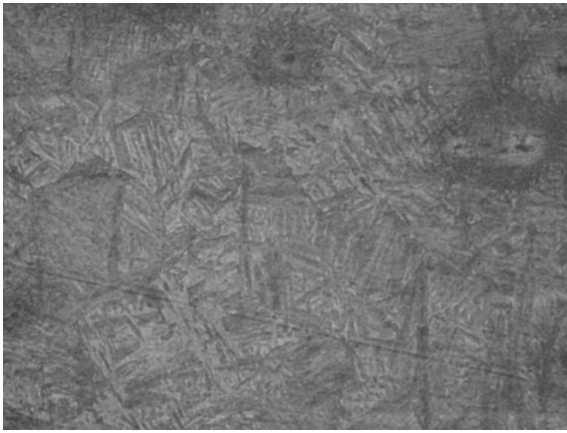
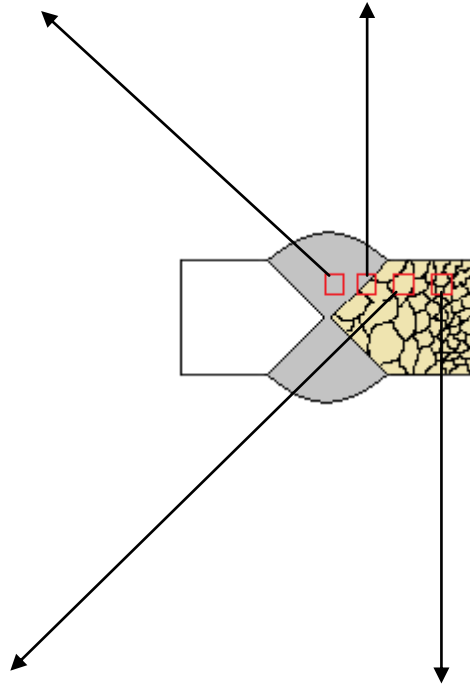
Şekil 5.11. N5 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları



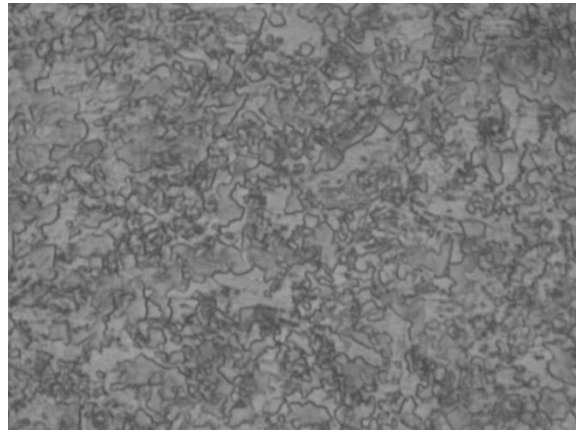
a) Kaynak metali (X 200)



b) Geçiş bölgesi (X 200)

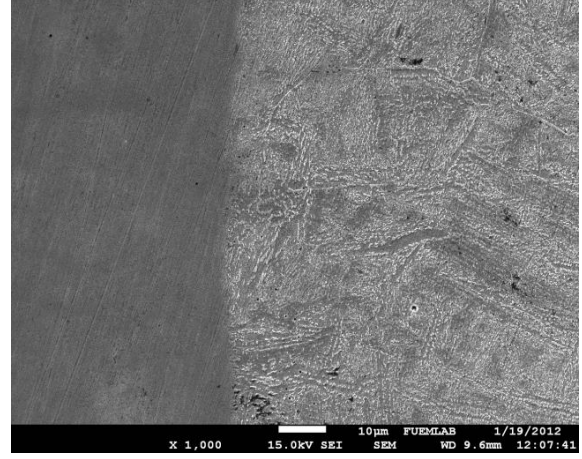
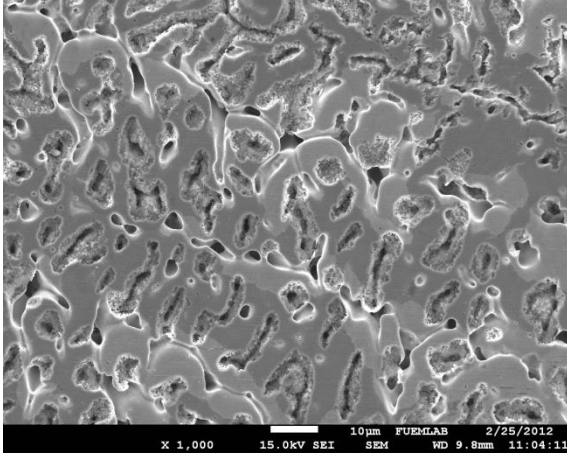


c) İri taneli bölge (X 200)



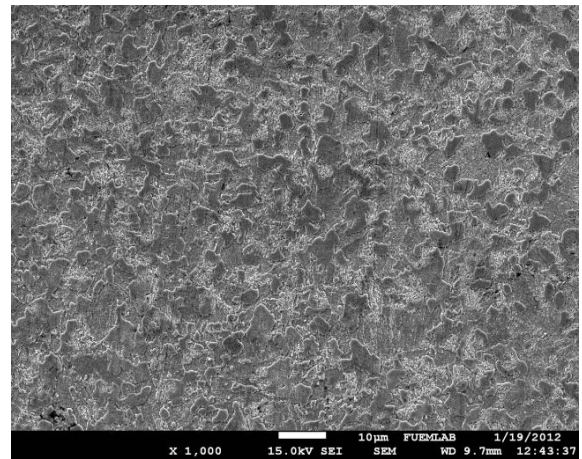
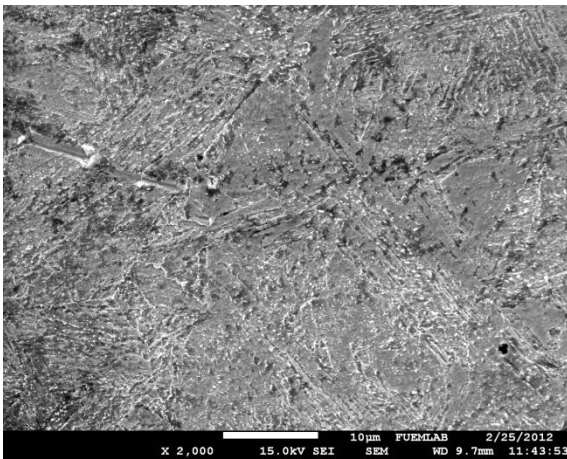
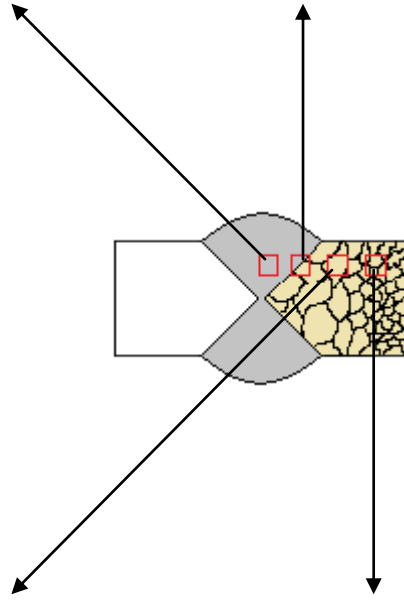
d) İnce taneli bölge (X 500)

Şekil 5.12. N6 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

b) Geçiş bölgesi



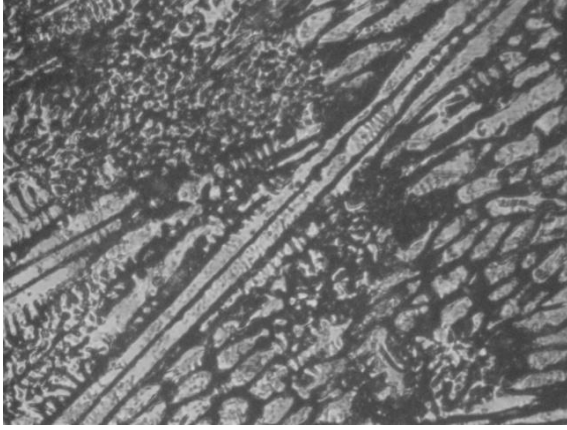
c) İri taneli bölge

d) İnce taneli bölge

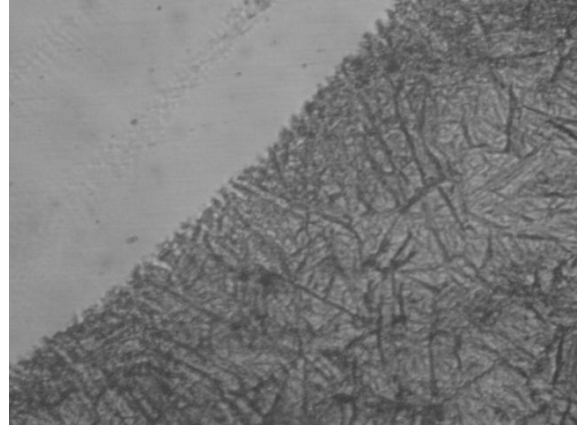
Şekil 5.13. N6 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları

N4-N6 numuneleri diğer numunelerden farklı olarak iki pasoda kaynak edilmiştir. Bunun sonucunda kaynak bölgelerinin nüfuziyet profiliyle birlikte metalurjik yapısı da değişmiştir. Bilindiği üzere N4 numunesi % 5 CO₂, N5 numunesi % 10 CO₂ ve N6 numunesi % 15 CO₂ içeren argon atmosferinde kaynak edilmiştir. Numunelerde artan CO₂ oranıyla birlikte kaynak bölgelerine daha fazla ısı girdisi oluşmakla birlikte birleşim bölgelerinin de iki pasodan oluşması tek pasolu numunelere göre daha fazla ısı girdisi sağlamaktadır. Dolayısıyla iki pasolu numunelerin kaynak bölgelerinde aynı koruyucu gaz atmosferinde kaynak edilen tek pasolu numunelere göre kaynak metalinde dentritik yapıların daha kaba bir görünüm aldığı ve artan CO₂ oranıyla da bu dentritik yapıların daha da büyüdüğü anlaşılmaktadır (Şekil 5.8a-5.13a). Bunun sebebi kaynak bölgesine yüksek ısı girdisinin katılma hızını yavaşlatmış olmasıdır.

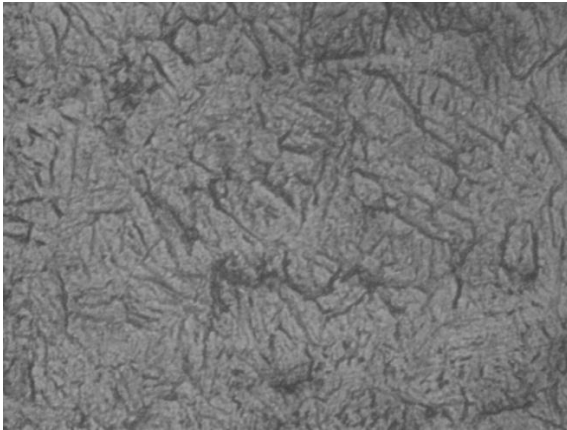
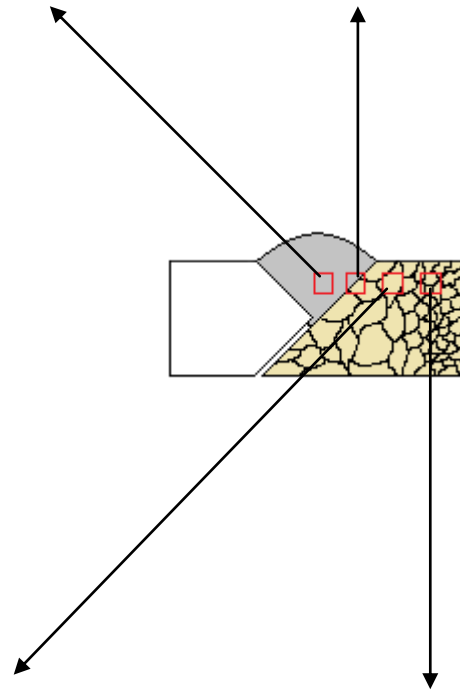
N4-N6 numunelerine ait kaynak metalleri N1-N3 numunelerinde olduğu gibi östenit ve delta ferrit yapıdan meydana gelmiştir. Kaynak metallerinde sıcak çatlak oluşumunun görülmemesi de yine ferrit oranının gereken sınırlar içerisinde olduğunu göstermektedir (Şekil 5.8b-5.13b). Ayrıca geçiş bölgelerinde de herhangi bir çatlak oluşumu gözlenmemiş ve esas metalle kaynak metalinin birbirine iyi bir biçimde difüze olduğu anlaşılmaktadır. Ancak N4-N6 numunelerinin geçiş bölgelerine yakın iri taneli bölgelerde tane büyüklüklerinin N1-N3 numunelerine nazaran daha küçük olduğu görülmektedir. Bunun temel nedeni iki pasoda iki defa ısı girdisine bağlı olarak tek pasolu numunelere göre çok daha yavaş soğuma gerçekleşmiş olup bu koşulda tek pasolu numunelerdeki gibi yoğun martenzit oluşumu daha az gerçekleşmiştir (Şekil 5.8c-5.13c). Nitekim bu bölgelerin mikrosertlik dağılımında tek pasolu numunelerdeki gibi yüksek sertlik farkları oluşmamış ve kaynak metalinden esas metale doğru daha homojen bir mikroyapı elde edilmiştir.



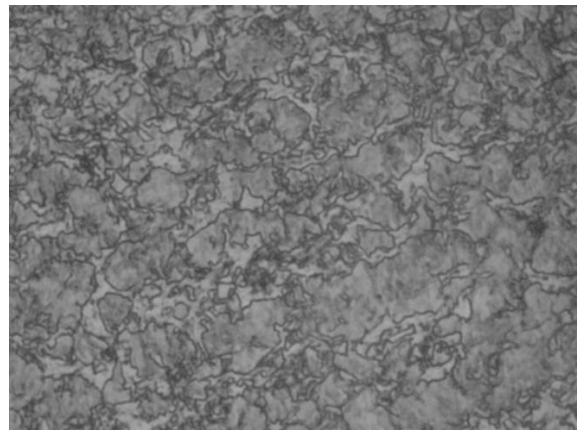
a) Kaynak metali (X 200)



b) Geçiş bölgesi (X 200)

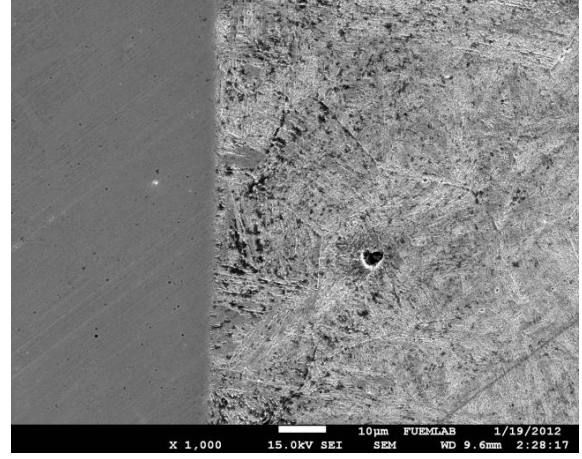
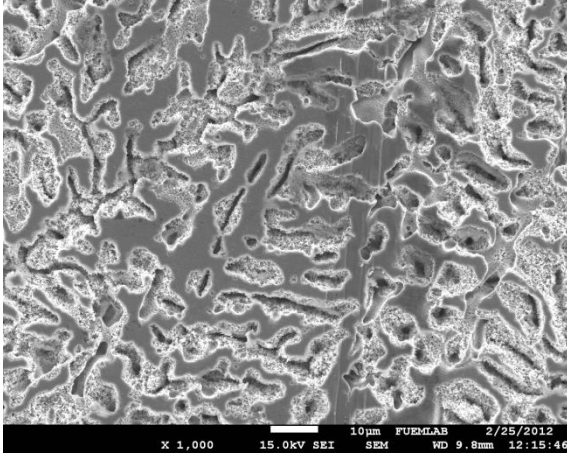


c) İri taneli bölge (X 200)



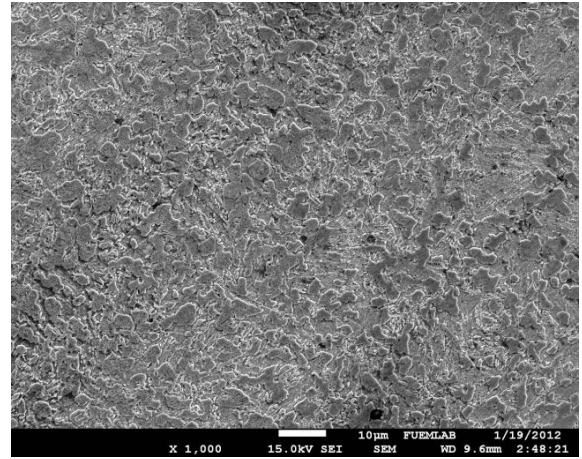
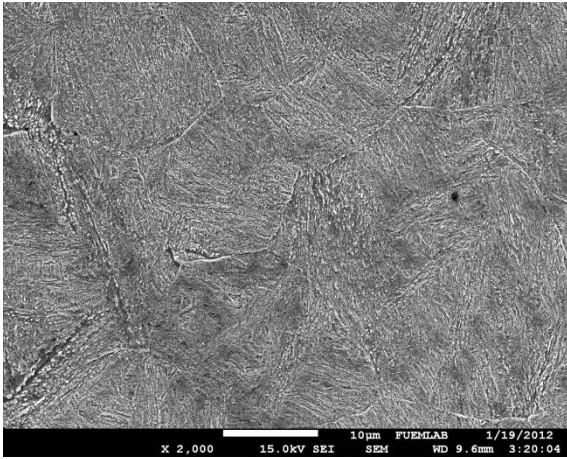
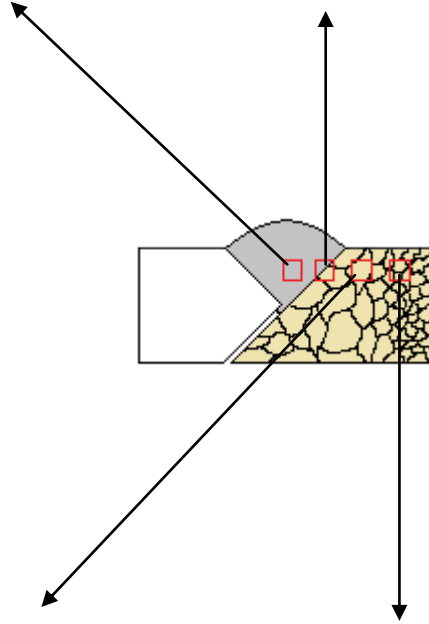
d) İnce taneli bölge (X 500)

Şekil 5.14. N7 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

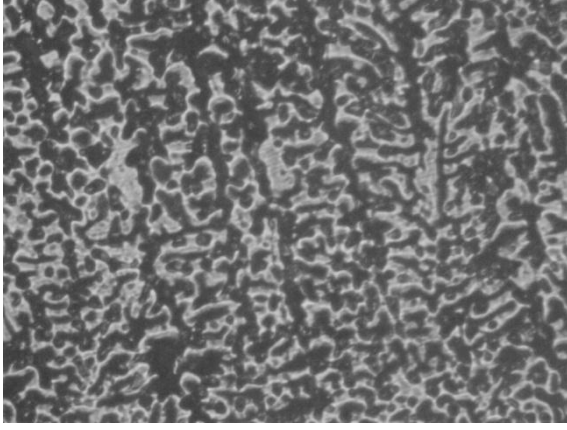
b) Geçiş bölgesi



c) İri taneli bölge

d) İnce taneli bölge

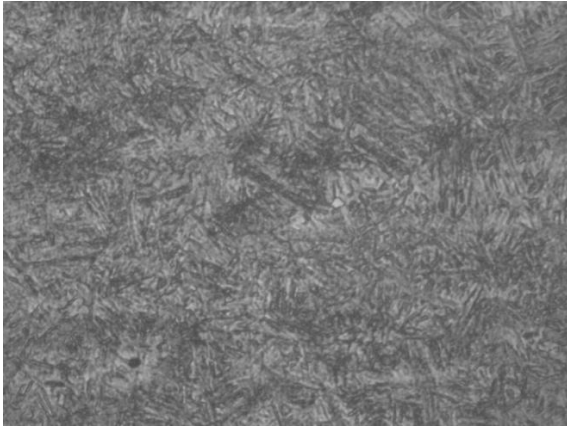
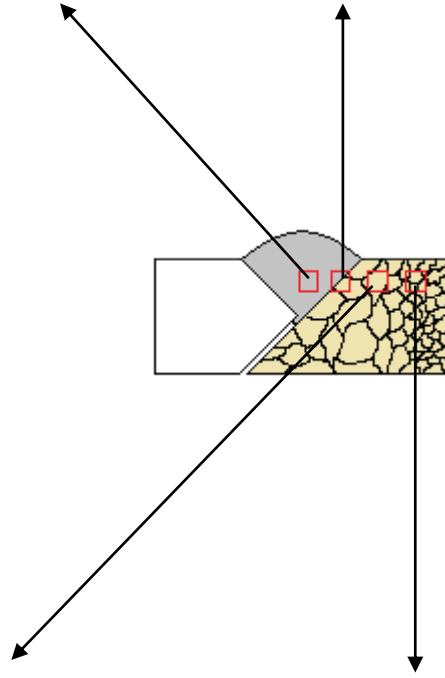
Şekil 5.15. N7 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları



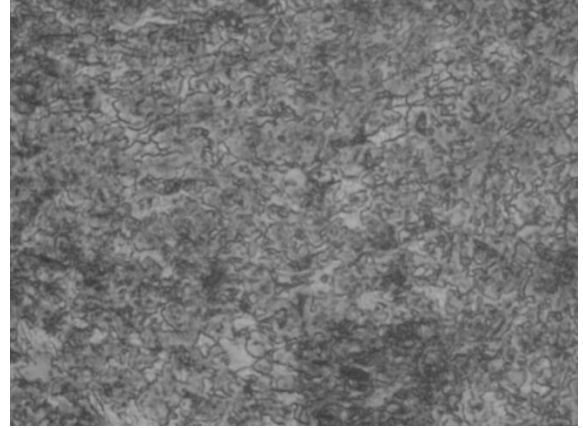
a) Kaynak metali (X 200)



b) Geçiş bölgesi (X 200)

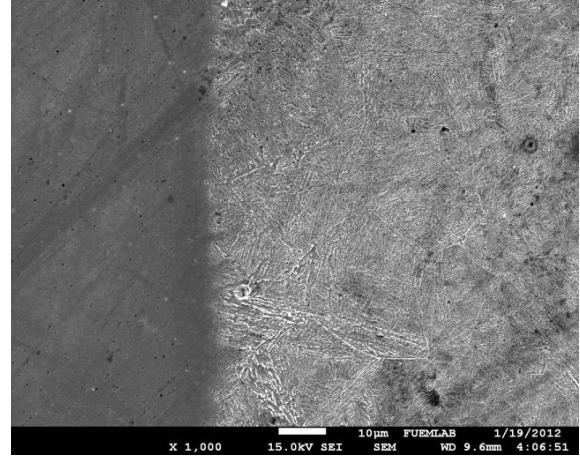
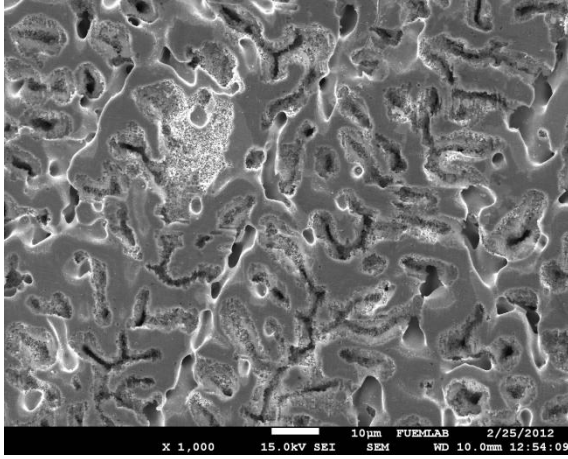


c) İri taneli bölge (X 200)



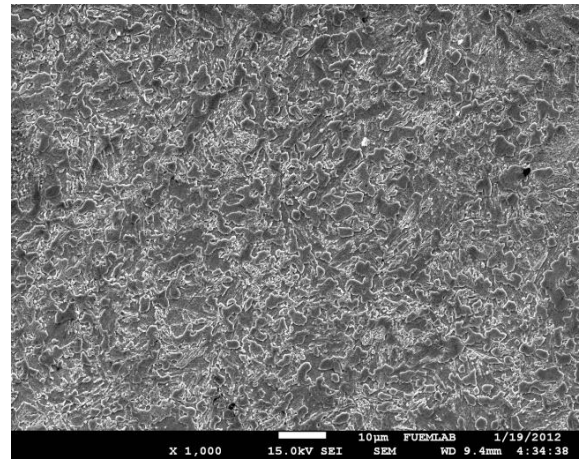
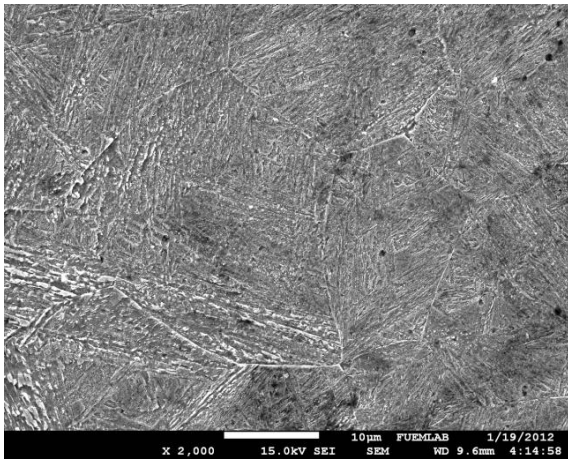
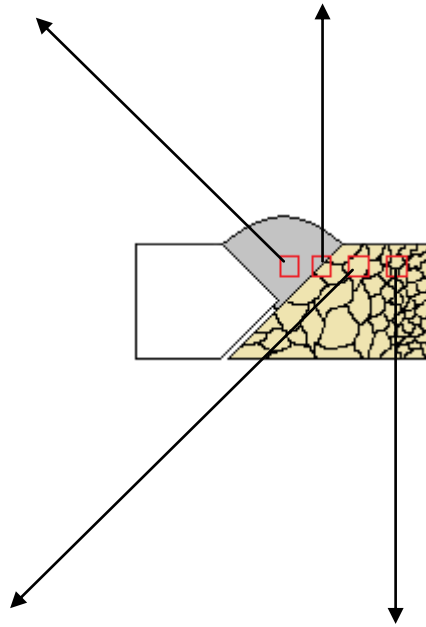
d) İnce taneli bölge (X 500)

Şekil 5.16. N8 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

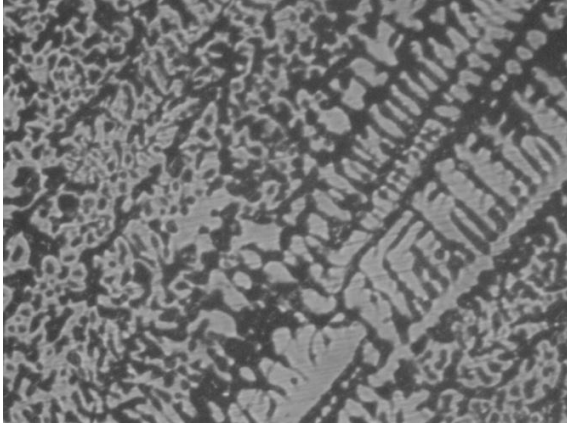
b) Geçiş bölgesi



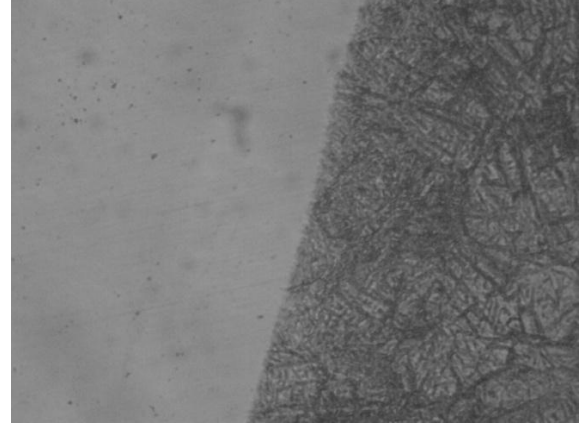
c) İri taneli bölge

d) İnce taneli bölge

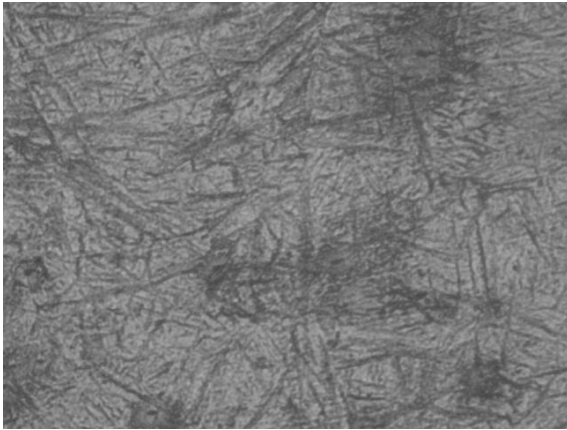
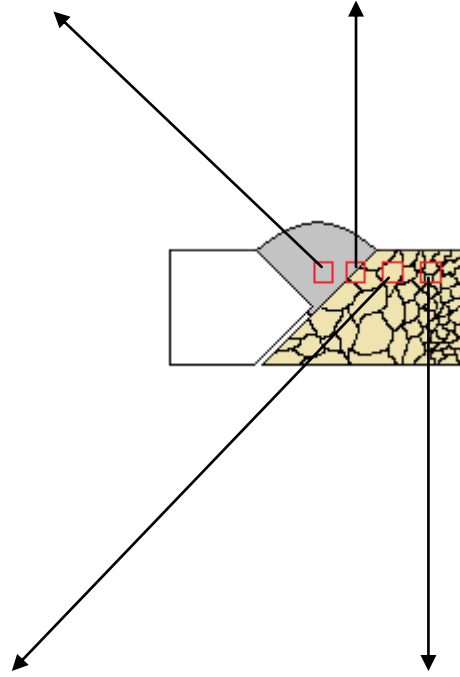
Şekil 5.17. N8 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları



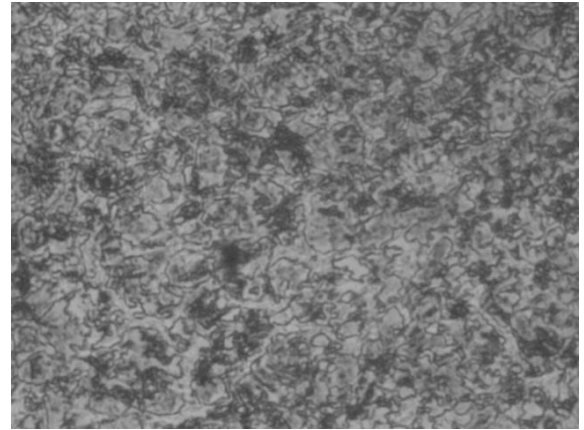
a) Kaynak metali (X 200)



b) Geçiş bölgesi (X 200)

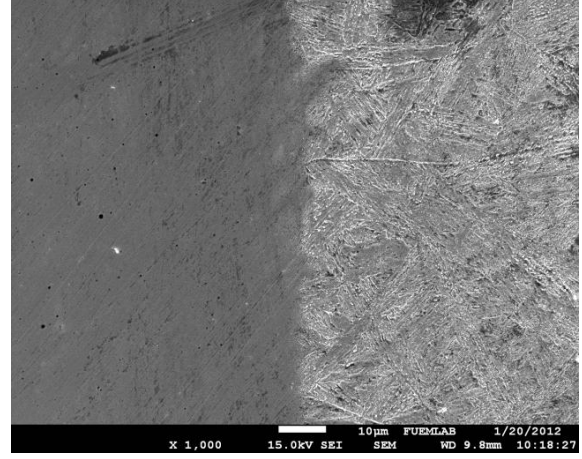
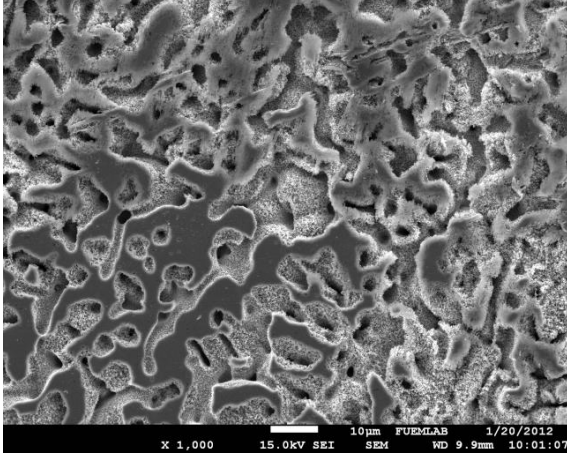


c) İri taneli bölge (X 200)



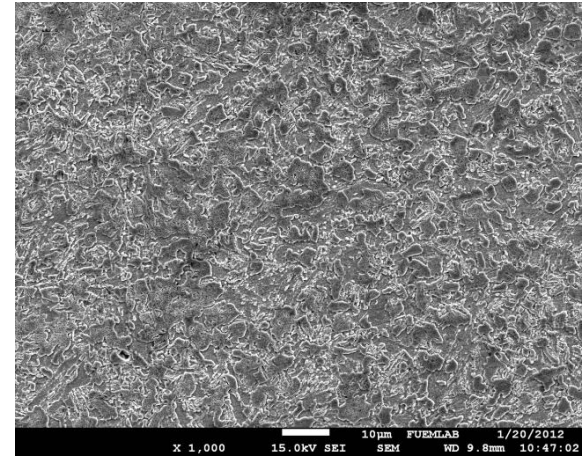
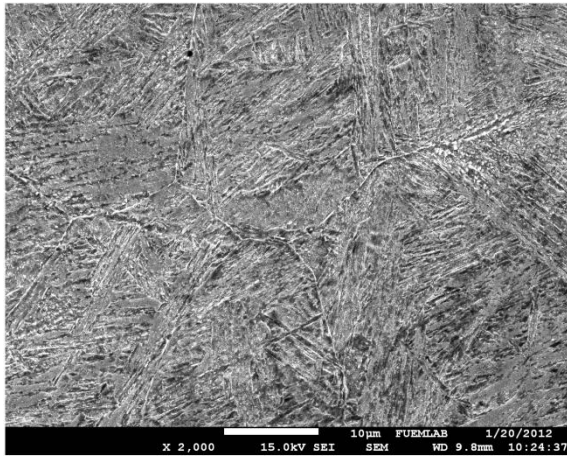
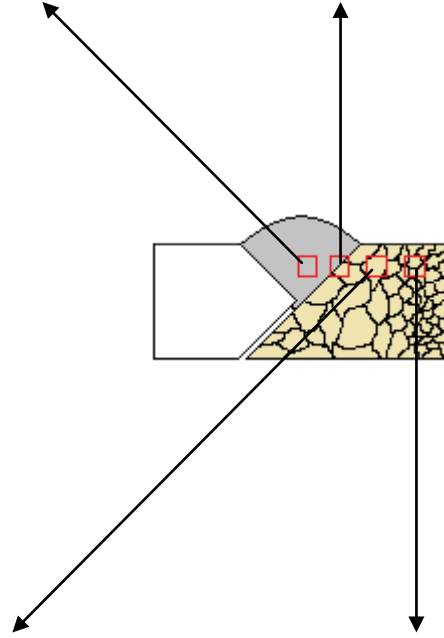
d) İnce taneli bölge (X 500)

Şekil 5.18. N9 numunesine ait optik mikroskop fotoğrafları



a) Kaynak metali

b) Geçiş bölgesi



c) İri taneli bölge

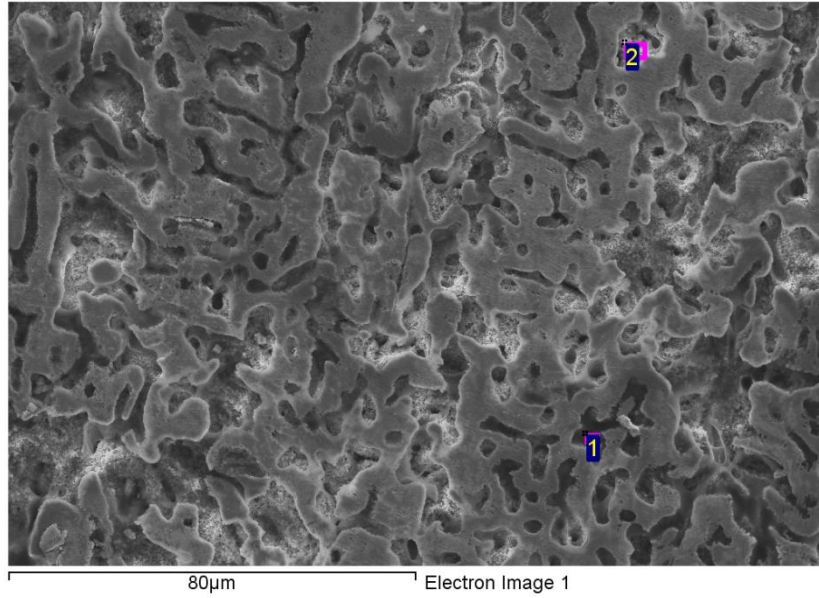
d) İnce taneli bölge

Şekil 5.19. N9 numunesine ait kaynak bölgelerinin SEM fotoğrafları

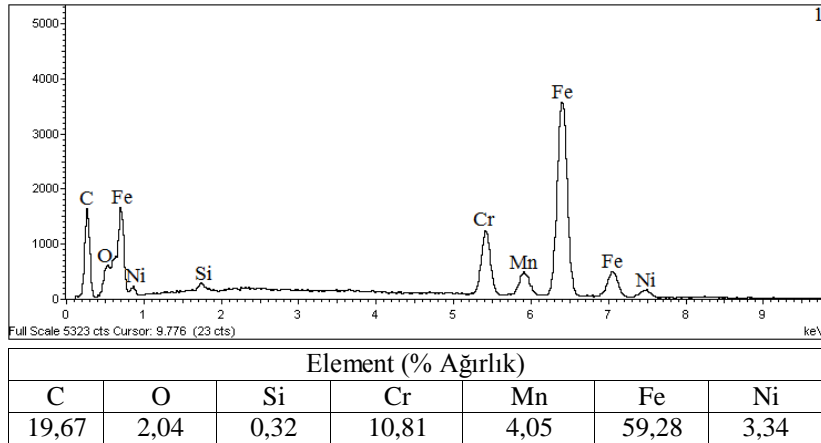
N7-N9 numunelerinin kaynak bölgesi metalurjik açıdan sırasıyla N1-N3 numuneleriyle benzerlik göstermektedir. Yine aynı şekilde artan CO₂ oranıyla birlikte kaynak bölgesine daha fazla ısı girdisinin sonucu olarak N7 den N9 a kaynak metalleri dentritik yapının kabalaştığı anlaşılmaktadır (Şekil 5.14a-5.19a) kaynak metali ve geçiş bölgesinde sıcak çatlak oluşumuna rastlanmamıştır. Dolayısıyla kaynak metalleri gereken östenit-ferrit dengesi de bunu doğrulamaktadır. Esas metalde geçiş bölgesinden ısıdan etkilenmeyen bölgeye doğru iri taneli bölgelerin, ince taneli ve daha homojen bir yapıya dönüştüğü görülmektedir. Bu durum mikrosertlik dağılımında da iri taneli ve ince taneli bölgeler arasında belirgin sertlik farklarına neden olmuştur. Ayrıca N7-N9 numunelerinde iri taneli bölgelerin morfolojisine bakıldığında, taneler arasındaki tane sınırlarının poligonal (köşeli) yapılardan meydana geldiği anlaşılmaktadır. Bu durum, darbe yükü karşısında oluşabilecek çatlakların tane sınırlarından kolay bir biçimde ilerlemesine neden olacağından dezavantaj teşkil etmektedir.

Her ne kadar N7-N9 numuneleri N1-N3 numuneleriyle aynı şartlarda kaynak edilmiş olup benzer metalurjik özellikler gösterebilirlerse de darbe dayanımları ve eğilme dayanımları birbirlerinden farklı sonuçlar vermiştir. Bu da göstermektedir ki kaynak mukavemeti sadece metalurjik tasarımla değil mekanik tasarımla da alakalıdır. Çünkü Y kaynak ağzına sahip N1-N3 numuneleri y kaynak ağzına sahip N7-N9 numunelerinden farklı mekanik özellikler sergilemiştir.

5.3. EDS (Energy Dispersive Spectrometer) Enerji Dağılımlı Spektrometresi noktasal analiz sonuçları



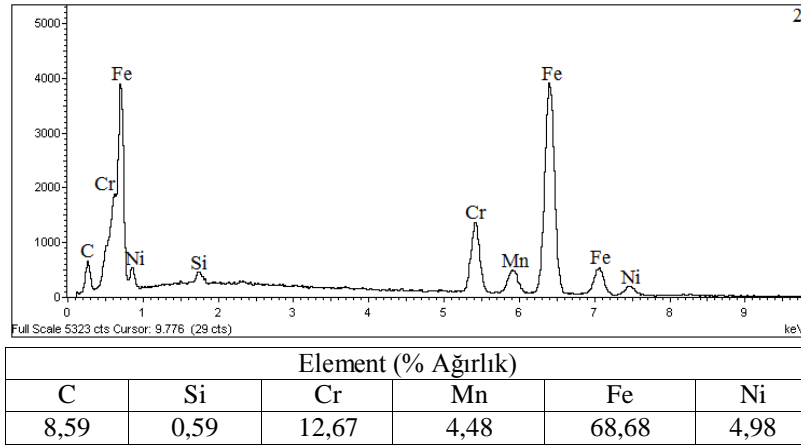
Şekil 5.20. N1 numunesinin kaynak metaline ait EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı



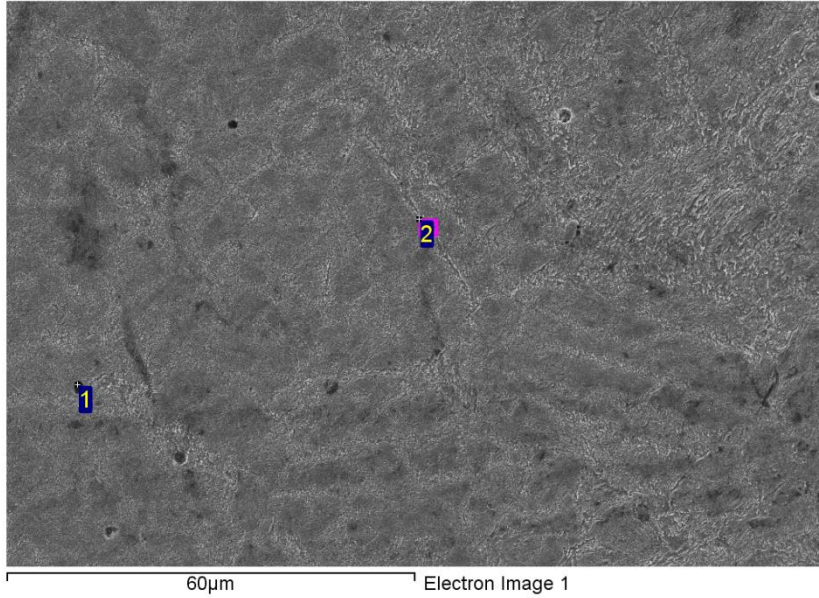
Şekil 5.21. N1 numunesinin kaynak metaline ait 1. bölgenin EDS analiz sonuçları

Şekil 5.21’de verilen EDS analizi sonuçları, Şekil 5.20’de yer alan N1 numunesinin kaynak metaline ait 1. Bölgenin verileridir. 1. Bölgenin, EDS sonucuna göre % 19,67 C, % 2,04 O, % 0,32 Si, % 10, 81 Cr, % 4,05 Mn, % 3,34 Ni ve % 59, 28 oranında Fe elementi içerdiği tespit edilmiştir. Yapıdaki O elementinin dağılayıcı solisyonundan geldiği düşünülmektedir. Şekil 5.22 de belirtilen N1 numunesinin kaynak metaline ait 2. bölgenin

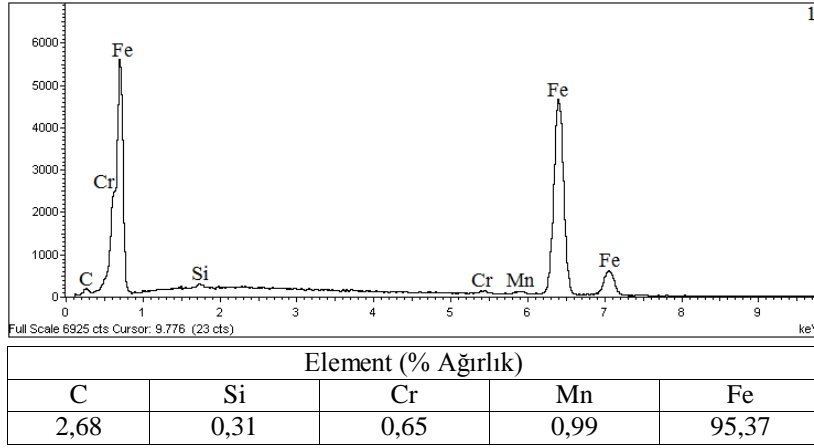
EDS analizleri incelendiğinde ise % 8,9 C, % 0,59 Si, % 12,67 Cr, % 4,48 Mn, % 4,98 Ni ve % 68,68 oranında Fe elementi tespit edilmiştir. 1. Bölge östenitik matris ve 2. Bölge östenitik matris yapının sınır bölgesidir. Bilindiği üzere karbon östenit oluşturu ve krom ferrit oluşturu elementlerdir. 1. Bölgeye nazaran 2. Bölgede karbon oranının düşüşü ve krom oranının artışı dikkate alındığında östenitik matrisin sınır bölgelerine doğru ferritleşme eğilimi görülmektedir.



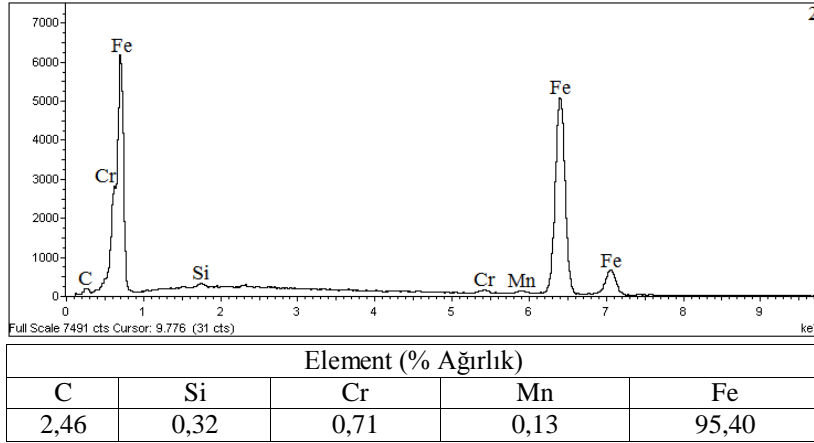
Şekil 5.22. N1 numunesinin kaynak metaline ait 2. bölgenin EDS analiz sonuçları



Şekil 5.23. N1 numunesinin iri taneli bölgesine ait EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı

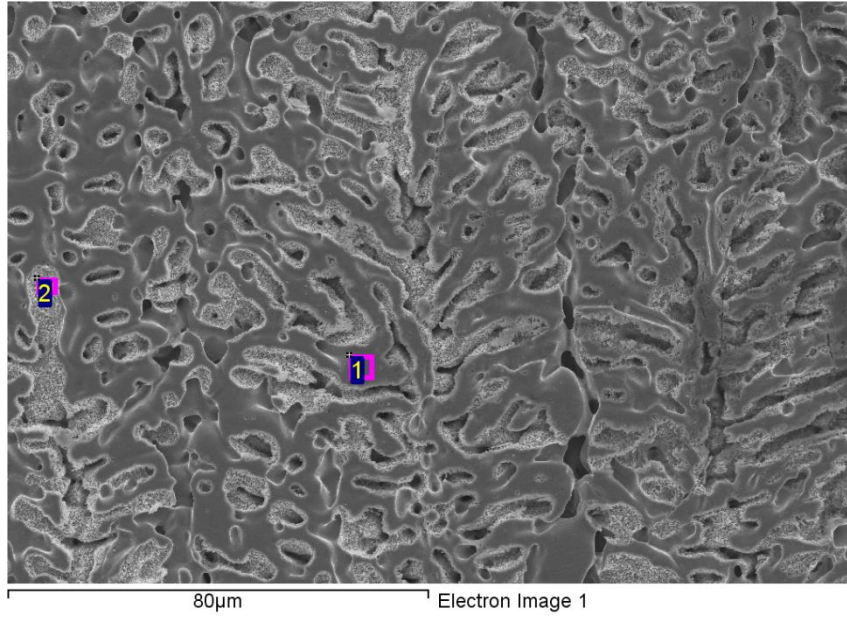


Şekil 5.24. N1 numunesinin iri taneli bölgesinde 1. bölgenin EDS analiz sonuçları

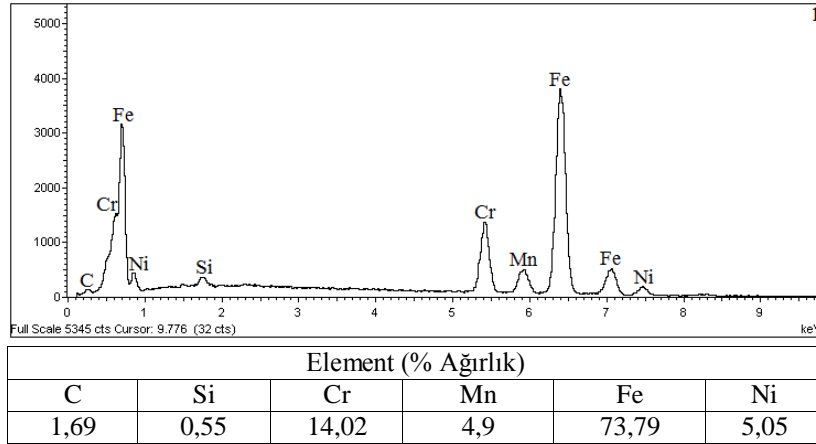


Şekil 5.25. N1 numunesinin iri taneli bölgesinde 2. bölgenin EDS analiz sonuçları

Şekil 5.23 de SEM fotoğrafı verilen N1 numunesinin iri taneli bölgesine ait 1. bölgenin EDS analiz sonuçları Şekil 5.24 de belirtilmiştir. Bu bölgenin EDS analizi incelendiğinde % 2,68 C, % 0,31 Si, % 0,65 Cr, % 0,99 Mn ve % 95,37 Fe elementi tespit edilmiştir. Tane sınırı olan 2. Bölgeden alınan EDS analizi Şekil 5.25’de görüldüğü gibi % 2,46 C, % 0,32 Si, % 0,71 Cr, % 0,13 Mn ve % 95,40 Fe elementi içerdiği gözlenmiştir.



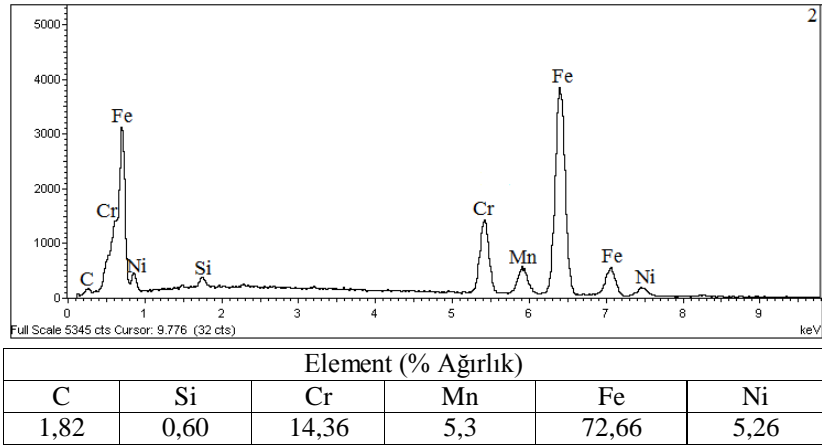
Şekil 5.26. N2 numunesi kaynak metaline ait EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı



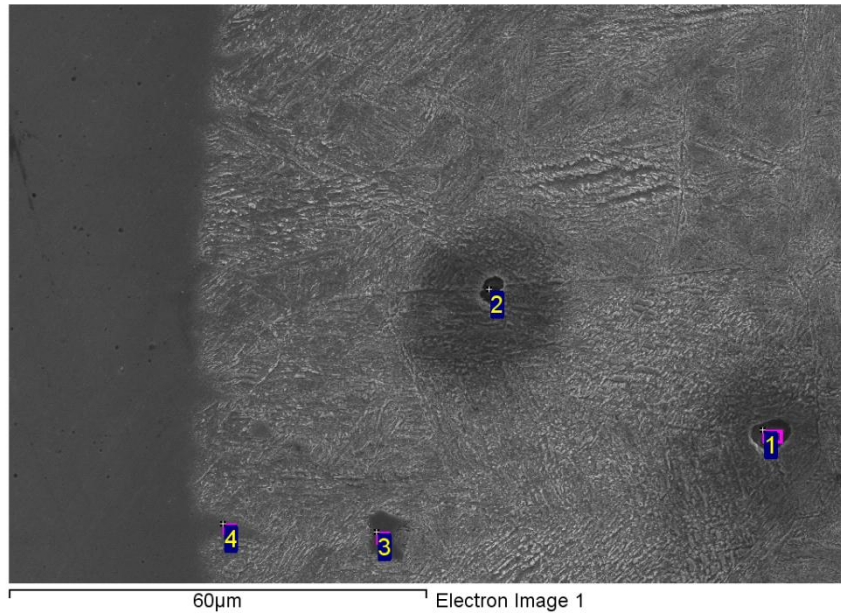
Şekil5.27. N2 numunesinin kaynak metaline ait 1 no lu bölgenin EDS analiz sonuçları

Şekil 5.26’da N2 numunesinin kaynak metaline ait 1. Bölgenin EDS analiz sonucu Şekil 5.27’de ve 2. Bölgenin EDS analiz sonucu Şekil 5.28’de görülmektedir. 1. Bölgenin EDS analizi incelendiğinde % 1,69 C, % 0,55 Si, % 14,02 Cr, % 4,9 Mn, % 5, 05 Ni ve % 73,79 oranında Fe elementi tespit edilmiştir. 2. Bölgenin EDS analizine bakıldığında % 1,82 C, % 0,6 Si, % 14,36 Cr, % 5,3 Mn, % 5,26 Ni ve % 72,66 Fe oranlarına rastlanmıştır. Bunun sonucu olarak 1. ve 2. Bölgelerin birbirine yakın sonuçlar verdiği söylenebilir. Kaynak telinin kimyasal analizi esas alındığında % 19 Cr oranının yaklaşık % 14’e, % 8,5 olan Ni oranının yaklaşık %’5 e ve % 7 olan Mn oranının yaklaşık % 5’e düştüğü

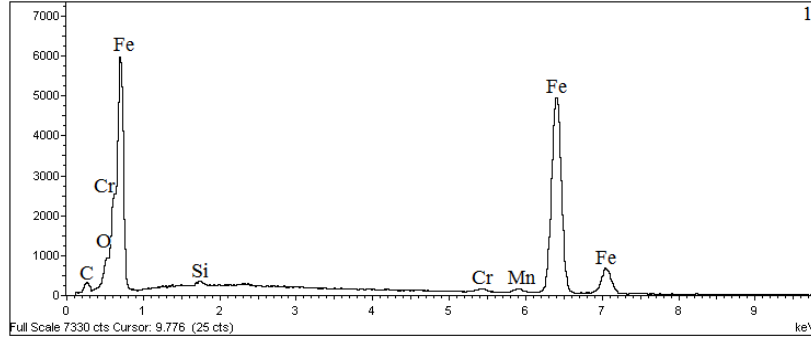
anlaşılmaktadır. Bunun sebebi Cr, Ni ve Mn oranı yüksek olan kaynak teli ile düşük olan esas metal arasında yapılan alaşımın sonucu olarak bu değerlerin düşüşe uğramasıdır. Sonuç olarak bu değerler esas alındığında gerçekleştirilen kaynaklı birleştirme işleminde kaynak teli ile esas metal arasında alaşım oluşturulabilmiş, kaynaklı birleştirmenin beklentileri karşıladığı görülmüştür.



Şekil 5. 28. N2 numunesinin kaynak metaline ait 2 no lu bölgenin EDS analiz sonuçları

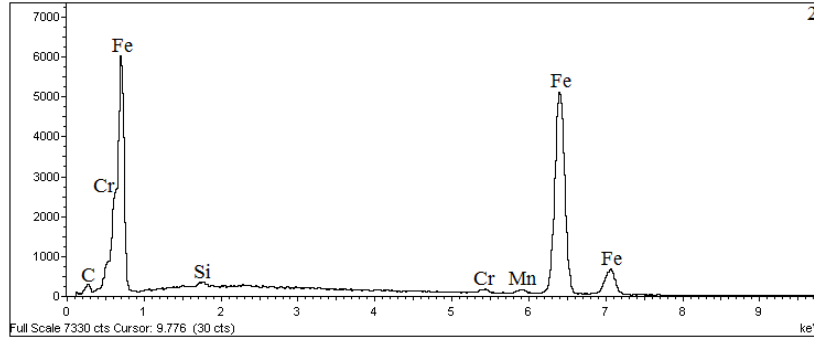


Şekil 5.29. N2 numunesinin geçiş bölgesinde EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı



Element (% Ağırlık)					
C	O	Si	Cr	Mn	Fe
4,45	2,86	0,38	0,76	1,32	90,24

Şekil 5.30. N2 numunesinin geçiş bölgesine ait 1. bölgenin EDS analiz sonucu

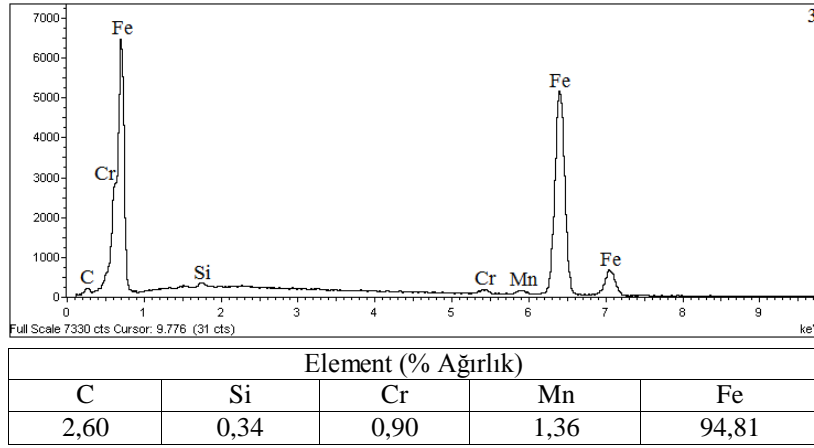


Element (% Ağırlık)				
C	Si	Cr	Mn	Fe
3,86	0,32	0,85	1,15	93,85

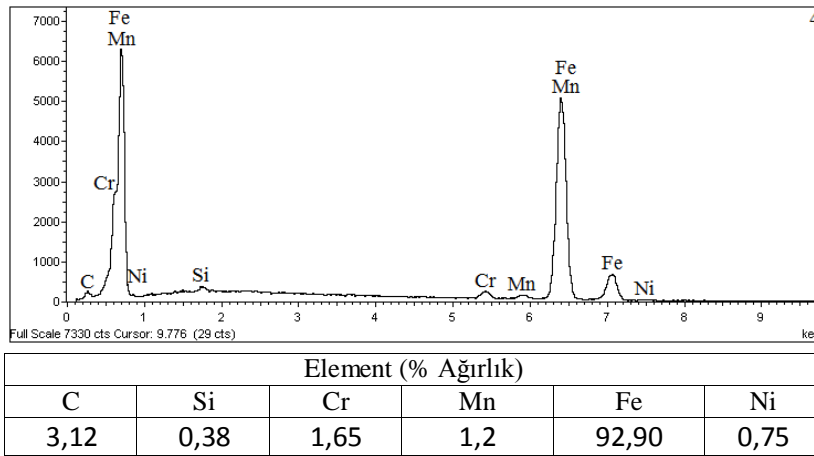
Şekil 5. 31. N2 numunesinin geçiş bölgesine ait 2. bölgenin EDS analiz sonucu

Şekil 5.29’da N2 numunesinin geçiş bölgesine ait Sem fotoğrafı yer almaktadır. Bu fotoğraf üzerinde 1. Bölgenin EDS analiz sonuçları Şekil 5.30, 2. Bölgenin EDS analiz sonuçları Şekil 5.31, 3. Bölgenin EDS analiz sonuçları Şekil 5.32 ve 4. Bölgenin EDS analiz sonuçları Şekil 5.33 de yer almaktadır. Şekil 5.30 da 1. Bölgenin EDS analizi incelendiğinde % 4,45 C, % 2,86 O, % 0,38 Si, % 0,79 Cr, % 1,32 Mn ve % 90,24 Fe oranına rastlanmıştır. Yapıdaki O elementinin dağlayıcı solisyonundan geldiği düşünülmektedir. Şekil 5. 31’de 2. Bölgenin EDS analizi incelendiğinde % 3,86 C, % 0,32 Si, % 0,85 Cr, % 1,15 Mn ve % 93,85 oranında Fe elementi görülmektedir. 1. ve 2. Bölgelerin birer tane sınırı karbürü olduğu düşünülmektedir ve ayrıca bu bölgelerde dağlamanın etkisiyle tane sınırlarında korozyon meydana geldiği görülmektedir.

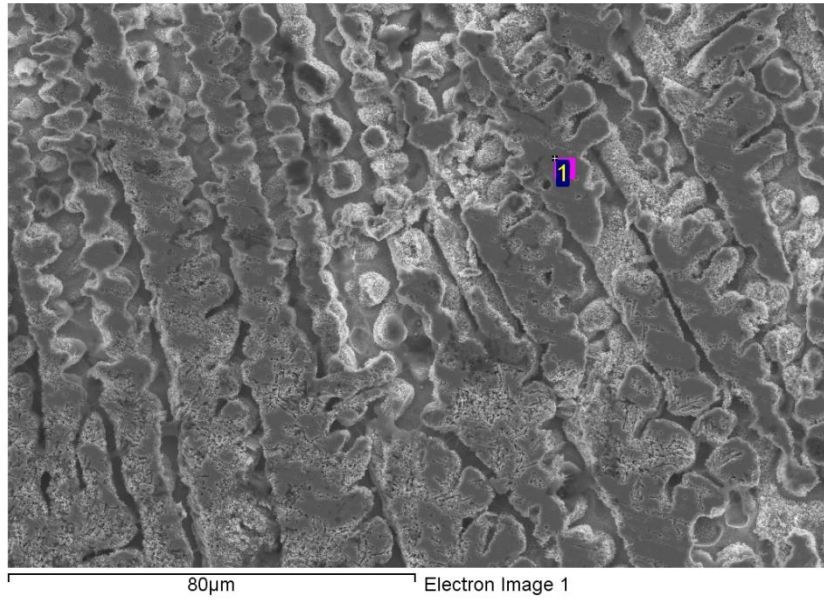
Şekil 5.29’da SEM fotoğrafının sol tarafında dağlanmayan koyu renkli bölge kaynak metaline ait olup 3. ve 4. Bölgelerinde bu kısmla morfolojik olarak benzerliği göze çarpmaktadır. Dolayısıyla 3. Bölgenin kaynak esnasında kaynak metalinden esas metal içersine difüze olmuş bir bölge olduğu söylenebilir. Şekil 5.32 de 3. Bölgenin EDS analizi incelendiğinde % 2,60 C, % 0,34 Si, % 0,9 Cr, % 1,36 Mn ve % 94,81 oranında Fe elementi görülmüştür. Şekil 5.33 de 4. Bölgenin EDS analizine bakıldığında % 3,12 C, % 0,38 Si, % 1,65 Cr, % 0,75 Ni ve % 92,9 oranında Fe elementi tespit edilmiştir. Burada 3. Bölgede Ni elementine rastlanmazken kaynak metaline yakın 4. Bölgede Cr oranının artışı ve Ni varlığı göze çarpmaktadır. Bunu sonucu olarak Cr ve Ni elementlerinin difüzyona pek de yatkın olmadığı anlaşılmaktadır.



Şekil 5.32. N2 numunesinin geçiş bölgesine ait 3. bölgenin EDS analiz sonucu

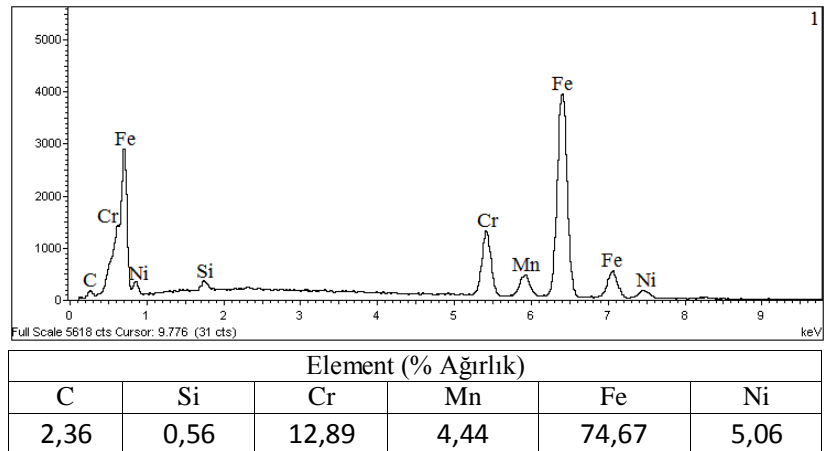


Şekil 5.33. N2 numunesinin geçiş bölgesine ait 4. bölgenin EDS analiz sonucu

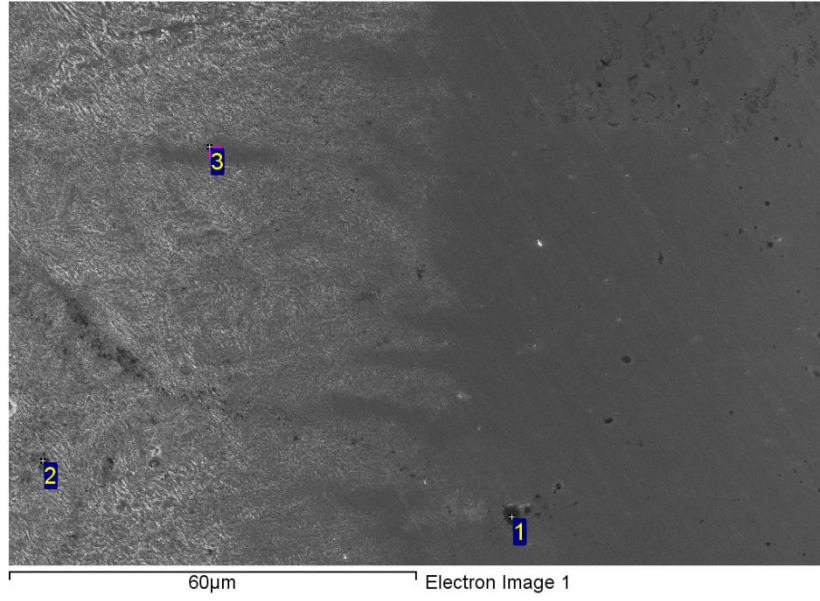


Şekil 5.34. N3 numunesinin kaynak metaline ait EDS analiz noktasının SEM fotoğrafı

Şekil 5.34 de N3 numunesinin kaynak metalinde kaba dentritik yapı üzerinden alınan EDS sonucu Şekil 5.35 de görülmektedir. EDS analizi incelendiğinde % 2,36 C, % 0,65 Si, % 12,89 Cr, % 4,44 Mn, % 5,06 Ni ve % 74,67 oranında Fe elementi tespit edilmiştir. Kaynak telinin kimyasal bileşimindeki % 19 Cr oranının % 12,89 a, % 7 olan Mn oranının % 4,44 e ve % 8,5 olan nikel oranının % 5,06 ya düştüğü anlaşılmaktadır. Nitekim Cr, Mn, Ni oranı daha düşük olan esas metalin alaşıma girmesiyle bu oranların azaldığı anlaşılmaktadır.

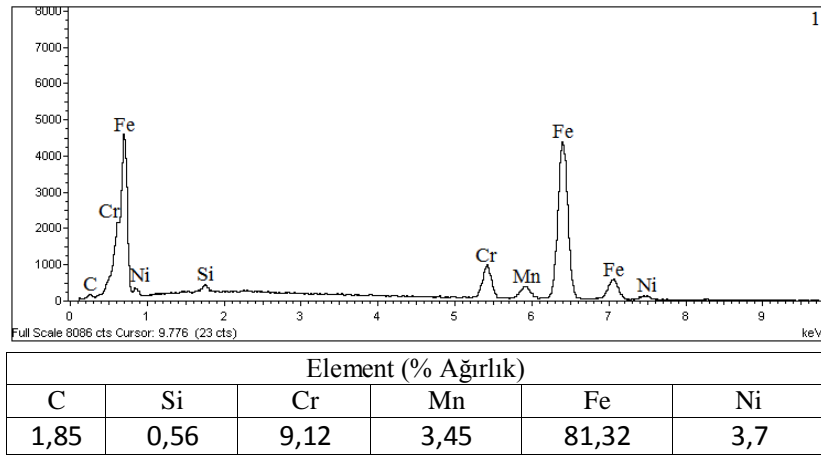


Şekil 5.35. N3 numunesinin kaynak metaline ait 1. bölgenin EDS analiz sonucu

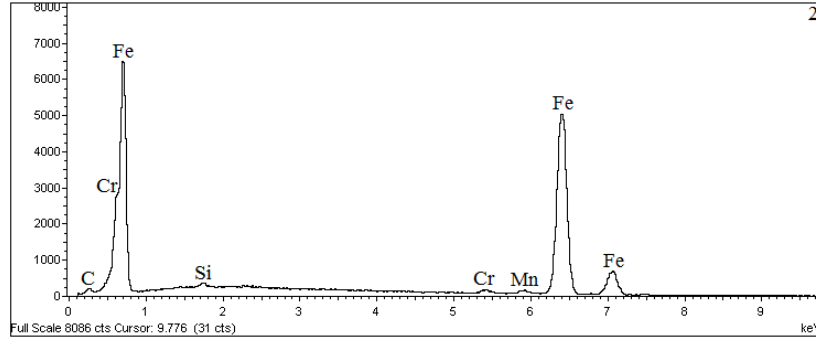


Şekil 5.36. N3 numunesinin geçiş bölgesine EDS analiz noktalarının SEM fotoğrafı

Şekil 5.36 de N3 numunesinin geçiş bölgesine ait 1. Bölgenin EDS analizi Şekil 5.37’de, 2. Bölgenin EDS analizi Şekil 5.38’de ve 3. Bölgenin EDS analizi Şekil 5.39’da verilmiştir. 1. Bölgede kaynak metalinden alınan EDS analizinde % 1,85 C, % 0,56 Si, % 9,12 Cr, % 3,45 Mn, % 3,7 Ni ve % 81,32 oranında Fe elementine rastlanmıştır. N3 numunesinin kaynak metaline ait Şekil 3.35’de verilen EDS analizi esas alındığında kaynak metalinin geçiş bölgelerine yakın kısımlarında Cr, Ni ve Mn oranının azaldığı söylenebilir.

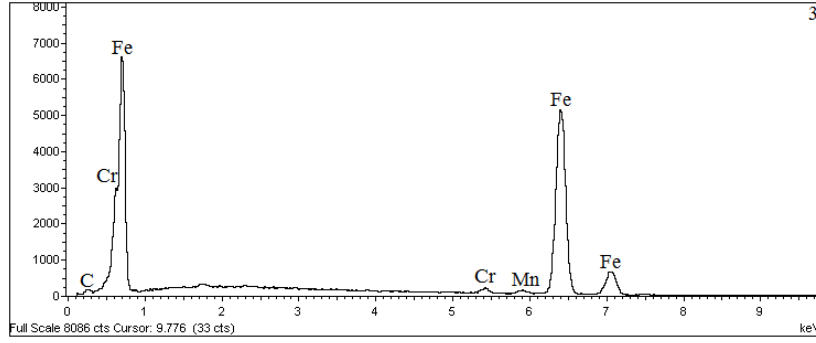


Şekil 5.37. N3 numunesinin geçiş bölgesine ait 1. bölgenin EDS analiz sonucu



Element (% Ağırlık)				
C	Si	Cr	Mn	Fe
2,26	0,34	0,71	1,27	95,42

Şekil 5.38. N3 numunesinin geçiş bölgesine ait 2. bölgenin EDS analiz sonucu



Element (% Ağırlık)			
C	Cr	Mn	Fe
1,95	1,13	1,25	95,67

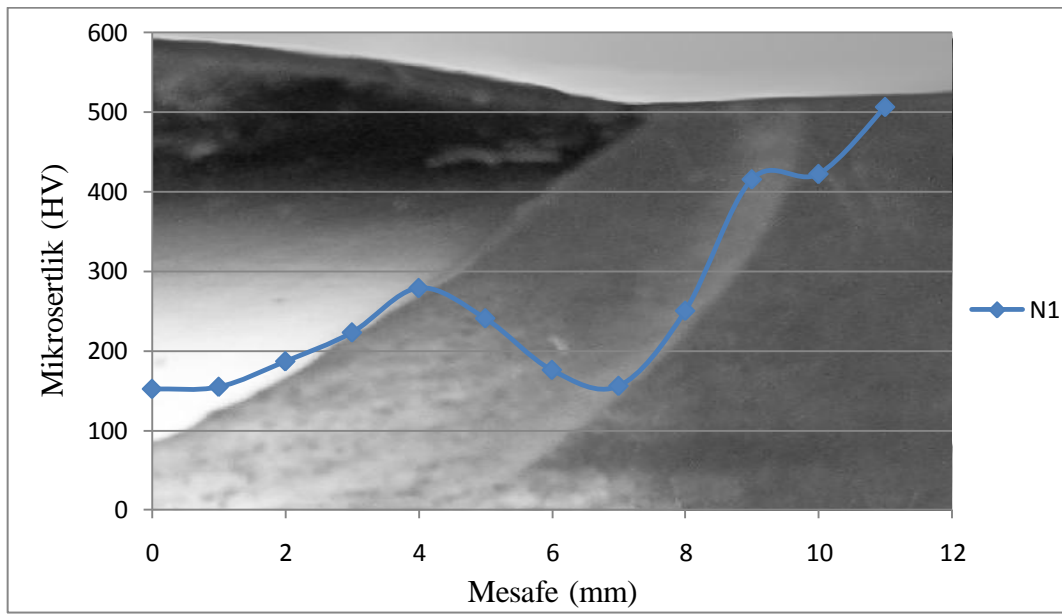
Şekil 5.39. N3 numunesi geçiş bölgesine ait 3. bölgenin EDS analiz sonucu

Şekil 5.38 de EDS analizi verilen 2. Bölge esas metale ait iri taneli bölge üzerinden alınmış olup % 2,26 C, % 0,34 Si, % 0,71 Cr, % 1,27 Mn ve % 95,42 oranında Fe ihtiva etmektedir. Şekil 5.39 da EDS analizi verilen 3. Bölgenin ise % 1,95 C, % 1,13 Cr, % 1,25 Mn, % 95,67 oranında Fe içerdiği görülmekle birlikte bu bölgenin, kaynak metalinin esas metal içersine difüze olmuş uzantısı olduğu düşünülmektedir. Bu bölgedeki Cr oranının 2. Bölgeye göre yüksek olması da bu kanıyı doğrulamaktadır. N2 numunesinin geçiş bölgesinde de benzer şekilde olduğu gibi kaynak metalinin geçiş bölgesine yakın yerlerinde Ni oranı azalmakta ve hatta esas metal içersine difüzyon yolu ile geçen kısımlarda tamamen yok olmaktadır. Bu veriler esas alındığında kaynak işlemi için Ni 'in difüzyon mekanizmasında pasif bir element olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca numunelerin

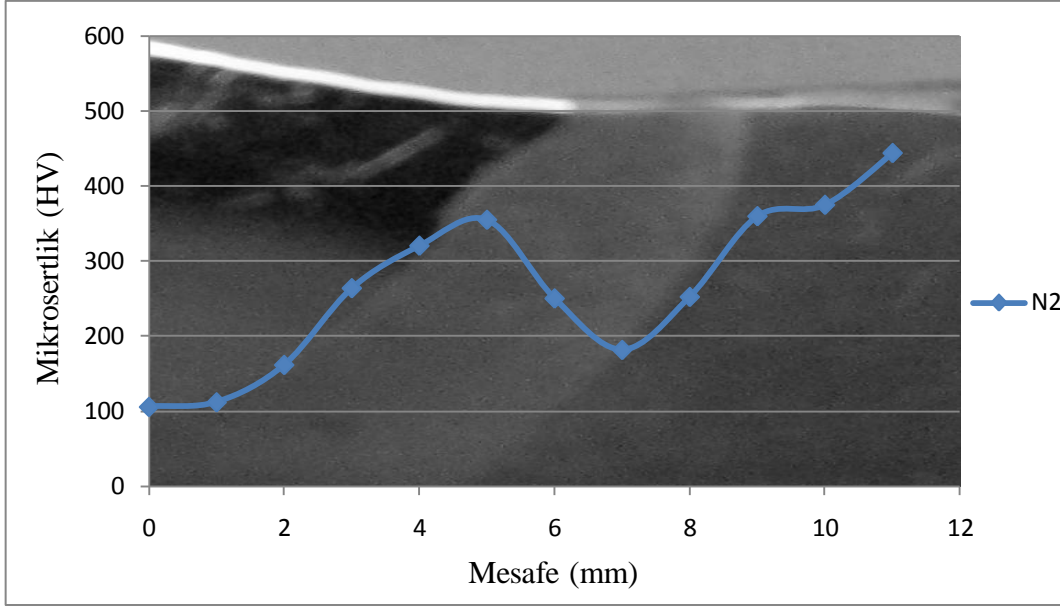
mikrosertlik dağılımında geçiş bölgelerinin kaynak metaline göre daha yüksek sertlikte olduğu çalışmanın ilerleyen safhalarında belirtilmiştir. Çünkü kaynak metalinde yoğun bulunan nikel, karbür oluşturmadığından sertliğin yükselmesine katkı sağlamazken geçiş bölgesi ve iri taneli bölgelerde nikel yerine karbür yapıcı elementlerin yoğunluğu bu bölgelerdeki sertliğin ani yükselişine neden olmaktadır.

5.4. Sertlik deneyi sonuçları

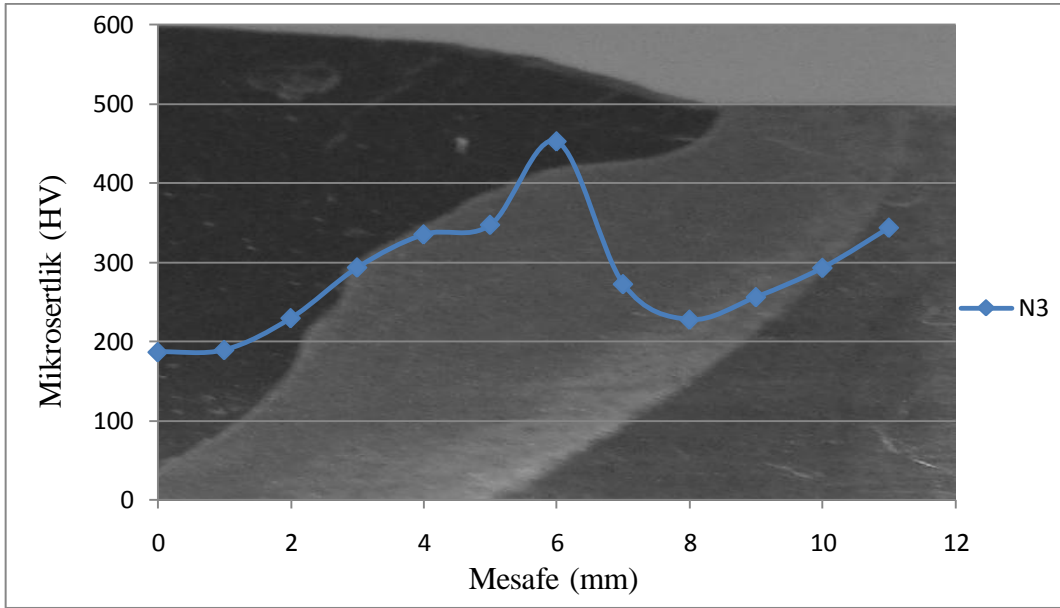
Şekil 5.40 – 5.48 arasında numunelere ait mikrosertlik dağılımları grafik halinde verilmiştir. Sertlik ölçümleri, mesafe skalasının 0 noktasından sağa doğru 4. Noktalar geçiş bölgesine dek gelecek şekilde gerçekleştirilmiş ve 1 mm aralıklarla her numune için 12 adet sertlik ölçümü yapılmıştır.



Şekil 5.40. N1 numunesine ait mikrosertlik dağılımı



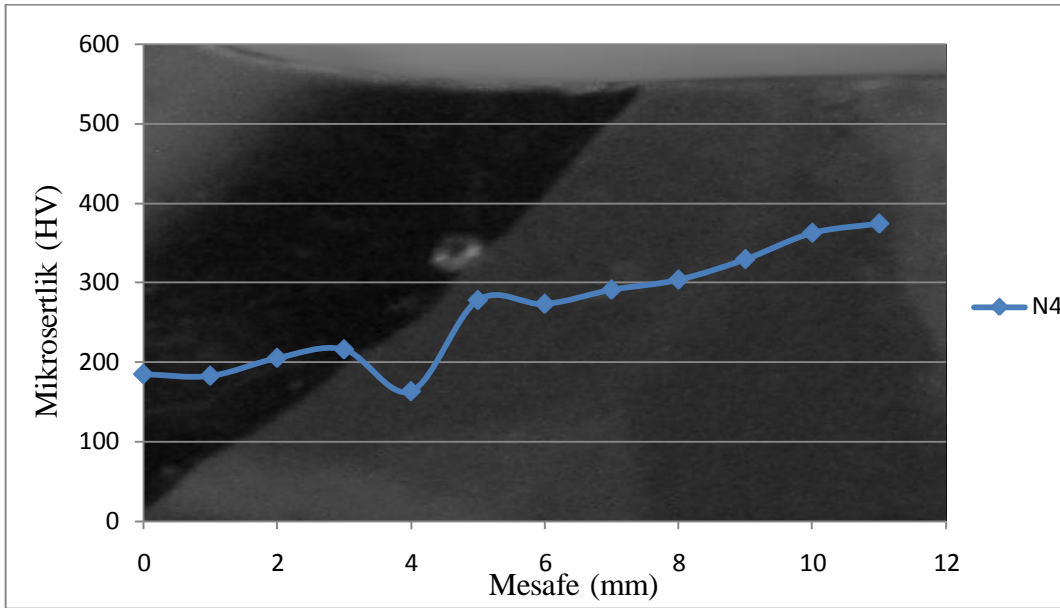
Şekil 5.41. N2 numunesine ait mikrosertlik dağılımı



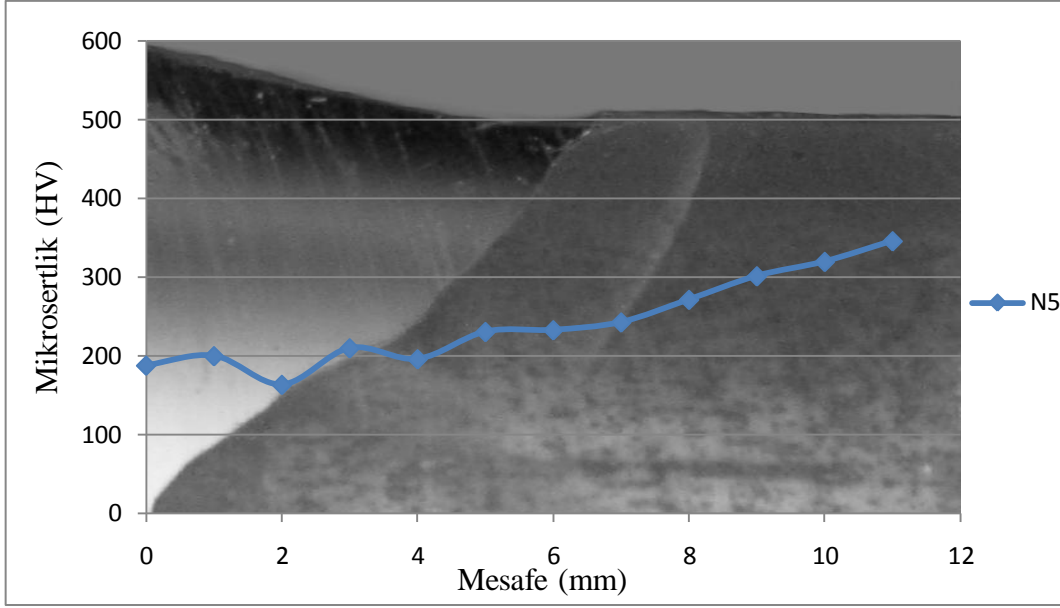
Şekil 5.42. N3 numunesine ait mikrosertlik dağılımı

N1-N3 numunelerinin mikroertlik dağılımları incelendiğinde genel olarak kaynak metalinden geçiş bölgesine doğru sertliğin arttığı ve ITAB da iri taneli bölgede çok yüksek sertlik değerlerine ulaşılırken ince taneli bölgeye doğru sertliğin azaldığı ve ısıdan etkilenmeyen bölgeye doğru tekrar artışa geçtiği kaydedilmiştir. N1 numunesine ait iri taneli bölgede en yüksek 279,1 HV, N2 numunesine ait iri taneli bölgede en yüksek 355,2

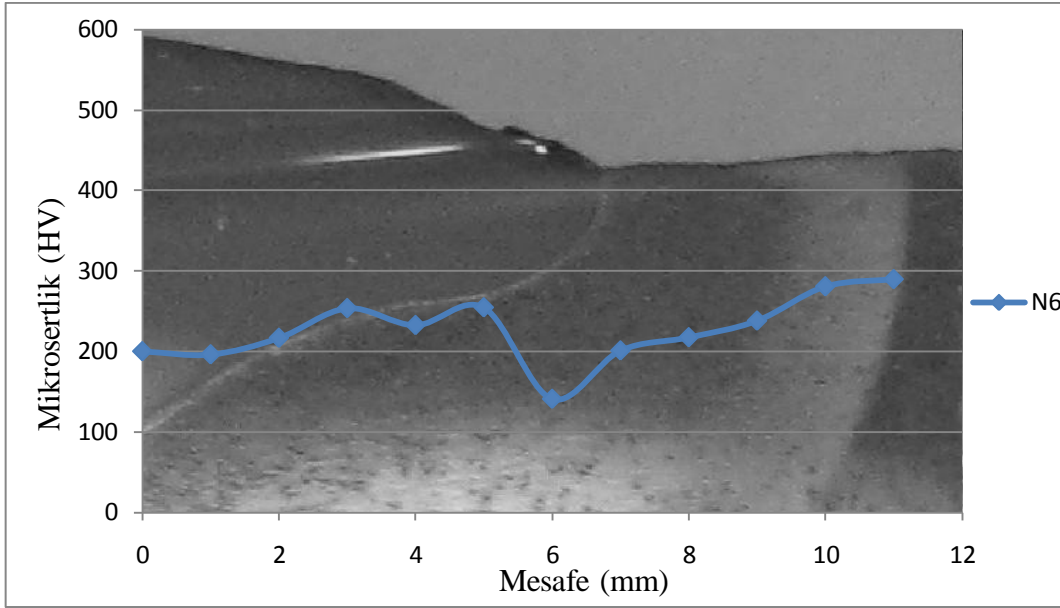
ve N3 numunesine ait iri taneli bölgede en yüksek 452,8 HV sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Kaynak işleminde artan CO₂ oranıyla birlikte kaynak metalinde belirgin bir sertlik farkı oluşmazken ITAB da sertliğin arttığı söylenebilir. Artan CO₂ oranıyla birlikte yüksek ısı girdisinin sonucu olarak kaynak metalinde katılaşma hızının azalması ve daha yumuşak bir yapıya ulaşılması gerekirken artan ısı girdisi esas metalle daha yüksek oranda alaşım oluşturulmasını sağlamıştır. Artan nüfuziyet profili de bunu doğrulamaktadır. Dolayısıyla artan CO₂ oranıyla birlikte kaynak metalinde belirgin bir sertlik azalmasının olmayışının sebebi alaşıma giren esas metal oranının artmasıdır. Ayrıca N1, N2, N3 numunelerinde sırayla artan CO₂ oranından ötürü yüksek ısı girdisine bağlı olarak kaynak metalinde katılaşma hızı azalırken daha yüksek sıcaklıklara çıkan ITAB daha hızlı soğumuştur. N1-N3 numunelerinin ITAB larında iri taneli bölgeler arasındaki sertlik farkı buradan kaynaklanmaktadır.



Şekil 5.43. N4 numunesine ait mikrosertlik dağılımı



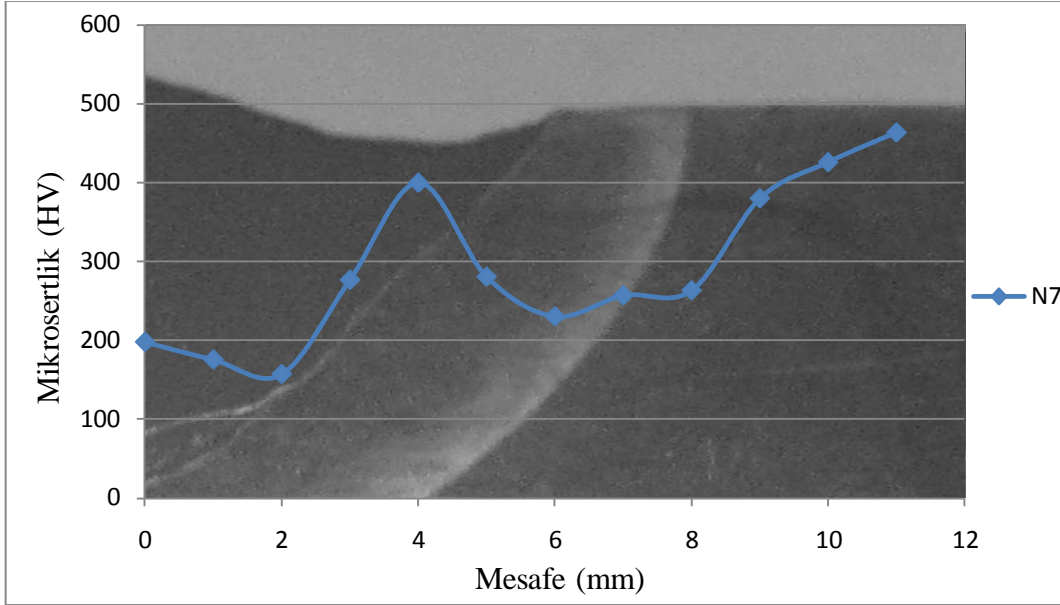
Şekil 5.44. N5 numunesine ait mikrosertlik dağılımı



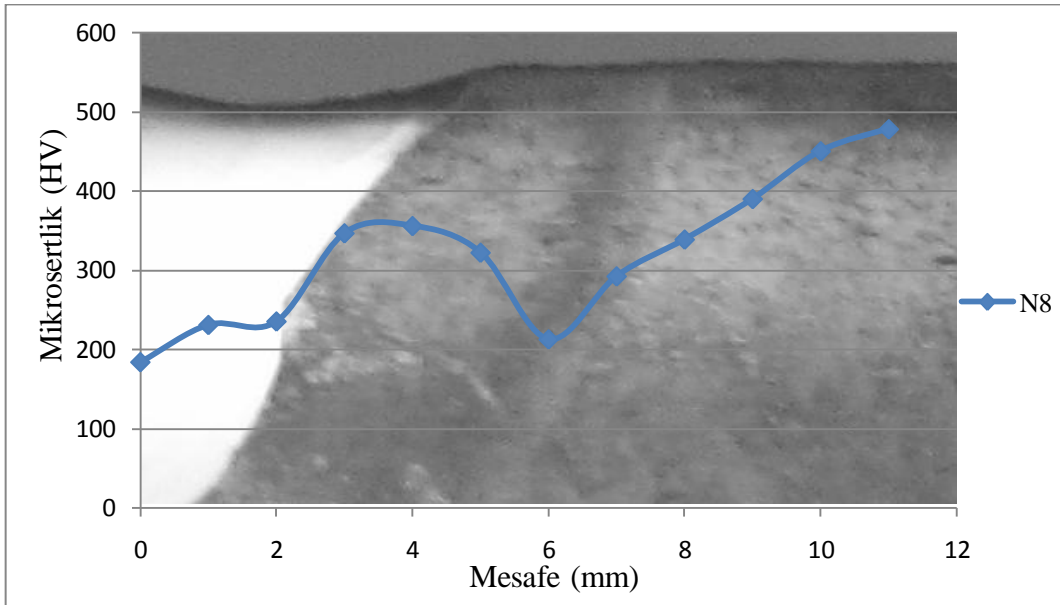
Şekil 5.45. N6 numunesine ait mikrosertlik dağılımı

N4-N6 numuneleri N1-N3 ve N7-N9 numunelerinden farklı olarak iki pasoda kaynak edilmiş olduklarından bu numunelerde tek pasolu numunelere nazaran daha fazla ısı girdisi söz konusudur. Bunun sonucu olarak daha yavaş soğumanın meydana geldiği ITAB bölgelerinde tek pasolulardaki sertlik dağılımı gibi yüksek sertlik farkları oluşmamış, daha homojen bir dağılım meydana gelmiştir. Ayrıca N1-N3 numunelerinde

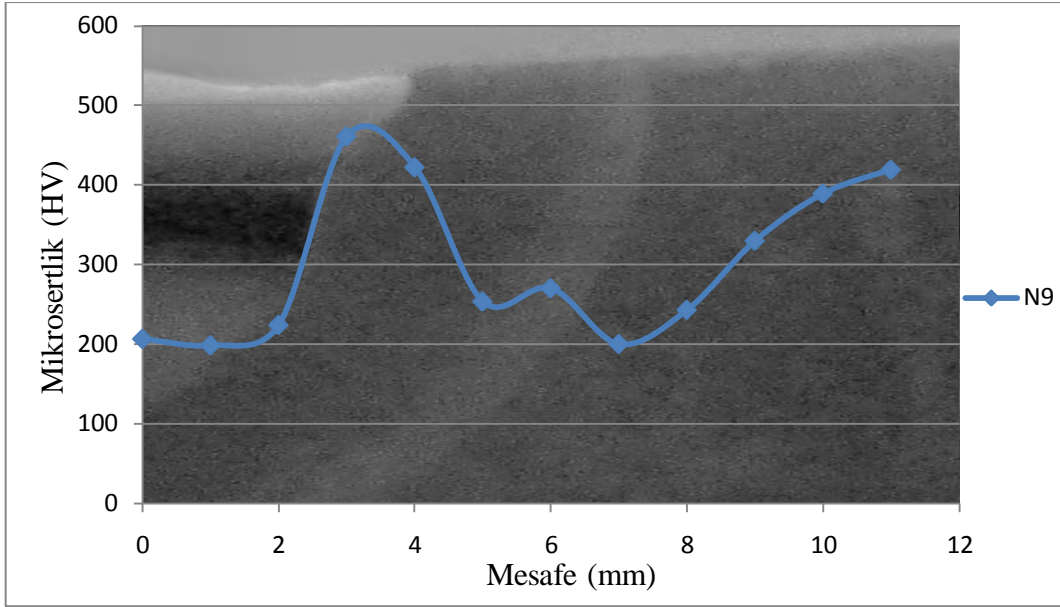
geçiş bölgelerinden esas metal yönünde iri taneli bölgelerde sertliğin ani yükselişi meydana gelirken N4-N6 numunelerinde bu durum aksine sertliğin bu bölgelerde azalmasıyla sonuçlanmıştır. Çünkü daha yavaş soğuma hızı daha ince taneli yapı oluşumuna katkı sağlamakla beraber daha az martenzit oluşumuna neden olmuştur.



Şekil 5.46. N7 numunesine ait mikrosertlik dağılımı



Şekil 5.47. N8 numunesine ait mikrosertlik dağılımı



Şekil 5.48. N9 numunesine ait mikrosertlik dağılımı

N7-N9 numuneleri mikrosertlik dağılımı yönünden aynı şartlarda kaynak edilen ve benzer metalurjik özelliklere sahip olan N1-N3 numuneleriyle yakın sonuçlar vermiştir. Ancak kaynak ağız tasarımına bağlı olarak diğer mekanik özelliklerin daha farklı sonuçlar vermesi kaynak mukavemetinin sadece metalurjik tasarımın değil aynı zamanda mekanik tasarımın da bir sonucu olduğunu göstermektedir.

Sonuç olarak da bütün numunelere ait mikrosertlik dağılımı incelendiğinde koruyucu gaz olarak argon içersinde artan CO₂ oranının ve kaynak ağızına bağlı iki pasolu birleştirmenin mikrosertlik dağılımına etki ettiği görülmektedir. Mikrosertlik dağılımında ITAB in sonundan ısıdan etkilenmeyen bölgeye geçişlerde sertlik değerlerinin mekanik özelliklere ait standartta belirtilen 450-530 HBV (476-559 HV) sertlik değerlerine hemen ulaşmadığı anlaşılmaktadır. Bunun sebebi, ancak su verilerek veya yağda sertleştirilen zırh çeliklerinin ulaştığı yüksek sertliğin, düşük ıslardan bile etkilenip yavaş soğumadan dolayı azalmasıdır.

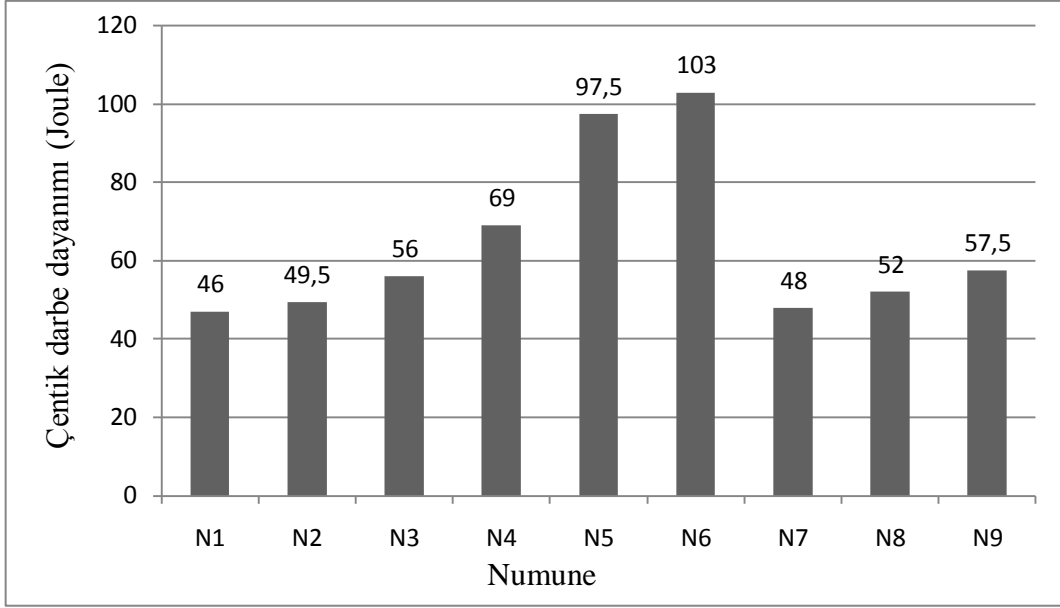
5.5. Çentik darbe deneyi sonuçları

Çentik darbe deneyi sonuçları her tip numune için en az 4 adet test numunesinin ortalaması alınarak elde edilmiştir. Sonuçlar Tablo 5.2’de Joule cinsinden belirtilmektedir. Ayrıca numuneler arasında daha iyi karşılaştırma yapabilmek için mevcut veriler Şekil 5.49’da sütun grafik haline dönüştürülmüştür. Çentik darbe deneyi sonucunda numunelerde meydana gelen kırılma mekanizmasını daha iyi tahlil edebilmek için Şekil 5.52-5.60’da her numune için kırık yüzey sem fotoğrafı yer almaktadır.

Tablo 5.2. Kaynak numunelerinin darbe dayanımı

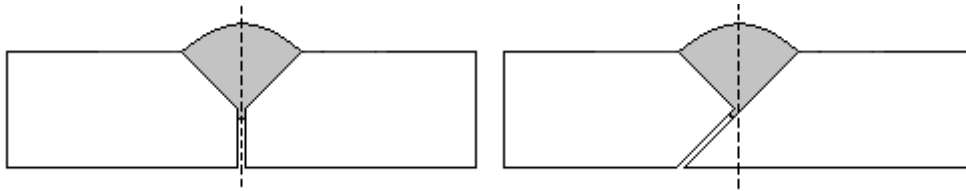
Numune	Darbe dayanımı (Joule)
Ana malzeme	43,5
N1	46
N2	49,5
N3	56
N4	69
N5	97,5
N6	103
N7	48
N8	52
N9	57,5

Çentik darbe deneyi sonucunda elde edilen veriler incelendiğinde koruyucu gaz olan argon içersinde artan CO₂ oranıyla birlikte numunelerde daha yüksek nüfuziyet meydana geldiğinden daha yüksek darbe enerjisi kaydedilmiştir. N4, N5, N6 numuneleri diğerlerinden farklı olarak iki pasoda kaynak edildiğinden en yüksek nüfuziyet ve birleşim bu numunelerde gerçekleşmiş olup diğerlerinden daha yüksek darbe enerjisi sergilemiştir. En yüksek darbe enerjisi N6 numunesinde gözlenmiştir. Bunun sebebi % 15 CO₂ içeren argon atmosferinde ve X kaynak ağzına bağlı olarak iki pasolu olacak şekilde kaynak edilmiş olmasıdır. Kaynaklı numunelerde en düşük darbe enerjisi ise N1 numunesinde gerçekleşmiştir.



Şekil 5.49. Kaynak numunelerine ait darbe dayanımını gösteren sütun grafik

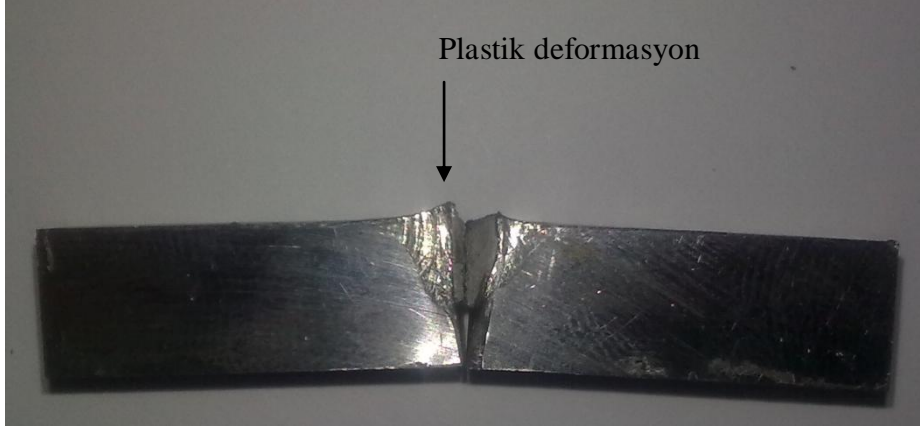
N1 ve N7 numuneleri aynı şartlarda kaynak edilmesine rağmen kaynak ağız geometrisi N7 numunesinin N1 den daha yüksek darbe enerjisi sergilemesine neden olmuştur. Şekil 5.50’de görüldüğü üzere deney esnasında poldi çekicinin düştüğü düzlem kesikli çizgilerle belirtildiği gibi kaynak dikişini ortalayacak şekilde numuneler test cihazına yerleştirilmiştir. Ancak N1, N2, N3 numunelerinde darbe, sadece kaynak metali tarafından karşılanırken kaynak boşluğu da kırılma esnasında çentik etkisi göstermiştir. N7, N8, N9 numunelerinde ise darbe hem kaynak metali hem de esas metal tarafından karşılanmıştır. Dolayısıyla N7, N8, N9 numunelerinin darbe enerjisi aynı şartlarda kaynak edilmesine rağmen N1, N2, N3 numunelerinden yüksek çıkmıştır.



Şekil 5.50. Poldi çekicinin kaynak numunelerinde düştüğü düzlemin şematik görünümü

Sonuç olarak CO₂ oranı itibariyle en yüksek darbe dayanımı % 15 oranında gerçekleşmiştir. Kaynak ağızına göre değerlendirme yapıldığında X kaynak ağızının diğer

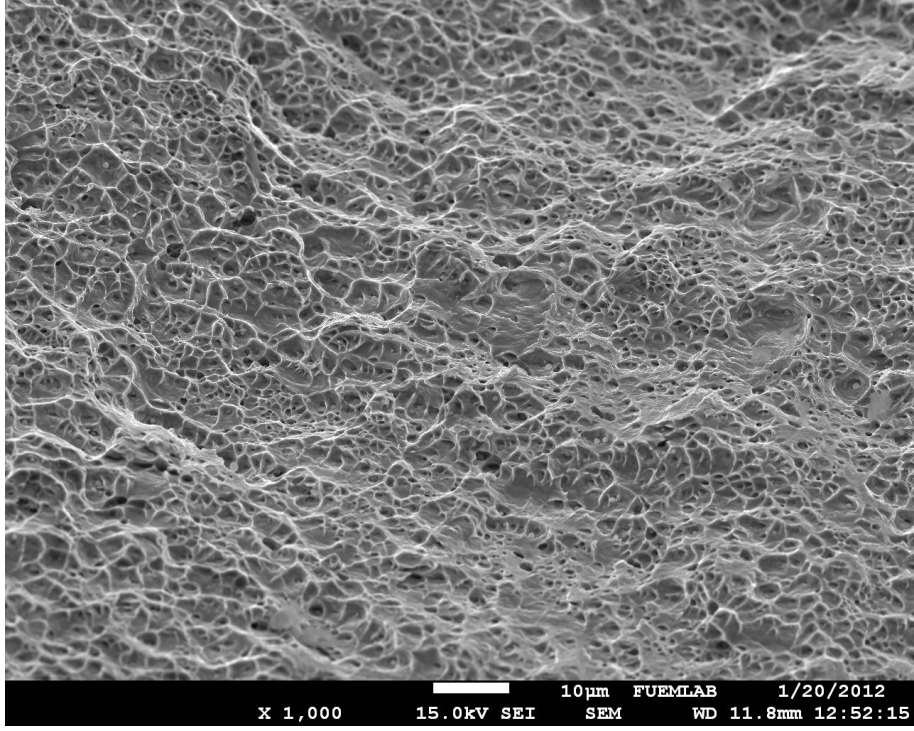
iki kaynak ağzından daha yüksek başarımlar sağladığı görülmüştür. Y ve Y kaynak ağzları arasında karşılaştırma yapıldığında Y kaynak ağzının Y kaynak ağzından daha iyi sonuçlar verdiği kaydedilmiştir.



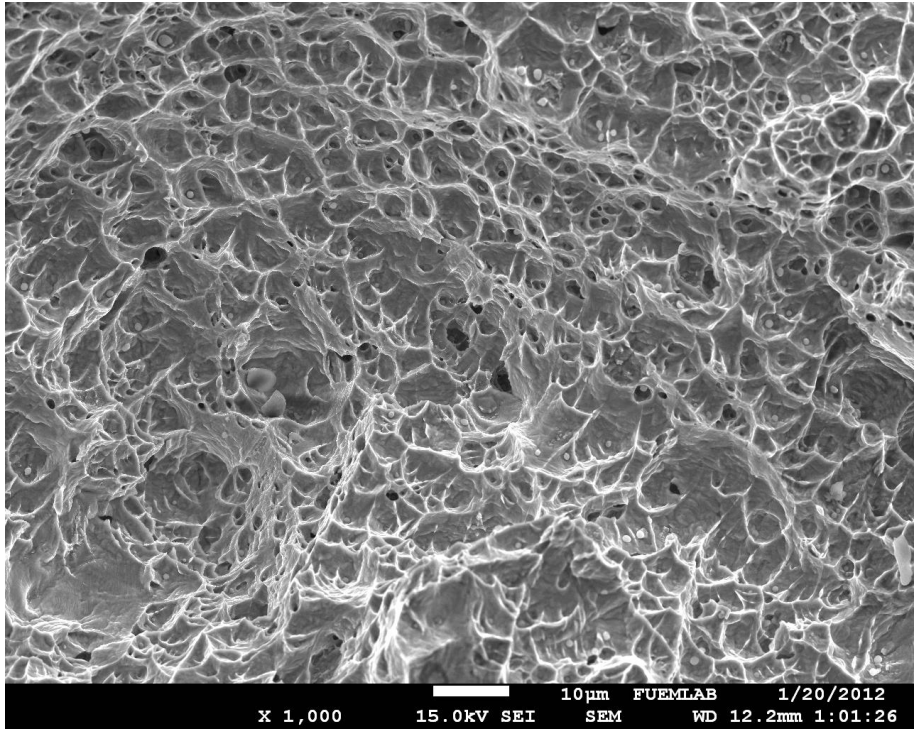
Şekil 5.51. Y kaynak ağzına sahip bir numunede kırılma bölgesinin makro görüntüsü

Şekil 5.51’de görüldüğü gibi kırılma esnasında tüm numunelerde bir miktar plastik deformasyon meydana geldiğinden sünek kırılma gerçekleşmiştir. Kırılma türlerinin sünek olmasında kuşkusuz deneylerin oda sıcaklığında yapılmasının etkisi vardır. Ayrıca kırılma yüzeylerinin girintili ve çıkıntılı bir hal alması da kırılma türlerinin sünek kırılma olduğunu doğrulamaktadır.

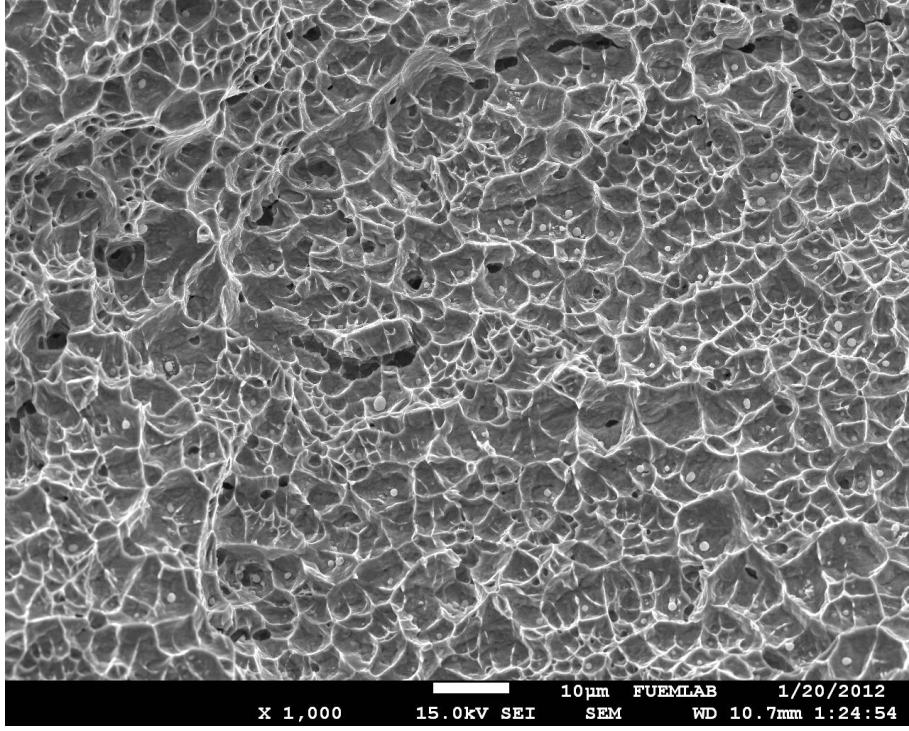
Şekil 5.52- 5.60’da görülmekte olan kırılma yüzeyleri dikkatlice incelendiğinde kırılma mekanizması tane sınırları yüzeylerinden tanelerin birbirinden ayrılması şeklinde gerçekleştiği görülmektedir. Dolayısıyla numunelerde meydana gelen kırılma biçimini taneler arası kırılma veya intergranüler kırılma olarak ifade etmek mümkündür [46].



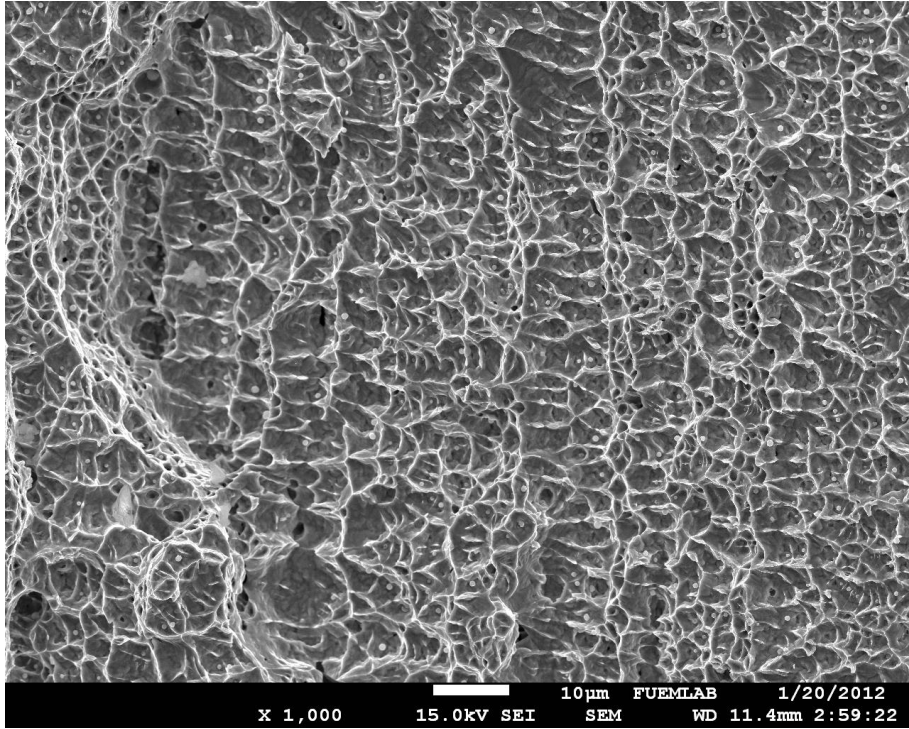
Şekil 5.52. N1 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı



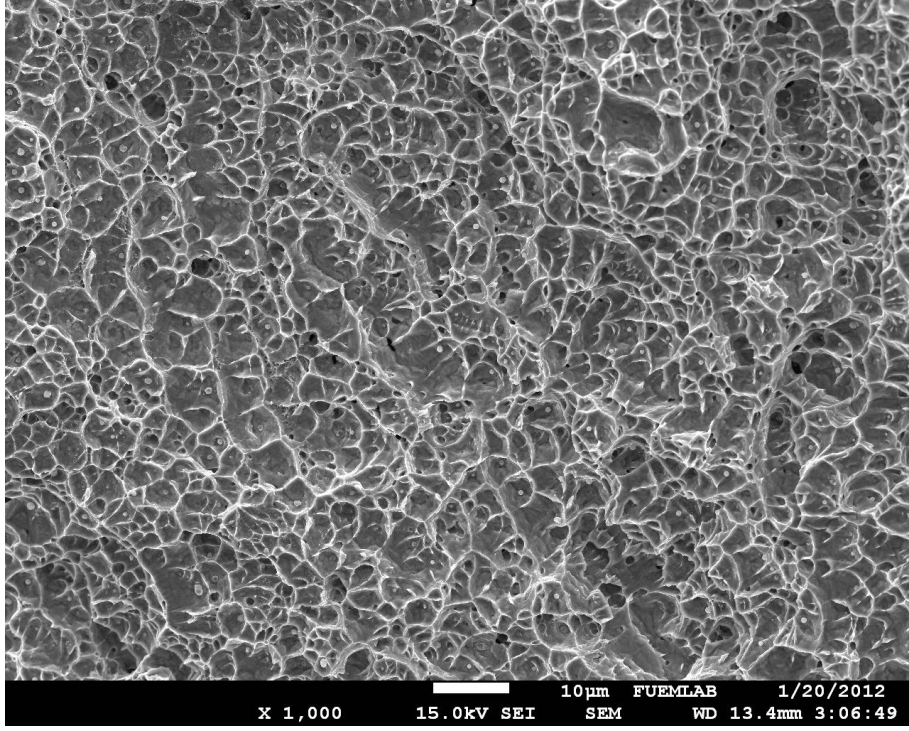
Şekil 5.53. N2 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı



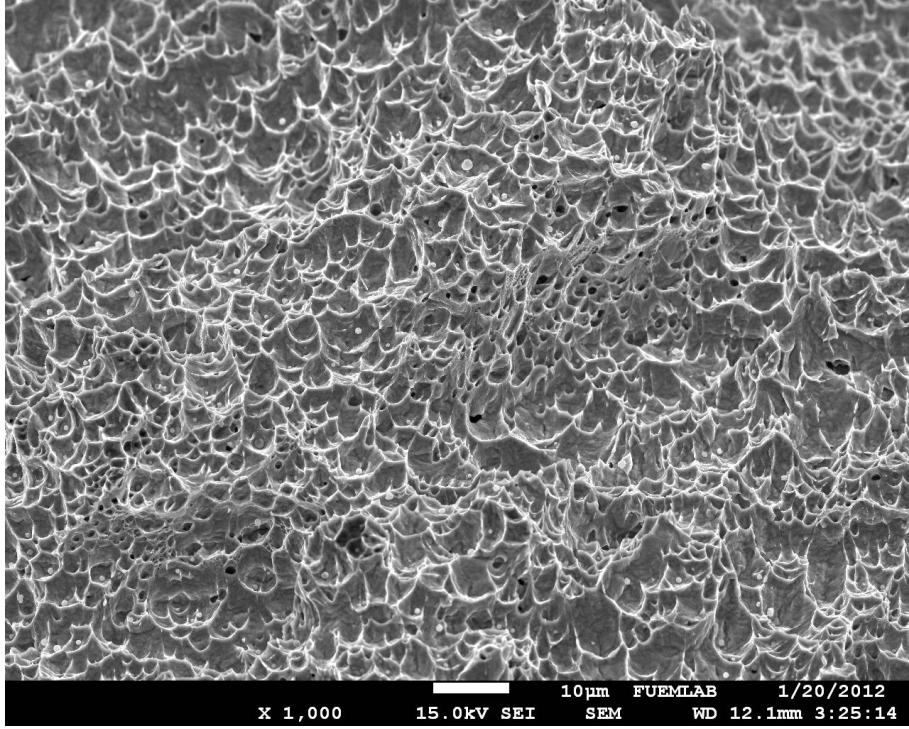
Şekil 5.54. N3 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı



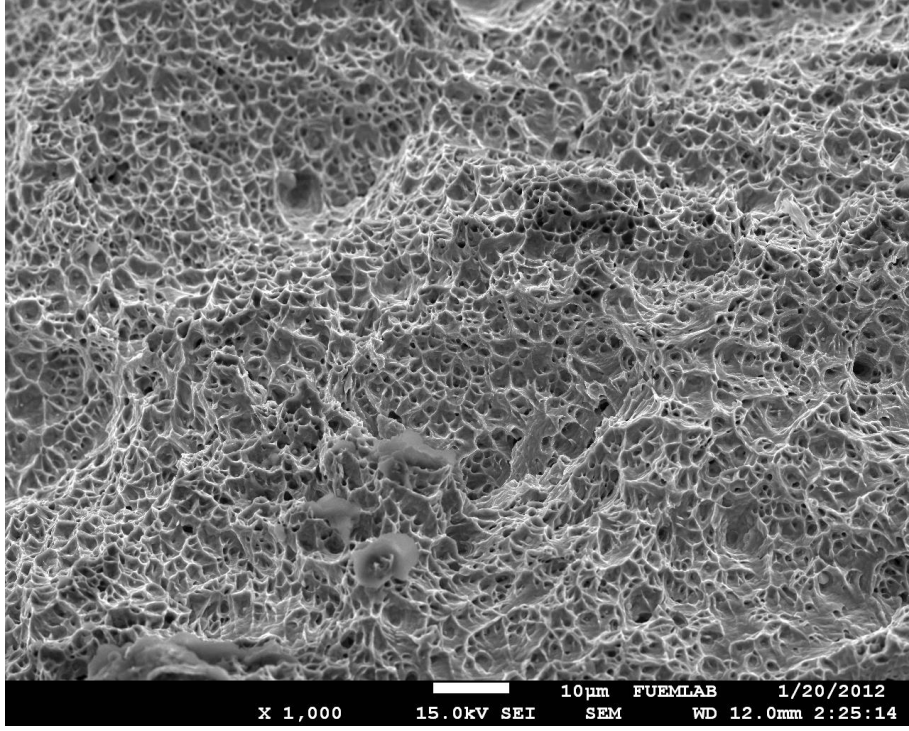
Şekil 5.55. N4 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı



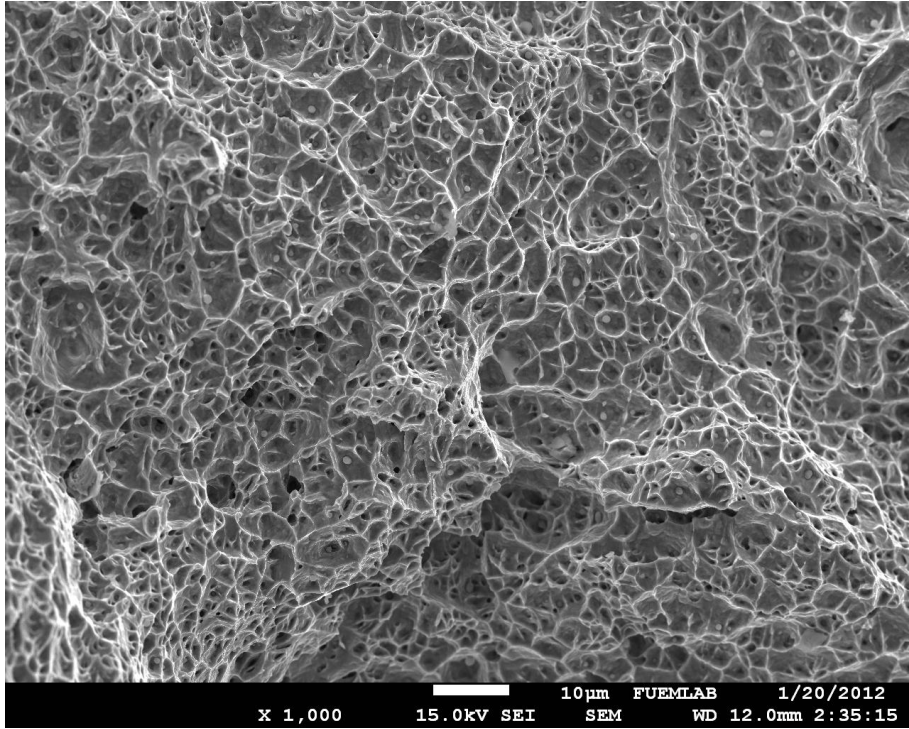
Şekil 5.56. N5 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı



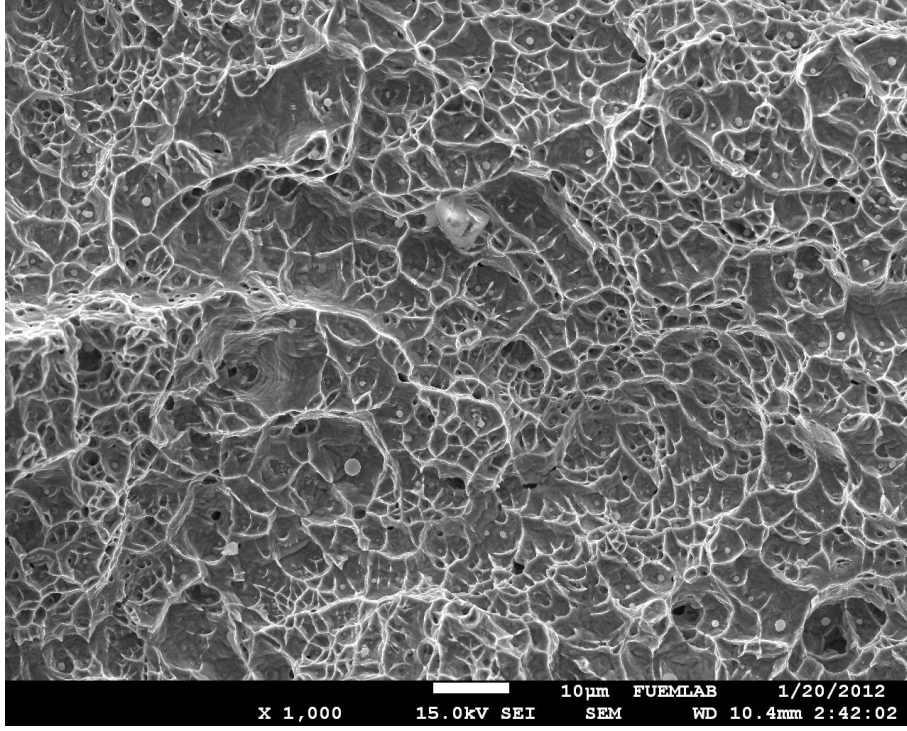
Şekil 5.57. N6 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı



Şekil 5.58. N7 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı



Şekil 5.59. N8 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı



Şekil 5.60. N9 numunesine ait kırık yüzey SEM fotoğrafı

CO₂ gazının kaynak esnasında iyonize olması göz önüne alındığında artan CO₂ oranı kaynak bölgesine daha yüksek ısı girdisi sağlamıştır. Bu da soğuma hızını yavaşlattığından daha iri taneli yapıların meydana gelmesine neden olmuştur. Artan CO₂ oranı nüfuziyet profilini etkilemiş olsa da iri taneli yapıda çatlakın alacağı yol daha fazla olduğundan CO₂ oranı yüksek numunelerde daha yüksek darbe enerjisi elde etmek mümkün olmuştur. N1, N2, N3 ve N7, N8, N9 numune serileri arasında kırılma yüzeyleri benzerlik göstermektedir. Ancak N4, N5, N6 numuneleri iki pasodan oluştuğu için her paso bir önceki pasoya ısıl işlem etkisi yapmış olup bir önceki paso sonraki pasoya ön tav etkisi sağlamıştır. Dolayısıyla bu numunelerde diğer numunelere nazaran daha düşük girinti ve çıkıntı yoğunluğu meydana gelmiştir. Çünkü yavaş soğuma hızına bağlı olarak kaynak metalinin yapısı tek pasolulara göre daha az dentrit kolu içerdiğinden daha az çukur oluşumuna sebebiyet vermiştir. Tek pasolu numunelerde girinti ve çıkıntuların fazla olmasının sebebi, kırılma yüzeyinde belirli bir derinliğe ulaşmış olan dentrit kollarının yüzeyden ayrılması sonucu oluşan boşluklardır.

5.6. Üç noktalı eğme deneyi sonuçları

Eğme deneyleri tüm numuneler için yükleme hızı 5 mm/dak ve ön yükleme 100 N koşullarında gerçekleştirilmiştir. Mevcut veriler her deney numunesi için dörder adet test numunesinin ortalaması alınmak suretiyle elde edilmiştir. Numunelerin eğilme dayanımı aşağıda belirtilen formül ile hesaplanmış olup Tablo 5.3 de belirtilmiştir.

$$\sigma = \frac{3 \times P \times L}{2 \times W \times T^2} \quad (4.1)$$

Bu formüldeki denklem bileşenleri şunlardır;

σ : Eğilme dayanımı (N/mm²)

P : Kırılmadan önceki yük (N)

L : Mesnetler arası mesafe (mm)

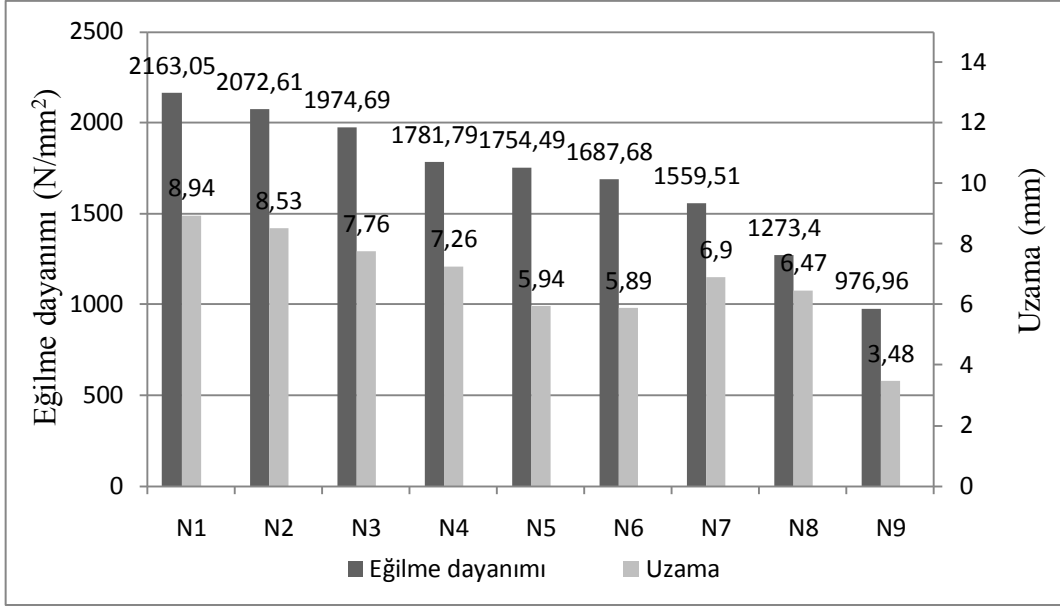
T : Test numunesi kalınlığı (mm)

W : Test numunesi genişliği (mm)

Tablo 5.3. Numunelerin eğilme dayanımı ve denklem bileşenlerine ait değerler

Numune	σ	P	L	T	W
N1	2163,05	41201,1	35	10	10
N2	2072,61	39478,4	35	10	10
N3	1974,69	37613,2	35	10	10
N4	1781,79	33938,9	35	10	10
N5	1754,49	33418,9	35	10	10
N6	1687,68	32146,3	35	10	10
N7	1559,51	29705	35	10	10
N8	1273,4	24255,3	35	10	10
N9	976,96	18608,8	35	10	10

Değişen kaynak parametrelerinde numunelerin mekanik davranışları arasında daha iyi karşılaştırma yapabilmek için Şekil 5.61'de eğilme dayanımı ve uzama değerleri verilmiştir.



Şekil 5.61. Numunelere ait eğilme dayanımı-uzama değerleri

N1 numunesinin eğilme dayanımı $2163,05 \text{ N/mm}^2$ ve $8,84 \text{ mm}$ lik bir uzama göstermiştir. N2 numunesinde eğilme dayanımının $2072,61 \text{ N/mm}^2$ olduğu ve uzama değerinin $8,53 \text{ mm}$ olduğu kaydedilmiştir. N3 numunesinde eğilme dayanımının $1974,69 \text{ N/mm}^2$ ve uzama değerinin $7,76 \text{ mm}$ olduğu anlaşılmaktadır. Şekil k da belirtilen grafik den de anlaşıldığı gibi kaynak işleminde artan CO_2 oranıyla birlikte eğilme dayanımı ve uzama, kademeli olarak azalma göstermiştir. N4 numunesi $1781,79 \text{ N/mm}^2$ eğilme dayanımı, $7,26 \text{ mm}$ uzama sergilemiştir. N5 numunesinde eğilme dayanımının $1754,49 \text{ N/mm}^2$ ve uzama değerinin $5,94$ olduğu görülmektedir. N6 numunesinde eğilme dayanımı $1687,68 \text{ N/mm}^2$ ve uzama değeri $5,89$ olarak tespit edilmiştir. Artan CO_2 oranıyla birlikte iki pasoda kaynak edilen N4-N6 numunelerinde de eğilme dayanımı ve uzama değerlerinin azaldığı görülmektedir. N7 numunesi $1559,51 \text{ N/mm}^2$ eğilme dayanımı sergilerken $6,9 \text{ mm}$ uzama göstermiştir. N8 numunesinde $1273,4 \text{ N/mm}^2$ eğilme dayanımı tespit edilirken uzama değerinin $6,47 \text{ mm}$ olduğu görülmüştür. N9 numunesinde eğilme dayanımının $976,96 \text{ N/mm}^2$ olduğu ve uzama değerinin $3,48 \text{ mm}$ olduğu görülmüştür. Sonuç olarak kaynak işleminde artan CO_2 oranında, kaynak ağzı ve paso sayısı değişse bile eğilme dayanımının azaldığı tespit edilmiştir. Bu azalma uzama değerlerinde de gözlenmiştir.

6. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada Ramor 500 zırh çeliklerinin MIG kaynak yöntemi ile koruyucu gaz faktörüne ve kaynak ağız geometrisine bağlı olarak değişen parametrelerde kaynak edilebilirliği incelenmiştir. Her bir kaynaklı numune için yapılan metalografik ve mekanik incelemeler sonucunda aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır.

1. Ramor 500 zırh çelikleri östenitik elektrod kullanılarak MIG kaynak yöntemi ile ön tavlama işlemine gerek olmaksızın kusursuz bir biçimde kaynak edilebilmektedir. Kaynaklı birleştirmelerde sıcak veya soğuk çatlak oluşumuna rastlanmamıştır. Bu da kullanılan kaynak yöntemi ve kaynak parametrelerinin kaynaklı birleştirme işleminden beklentileri karşıladığını göstermektedir.
2. Koruyucu gaz olarak argon içersinde artan CO₂ oranının birleşim bölgelerine daha fazla ısı girdisi sağladığı ve bunun sonucu olarak nüfuziyet profillerinde artış meydana geldiği gözlenmiştir.
3. Bütün kaynak metallerinde kaba dentritik yapılar tespit edilmiş ve artan CO₂ ile birlikte azalan katılma hızından dolayı dentrit kollarının da azaldığı kaydedilmiştir.
4. Bütün numunelerde ITAB bölgesinde tane irileşmesi meydana gelmiş olup ısıdan etkilenmeyen esas metal yönüne doğru bu yapının yerini daha homojen dağılımı ince taneli bir bölgeye bıraktığı görülmüştür.
5. X kaynak ağızında yapılan birleştirmeler diğer kaynak ağızlarından farklı olarak iki pasoda birleştirildiklerinden bu numunelerde tek pasolu birleşimlere göre daha yavaş soğuma meydana gelmiştir. Bunun sonucu olarak kaynak bölgelerinin metalurjik yapısı daha sünek ve yumuşak bir davranış sergilemiştir.
6. Mikrosertlik bazında bütün numunelerde, literatürde zırh çeliklerinin kaynağı üzerine yapılan çalışmalarda olduğu gibi kaynak metalinden esas metal yönüne doğru iri taneli bölgelerde ani bir yükseliş, ince taneli bölgelerde belirgin bir azalma ve ısıdan etkilenmeyen bölgeye doğru zırh çeliğinin orijinal sertliğine ulaşılmıştır. Ancak iki pasolu birleşimlerde bu bölgelerdeki yüksek sertlik farklarının soğuma hızından dolayı kısmen azaldığı ve ısıdan etkilenmeyen bölgeye doğru daha lineer bir sertlik dağılımı olduğu anlaşılmaktadır.

7. Mikrosertlik dağılımında bütün numunelerde karbür çökmesi ve martenzit oluşumu nedeniyle ITAB' ın iri taneli kısımlarında kaynak metalinden daha yüksek sertlikler elde edilmiştir. Bunun sebebinin kaynak metalindeki yüksek nikel oranı olduğu düşünülmektedir. Çünkü nikel, karbür oluşturmeyen bir element olduğundan kaynak metalinin yüksek sertliklere çıkmasını engellemiştir.
8. Darbe dayanımı açısından argon + % 15 CO₂ atmosferinde X kaynak ağzında yapılan iki pasolu birleşimin en yüksek darbe tokluğu sağladığı kaydedilmiştir. Bunun sebebi olarak yüksek nüfuziyet profili ve yavaş soğumadan ileri gelen daha optimum metalurjik yapı olduğu düşünülmektedir.
9. Çentik darbe deneyleri sonucunda bütün numunelerin kırık yüzeyleri incelendiğinde kırılma mekanizmasının tane sınırları yüzeylerinden tanelerin birbirinden ayrılması sonucu gerçekleştiği anlaşılmıştır. Dolayısıyla kırılma türlerinin taneler arası kırılma veya intergranüler kırılma olarak ifade etmek mümkündür.
10. Y kaynak ağzı ve Y kaynak ağzı esas alındığında aynı koşullarda birleştirme işlemi yapılmış olduğu halde Y kaynak ağzının darbe dayanımı açısından daha yüksek başarımlar sağladığı anlaşılmıştır. Dolayısıyla kaynak mukavemetinin sadece metalurjik tasarımla değil mekanik tasarımla da etkilendiği tespit edilmiştir.
11. Üç noktalı eğme deneyleri sonucunda en yüksek başarımlar argon + % 5 CO₂ koruyucu gaz atmosferinde Y kaynak ağzında ve en düşük başarımların argon + % 15 CO₂ koruyucu gaz atmosferinde Y kaynak ağzında elde edildiği anlaşılmıştır. Ayrıca argon içersinde artan CO₂ oranının eğilme dayanımını olumsuz yönde etkilediği görülmüştür. Sonuç olarak çentik darbe dayanımı arttıkça numuneyi eğmek için gereken kuvvetin azaldığı anlaşılmıştır.

Zırhlı araçlar karmaşık yapılardan meydana gelir. Bu da yekpare zırh kullanımını büyük ölçüde olanaksız kılmaktadır. Dolayısıyla zırhlı araçların üretiminde kaynak oldukça tercih edilen bir yöntemdir. Ancak kaynak bölgelerinin ısıdan dolayı mikroyapısal olarak değişime uğraması bu bölgelerde mekanik, metalurjik ve balistik özelliklerin beklentileri karşılama kabiliyetinin azaltmaktadır. Zırh çeliklerinde kaynak bölgelerinin, daha iyi sonuçlar vermesi için üzerinde çalışılması ve geliştirilmesi savunma endüstrisine

ve bilimsel birikime katkı sağlayacaktır. Bunun için zırh çeliklerinin kaynak kabiliyetine diğer kaynak yöntemlerinin veya kaynak parametrelerinin etkisi araştırılabilir. Ancak daha önceden de ifade edildiği gibi zırhlı araçlar karmaşık konstrüksiyonlardan oluştuğu için bazı kaynak yöntemlerinin sınırlılığı söz konusudur. Çünkü karmaşık yapılarda kaynak edilecek yere bütün kaynak yöntemlerinde torç veya nozul kısmını ulaştırmak mümkün olmayabilir.

7. KAYNAKLAR

- [1] **Meyers, M. A.**, 1994. Dynamic Behavior of Materials, *John Wiley & Sons*, pp. 595-599, New York.
- [2] **Çalık, M.**, 2004. Zırh tasarımında kullanılan farklı geometriye sahip kompozit kabukların balistik özellikleri, *Yüksek Lisans Tezi*, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
- [3] **Karagöz, Ş ve Atapek, H.**, 2007. Bor katkılı zırh çeliklerinin kırılma davranışı, 8. *Uluslar Arası Kırılma Konferansı*, İstanbul, 7-9 Kasım, s. 187-190.
- [4] **Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusuhan, R.G., Sivakumar, K.**, 2010. Effect of buttering and hardfacing on ballistic performance of shielded metal arc welded armour steel joints, *Materials and Design*, **32**, pp. 469–479.
- [5] **Robinson, H.R.**, 1967. Oriental armour., *Walker*, New York.
- [6] **Dong, Z. M., Wang, H., Cui, Y.**, 2006. Designing An Innovative Composite Armor System For Affordable Ballistic Protection, *Department of Mechanical Engineering, The University of Michigan Ann Arbor*, MI 48109 p. 9
- [7] **Acar, B.**, 2002. 'Kompozit zırhlarda penetrasyonun eksplisit yöntemlerle simülasyonu, *Savunma Teknolojileri Kongresi*, ODTÜ, Ankara, 24-25 Ekim, s. 25-34.
- [8] **Atapek, H.**, 2006. Zırh çeliklerinin fiziksel metalurjik esaslar doğrultusunda geliştirilmesi ve karakterizasyonu, *Yüksek Lisans Tezi*, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- [9] **Gençoğlu S.**, 2006. Bor karbür esaslı seramik zırh ve adhesiv aşınma uygulamaları, *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [10] **Baykara, T.**, 1997. Çağdaş savunma teknolojilerinde ileri malzemeler ve Türkiye için bir değerlendirme, *Savunma Sanayiindeki Teknolojik Gelişmeler Sempozyumu*, Ankara, 5-6 Haziran, s.885-892.
- [11] **Übeyli, M., Demir, T.**, 2006. Hava araçları için seramik zırh uygulamaları, VI Havaçılık sempozyumu, Kayseri, 12-24 Mayıs, s. 67-71.
- [12] **Demir, T.**, 2008. Metal ve katmanlı zırh malzemelerin 7,62 mm'lik zırh delici mermiler karşısında balistik başarımlarının incelenmesi, *Yüksek Lisans Tezi*, TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [13] **Ünal, E.**, 2005. Development and characterization of light-weight armor materials, *M.Sc. Thesis*, The Graduate School of Engineering and Sciences of İzmir Institute of Technology, İzmir.

- [14] Akça, C. and Karaaslan, A., 2008. Weldability of class 2 armor steel using gas tungsten arc welding, *Archives of Materials Science and Engineering*, **34**, 110-112.
- [15] <http://www.ssab.com>
- [16] Atapek, H., Karagöz, Ş., Yılmaz, A., 2009. Zırh çeliğinde balistik performans ile mikroyapı etkileşimi, *Savunma ve Havacılık Dergisi*, **23/136**, 102-104.
- [17] Manganello, S. J., Wilson, A. D., 1993. Direct quenching and its effects on high-strength armor plate', *Int. Symp. Low Carbon Steels for the 90's*, pp. 235-241. Ed. Asfahani, R., Tither, G., The Minerals, Metals & Materials Society. USA.
- [18] Sangoy, L., Meunier, Y., Pont, G., 1988. Steels for ballistic protection. *Israel Journal of Technology*, **24**, pp. 319-326.
- [19] Şimşir, C., Yıldırım, R. O., Ögel, B., 2002. Çelik zırh plakaların çekiç düşürme deneyi ile düşük hızlarda balistik karakterizasyonu. *Savunma Teknolojileri Kongresi*, ODTÜ, Ankara, 24-25 Ekim. S. 35-43.
- [20] Edwards, M.R. and Mathewson, A., 1997. The ballistic properties of tool steel as a potential improvised armor plate, *International Journal of Impact Engineering*, **19/4** 297-309.
- [21] <http://www.fas.org> Federation of American Scientists (FAS), Military Analysis Network Report, 14 Nisan 2011.
- [22] MIL-A-11356F, 1987, Armor, steel, cast, homogeneous, combat vehicle type, *U.S Department of defense, Military specification*. USA.
- [23] MIL STD 1185, 1979. Welding, high hardness armor. *U.S Department of defense, Military standard*. USA.
- [24] SD-X12140D, 1987. Welding, homogeneous armor, metal-arc general requirements, *U.S Department of defense. Military standard*. USA.
- [25] Robledo, D.M., Gómez, J.A.A., Barrada, J.E.G., 2010. Development of a welding procedure for MIL A 46100 armor steel joints using gas metal arc welding, *National University Of Colombia*, **168**, 65-71.
- [26] Madhusudhan, R.G., Mohandas, T., Papukutty, K.K., 1996. Effect of welding process on the ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments, *Defence Metallurgical Research Laboratory, India*, **74**, 27-35.

- [27] **Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V. and Madhusudhan, R.G.,**2009. Cold cracking of flux cored arc welded armour grade high strength steel weldments, *J. Mater. Sci. Technol.* **25 /4**, 516-526.
- [28] **Unfried, J.S., Garz'on, C.M., Giraldo, J.E.,** 2009. Numerical and experimental analysis of microstructure evolution during arc welding in armor plate steels, *journal of materials processing technology*, **209**, 1688-1700.
- [29] **Zengin, E.,** 2010. Farklı Ön Tav Sıcaklıklarında Kaynaklı Birleştirilen Zırh Çeliklerinin Mekanik Özelliklerinin Araştırılması *Yüksek Lisans Tezi*, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- [30] **Ranganath, S., Subrahmanyam, J.,** 1998. Ballistic testing and evaluation of ceramic composites. *Defence Metallurgical Research Laboratory*, Kanchanbagh, Hyderabad, India.
- [31] **Tellioglu, Ş.K.,** 2007. Seramik zırh plakası üretimi, *Yüksek Lisans Tezi*, Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyonkarahisar.
- [32] **Arslan, G., Kara F., Turan S.,** 2002. Bor karbür - Al kompozitlerinin üretimi ve karakterizasyonu. *Savunma Teknolojileri Kongresi*, ODTÜ, Ankara, 24-25 Ekim, s. 87-96.
- [33] **Gama, B.A.,, Bogetti, T.A., Fink, B.K., Mahfuz, H., Gillespie, J. W.,** 1999. Modeling and simulation of dynamic behaviour of EPDM rubber under stress wave loading, *Proceedings of Mathematics and Computers in Mechanical Engineering '99*, (July 25-29), Florida Keys.
- [34] **Evcı, C.,** 2009. Seramik Kompozit zırh sistemlerinin darbe ve balistik özelliklerinin belirlenmesi, *Doktora tezi*, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü. Ankara.
- [35] **Anık, S.,** 1991. Kaynak Tekniği El Kitabı, Gedik Eğitim Vakfı, İstanbul.
- [36] **Anık, S ve Vural, M.,** 1996. Gazaltı Ark Kaynağı, Gedik Eğitim Vakfı, İstanbul.
- [37] Miller., *Guidelines For Gas Metal Arc Welding*, (2010-2012), 154 557B, U.S.A, 2010.
- [38] **Eryürek, B.İ.,** 2007. Kaynak Teknolojisi, Gazaltı Ark Kaynağı, 2, 47-120, Askaynak Yayını, İstanbul
- [39] **Tülbentçi, K.,** 1998. MIG-MAG Gazaltı Kaynak Yöntemi, Arctech yayını, İstanbul.
- [40] **Tülbentçi, K.,** 1990. Eriyen Elektrod İle Gazaltı Kaynağı, Gedik Eğitim Vakfı, İstanbul.
- [41] Nadzam, J., *GMAW Welding guide*.
http://www.lincolnelectric.com/assets/en_US/Products/literature/C4200.pdf,
20 Mayıs 2011.

[42] **Geçmen, İ.**, 2006. Çeliklere gazaltı kaynağının uygulanması, *Yüksek Lisans Tezi*, M.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

[43] <http://www.askaynak.com.tr>

[44] <http://www.ruukki.com.tr>

[45] **Odabaş, C.**, 2004. Paslanmaz Çelikler; Temel Özellikleri, Kullanım Alanları, Kaynak Yöntemleri. s. 8-62, Askaynak yayını, İstanbul.

[46] **Kayalı, E. S.**, 1983. Metalik malzemelerin mekanik deneyleri. İ.T.Ü matbaası, İstanbul.

ÖZGEÇMİŞ

Doğum Tarihi	06/11/1984	
Doğum Yeri	Gümüşhane	
Lise	1999-2002	Gümüşhane Lisesi
Lisans	2005-2009	Fırat Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü
Yüksek Lisans	2009-2012	Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı