



İSKENDERUN TEKNİK

ÜNİVERSİTESİ

MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK
LİSANS
TEZİ**

**RAMOR 500 ZIRH ÇELİĞİNİN
FARKLI ARK ERGİTME KAYNAK
BİRLEŞTİRMELERİNİN METALURJİK
VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

Selçuk BAYAR

İLERİ METALURJİ VE MALZEME TEKNOLOJİLERİ MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

OCAK 2019



**RAMOR 500 ZİRH ÇELİĞİNİN FARKLI ARK ERGİTME KAYNAK
BİRLEŞTİRMELERİNİN METALURJİK VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

SELÇUK BAYAR

YÜKSEK LİSANS

**İLERİ METALURJİ VE MALZEME TEKNOLOJİLERİ MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI**

**İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

OCAK 2019

Selçuk BAYAR tarafından hazırlanan “RAMOR 500 ZIRH ÇELİĞİNİN FARKLI ARK ERGİTME KAYNAK BİRLEŞTİRMELERİNİN METALURJİK VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile İskenderun Teknik Üniversitesi İleri Metalurji ve Malzeme Teknolojileri Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Dr.Öğr. Üyesi Ali GÜNEN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, İskenderun Teknik Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Başkan: Dr.Öğr. Üyesi Ali GÜNEN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, İskenderun Teknik Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Üye: Prof. Dr. Bilge DEMİR

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı, Karabük Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Üye: Doç. Dr. Selçuk MISTIKOĞLU

Makina Mühendisliği Anabilim Dalı, İskenderun Teknik Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Yüksek Lisans Tezi olduğunu onaylıyorum.

Tez Savunma Tarihi: 21 /01/2019

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Yüksek Lisans Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

Prof. Dr. Tolga DEPCİ
Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



ETİK BEYAN

İskenderun Teknik Üniversitesi Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez üzerinde Yükseköğretim Kurulu tarafından hiçbir değişiklik yapılamayacağı için tezin bilgisayar ekranında görüntülendiğinde asıl nüsha ile aynı olması sorumluluğunun tarafıma ait olduğunu,
- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu, bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

İmza

Selçuk BAYAR

21/01/2019

RAMOR 500 ZIRH ÇELİĞİNİN FARKLI ARK ERGİTME KAYNAK BİRLEŞTİRMELERİNİN METALURJİK VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

(Yüksek Lisans Tezi)

Selçuk BAYAR

İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
MÜHENDİSLİK VE FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ocak 2019

ÖZET

Bu çalışmada, RAMOR 500 zırh çeliği, Hibrit Plazma Ark Kaynağı (HPAK), Gaz Metal Ark Kaynağı (GMAK) ve Soğuk Metal Transfer Ark Kaynağı (CMT) yöntemleri ile robotik olarak kaynak edilmiştir. Üç farklı ergitme kaynak yönteminin Ramor 500 zırh çeliğinin metalürjik ve mekanik özelliklerine etkisinin araştırılması amacı ile kaynaklı numuneler optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), EDS ile incelenmiş ve Vickers sertlik, çekme testi, üç nokta eğme testi ve çentik darbe testlerine tabi tutulmuştur.

HPAK ve GMAK kaynaklı numunelerin kaynak metali bölgelerinin çoğunlukla östenik yapıda olmakla beraber az miktarda martenzitik ve kısmen δ -ferrit fazından oluşmuş iken CMT kaynaklı numunede ise östenitik ve az miktarda δ -ferrit fazından oluştuğu tespit edilmiştir. Kaynak metali ve ITAB sertlik değerleri esas metalden yüksek olduğu tespit edilmiş olup zırh çeliklerinin çoğu ergitmeli ark kaynaklarında büyük bir problem olarak anılan kaynak bölgesi veya ITAB sertliklerinin ana malzemeden daha düşük olması problemi giderilmiştir. Çekme dayanımlarında işlemsiz zırh çeliğine göre düşüş meydana gelmiş olsa da literatüre göre özellikle HPAK yöntemi ile tatmin edici dayanımlar elde edilmiştir. Elde edilen çekme dayanımları esas metale göre HPAK, GMAK, CMT kaynak yöntemlerinde sırasıyla %65, %50 ve %40 şeklinde sıralanmıştır. Çekme sonrası kırık yüzeylerin fraktografik incelemesinde HPAK ve GMAK ile birleştirilen numunelerde yarılma kırığı tipinde gevrek kırılma, CMK kaynaklı numunede ise taneler arası (intergranüler) kırılma tipinde sünek kırılma meydana gelmiştir. Çekme testi ve Eğme testinde HPAK ve GMAK kaynaklı numunelerin iri taneli bölgeden koptukları, CMT kaynaklı numunenin ise kaynak metali bölgesinden koptuğu tespit edilmiştir. Darbe çentik tokluk değerleri bakımından incelendiğinde CMT kaynaklı numunelerin esas metalden daha iyi darbe direnci gösterdiği tespit edilmiştir. HPAK ve GMAK kaynaklı numuneler esas metale göre daha az darbe direnci sağlamış olsa da literatürde ki çalışmalara kıyasla daha iyi darbe tokluk değerleri sağlamıştır. Sıcaklık düşüşü ile hem işlemsiz Ramor 500 hem de kaynaklı numunelerin darbe tokluk değerleri düşmüştür. HPAK yöntemi malzemenin içyapısı ve mekanik özelliklerini daha az düşürdüğü zaman, enerji ve maliyetten tasarruf sağladığından dolayı tez çalışması sonucunda karşılaştırılan 3 kaynak yönteminden en uygun olanın HPAK olduğu sonucuna varılmıştır.

Anahtar Kelimeler : Zırh Çeliği, HPAK, GMAK, CMT, Mekanik özellikler

Sayfa Adedi : 83

Danışman : Dr. Öğr. Üyesi Ali GÜNEN

STUDY ON THE EFFECT OF DIFFERENT ARC WELDING TECHNIQUES ON THE
METALLURGICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF RAMOR 500 ARMOUR STEEL

(M. Sc. Thesis)

Selçuk BAYAR
ISKENDERUN TECHNICAL UNIVERSITY
ENGINEERING AND SCIENCE INSTITUTE
January 2019

ABSTRACT

In this study, RAMOR 500 armor steel samples were automatically welded using Hybrid Plasma Arc Welding (HPAW), Gas Metal Arc Welding (GMAW) and Cold Metal Transfer Arc Welding (CMT) methods. In order to investigate the effects of three different fusion welding methods on the metallurgical and mechanical properties of Ramor 500 armor steel, the welded samples were examined with optical microscope, scanning electron microscope (SEM), EDS and subjected to Vickers hardness, tensile test, three point bending test and notch impact tests.

The weld metal region of the HPAW and GMAW samples consisted primarily of austenite and small amounts of martensitic and partially δ -ferrite phases. In the CMT welded sample, it was determined that the weld zone consisted mainly of austenite and a minor amount of δ -ferrite. Hardness of both the weld metal and HAZ (Heat Affected Zone) regions were found to be higher than the base metal. Thus, the problem of low hardness in the weld and HAZ zones, which is commonly observed in the arc welding of the armor steels, was eliminated. Although the tensile strengths of the welded samples were lower than the monolithic armor steel, satisfactory tensile strengths were obtained by the HPAW method according to the literature. The tensile strengths obtained by the HPAW, GMAW, and CMT welding methods were obtained as 65%, 50% and 40% of the base metal, respectively. Brittle fractures of cleavage type occurred in the HPAW and GMAW welded samples, while intergranular fractures occurred in samples welded by CMT method. Samples welded by HPAW and GMAW fractured from coarse grained regions, and the sample welded by CMT fractured from the weld metal region in the tensile test and bending tests. When examined in terms of notch toughness, it was determined that CMT welded samples showed better impact resistance than base metal. The HPAW and GMAW welded samples displayed less impact resistance than the base metal, but they did display better impact resistance compared to many studies in the literature. The impact toughness values of both the monolithic Ramor 500 and the welded samples decreased with decreasing temperature. The HPAW method was found to be the most time, energy and cost-efficient method among the three welding methods, and comparisons of the results of the study showed that HPAW produces less deterioration in the microstructure and mechanical properties of the Ramor 500 steel.

Key Words : Armour Steel , HPAW, GMAW, CMT, Mechanical Properties

Page Number : 83

Supervisor : Assist. Prof. Dr. Ali GÜNEN

TEŞEKKÜR

Yüksek Lisans tez konusunun belirlenmesi, araştırılması ve yazımı sırasında sahip olduğu bilgi birikimi ve tecrübesi ile çalışmamı yönlendiren ve her türlü desteği esirgemeyen saygıdeğer danışman hocam Dr. Öğrt. Üyesi Ali GÜNEN'e sonsuz saygı ve şükranlarımı sunarım.

Tez çalışmamın çeşitli aşamalarında bilgi ve birikimlerinden yararlandığım başta Prof. Dr. Bülent KURT ve Dr. Öğrt. Üyesi Erdoğan KANCA ile yüksek lisans aşamasında ders aldığım İskenderun Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği ve Makine Mühendisliğindeki hocalarıma teşekkür ederim. Laboratuvar imkânlarından yararlandığım ODTÜ Kaynak Teknoloji Biriminden Dr. Koray YURTIŞIK ve diğer hocalarımıza, Fronius İstanbul Kaynak Teknolojisi grubuna, Eczacıbaşı- Lincoln Electric Askaynak Kalite- ArGe Birimi Çalışanlarına , MMK Metalürji firmasına ve çalışanları Metalurji ve Malzeme Mühendisi Betül Soylu ile Metalograf Fatih Bektaş bey'e, Ne-Fa Mühendislikten Nebi Yılmaz ve Faruk Gök bey'e, laboratuvar çalışmaları sırasında desteğini gördüğüm Arş. Görevlisi Mehmet Demir ve tezin her aşamasında desteğini esirgemeyen Yüksek Lisans Öğrencisi arkadaşım Cihan Yüksel'e teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak lisansüstü çalışmalarım sırasında bana hiçbir zaman desteğini esirgemeyen aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Selçuk BAYAR

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	ix
RESİMLERİN LİSTESİ	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xiii
1.GİRİŞ	1
1.1. Zırh Çelikleri	2
1.1.1. Zırh Çeliklerinin Fiziksel Metalurjisi	2
1.1.2. Dünya ve Türkiye’de Zırh Teknolojisi Alanındaki Gelişmeler	4
1.2. Kaynak.....	5
1.2.1 Kaynak kabiliyeti	7
1.2.2. Kaynak Sırasında Isı Dağılımı	8
1.3. Gazaltı Ark Kaynağı.....	9
1.3.1. Gaz Metal Ark Kaynağı (GMAK)	9
1.3.2. GMAK Donanım ve Çalışma Prensibi	11
1.3.3. Plazma Kaynağı	12
1.3.4. Hibrit Plazma Ark Kaynağı (HPAK)	13
1.3.5. Soğuk Metal Transfer Kaynağı (CMT).....	15
1.4. Zırh Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti	18
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR	20
3. MATERYAL ve YÖNTEM	25
3.1.Materyal	25
3.2.Kaynak Yöntemleri ve Kaynak Parametreleri	26
3.3. Tel (elektrot) seçimi	28
3.4. Deney numunelerinin hazırlanışı	29
3.4.1.Radyografik Muayene.....	30
3.4.2. Metalografik İncelemeler.....	30
3.5. Uygulana Mekanik Deneyler	31

Sayfa

3.5.1 Sertlik Ölçme Deneyi.....	31
3.5.2 Çekme testleri	32
3.5.3. Üç Nokta Eğme Deneyi	33
3.5.4. Darbe Çentik Deneyi	33
4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA	35
4.1. Tahtibatsız Muayene	35
4.1.1 Göz ile muayene.....	35
4.1.2 X-ışını Radyografik Muayene.....	36
4.2. Metalografik İncelemeler	37
4.2.1. Ramor 500 Zırh Çeliğinin Mikroyapı Görünümü.....	37
4.2.2. Kaynaklı Numunelerin Makroyapı Görünümü	38
4.2.3. Kaynaklı Numunelerin Optik Mikroyapı Analizi	40
4.2.4. Kaynaklı Numunelerin SEM Görünümü ve EDS Analizleri.....	44
4.3.Sertlik Testi Sonuçları.....	54
4.4.Çekme Testi Sonuçları	56
4.4.1.Çekme Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM Görünümleri.....	58
4.5.Üç Nokta Eğme Deneyi.....	59
4.6.Darbe Çentik Deneyi.....	61
5. SONUÇ ve ÖNERİLER	63
KAYNAKLAR	65
ÖZGEÇMİŞ	74

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge		Sayfa
Çizelge 3.1.	Ramor 500 çeliğinin kimyasal kompozisyonu	25
Çizelge 3.2.	Ramor 500 çeliğinin mekanik özellikleri	25
Çizelge 3.3.	Hibrit plazma ark kaynağı parametre değerleri	28
Çizelge 3.4.	Gaz metal ark kaynağı parametre değerleri	28
Çizelge 3.5.	Soğuk metal transfer kaynağı parametre değerleri	28
Çizelge 3.6.	Esab Ok Autrod 16.95 telin kimyasal analizi	28
Çizelge 3.7.	Esab Ok Autrod 16.95 telin mekanik özellikleri	29
Çizelge 4.1.	Çekme sonrası oluşan kopma dayanımı ve yüzde uzama oranı	56
Çizelge 4.2.	Farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilen RAMOR 500 zırh çeliğinin 20 °C'deki çentik darbe dayanımı değerleri.....	61
Çizelge 4.3.	Farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilen RAMOR 500 zırh çeliğinin -50 °C'deki çentik darbe dayanımı değerleri	61

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil		Sayfa
Şekil 1.1.	Kaynak işlemlerinin sınıflandırılma resimleri (Aslanlar, 2009).....	5
Şekil 1.2.	Kaynak işlemi esnasında ısı dağılımına göre oluşan bölgeler	9
Şekil 4.1.	Ramor 500 zırh çeliğinin farklı ergitme kaynakları sonucu sertlik dağılımı	55



RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 1.1. İşlemin cinsine göre kaynak kaynak yöntemlerinin sınıflandırılması.	7
Resim 1.2. GMAK için gerekli donanımın (Eryürek, 2007)	10
Resim 1.3. GMAK kaynak donanımı	11
Resim 1.4. TIG kaynağı ve Plazma ark kaynağı karşılaştırılması	12
Resim 1.5. HPAK yönteminin çalışma prensibi (Yurtışık, 2013).	14
Resim 1.6. GMAW ve HPAK kaynak yöntemlerinde kaynak nüfuziyeti ve ITAB bölgesinin gösterimi	15
Resim 1.7. CMT yönteminde kaynak damlacığının oluşum aşamaları (Fronius Int. GmbH, 2011).....	16
Resim 1.8. CMT kaynak ünitesi (Twin CMT)	17
Resim 3.1. ARL spektral analiz cihazı.....	25
Resim 3.2. a) HPAK ve GMAK kaynağı plaka bağlama aparatı b) CMT kaynağı plaka bağlama aparatı.....	26
Resim 3.3. a) HPAK kaynağı için optimum kaynak parametresi çalışmaları a) kaynak dikişi c) arka yüz görünümü.....	27
Resim 3.4. Kaynak sonrası metalürjik ve mekanik deney numunelerinin hazırlaması	29
Resim 3.5. a) Struers Citopress-30 sıcak bakalite alma cihazı b) Struers Tegrami-25 zımpara makinesi.....	30
Resim 3.6. a) Nikon MA 200 Optik mikroskop b) JEOL JSM-6510 SEM cihazı	31
Resim 3.7. Kaynaklı numunelerin kesit kısmından gerçekleştirilen sertlik ölçümlerinin gösterimi	31
Resim 3.8. Zwick Rockwell sertlik ölçme cihazı	32
Resim 3.9. Alşa çekme cihazı	32
Resim 3.10. Eğme deney düzeneği ve Hualong eğme test cihazı.....	33
Resim 3.11. Schütz Licht darbe cihazı.....	34
Resim 4.1. a) HPAK b) GMAW c) CMT kaynaklı numunelerin kaynak dikişi görünümü	35
Resim 4.2. a)HPAK b)GMAK c)CMT farklı ergitme kaynaklı numunelerin X-ışını radyografik muayene test sonuçları	36
Resim 4.3. Kaynaklı numuneler üzerinden alınan görüntülerin gösterimi	37
Resim 4.4. Ticari Ramor 500 zırh çeliğinin farklı büyütme oranlarındaki optik ve SEM görünümü	38

Resim	Sayfa
Resim 4.5. a)HPAK b)GMAK c) CMT kaynakları ile birleştirilen numunelerin makroyapı görünümü	39
Resim 4.6. HPAKkaynak yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak işlemi işleminden etkilenen bölgeleri a) kaynak metali b)erime çizgisi c)iri taneli bölge d) ince taneli bölge ile kısmi dönüşüme uğrayan bölge	40
Resim 4.7. GMAK kaynak yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak işleminden etkilenen bölgelerin a) kaynak metali b) erime çizgisi c) iri tanelibölge d)ince taneli bölge ile kısmi dönüşüme uğrayan bölgelerin sınır çizgisi	41
Resim 4.8. CMT kaynağı, a) Ana malzeme, b) Ana malzeme-ITAB, c) ITAB-Kaynak geçiş d) Kaynak Bölgesi	43
Resim 4.9. HPAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali bölgesi SEM görünümü ve EDS analizi.....	44
Resim 4.10. HPAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali ve iri taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi.....	45
Resim 4.11. HPAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin ince taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi	46
Resim 4.12. HPAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kısmen dönüşüme uğrayan ve ısıdan etkilenmeyen bölgelerin birleşim noktasının SEM görünümü ve EDS analizi	47
Resim 4.13. GMAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali bölgesi SEM görünümü ve EDS analizi.....	48
Resim 4.14. GMAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali ve iri taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi.....	49
Resim 4.15. GMAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin ince taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi	50
Resim 4.16. GMAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kısmen dönüşüme uğrayan bölge ve esas metal bölgelerinin SEM görünümü ve EDS analizi.....	50
Resim 4.17. CMT yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali bölgesi SEM görünümü ve EDS analizi.....	51
Resim 4.18. CMT yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali ve iri taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi.....	52
Resim 4.19. CMT yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin ince taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi	53
Resim 4.20. CMT yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kısmen dönüşüme uğrayan bölge ve esas metal bölgelerinin SEM görünümü.....	54

Resim	Sayfa
Resim 4.21. Çekme deneyi sonrası kaynak yöntemlerine ait kırılma görüntüleri...	58
Resim 4.22. Çekme işlemi sonrası numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri a) HPAK b)GMAK ve c) CMT kaynaklı numuneler.....	59
Resim 4.23. a) HPAK b) GMAK ve c) CMT kaynaklı numunelerin eğme deneyi sonrası kopma bölgelerinin görünümü.....	60



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

°C	: Santigrat derece
Fe	: Demir
Fe ₃ C	: Sementit
Cr ₃ C ₂	: Krom Karbür
B ₄ C	: Bor Karbür
Al	: Alüminyum
C	: Karbon
Si	: Silisyum
Mn	: Krom
P	: Fosfor
S	: Kükürt
Cr	: Krom
Ni	: Nikel
Mo	: Molibden
B	: Bor
Cu	: Bakır
N	: Newton
Mm	: Milimetre
Nm	: Newton metre
%	: Yüzde

KISALTMALAR

HPAK	: Hibrit Plazma -Gaz Metal Ark Kaynağı
GMAK	: Gaz Metal Ark Kaynağı
PAW	: Plazma Ark Kaynağı
CMT	: Soğuk Metal Transfer Kaynağı
ITAB	: Isı Tesiri Altındaki Bölge
HV	: Vickers Sertliği
HB	: Brinel Sertliği
HRC	: Rockwell C Sertliği
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
EDS	: Enerji Dağılımlı Spektrometresi
AISI	: American Iron and Steel: Institute (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)
DIN	: Deutsches Institut für Normung (Alman Standartlar Enstitüsü)
TS	: Türk Standartları
EN	: European Standard (Avrupa Standardı)
AWS	: American Welding Society (Amerikan Kaynak Derneği)

Ar	: Argon
CO ₂	: Karbondioksit
O ₂	: Oksijen
N ₂	: Azot
H ₂	: Hidrojen
A	: Amper
V	: Voltaj
Mm	: Milimetre
µm	: Mikrometre
N	: Newton
σ	: Eğilme dayanımı (N/mm ²)
P	: Kırılma öncesi yük (N)
L	: Mesnetler arası mesafe (mm)
T	: Test numunesi
W	: Test numunesi genişliği
Sn	: Saniye
Dk	: Dakika
Lt	: Litre
HCL	: Hidroklorik asit
δ	: Delta Ferrite

1.GİRİŞ

İnsanoğlunun içgüdüsel olarak sahip olduğu dış tehditlere karşı korunma hissi, eski çağlardan günümüze kadar koruyucu araç gereçlere (zırh malzemelerine) olan ilgiyi canlı tutmuştur. Özellikle artan nüfus ile birlikte sınırlı kaynakların paylaşımındaki anlaşmazlıklar tehditlere karşı korunma hissini daha da artırmış ve yıllar içerisinde kişisel korunmadan genel korunma sistemlerine geçişi sağlamıştır. Bu geçişe bağlı olarak ilk insanların kullandıkları ağaç kabuğu, hayvan dersi, keçe gibi doğal malzemelerden maden çağındaki ilerlemelerle birlikte madeni zırhlara (Örenler, 2018), malzeme bilimindeki gelişmelerle birlikte ise metal, seramik hatta kompozit esaslı birçok zırh malzemesi gruplarına doğru bir geçiş olmuştur (Schuldies ve Nageswaran, 2010; Akella ve Naik, 2015).

Günümüzde farklı uygulama alanlarına bağlı olarak birçok malzeme grubu zırh malzemesi olarak kullanılsa da en yaygın kullanım alanı bulunan malzeme grubu zırh çelikleridir (Sangoy ve diğerleri, 1988; Akella ve Naik, 2015; Jena ve diğerleri, 2016). Zırh çeliklerinin yaygın kullanım alanı bulmalarının başlıca sebepleri: diğer zırh malzemelerine göre daha yüksek mukavemet ve sertlik ile daha iyi tokluk ve kaynaklanabilirlik kombinasyonlarını bünyelerinde barındırmalarına rağmen temin edilebilirliğinin kolay ve uygun maliyetlerle üretilebilmeleridir. (Karagöz ve Atapek, 2009; Jena ve diğerleri, 2016).

Zırh malzemelerinde kişisel korunmadan genel korunmaya geçiş dolayısıyla zırh malzemelerinin daha spesifik araç gereç kısımlarında kullanımı her geçen gün artmaktadır. Zırhlı araç gereçler karmaşık resimli birçok kısımdan oluştuğundan zırh malzemelerinin kullanımlarının sebebi olan balistik direnç özellikleri kadar oluşturdukları zırhlı araç gereç kısımlarına kolay bir resimde birleştirilmesine de bağlıdır. Zırh çelikleri kullanılarak yapılacak tasarımlarda, malzemenin en önemli noktası olan, zırhın koruma alanını en kritik olarak etkileyen bölge, kuşkusuz ki birleşim noktasıdır (Reddy ve Mohandas, 1996). Burada uygulanan birleştirme tekniğinin (kaynak) önemi ortaya çıkmaktadır. Öyle ki; kaynak kalitesi zırh çeliklerin mekanik özelliklerinin tamamını doğrudan etkiler (Ade, 1991; Akça ve Karaslan, 2008)

Sağladığı avantajlar bakımından birleştirme tekniklerinin başında kaynak yöntemleri gelmektedir (Anık, 1991). Kaynak yöntemlerinin sayısı düşünüldüğünde 25'in üzerinde endüstride kullanılan kaynak yöntemi olup kaynak parametrelerine (uygulanan kaynak yöntemi, tel seçimi, çalışılan akım aralığı, koruyucu gaz vb.) bağlı olarak aynı altlık malzeme üzerinde farklı özellikler elde edilebilir (Gavaş ve diğerleri 2015). Zırh çeliklerinin kaynağında bu kaynak yöntemlerinden bir kısmı kullanılmış, ancak zırh çeliklerinin mekanik özelliklerini azaltmaksızın uygulanan bir kaynak yöntemi henüz uygulanmamıştır. Bu amaçla tez çalışmasında Ramor 500 zırh çeliği demir ve demir dışı alaşımların kaynağında başarı ile uygulanan ve geleneksel ark kaynak yöntemlerine göre çeşitli avantajları bünyesinde barındırmasına rağmen literatürde zırh çeliklerinin kaynağında henüz kullanılmamış olan hibrit plazma ark kaynağı (HPAK) ve soğuk metal transfer ark kaynağı (CMT) yöntemleri ile birleştirilmiş ve literatürde zırh çeliklerinin kaynağında çalışılmış olan gaz altı metal ark kaynağı GMAK ile birleştirilmiştir. Ardından 3 farklı kaynak yöntemi ile birleştirilen numunelerin kaynak yöntemlerine bağlı olarak yüksek ark yoğunluğu ve/veya düşük ısı girdisi etkenlerinin metalografik ve mekanik özelliklere etkileri incelenmiştir.

1.1.Zırh Çelikleri

Zırh çelikleri alaşımlı çelikler içerisinde yer alır (Merzalı, 2013). Kimyasal kompozisyonları bakımından ise östenitleştirme ve su verme aşamasından sonra temperleme işlemlerine tabi tutulan ıslah çeliklerine benzer (Atapek, 2011). Dolayısıyla, zırh çelikleri anılan ısıl işlemler sonucu martenzitik/beynitik veya temperlenmiş martenzit ile beynitik bir mikroyapı içerirler (NiMaweja ve diğerleri, 2009). Isıl işlemler (sertleştirme+temperleme) sonrası uygulanan haddeme işlemi yüksek mukavemet ve tokluk özelliklerinin sağlanmasının yanında homojen bir sertlik eldesi amacıyla uygulanabilir (Karagöz ve diğerleri, 2007; Zengin, 2010).

Zırh çelikleri karbon çeliklerine göre daha sert ve daha mukavemetlidirler. Bu çelikler dayanımlarının ağırlıklarına oranı oldukça yüksek olup bu karakterisitk özellik onların kullanıldıkları uygulamalardaki verimliliğini artırır (El-Batahgy ve diğerleri, 2016; Fei ve diğerleri, 2018). Zırh çeliklerinden beklenen özellikler delinme ve balistik darbelere karşı yüksek direnç, kolay üretilebilirlik kullanıldıkları servis koşullarına bağlı olarak yerli aşınma ve yorulma dirençlerine sahip olmalıdır (Atapek, 2011).

Zırh çeliklerinden beklenen özelliklerin elde edilmesi için genellikle 5 basamaklı bir üretim prosesi izlenir. İlk adım, yüksek kimyasal saflıkta cevher kullanımı ile plakaların sürekli döküm işlemidir. Bir sonraki adım östenitik tanelerin iyileştirilmesi amacıyla slabların 1250 °C civarında haddelenmesidir. Ardından slablar 850 °C'de çözeltiye alma işlemi uygulanır. En önemlisi ise son iki adım olan soğutma ve temperleme işlemleridir. 4. Basamak olan soğutma işleminde levhalar, çeliği sertleştirmek için sürekli fırından alınarak sertleştirme amacıyla 1000 ° C hızlıca soğutulur ve son işlem basamağında ise sertleştirilmiş olan çeliği daha tok hale getirmek için 200 C'de düşük temperleme işlemi uygulanır (SSAB, 2008; Barenyi, 2014).

Temperleme işlemi oldukça önemlidir. Şöyle ki; sade karbonlu çeliklerin temperlenmesi durumunda martenzit (östenitleme-su verme sonrası oluşan yapı) içinde bulunan C, Fe ile bileşik oluşturarak sementit (Fe_3C) çökmesine yol açar. Çökme sonucu martenzit ferrite dönüştüğünden sertlik düşmüş olur. Zırh çeliklerinde ise, yapıda var olan kuvvetli karbür yapıcı Ti, V, Nb, vb. elementler yüksek temperleme sıcaklıklarda karbür çökeltileri oluşturarak sertliği düşürmek yerine artırır (Yakut, 2015; Örenler, 2018).

Zırh çelikleri dövme ve döküm yoluyla olmak üzere 2 imal yöntemi ile üretilebilirler. Dövme zırh çelikleri kendi içerisinde I. sınıf (mermi nüfuziyetine karşı kullanılan), II. sınıf (darbeye karşı kullanılan) ve III. sınıf (sertlik ve darbe çentik özellikleri iyileştirilmiş) zırh çelikleri olmak üzere 3 gruba ayrılır. Dökme zırh çelikleri ise kendi aralarında I. sınıf (mermi nüfuziyetine karşı) ve II. sınıf (darbeye karşı kullanılan) dökme zırh çelikleri olarak 2'ye ayrılır (Ade, 1991; Zengin, 2010).

1.1.1. Zırh Çeliklerinin Fiziksel Metalurjisi

Zırh çeliklerinin dışarıdan gelebilecek her türlü tahrip edici (çatlak, delici, parçalayıcı vb.) etkiye karşı direnç göstermeleri beklenir. Bu direnç ancak yüksek mukavemet, sertlik ve

tokluk özelliklerinin malzemenin her yerinde homojen bir yapıda olması ile mümkündür (Balakrishnan ve diğerleri, 2012).

Tablo 1.1’de görüldüğü üzere günümüzde en yaygın kullanılan MIL-A-12560, MIL-A-46100, Armoks 500T ve Ramor 500 çeliklerinin temel alaşım elementlerinin yanı sıra bor (B), titanyum (Ti), vanadyum (V), niobyum (Nb), alüminyum (Al) gibi alaşım elementleri içerdikleri görülmektedir.

Tablo 1.1 Yaygın kullanılan ticari zırh çeliklerinin kimyasal bileşimi (SSAB, Atapek, 2011)

Ağ.% kimyasal bileşim	Ramor 500	Armoks 500T	MIL-A-12560	MIL-A-46100
C	0,35	0,32	0,3	0,31
Si	0,7	0,4	0,4	0,4
Mn	1,5	1,2	0,3	1,1
P	0,015	0,015	0,025	0,020
S	0,01	0,01	0,015	0,010
Cr	1,00	1,00	0,4	1,5
Ni	2,0	1,8	0,5	1,5
Mo	0,7	0,7	0,5	1
B	0,005	0,005	-	-
V	-	-	0,015	-
Cu	-	-	-	0,25

Zırh çeliklerinin kimyasal bileşiminin bu özelliklerin eldesinde önemli bir yeri vardır. Çeliklerin ve Zırh çeliklerinin sertliğini artırmada en ucuz ve en etkili element şüphesiz C elemntidir. Ancak, mukavemet ve kaynaklanabilirlik için karbon içeriğinin %0,3-%0,4 olması önerilir (Kolla ve diğerleri, 2011). Çeliklerde C oranının düşük olması darbe dayanımını artırır ve kaynak edilebilirliği önemli ölçüde kolaylaştırır ve kaynak sonrası ısıl işlem gibi maliyetli işlemlere gereksinimi ortadan kaldırır. Bundan dolayı zırh çeliklerinin C içeriklerinin %0,3-%0,4 civarlarında olması istenir (Atapek, 2011; Yakut, 2015).

Zırh çeliğindeki diğer alaşım elementlerinin etkileri ise şu resimde sıralanabilir:

Krom: İçeriği sertleştirilebilirlik gerekliliklerine göre seçilir ve silikonun neden olduğu grafitleşme eğilimini en aza indirir.

Kobalt: Dispersiyon sertleşmesi üsteline artırdığından kırılma tokluğu artırdığını belirten çalışma olduğu gibi Co kırılma tokluğu üzerinde herhangi bir etkisi olmadığını belirten çalışmalarda vardır (Das ve Thomas 1969; Malakondaiah, 1997) .

Vanadyum: Güçlü bir karbür yapıcı olmasının yanı sıra tene iyileştirmede de yardımcı olur.

Nikel: Ni içeriğinin artması temperleme işlemi sonrası mikro yapıdaki ϵ karbür konsantrasyonu ve iğnemsiz martenzit oluşumunu azaltmasına sağlar. (Krawczyk ve diğerleri, 2007). Kırılma tokluğu üzerinde zararlı bir etkisi olduğu bildirilmiştir (Kolla ve diğerleri, 2011). Kırılma tokluğunun düşüşü Ni ile Si arasında NiSi bileşiğinin oluşumundan dolayıdır. Ancak çelikler üzerindeki korozyon özelliklerini iyileştirmesi unutulmamalıdır.

Silisyum: temperlenmiş martezeit gevrekliğini geciktirici etkiye sahip olduğundan mümkün mertebe yüksek tutulmalıdır.

Mangan: sertleşebilirlik üzerinde güçlü bir etkiye sahiptir ve çoğu çelikte olduğu gibi, zırh çeliklerinde ağı. % 0,5 ile %1 aralığında olması istenir. (Kolla ve diğerleri, 2011).

Bor: Hem arayer hem de yeralan elementi olarak karakteristik davranış sergileyebilen borun özellikle östenitleştirme sonrası hızlı su verme ile martenzitik/beynitik dönüşümleri teşvik ettiğinden sertleşebilirliği artırır.

Titanyum, Niobyum ve Alüminyum: karbür oluşumunu sağladığı dolayısıyla sertliği artırdığı belirtilmiştir. (Atapek 2011; Yakut, 2015).

Ayrıca, zırh çeliği kimyasal bileşimine ilaveten bu alaşım elementlerinin homojen bir dağılım göstermiş olması tüm bölgelerinde aynı tokluk ve sertlik değerlerini elde edilmesi için önemlidir. Çünkü, zırh çelikleri değişik mermi ve patlayıcıların oluşturduğu çoklu darbeler, ve bu darbeler sonucu meydana gelecek olan çatlak oluşumu, kopma ve nihayetinde parçalanmaya karşı direnç göstermek zorundadır (Balakrishnan ve diğerleri, 2012).

Zırh çelikleri metalürji açıdan incelendiğinde ise; optimum sertlik, mukavemet ve tokluk özelliklerine östenitleme işlemi akabinde uygulanan su verme işlemi sonrası uygulanan temperleme ısıl işlemi ile ulaşırlar. Zırh çeliklerinde sertleştirme işlemleri genellikle 900-950 °C seviyesinde 30 dk boyunca östenitleme işlemine tabi tutulmasıyla matrisin gerekli karbon ve/veya karbür oluşturuca alaşım elementlerce doyumu sağlanarak su verilir. Su verme işlemi sonucunda oluşan lata tipi martenzitik yapılar ortalama 200-600 °C' aralığında 1 saat süre temperlenir (Kolla ve diğerleri, 2011).

1.1.2. Dünya ve Türkiye'de Zırh Teknolojisi Alanındaki Gelişmeler

Zırh teknolojisi alanında uluslar arası geçerlilik belgesine sahip ve ticari olarak üretim yapan ülkelerin başında ABD, Fransa, Almanya, İsrail, İsveç, İngiltere ve Rusya gelmektedir.

Ülkemizde zırh çeliği ile ilgili çalışmalar 2006 yılında Kocaeli üniversitesi, Erdemir ve Anadolu döküm'den akademisyen ve mühendislerin oluşturduğu bir grup ile uluslararası geçerlilik belgesine sahip çelik üretildiği belirtilmiş olmasına rağmen ticari üretime geçilememiştir. Ülkemizde çelik ve çelik haricindeki zırh malzemesi üretim çalışmaları hergeçen gün artmaktadır. Ülkemiz coğrafik olarak stratejik bir bölgede yer alması nedeniyle, zırh malzemeleri ve zırh çeliği kullanımı açısından önemli bir potansiyel söz konusudur. Son yıllarda Türkiyenin savunma sanayisine ayırdığı bütçe her geçen yıl artmaktadır. 2010'dan sonra Kara Kuvvetleri Komutanlığı'na bağlı Ana Bakım Merkez Komutanlıkları ile askeri alanlarda faaliyet gösteren FNSS, Otokar, Nurol teknoloji ve Hema vb. özel sektöre ait kuruluşların ürettiği Atak helikopteri, MİLGEM gemisi, Korhan tankı, BMC kirpi, Pars 4x4, NMS 4x4, Ejder yalçın, OBÜS, ZMA vb. zırhlı araçların üretiminde önemli miktarda zırh malzemelerinin kullanıldığı sonucuna varılmaktadır. Yukarıda anılan araçların yapımında kullanılan zırh malzemelerinin çoğunun yurt dışından ithal edilmiş olması bu alanda yerli üretimi dolayısıyla daha fazla akademik ve endüstriyel çalışmanın yapılmasını zorunlu kılmaktadır. Ülkemiz adına sevindirici gelişme Tosyalı grubu yönetim kurulu başkanı Fuat Tosyalı'nın milli tank ve helikopter başta olmak üzere savunma

sanayisinde kullanılacak yerli çelik zırhın üretimi üzerine 2 milyar dolarlık yatırım yapıldığını ve yakın zamanda üretime geçileceğini belirtmesidir.

1.2.Kaynak

Kaynak (birleştirme) işlemi aynı cins iki veya daha fazla metalik, termo-plastik malzemenin ısı enerjisi ve/veya basınç uygulaması altında, ilave tel kullanılarak veya kullanılmaksızın yapılan birleştirme ve doldurma işlemine şeklinde tanımlanabilir. Kaynak yöntemleri temel olarak kaynaklanan malzemenin cinsine göre (metal ve plastik), kaynak uygulama biçimine göre (el kaynağı, yarı mekanize, tam mekanize ve otomatik), kaynak işleminin maksadına göre (birleştirme ve doldurma), sınıflandırmalar Resim 1.1’de gösterildiği üzere yapılabilir (Anık, 1991).



Şekil 1.1. Kaynak işlemlerinin sınıflandırılma resimleri (Aslanlar, 2009)

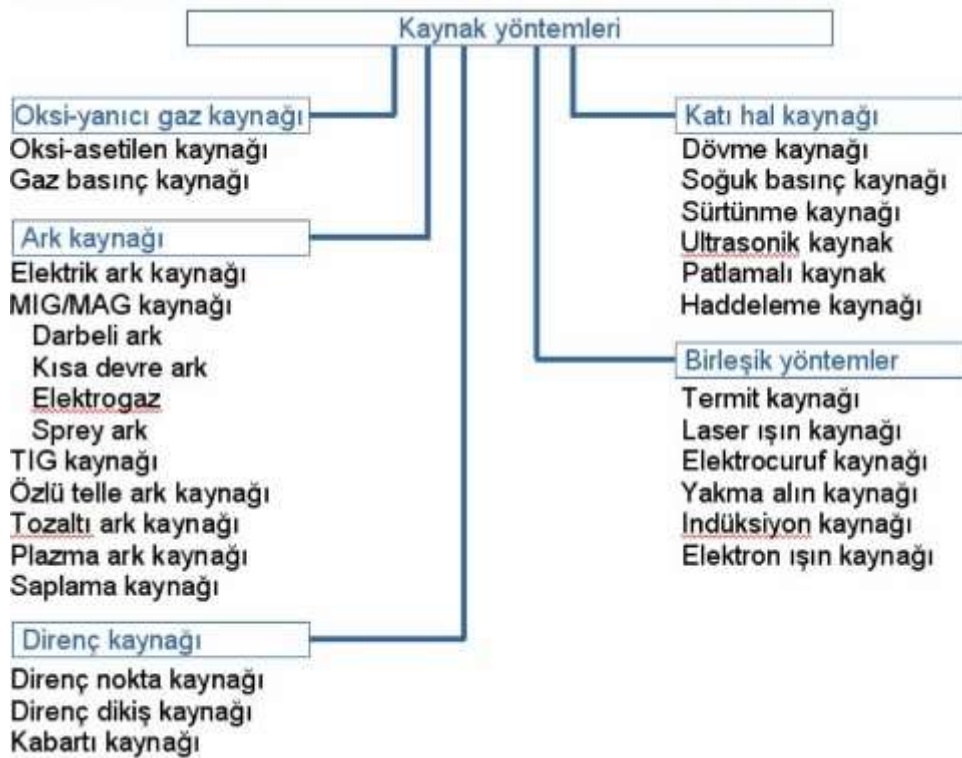
Kaynak işlem cinsine göre ise ergitmeli ve katı hal kaynak türleri olarak iki gruba ayrılır (Anık, 1991).

Ergitme Kaynağı: Birleştirilecek yüzeylerin, bir ısı kaynağı kullanılarak ergitilmesi ve ilave metal kullanarak veya kullanılmaksızın birbirlerinden sökülemeyecek resimde

birleştirilmesi işlemidir. Başlıca ergitmeli kaynak yöntemleri: Oksigaz kaynak yöntemi, Elektrik ark kaynak yöntemi, Gaz altı kaynak yöntemleri, (MIG, MAG, TIG, Plazma vb.), Tozaltı kaynak yöntemi, Direnç kaynak yöntemi, Elektro ışın kaynağı yöntemi, Lazer kaynağı, Termit kaynağı ve Hibrit ergitme kaynak yöntemleridir (Anık, 1991; Gavas ve diğerleri, 2015).

Ergitme kaynak yöntemlerinin tümü temel olarak döküm işlemini andırır. Çünkü elektrik arki veya gaz alevinin yüksek sıcaklığı kaynak metalinin erimesini sağlar ve uygulanacak kaynak ağzı içerisine akar, ısı etkisi ile de erimiş metal ve altlık (esas metal) karışarak birleşme sağlanır. Bu işlem sırasında kaynak işlemindeki ısıdan dolayı kaynak dikişinden azalan resimde metalin ergime sıcaklığından oda sıcaklığına kadar farklı sıcaklık derecelerine kadar ısınmış bölgeler meydana gelir. Kaynak metalinin bulunduğu ve kaynak esnasında ortaya çıkan sıcaklıktan etkilenen bölgelerin tümüne kaynak bölgeleri adı verilir (Tülbentçi, 1990). Ergitmeli kaynak yöntemlerinde kaynak edilen malzeme bölgesinin erime ve solidüsüne yakın bir sıcaklığa kadar ısıtılması, çıkılan bu sıcaklıkta erimesi ve tekrar soğumasından dolayı metalde içyapı değişimleri meydana gelecektir.

Katı Hal Kaynağı: Birleştirilecek her iki yüzey üzerine gerekli kuvvet uygulayarak basınç veya basınç ile ısının birlikte uygulanması sonucu malzemelerde plastik deformasyon oluşturularak malzemenin kaynaklanması işlemidir. Isı kullanılması durumunda meydana gelen sıcaklık birleştirilecek metallerin ergime sıcaklıklarının altında olduğundan birleştirme yüzeyleri malzeme özellikleri göz önüne alınarak ısıtılmalıdır. Katı hal kaynak tekniklerinde genellikle dolgu malzemesi kullanılmaz. Katı hal kaynak teknikleri başlıca Difüzyon kaynağı, Patlamalı kaynak, Ultrasonik kaynak, Sürtünme kaynağı, Sürtünme karıştırma kaynağı ve Thermal sürtünme karıştırma kaynağı yöntemlerinden oluşmaktadır (Anık, 1991; Gavas ve diğerleri, 2015). Literatürde kabul gören sınıflandırma resimsel olarak Resim 1.2'de verilmiştir.



Resim 1.1. İşlemin cinsine göre kaynak kaynak yöntemlerinin sınıflandırılması

Tez çalışmasında Ergitmeli kaynak yöntemleri çalışıldığından ergitmeli kaynak yöntemleri üzerinde durulmuştur.

1.2.1 Kaynak kabiliyeti

İmal usullerinde amaç birleştirilen parçaların çalışma koşullarında bozulmaması ve konstrüksiyondan beklenen görevleri karşılamaı gerekir. Sözkonusu esasların gerçekleşme derecesi kaynaklanmış olan malzemenin “kaynak kabiliyeti” olarak adlandırılır. Milletler arası kaynak enstitüsünün ise Kaynak kabiliyetini “metalik bir alaşım, belirlenen bir yöntem ile bir amaç için bir dereceye kadar kaynak yapılabilir diye kabul edilir. Uygun bir yöntem kullanarak kaynaklı bağlantı elde edildiği zaman bağlantı yerel özellikleri ve bunların konstrüksiyona tesirleri bakımından tayin edilmiş bulunan şartları sağlamalıdır” şeklinde tanımlamıştır (Anık, 1991).

Metal ve alaşımların kaynağında çok az istisnai uygulama haricinde kaynak yerinin erimeye yakın bir sıcaklığa kadar ısıtılması gerekmektedir. Bundan dolayı kullanılan ısı kaynağı ve kaynak tekniği önemli bir yere sahiptir. Şöyle ki; ergitme kaynaklarında sistemin sıcaklığını erime noktasının üzerine çıkarmak ve bir kaynak havuzu oluşturmak için ısı oluşturulmalıdır. Isı, bir alev, bir ark, bir elektrik direnci, bir ışın veya kontrol altında bir patlama ile üretilebilir. Öte yandan otojen kaynak (dolgu malzemesi kullanılmayan) uygulamaları haricinde kullanılan ilave dolgu metalinin birleştirilecek malzeme cinsi mikroyapı ve mekanik özelliklerine mümkün mertebe yakın olmalıdır. Çünkü ilave tel kaynak metali ve ısının tesiri altında kalan bölgede (ITAB) kimyasal özelliklerin değişimine neden olur. Bundan dolayı dolgu malzemesinin kimyasal bileşimi kaynak

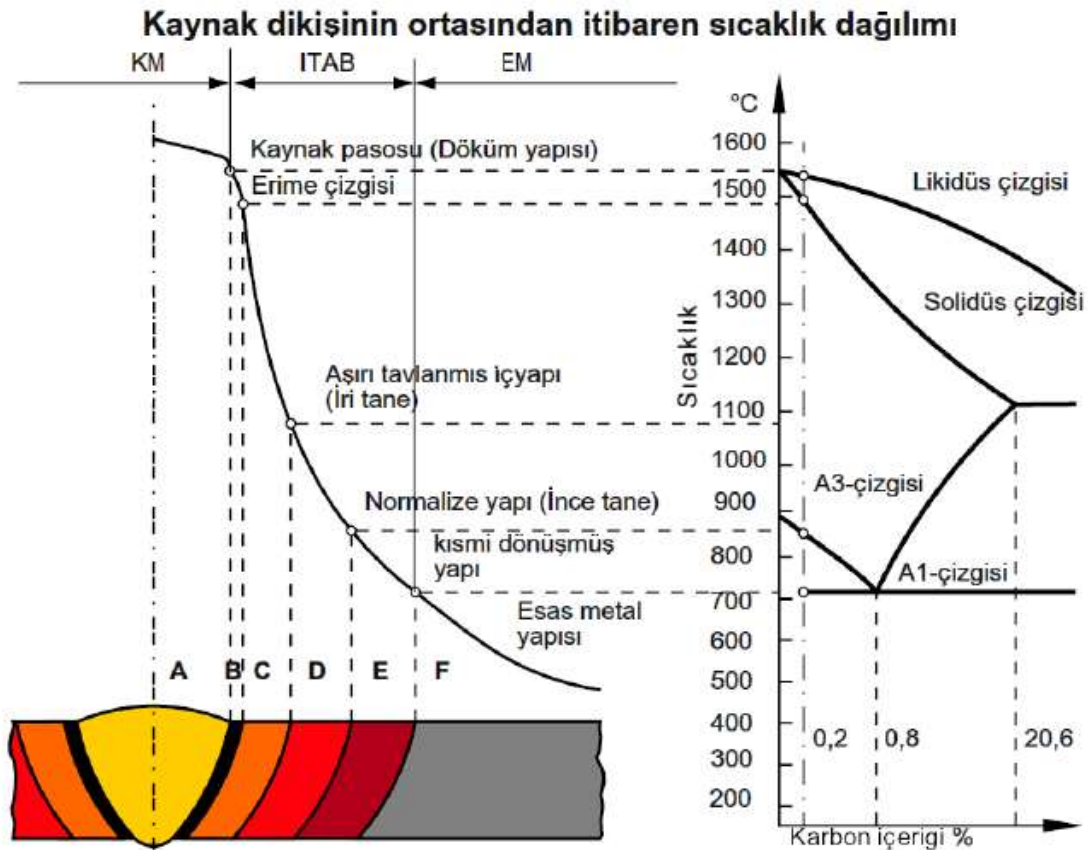
yapılmış malzemenin metalürjisi ve dolayısıyla mekanik özellikleri üzerinde etkilidir (Anık, 1991).

Kaynak işlemi için yüksek sıcaklıklara çıkma gereksinimi birleştirme bölgelerinde olduğu kadar kaynak bölgelerine komşu bölgelerde de pek çok kimyasal ve metalürjik değişime neden olmaktadır. Örneğin zırh çelikleri östenitleme-su verme ve temperleme aşamaları ile üretildiklerinden kaynak işlemi sonrası önceden oluşturulan mikroyapı lokal olarak bozulabileceğinden mekanik özelliklerde azalma meydana gelebilir. Bundan dolayı kaynak kabiliyetinin sağlanması için özel tedbirlere ihtiyaç vardır.

1.2.2. Kaynak Sırasında Isı Dağılımı

Ergitmeli kaynak uygulamalarında kaynak işlemi için gerekli ısı sadece malzemeyi eritmekle kalmaz, aynı zamanda birleştirme (füzyon) bölgesi çevresine termal döngüler de uygular. Bu termal döngüler, birleştirme noktasından uzaklığa göre değişir ve ısının etkisi ile ana malzeme mikroyapısının değiştirildiği ITAB olarak adlandırılan bir bölge oluşturur. Birleştirilen malzemelerde meydana gelen mikroyapısal değişimin kapsamı ve büyüklüğü ısı transfer koşullarına bağlıdır. Ana malzemenin cinsi, dolgu malzemesi, kaynak işlemi sırasında oluşan ısı girdisinin miktarı ve konsantrasyonu ısı transfer koşullarını belirler. Değişen termal döngüler nedeniyle ısıdan etkilenmeye bağlı olarak ana malzeme ile kaynak bölgesi arasında farklı mikroyapı görünümüne sahip bölgeler oluşur. Bu bölgeler en genel hali ile kaynak merkezi ve ITAB olarak ikiye ayrılır. Kaynak merkezi (eriyen bölge) kaynak işlemi esnasında kaynak banyosunda meydana gelen türbülansdan dolayı ilave metal ve esas metalin birbirleri içerisine karışmış olduğu bir bileşimden ibarettir. ITAB ise eriyen bölgenin ana metal ile birleştirildiği kısımdan itibaren yaklaşık olarak 1400-700°C arasında bir sıcaklığın etkisine maruz kalan bölgedir. ITAB'da kendi arasında iri taneli bölge, ince taneli bölge, kısmen dönüşüme uğrayan bölge ve ana metal olmak üzere 3 kısma ayrılır (Anık,1991).

Bu bölgeler doğrudan kaynak metaline bitişik bölgeye iri (kaba) taneli bölge denir. Bu bölgede malzeme yüksek sıcaklık etkisi altında kaldığı bölgedir. İri taneli bölgenin komşusu şeklinde ince taneli bölge yer alır, bu bölgede tane boyutunda bir azalmaya neden olan normalleşme gerçekleşmiştir. İnce taneli bölge ile ısıdan etkilenmeyen bölge arasında kalan kısma ise kısmen dönüşüme uğramış bölge denir. Bu bölgede metal kısmi tanecik rafinasyonunun meydana geldiği sıcaklıklara ısıtılmıştır. (Yurtışık, 2013).



Şekil 1.2. Kaynak işlemi esnasında ısı dağılımına göre oluşan bölgeler

1.3. Gazaltı Ark Kaynağı

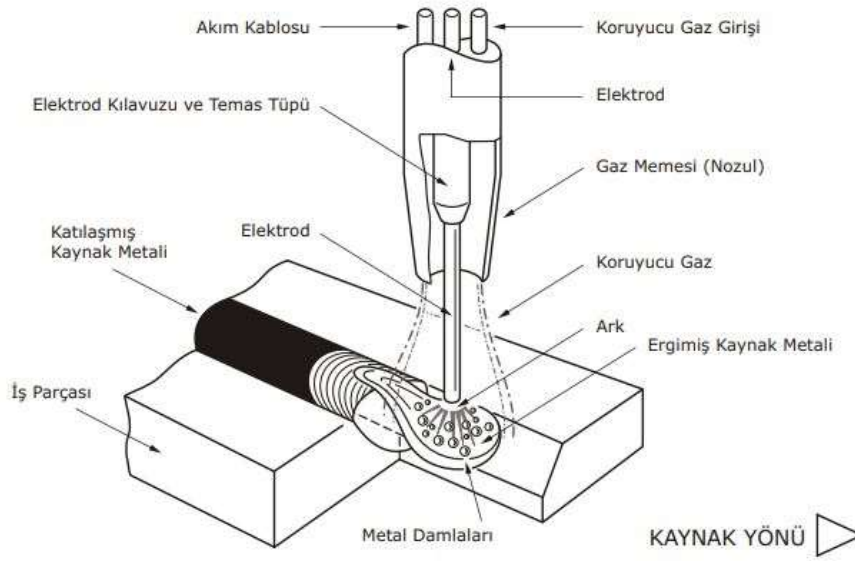
Kaynak işlemi esnasında kaynak yapılan alanın koruyucu bir gaz ile korunduğu ark kaynak yöntemi “gazaltı ark kaynağı” olarak adlandırılır. Koruyucu gaz ile kaynak işlemi olarak da adlandırılan Gazaltı ark kaynak yöntemi ilk defa 1926 yılından ortaya çıkmış ve “Alexander” usulü olarak ortaya çıkmıştır. İlk başlarda bu yöntemde koruyucu gaz olarak metanol gazı kullanılmakta idi. Daha sonrasında ise koruyucu gaz olarak kronolojik sıraya göre hidrojen gazı, oksijen-asetilen alevi, helyum, argon, karbondioksit kullanılmıştır. Günümüzde ise argon, helyum, karbondioksit ve karışım gazları kullanılmaktadır (Anık, 1991; Anık ve Vural, 2001).

1.3.1. Gaz Metal Ark Kaynağı (GMAK)

Metal koruyucu gaz kaynağı, kaynak işlemi için gerekli olan ısı enerjisi, daimi beslenen ve eriyen telin elektrodu ile kaynak banyosu arasında oluşan ark iletim yolu ile kaynak banyosunu doldurması prensibi ile çalışır. Sonsuz ve eriyen tel elektrotla koruyucu gaz atmosferi altında gerçekleştirilen bir ark kaynağı yöntemidir. Kullanılan koruyucu gaza göre MIG (Metal Inert Gas) ve MAG (Metal Active Gas) kaynağı olarak ikiye ayrılır (ASM, 1993; Eryürek, 2007).

GMAK kaynak yöntemi en yaygın kullanılan kaynak yöntemi olup gelişimini her geçen gün yani kaynak teknikleri ile sürdürmektedir. Şöyle ki: GMAK yöntemi, bilinen tüm eritme kaynak yöntemleri kullanılarak birleştirilmiş malzemelerin %70’lik kısmını

oluşturmaktadır (Anık ve Vural 2001). Bundan dolayı birçok endüstriyel alanda kullanımı sözkonusudur. GMAK yönteminde, ergiyik metali metalin çevre ile reaksiyonunu engellemek amacıyla Argon (Ar), Helyum (He), karbondioksit (CO₂) veya karışım gazları kullanılır. Koruyucu gaz ayrıca, elektrik akımı, iş parçası ve elektrot arasındaki ark akması için bir ortam sağlar. Metalürjik çalışmalarda, koruyucu koşullar zayıfsa, ark içerisinde hava akışının oluşması kaynak havuzuna veya damlacık kirliliğine yol açtığını göstermişlerdir. Havadaki O₂ ve N gibi istenmeyen elementler kaynak havuzu içerisine girerek ve sıvı metalin içerdiği alaşım elementlerine etki eder ve kaynak esnasında istenmeyen yapılara, sıçramalara ve değişikliğe yol açar (Bitharas ve diğerleri, 2018). Koruyucu gaz bir yandan arkı havanın zararlı etkilerinden korurken diğer yandan da arkın dış yüzeyini soğutur.



Resim 1.2. GMAK için gerekli donanımın (Eryürek, 2007)

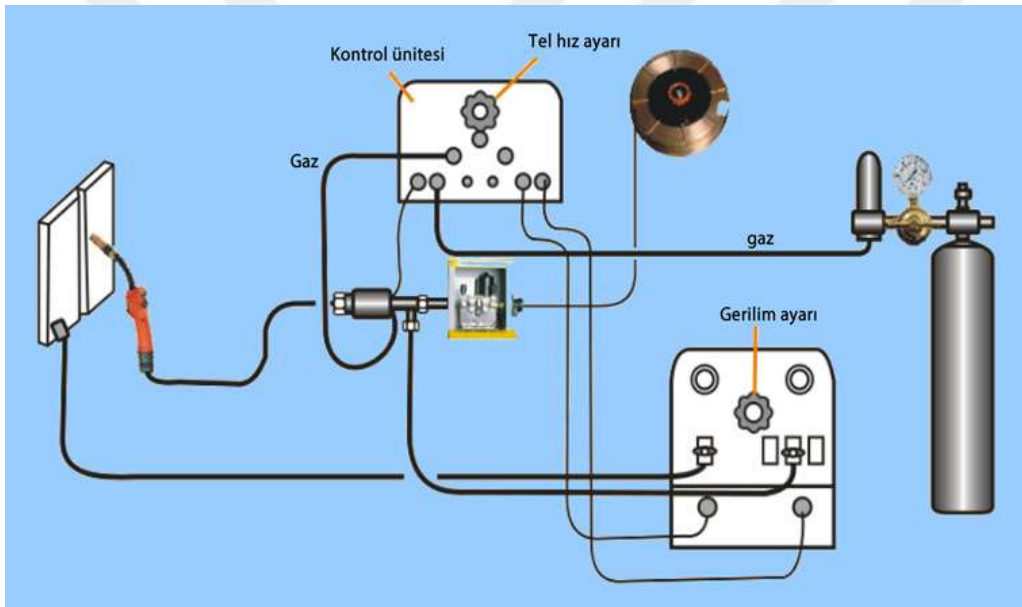
Bu kaynak yöntemine üzerine araştırmalar sürekli devam etmektedir. Şüphesiz ki kaynak kalitesi, verimliliği ve maliyeti etkileyen en önemli faktör kaynak parametrelerinin optimizasyonudur (Moghaddam ve diğerleri, 2016; Mvola ve Kah 2017; Duan ve diğerleri, 2018;).

Bu yöntemin başlıca parametreleri ark kaynağı akımı, ark boyu (gerilimi), elektrot çapı ve tel sürme hızı, kutuplama, ark voltajı, kaynak hızı, torç açısı, serbest tel uzunluğu, nozul mesafesi, kaynak pozisyonu ve yönü ve son olarak gaz akış hızı olarak sıralanabilir (Eryürek, 2007; Karadeniz ve diğerleri, 2007; Moghaddam ve diğerleri, 2016;). Yüksek kaynak kabiliyetine sahip kaynak bağlantıları elde edilebilmesi için bu kaynak parametrelerinin etkileri iyi bir resimde anlaşılmalı ve bunların optimizasyonunun sağlanması gereklidir (Moghaddam ve diğerleri, 2016; Mvola ve Kah 2017; Duan ve diğerleri, 2018). Yukarıda anılan parametre birbirinden bağımsız değildir. Bu parametrelerden herhangi birinin değiştirilmesi durumunda, istenen sonucu elde edebilmek için diğerlerinin ve/veya birkaçının değiştirilmesini gerektirecektir. Herbir uygulama durumunda optimum ayarları seçmek için önemli ölçüde bilgi ve tecrübe gerekir. Ancak endüstriyel uygulamalarda genelde birleştirilen malzemenin cinsi, elektrodun kimyasal bileşimi, uygulanacak kaynak

pozisyonu ve kaynak bağlantısından beklenen kaynak kabiliyeti gözönünde bulunarak yukarıdaki parametreler ona göre ayarlanır (Ertürk, 2007).

1.3.2. GMAK Donanım ve Çalışma Prensibi

GMAK kaynağında gerekli ısı enerjisi, daimi beslenen ve eriyen bir tel elektrot ile kaynak banyosu arasında oluşturulan ark vasıtasıyla elektrottan geçen kaynak akımının elektrotta oluşturduğu dirençten dolayı meydana gelen ısıtma yoluyla elde edilir. Genelde çıplak tel şeklinde olan elektrot (özlü tel içi örtülü) elektrot besleme sistemi ile kaynak alanına sabit bir hızla sevk edilir. Çıplak elektrod, kaynak banyosu, ark ve esas metalin kaynak bölgesine komşu bölgeler, atmosferden kaynaklı kirlenmeye karşı, harici (tüp) sağlanan ve kaynak bölgesine bir gaz memesinden ulaştırılan uygun bir gaz tarafından korunur (Gavas ve diğ., 2015).



Resim 1.3. GMAK kaynak donanımı

GMAK kaynak donanımı:

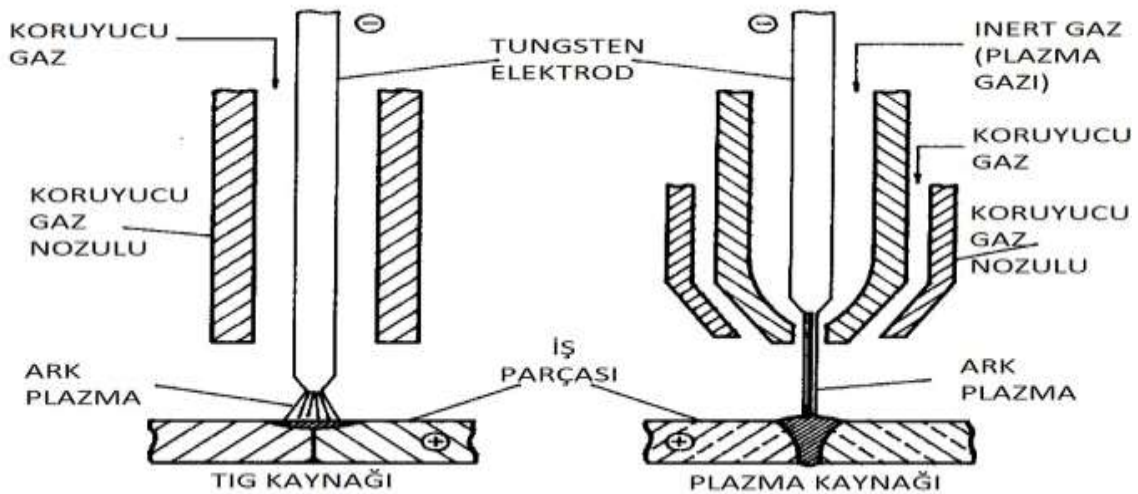
1. Kaynak tabancası olarak adlandırılan kaynak torcu.
2. Kaynak ve şalter kablosunu, tel ve muhafazasını, gaz hortumunu ve gerektiğinde soğutma suyu giriş ve çıkış hortumlarını bir arada tutan metal spiral takviyeli hortum; torç bağlantı paketi.
3. Tel elektrotun hareketini sağlayan tel besleme ünitesi.
4. Kaynak akımının geçişini, soğutma suyunun devreye alınmasını, koruyucu gaz akışını ve telin sürülmesini sağlayan kumanda ünitesi.
5. Kaynak güç ünitesi.
6. Üzerinde basınç ayarlama ventili ve gaz debisi ölçme tertibatı bulunan koruyucu gaz tüpü kısımlardan oluşur (Tülbentçi, 1990).

MIG- MAG kaynak yönteminin bir türevi olan, kaynak metalinin özelliklerini geliştirebilmek için 1990'lı yılların başında çeliklerin kaynağında kullanılmak amacıyla özlü tel veya kenetli elektrot olarak adlandırılan bir tür GMAK yöntemi geliştirilmiştir (Tülbentçi, 1990). Son yıllarda özlü tel yöntemi ile demir ve demir dışı alaşımlarının büyük bir kısmı kaynak edilebilmektedir (Çevik, 2017). Bu yöntemde tel dışarıdan çıplak görünümlü olmakla beraber içi boş resimde üretilmekte ve bu boş kısım ferro alyaj ve dekapanlar ile doldurularak veya yumuşak çelikten ince bir şeridin kıvrılıp tel haline getirilmesi ile alaşımlandırılmaktadır (Tülbentçi, 1990). Böylece tel şeklinde üretilmesi zor veya imkânsız bileşime sahip alaşımlar dahi kolay bir resimde elektrot haline getirilmekte ve daha geniş bir içerik aralığında elektrot üretimi mümkün hale gelmektedir. Bu durum gaz altı kaynak yöntemlerinin sınırlamalarından olan korunaklı ortmada kaynak yapma zorunluluğu ortadan kaldırılmaktadır.

1.3.3. Plazma Kaynağı

Plazma, maddenin dördüncü hali, iyonlaşmış gaz kütlesi demektir. Plazmanın oluşması için gazın negatif yüklü elektronları ile pozitif iyonlarına ayrışması için yüksek sıcaklık gerekir. Bunun için enerjiye ihtiyaç vardır ve bu enerji arkta sağlanır.

Plazma kaynağı, iyonize edilmiş bir gaz kütlesinin dar bir nozuldan (aralık) geçirilerek malzeme üzerinde daha yüksek sıcaklık ve enerji yoğunluğunun oluşturulduğu TIG kaynak yönteminin geliştirilmiş bir versiyonu olarak kabul edilen modern bir kaynak yöntemidir (AWS, 1991; Liu ve diğerleri, 2016). Bu yöntemde plazma arkı yüksek sıcaklıktan dolayı elektrik arkının iyonize olması yoluyla elde edilir. Ark sütununun merkezindeki gaz, oluşan yüksek sıcaklıklarda ayrışarak plazma açığa çıkar. Bu gaz ark sütunundan uzağa doğru akarken nötr atomlar oluşturmak üzere yeniden birleşir ve bu sırada ortama ısı enerjisi verilir. Ark tungsten elektrot ile iş parçası arasında meydana geliyorsa buna direk plazma kaynağı, ark su soğutmalı bakır meme ile tungsten elektrot arasında oluşturuluyorsa buna en direk plazma kaynağı denilmektedir. (Nunes, 2004; Gavas ve diğ. 2015).



Resim 1.4. TIG kaynağı ve Plazma ark kaynağı karşılaştırılması

Plazma kaynağında kaynak kalitesi, kaynak mekanik özelliklerini belirleyen kaynak havuzu özellikleriyle karakterize edilmektedir. Plazma ark kaynağı, erimiş havuzun içinde bir anahtar deliği elde etmek için oldukça dar bir ark kullanır. Bu nedenle, plazma ark kaynağı işleminin işlem verimliliği, geleneksel TIG yöntemine göre çok daha yüksektir (Wu ve diğerleri, 2010; Qian ve diğerleri, 2014; Liu ve diğerleri, 2016).

Plazma kaynağı kendi içerisinde mikro ark plazma, plazma ark kaynağı ve anahtar deliği (keyhole) olmak üzere 3'e ayrılır (Gavas ve diğerleri, 2015). Mikro plazma ark kaynağında folyo kalınlığındaki parçaların kaynağı gerçekleştirilirken, plazma ark kaynağında 5mm 'ye kadar parçaların kaynağı gerçekleştirilir. Anahtar deliği metodunda ise kalın kesitli parçaların birleştirilmesi için kullanılır. Anahtar deliği plazma ark kaynağı, derin nüfuzlu kaynak yöntemleri ve sıradan ark kaynak teknolojilerinden daha üstündür. Enerji, tüm malzemeye kontrolsüz resimde ısının transfer edilmesinden ziyade, anahtar deliği içindeki sıcak plazma arkı ile alt kısımlara kadar homojen ve kontrollü resimde transfer edilir (Das ve diğerleri, 2018). Enerji yoğunluğunun yüksekliği sayesinde 9,5-12,5 mm aralığındaki parçalar tek pasoda birleştirilmeleri bu yöntemle mümkündür (Han ve diğerleri, 2006; Kılıç, 2008; Liu ve diğerleri, 2016).

Plazma kaynağı diğer ergitme kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında yüksek sıcaklık, yüksek enerji girdisi, düşük termal girdi ve düşük üretim maliyeti gibi avantajlara sahiptir (Kılıç, 2008). Ayrıca diğer kaynak yöntemlerine göre dikiş kalitesi, güvenilirliği ve ekonomikliğinden dolayı uzay endüstrisi, havacılık ve nükleer endüstrilerde yaygın kullanım alanı bulunmaktadır (Katı ve diğerleri, 2018). Örneğin NASA tarafından geliştirilen bu yöntemde hava taşıtlarının hassas parçaları ve füze kabuğu bu yöntem ile kaynaklanmıştır (Wang ve diğerleri, 2009).

1.3.4. Hibrit Plazma Ark Kaynağı (HPAK)

Uluslararası Kaynak Enstitüsü (International Institute of Welding–IIW) “hibrit kaynağı” iki veya daha fazla ayrı kaynak yönteminin tek bir kaynak yönteminde birleştirilmesi şeklinde tanımlamaktadır. HPAK veya diğer bir adıyla SuperMIG yöntemi plazma kaynağı ve gaz metal ark kaynağının konveksiyonel olarak birleştirilmesi sonucunda elde edilen bir modern kaynak yöntemidir (Tolungüç ve diğerleri, 2011). HPAK plazma arkının anahtar deliği tekniğindeki derin nüfuziyet ve MIG kaynağının yüksek dolgu özelliklerini bünyesinde barındırır (Guo ve diğerleri, 2018).

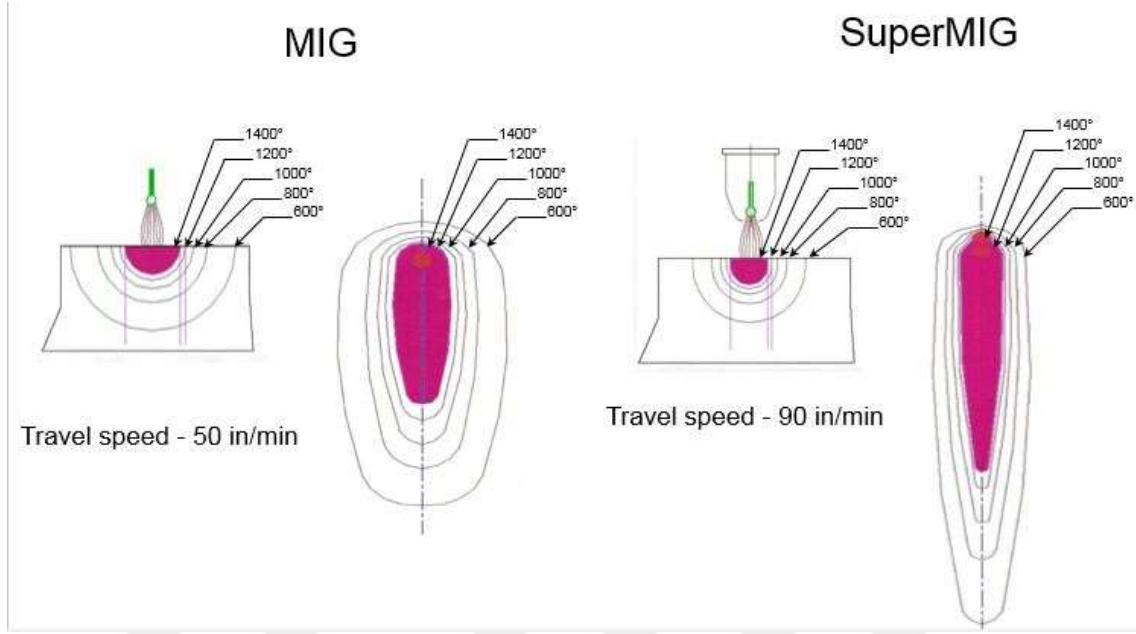
HPAK da tungsten elektrot, doğru akım elektrodu negatif, DCEN veya diğer bir deyişle düz polarite DCSP ile çalışır, buna karşılık dolgu tel elektrodu, doğru akım elektrodu pozitif, DCEP veya başka bir deyişle ters polarite DCRP'de çalışır. Farklı polaritelere sahip olan iki oluşum, birbirlerine karşı manyetik bir kuvvet uygular, bu da özellikle arkı oluşturan yapıya doğru ikincil ark yönünde bir sapmaya neden olur. Bu eğilimi nötralize etmek ve birincil arkı kaynak havuzunun ön tarafına doğru tutmak için iki ark arasında bir manyetik alan eklenir (Bai ve diğerleri, 2010; Tolungüç ve diğerleri, 2011). Aşağıdaki Resim 1.7'de HPAK yönteminin çalışma prensibi görülmektedir.



Resim 1.5. HPAK yönteminin çalışma prensibi (Yurtışık, 2013).

Yüksek enerji yoğunluğu ve güçlü bir ark kuvvetiyle, plazma arkı kaynak yöntemleri içinde en verimli kaynak teknolojilerinden biridir. Çok yüksek sıcaklığa sahip plazma arkı, anında erimiş havuza neden olur ve kısa sürede erimiş bir havuz oluşturur. Daha sonra sıvı metal buharlaşır ve anahtar deliği ortaya çıkar, kaynak işlemi büyük ölçüde hızlandırır. Son olarak, ark havuzu ortamdaki hava tarafından soğutulur ve kaynak kordonları oluşturulur (Caia ve diğerleri, 2018).

Plazma arkının derin nüfuziyet ve yüksek enerji yoğunluğu ile MIG kaynağının geniş işlem parametreleri ve iyi doldurma kabiliyetinin avantajlarını birleştiren HPAK yöntemi sayesinde kaynak verimliliği artırılırken kaynak kusurları azaltılabilir. Çünkü bu yöntemde daha az dolgu malzemesi, daha az distorsiyon, daha az artık gerilme ve daha düşük enerji sarfiyatı söz konusudur (Hertel ve diğerleri, 2014; Yang ve diğerleri, 2016; Detao ve diğerleri, 2017; Guo ve diğerleri, 2018).



Resim 1.6. GMAW ve HPAK kaynak yöntemlerinde kaynak nufuziyeti ve ITAB bölgesinin gösterimi

Hibrit plazma ark kaynak yönteminde plazmanın dar alanda ısıl etkileşim sonucunda geleneksel kaynak yöntemlerine kıyasla, ITAB bölgesinin dar olması, düşük kalıntı gerilmeler ve çarpılmaların alanını da sınırlar. İlave telin dolgu etkisi, daha derin nüfuziyet ve dar alanda kaynak yapılma ve kaynak esnasında çarpılma gerilmeleri oluşmaması hibrit plazma ark kaynak yönteminin sağlayacağı avantajlardır (Gao ve diğerleri, 2008; Tolungüç ve diğerleri, 2011; Atabaki ve diğerleri, 2014). Tek pasoda kalın parçaları kaynak edilmesi, çok pasolu kaynakta görülen katılma ve düşük sıcaklık faz dönüşümleri ile oluşan ısıl değişmelerin malzeme mekanik davranışlarına olumsuz etkisini azaltılmaktadır. HPAK sürecindeki kaynak penetrasyon etkisi ve daha dar füzyon bölgesi sağlar bu durum daha yüksek kalınlıklarda da bir avantajdır (Zhang ve Zhang, 1998; Zhang ve diğerleri, 2000).

Yukarıda anılan avantajlarına ilaveten HPAK yönteminin diğer avantajları (Yurtışık, 2013):

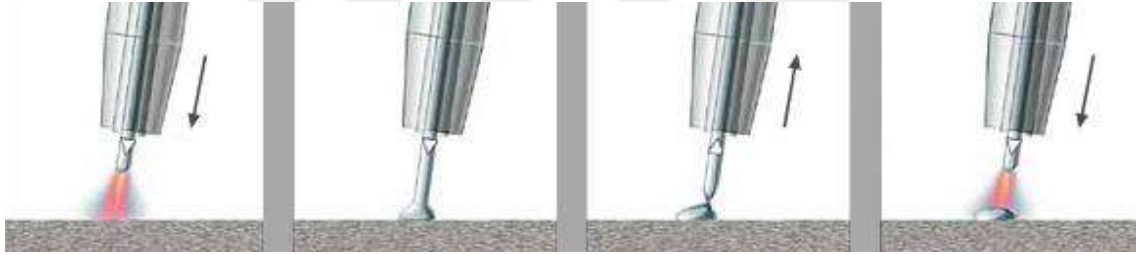
- 1- Gazaltı ve tozaltı ark kaynağı yöntemlerine göre birim kalınlıklarda daha yüksek kaynak hızı eldesi,
- 2- Tozaltı ark kaynak yöntemine göre pozisyon sınırlamasının olmaması,
- 3-Geleneksel ark kaynağı tekniklerine göre daha derin nüfuziyet sağlaması,
- 4-Daha dar kaynak ağzı ile çalışabilmesi nedeniyle dolgu (tel) sarfiyatının daha az olması,
- 5-Geleneksel ark kaynağı tekniklerine göre daha düzgün kaynak dikiş formu sağlaması,
- 6-Lazer ve elektron ışın kaynak tekniklerine kıyasla daha geniş kaynak ağzı hazırlığı ve ön-imalat toleransları ile çalışabilme olanağı ve bu yöntemlere göre daha düşük kurulum maliyetleri ile kurulabilmesi ve işletiminin (uygulamalara adaptasyonu) daha kolay olması şeklinde sıralanabilir (Yurtışık, 2013).

1.3.5. Soğuk Metal Transfer Kaynağı (CMT)

Soğuk Metal Transfer Kaynağı (CMT, Cold Metal Transfer Arc Welding), Fronius tarafından son yıllarda geliştirilmiş bir kaynak yöntemidir (Himmelbauer, 2004; Schierl,

2005). CMT yönteminde MIG/MAG kaynak yöntemine göre daha düşük ısı girdisi ile malzemelerin birleştirilmesini sağlayan gaz altı kaynak yöntemidir. Bu yöntem özellikle düşük ergime derecelerinden dolayı diğer kaynak uygulamalarında kaynak edilmesi güç olan demir dışı metallerin kaynağında veya Al-Çelik, Al-Mg gibi farklı malzeme çiftlerinin kaynağında da kullanılmaktadır (Durmuş ve diğerleri, 2017; Li ve diğerleri, 2017; Madhavan ve diğerleri, 2017).

CMT kaynağının kaynak işlemi sırasındaki tel hareketi ile diğer gazaltı kaynak yöntemlerinden ayrılır. Bu yöntemdeki tel hareketi diğer yöntemlerdeki sürekli beslemenin aksine telin çekilerek beslenmesidir. Tel besleme işlemi TIG, oksit asetilen vb. el kaynaklarındaki elle besleme gibi değildir aksine tamamen dijital kontrollüdür (Rajeev ve diğerleri 2014; Durmuş ve diğerleri, 2017). CMT yönteminin çalışma prensibi kısa devre modu şeklindedir. Kısa devre oluşuma müteakip, dijital proses kontrolü hem güç beslemesini keser hem de ilave teli geri çeker (Feng ve diğerleri, 2009; Yang ve diğerleri, 2013; Durmuş ve diğerleri, 2017). Tel geri çekme hareketiyle kısa devre sırasında ergiyik haldeki damlacık telden metal yüzeyine doğru geçer ve böylece elektromanyetik gücün yardımı olmaksızın kaynak banyosuna metal transferi gerçekleşmiş olur (Resim 7) (Feng ve diğerleri, 2009; Durmuş ve diğerleri, 2017).



Resim 1.7. CMT yönteminde kaynak damlacığının oluşum aşamaları
(Fronius Int. GmbH, 2011).

CMT kaynağındaki ısı girdisi diğer gazaltı yöntemlere nazaran %30 oranında düşük olduğundan çarpılma ve distorsiyon problemleri gibi olumsuzluklar giderilmiştir. Ayrıca bazı metallerin kaynağında yüksek sıcaklıklardan kaynaklı çukurlaşma, sıçranta ve yetersiz kaynak bağlantısı durumları da düşük ısı girdisi sayesinde ortadan kalkmaktadır (Ünal ve Taban 2017). MIG/MAG kaynak yöntemi ile karşılaştırıldığında yöntem soğuk bir birleştirme yöntemi olarak bilinir (Ünal, 2016).



Resim 1.8. CMT kaynak ünitesi (Fronius Int. GmbH, 2011Twin CMT) .

CMT yöntemi geleneksel MIG/MAG kaynağına göre daha kararlı ark sağladığından eksiksiz bir proses regülasyonu sunar. Geleneksel MIG/MAG yöntemi ile CMT yöntemini birbirinden ayıran üç temel özellik vardır:

Bunlardan birincisi, dijital kontrollü entegre tel hareketidir. Bu yöntemde tel beslemesi doğrudan kaynak yönteminin içindedir. Dijital proses regülasyonu bir kısa devre sağlayarak teli saniyede 90 defaya kadar geri çeker ve damlacık transferine yardımcı olur. Geleneksel otomatik gazaltı yöntemlerde tel besleme sürekli olup hızı önceden belirlenen zamana göre değişmektedir. CMT yönteminde ise tel besleme hızı ve yönü kısa devrenin oluşumu ve açık hale gelmesi ile kontrol edilir. Tel hareketi için önceden ayarlanmış bir zaman çizelgesi bulunmamaktadır. Bu yöntemde tel hareketi ile kaynak havuzu arasında doğrudan bir etkileşim vardır. Bundan dolayı tel hareketi tam olarak kısa devrenin oluşumuna bağlı olduğu için telin ortalama osilasyon frekansı (70 Hertz civarında) önemlidir (Ünal, 2016).

CMT yönteminin ikinci ayırdedici özelliği ise, geleneksel gazaltı kaynak yöntemlerinde akım gücü ile sağlanan metal transferi olayının akımdan bağımsız gerçekleşmesidir. Metal transferinin oluşması telin geri çekilmesi ve kaynak banyosunun yüzey gerilim ile gerçekleşir. CMT yönteminde akımın kısa devreyi açık hale getirmekle herhangi bir ilgisi bulunmamaktadır. Bundan dolayı kısa devre akımı çok düşük tutulur ve bunun beraberinde metale daha düşük ısı girdisi sağlanır.

CMT yönteminin üçüncü ayırdedici özelliği ise, tel hareketi yukarıda bahsedildiği resimde metal transferini gerçekleştirmesidir. Ark boyları ayarı mekanik olarak gerçekleştiğinden ark, sürekli karalıdır. CMT uygulaması her pozisyonda uygulanabilir. Telin geri besleme sonucu kısa devre esansında damlacık transferi gerçekleşir. Oluşan kısa devre kontrollü ve düşük akımdadır. Metal transferi soğuk ve çapaksız olarak gerçekleşir (Potesser ve diğerleri 2006; Rosado ve diğerleri, 2008; Ünal, 2016)

1.4. Zırh Çeliklerinin Kaynak Kabiliyeti

Zırh çelikleri karmaşık yapıya sahip zırhlı araçların imalatında kullanılır. İmalat sırasında karmaşık geometrilerinin üretilmesinde kolaylık sağladığından kaynak yöntemleri en fazla kullanılan birleştirme teknikleridir. Öte yandan zırhlı araçlar genellikle zorlu arazi şartlarında ve/veya delici patlayıcı mühimmatların olduğu ortamlarda kullanıldıklarından manevra kabiliyetinin yüksek olması ve balistik tehditlere karşı iyi bir direnç göstermesi gerektiğinden uygulanacak kaynak yönteminin bu çeliklerin mekanik özelliklerini mümkün mertebe düşürmemesi gerekir (Kara, 2012).

MIL STD 1185 ve SD-X12140D zırh çeliklerinin kaynaklarındaki kalite standartları tanımlanmıştır. Bu standartlar incelendiğinde genel olarak zırh çeliklerinden beklenen hizmet süresinin uzun ömürlü olması için mekanik özelliklerin korunması ve kaynak mukavemetinin sağlanmasıdır (MIL STD 1185, 1979; SD-X12140D, 1987). Kaynak mukavemetinin sağlanması için ise kaynak işlemi sonucunda kaynak boşluğu, çatlak, cüruf kalıntıları, gözenek veya yanma olukları olmamalıdır (Robledo ve diğerleri 2010; Kara, 2012).

Zırh çeliklerinin kaynak kabiliyetinde etken olan parametreler:

- 1- Malzemenin kimyasal içeriği
- 2- Karbon eşdeğeri
- 3- Malzeme kalınlığı
- 4- Uygulana kaynak yöntemine bağlı olarak ısı girdisi
- 5- Uygulanan kaynak yöntemindeki gerekliliğe bağlı olarak ilave tel şeklinde sıralanabilir.

Zırh çelikleri düşük karbo içerikleri (<0,35) ile üretildiklerinde kendilerinden beklenen üstün mekanik özellikleri sağlaması için Cr, Mo, Ni, B, V gibi karbür oluşumuna imkan veren alaşım elementleri ile de alaşımlandırılırlar (Das ve Thomas 1970; Malakondaiah, 1997; Kolla ve diğerleri, 2011; Atapek, 2011; Yakut, 2015). Bu durum mekanik özelliklerini olumlu yönde etkiler iken karbon eş değerliğini artırdığından kaynaklı birleştirme sırasında tedbir alınmasını gerektirebilir.

Yukarıda anıldığı üzere kaynaklı birleştirmelerde düşük karbon içeriklerinden ziyade karbon eşdeğerliğinin bilinmesi daha bir önem arz etmektedir. Literatürde kaynaklı birleştirmeleri çalışılan zırh çeliklerinin karbon eş değeri incelendiğinde de %1 civarında olduğu görülmüştür (Zengin, 2010; Kara, 2012; Merzali, 2013; Örenler, 2018). Tez çalışmasında kullanılan Ramor 500 zırh çeliğinin karbon eşdeğerliği Milletlerarası Kaynak Enstitüsü Kaynak Kabiliyeti Komisyonu'nun (IIW, 1978), karbon eşdeğeri formülüne göre hesaplandığında karbon eş değerliğinin 1.07 olduğu görülmektedir.

$$C_{eş} = C + Mn/6 + Cr + Mo + V/5 + Ni + Cu/15$$

$$C_{eş} = 0,35 + 1,5/6 + 1,7/5 + 2/15 = 1,07$$

Ramor 500 zırh çeliğinin karbon eş değerliğinin oldukça yüksek çıkması (1,07) karbon oranı düşük olsa da alaşım elementlerinin etkisinden dolayı sertleşme ve çatlama eğiliminin yüksek olduğu göstermektedir. Bundan dolayı uygulanacak kaynak yöntem ve parametreleri bu hususlar gözönünde bulundurularak belirlenmelidir.

Kalın kesitli zırh çeliklerinin kaynak işlemi esnasında yüzeyden ısı kaybı gerçekleşebileceğinden dolayı kaynak kabiliyetinin sağlanması için zırh çeliklerine ön ısıtma uygulanması gerekebilir. Parça kalınlıklarına bağlı olarak ön tav sıcaklıklarının 75-200°C aralıklarında olması önerilmektedir (Kara, 2012).

Zırh çeliklerinin kaynağında dikkat edilecek hususların başında soğuk çatlamayı engellemek için hidrojenin kaynak bölgesinden uzaklaştırılmasıdır. Bu durum tel seçimini önemli bir hale getirmektedir. Zırh çeliklerinde genellikle ferritik yapıya veya östenitik paslanmaz çelik içerikli teller kullanılarak, östenik fazda yüksek hidrojen çözünürlüklerinden dolayı, hidrojenin neden olduğu çatlama riski ortadan kaldırılır (Magudeeswaran ve diğerleri 2018). Ancak bu tellerin yüksek maliyetleri gözönünde bulundurulmalıdır.

Zırh çeliklerinin Karbon eş değerliğinin yüksek olmasına bağlı olarak uygulanan bir diğer metot ise kaynak işlemi öncesi veya kaynak sonrası ısıl işlemlerdir. Uygulanan ön tav ısıl işlemi ile (150, 250 ve 400 °C) sıcaklık artışına bağlı olarak çatlak oluşumu ve süneklilik özelliklerine olumlu yönde katkı sağlanabilir. Ancak kaynaklı numunelerin çekme ve akma dayanımlarında düşüşe neden olur (Zengin, 2010). Kaynak işlemi sonrası uygulanan ısıl işlemler ile zırh çeliğinin kısmen dönüşüm geçirmiş ve temperlenmiş bölgelerinde fazların homojenizasyonu sağlanarak sertlik ve tokluk değerlerinde olumlu etkiler meydana getirilebilir. Ancak kaynak işlemi sonrası çekme dayanımı ve % uzama değerlerinde azalmaya neden olduğu belirtilmiştir (Merzali, 2013).

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

Zırhlı araç gereçler karmaşık resimli birçok kısımdan oluştuğundan zırh malzemelerinin kullanımını balistik direnç özellikleri kadar kullanıldıkları zırhlı araç gereçlere kolay bir resimde birleştirilmesine de bağlıdır. Zırh çelikleri kullanılarak yapılacak tasarımlarda, malzemenin en önemli noktası olan ve zırhın koruma alanını en kritik olarak etkileyen bölge kuşkusuz ki bunların birleşim noktasıdır (Reddy and Mohandas, 1996). Birleştirme tekniklerinin başında kaynak yöntemleri gelmektedir. Burada uygulanan birleştirme tekniğinin (kaynak) önemi ortaya çıkmaktadır. Çünkü uygulanan kaynaklı birleştirme yöntemine bağlı olarak kaynak işlemi ısı veya basıncın etkisi ile ITAB bölgesinde meydana gelen bazı metalürjik dönüşümler bağlantının mekanik özelliklerini dolayısıyla zırhlı malzemenin kullanım ömrünü doğrudan etkiler. Şöyle ki Armox 440 çeliğinin 650 °C’de 5 dakika gibi kısa bir sürede tutulması sonucu sertlik değerinin 47,6 HRC’den 28,6 HRC’ye (%40) buna bağlı olarak da çekme dayanımının 1476 MPa dan 451 MPa (%70) düştüğü rapor edilmiştir (Kulmann, 2011). Bundan dolayı zırh çeliklerinin mekanik özelliklerinin korunması için ikincil bir işlem durumunda (kaynak işlemi, kesme vb) sıcaklığın 200°C’yi aşmaması önerilmektedir (Barenyi 2012; Jena ve diğerleri, 2016).

Kaynak yöntemlerinin sayısı düşünüldüğünde 25’in üzerinde endüstride kullanılan kaynak yöntemi olup kaynak parametrelerine (uygulanan kaynak yöntemi, tel seçimi, çalışılan akım aralığı, koruyucu gaz vb.) bağlı olarak farklı özellikler elde edilebilir. Zırh çeliklerinin kaynağında bu kaynak yöntemlerinden bir kısmı kullanılmış, ancak zırh çeliklerinin mekanik özelliklerini azaltmaksızın uygulanan bir kaynak yöntemi henüz uygulanamamıştır. Farklı kaynak yöntemleri ile zırh çelikleri üzerine yapılan çalışmalar ve elde edilen sonuçları sağda sıralanmıştır.

Karagöz ve Atapek (2009) ML-A-12560 ve ML-A 46100 zırh özeliğine yakın bir kimyasal bileşime sahip bir çeliği Anadolu döküm tesislerinde üreterek haddeleme ve ısıl işlem ile ilgili süreçleri Erdemir ve FNNS savunma sistemlerinde yapmışlardır. Ürettikleri zırh çeliği bazik örtülü östenitik paslanmaz çelik elektrot ile birleştirmişlerdir. Kaynak bölgesinde östenitik yapının gereği olarak 200-250 HV sertlik değerleri ölçülmüş iken kaynak dikişine yakın bölgelerde 350-400 HV sertlikleri raporlamışlardır. Kaynak işlemi sonucunda malzeme özelliklerinin bir miktar düşebileceği belirtilmiştir.

Zengin (2010) Armour 500 zırh çeliğine elektrik kaynak yöntemi ile Panzercord-Mn elektrodu (zırh çelikleri için önerilen) kullanılarak dört farklı ön tav sıcaklığında kaynaklı birleştirme uygulanmış ve birleştirme bölgesinin mikro yapı ve mekanik özellikleri incelemiştir. Çalışma sonucunda kaynak bölgesi sertliğinin her dört deney parametresinde esas malzemenin yarı sertlik 250 HB değerinde olduğu ve zırh çeliği kaynaklı birleştirmesinin mekanik özelliklerinde ana malzemeye göre önemli bir düşüş gösterdiği ön tav sıcaklıklarının önemli bir etki meydana getirmediğini belirtmiştir.

Kara (2012) Ramor 500 zırh çeliğini MIG kaynak yöntemi ile 307Si kaynak teli koruyucu gaz olarak argon + % 5 CO₂, argon + % 10 CO₂ ve argon + % 15 CO₂ kullanarak Y, X ve y şeklindeki kaynak ağızları kullanarak birleştirmiştir. Çalışma sonucunda kaynaklı birleştirmelerde sıcak veya soğuk çatlak oluşumuna rastlanmadığı belirtilmiştir. Ancak, kaynak metalinin sertliği diğer çalışmalarda olduğu gibi esas malzemedenden daha düşük

çıkıştır. Bütün numunelerin iri taneli bölgelerini sertliği kaynak metal bölgesi sertliğinden yüksek çıkıştır. Bu durumu iri taneli bölgede karbür çökmesi ve martenzit oluşumu meydana gelirken kaynak metalinde elektrottan gelen ve karbür oluşturmayan Ni içeriğine bağlamışlardır. En iyi mekanik özelliklerin X kaynak ağzı ile iki pasolu kaynaklarda elde edildiği belirtilmiştir.

Kara ve Korkut (2012) ARMOX 500 T zırh çeliğini MIG kaynak yöntemi ile 307Si kaynak teli kullanarak kaynatmış kaynak işlemi akabinde uygulanan gerilim giderme ısıl işlemine bağlı olarak mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Kaynak işlemi sonrası kaynak metal bölgesi sertliğinin esas malzemedan ve ITAB bölgesinden düşük olduğu belirtilmiştir. Isıl işlem sonucunda özellikle kaynak metal ve ITAB'da düzensiz soğuma sonucu oluşan kusurların kısmen azaltılması sonucu darbe enerjilerinde artış tespit edildiği raporlanmıştır.

Balacrishnan ve diğerleri, (2013) zırh çeliklerinin çok pasolu kaynaklarında kullanılan östenik telden dolayı balistik performanslarının oldukça düşük olduğunu belirtmişlerdir. Bu durumu minimize etmek için örtülü elektrot ile X kaynak ağzı ile kaynatılan dolgulardan orta katmanı (orta 3. dolgu) plazma yöntemi ile sert dolgu WC biriktirerek balistik performanslarının iyileştirildiğini belirtmişlerdir. Elde ettikleri orta katmanda sert üst katmanlarda nispeten daha sünek katman ile numunelerin daha fazla enerji absorbe ederek ve mermilerin penetrasyonunu yavaşlattığını belirtmişleridir.

Atabaki ve diğerleri, (2014) yüksek mukavemetli çeliklerin balistik test standartlarına göre yumuşak ITAB bölgesinin kaynak merkezinden 15,9 mm 'den küçük olabilmesi için lazer hibrit ark kaynağı yöntemi ile farklı kaynak geometrilerin (alın, x ve Y) etkisini araştırmışlardır. Çalışma sonucunda kaynak ağzı geometrisinin ve lazer ışını ile gaz metal ark kaynağı içindeki tel ucu mesafesinin artırılması ile ısıdan etkilenen bölgenin ve yumuşayan bölgenin genişliğinin azaltılmasının mümkün olduğunu belirtmişlerdir. ITAB bölgesinin sertlik değerinin 390-550 HV kabul edilebilir bir aralıkta olduğu ve herhangi bir sıcak yada soğuk çatlak olmadığı ve işlem sonucunda ilave bir ısıl işleme gerek olmadığı belirtilmiştir.

Barenyi (2014) plazma, lazer ve su jeti ile kestiği Ramor 500 çeliği numunelerini MAG kaynağı ile Thermanit X ve DT-SG 600 F dolgu teller ile birleştirmişlerdir. Birleştirme sonucundan kaynak bölgesi sertliğinin esas malzeme sertliğinden oldukça düşük, iri taneli bölgenin ise sertlik değerinin çok yüksek olduğunu raporlamıştır. Numunelerin akma ve çekme dayanımlarının %40 ile %60 aralıklarına kadar düştüğü ve bu kaynak yönteminin uygun olmadığı sonucuna varmıştır.

Janicki (2014) disk lazer kaynağındaki işlem parametrelerinin ArmoX 500 T zırh çeliğinin kaynağındaki kaynak kalitesi ve mekanik özelliklerine etkisini araştırmıştır. Araştırma sonucunda 6,4 mm kadar tek pasoda prozitesiz ve çatlaksız kaynak bağlantılarının elde edildiğini belirtmiştir. Elde edilen kaynak bağlantılarında kaynak metal ve esas metal sertliklerinin aynı sertlik değerlerinde olduğu ancak ITAB bölgesinin sertlik değerinin ise esas metale göre %40 daha düşük olduğunu belirtmiştir. Çekme dayanımı ve darbe çentik değerlerinde esas malzemeye göre sırasıyla %15 ve %30-%50 azalma olduğunu tespit etmiştir. Çalışmada dikkat çeken husus ise ısı girdisi artışı ile çekme dayanımlarında düşük

miktarda azalma meydana gelirken, ısı girdisinin azalması durumunda ise darbe tokluğunun ise daha fazla düştüğünü belirtmişlerdir.

Merzali (2015) TEMSA'dan temin edildiği ve kaynak yönteminin ne olduğunun bilinmediği belirtilen MIL A 46100 kaynaklı zırh çeliğinin ısı işlem parametrelerinden nasıl etkilendikleri incelenmiştir. Isıl işlemsiz numunede kaynak metali sertliği 197 HV ısı işlem görmüş numunede ise 217 HV esas malzemenin sertliği ise (510 HV), çekme değerleri esas malzemeye göre azalmış olup, ısı işlemli numune ısı işlem uygulanmayan numune ile kıyaslandığında daha yüksek çekme dayanımına sahiptir. Isıl işlem uygulanmış numunede kopma noktası kaynak merkezi şeklinde meydana gelmiştir. Bundan dolayı ısı işlem uygulanan numunede mukavemet değerinin düşük çıktığı belirtilmiştir. Çalışmanın olumlu kısmı ısı işlem sonucunda numunenin sertliğinden taviz vermeksizin tokluk değerlerinin artması olarak belirtilmiştir.

Kurt (2015) farklı kaynak açısı ve geometrilerde hazırladığı MIL-A 46100 zırh çeliğini MIG kaynak yönteminde 307Si kaynak teli ile farklı açılar ve geometrilerde birleştirmişlerdir. Ardında numuneler üzerinde; mikro yapı analizi, sertlik testi ve çekme testi yapılarak ısı girdisinin mekanik özelliklere etkileri deneysel olarak incelenmiştir. Kaynak metalinin sertliği diğer çalışmalarda olduğu gibi esas malzemeden daha düşük çıkmıştır. Yapılan çekme testlerinde tüm numunelerin kaynak bölgesinden koptuğu görülmüştür. Bunun sebebi, kullanılan kaynak metalinin mukavemet değerlerinin esas metalden daha düşük olmasıdır.

El-Batahgy ve diğerleri, (2016) zırh çeliklerinin ergitme kaynakları ile mekanik özelliklerinde önemli ölçüde azalma meydana gelmesinden dolayı katı hal kaynak tekniklerinden olan sürtünme karıştırma kaynak yöntemi ile 2,2 mm kalınlığındaki zırh çeliğini birleştirmişlerdir. Optimum birleştirme parametresinin 600 rpm dönme hızı ve 600 mm/dak kaynak hızlarında elde etmişlerdir. Kaynak metali bölgesi sertliğinin esas metal sertliğine yakın olduğu ancak ITAB bölgesinde sertlikte bir azalma olduğu bunun da çekme dayanımlarının esas metalin %75 oranında olmasına neden olduğunu belirtmişlerdir. Ergitme kaynaklarında bu oran % 50 olduğundan FSW kaynak yönteminin iyi bir alternatif olduğunu belirtmişlerdir. Ancak kaynaklı numunelerin % uzama değerleri (%2) oldukça düşüktür. Buda zırh araçlarının manevra kabiliyetini düşürecektir.

Durkaya ve diğerleri, (2016), yüksek mukavemetli çeliklerin özel bir sınıfı olan zırh çeliklerinde kaynaklı birleşme sonrası karşılaşılan soğuk çatlak mekanizması oluşma nedenini araştırılmışlar. Soğuk çatlak mekanizmasının oluşma nedeni olan hidrojen içeriğini Raman spektroskopisi ölçümleri ile tespit etmişlerdir. Bu ölçümlerde kaynak bölgesinden analizler yapılarak karbon, oksijen, hidrojen, ve nitrojen bağ yapılarının oluşum dinamikleri analiz edilmiş. Bu bağlardaki hidrojenin malzemenin kaynak öncesi içeriğinde gaz veya çeşitli kimyasal bağ yapıları halinde bulunabileceği gibi kaynak işlemi esnasında ortam içerisindeki gazlardan yapıya girebileceğini belirtilmişlerdir. Raman spektroskopisi ile malzeme içindeki hidrojenin tespit edilmesi ve kimyasal davranışının saptanması mümkün olmak ile çeşitli deneyler ile de kimyasal kompozisyonun malzeme özellikleri üzerindeki etkisinin de araştırılabileceği söylenmiştir.

Cai ve diğeri, (2018) Plazma-MIG hibrit kaynağı ile Al5083 alaşımının mikroyapı ve korozyon özelliklerine etkisini inceledikleri çalışmalarında 130A ve 4,75 mm/s hız ile iyi bir görünüm ve hatasız bir birleştirme elde ettiklerini bağlamışlardır. Kaynak bölgesinin mikroyapısı tipik katılaşma mikroyapısını gösterir iken işlemsiz numunenin ise lifli bir yapı şeklinde olduğunu belirtmişlerdir. Mikroyapıda İnce dağılmış faz β (Mg₂Al₃) faz ve ikincil faz (Fe,Mn)Al₆'ün Isıdan etkilen bölge içerisinde değişik tane boyutları ve dağılıma sahip olduğu bununda mekanik özellikler ve korozyon direnci üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu belirtmişlerdir. Plazma-MIG hibrit kaynaklı numunelerin korozyon direncinin işlemsiz numuneden daha iyi olduğunu belirtmişlerdir.

Taşkaya ve diğeri, (2018) Ramor 500 zırh çeliğini tozaltı kaynak yöntemi ile SI-307 teli kullanarak birleştirmişlerdir. Kaynak işlemi sonrası kaynak metalinin en yüksek sertliği sahip iken kaynak metali çizgisinin bitişiğindeki bölgenin ise en düşük sertlik değerine sahip olduğu belirtmişlerdir. Sertlik ile ilgili önemli diğeri bir husus ise kaynak işlemi sonrası ana malzemenin sertlik değerinde de bir azalma olmasıdır. Bu durum Toz altı kaynağının yüksek ısı girdisi sebebiyle ITAB bölgesinin çok geniş olması ve sıcaklığın etkisiyle tane yapısında büyüme olumsuzluklarına atfedilebilir. Ayrıca zırh çeliklerinin penetrasyon testlerinde yumuşayan bölgenin kaynak metlinden sonrasının maksimum 15,9 mm olması gerekmektedir (Atabaki ve diğeri, 2014; MIL-STD-1185). Çekme dayanımları ile ilgili makalenin özetinde belirtilmesine rağmen makalede yer verilmemiştir. Kaynaklı birleştirmelerin radyografik görüntülerinde herhangi bir kaynak hatası gözlemlenmemiş ve makro ya da mikro çatlığa rastlanmamıştır.

Saxena ve diğeri, (2018) Ramor 500 çeliğini çok pasolu örtülü elektrot kaynağı ile östenitik paslanmaz çelik ve düşük hidrojenli ferritik bir elektrot kullanarak birleştirmişlerdir. Kaynak işlemi sonrası mekanik özellikleri çekme ve çentik darbe testleri ile birbirleriyle kıyaslamışlardır. Çekme dayanımı bakımından ferritik elektrodun 700 MPa östenitik tel kullanımında ise 515 MPa bir çekme dayanımı elde edildiği ve işlemsiz numuneye göre (1680 MPa) daha düşük olduğunu belirtmişlerdir. Çentik darbe testleri bakımından ise östenitik telin esas malzemenin %20 daha fazla ferritik telin ise %12 daha az tokluk sağladığını belirtmişlerdir. Östenitik elektrodun darbe dayanımı gereken yerlerde ferritik elektrodun ise çekme dayanımlarının önemli olduğu uygulamalarda kullanımını önermişlerdir.

Fei ve diğeri, (2018) zırh çeliklerinin çok pasolu ve elektrot kullanılan ergitmeli ark kaynaklarında var olan önemli ölçüde mekanik özelliklerde azalma probleminin üstesinden gelmek amacıyla 9mm kalınlığındaki zırh çeliği plakalarını ilave tel ve kaynak ağzı açmaksızın anahtar deliği TIG kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Çekme dayanımı bakımından esas metalin %65 değerine ulaşıldığı ve geleneksel ark kaynaklarındaki %50 değerinin daha üstünde olduğundan zırh çeliklerinin kaynakgın bir alternatif olabileceğini belirtmişlerdir. Ancak makale incelendiğinde yüzde uzama değerlerinin esas metale göre 1/3 oranında olduğu ve darbe çentik enerjisi ile ilgili herhangi bir değerlendirilmenin yapılmamış olması dikkat çekmektedir.

Zırh çeliklerinin kaynağında ergitmeli kaynaklardan örtülü elektrot kaynağı, MIG kaynağı, MAG kaynağı, tozaltı kaynağı, disk lazer kaynağı ve katı hal kaynak tekniklerinden sürtünme karıştırma kaynak yöntemi uygulanmış olup ancak zırh çeliklerinin mekanik

özelliklerini azaltmaksızın uygulanan bir kaynak yöntemi henüz uygulanamamıştır. Mekanik özellikler bakımından düşünüldüğünde en yüksek çekme dayanımı sürtünme karıştırma kaynağı ve lazer kaynağında elde edilmiştir. Bu iki yöntem göz önünde bulundurulduğunda sürtünme karıştırma kaynağında düşük ısı girdisi lazer kaynağında ise dar ITAB bölgesinin oluşması yeterli olmasa da mekanik özelliklerin diğer kaynak yöntemlerine göre daha iyi olmasına katkıda bulunduğu görülmektedir. Bundan dolayı zırh çelikleri üzerinde henüz uygulanmayan ancak diğer demir ve demir dışı alaşımlarda yukarıda belirtilen iki maddeyi karşılayan ve bir çok çalışmada iyi mekanik özellikler, korozyon dayanımı sunduğu belirtilen hibrit plazma ark kaynağı ve soğuk metal ark kaynağı uygulanmasına karar verilmiştir. 3. kaynak yöntemi olarak GMAK yönteminin seçilmesinin sebebi ise zırh çelikleri üzerinde en fazla uygulanan kaynak yöntemi olması ve literatürdeki dolgu metallere farklı bir dolgu teli kullanılmasıdır.



3. MATERYAL ve YÖNTEM

3.1. Materyal

Ramor zırh çeliği kaliteleri HBW sertlik değerlerine göre Ramor 400, Ramor 450, Ramor 500, Ramor 550 isimleri ile adlandırılan ve herhangi bir patlama ve/veya silahlı saldırı durumunda korunma amaçlı kullanılan zırh çeliklerindedir. Patlamaya dayalı basınç durumlarında Ramor 400 ve Ramor 450, yüksek hız darbeleri için ise Ramor 500 ve Ramor 550 kullanılır (Memiş, 2016; Taşkaya ve diğerleri; 2018).

Savunma ve güvenlik amaçlı kullanılan zırh malzemeleri sınıfından, ticari olarak bilinen Ramor 500 Zırh Çeliği adıyla bilinen çelik plakalar kaynak işlemlerinde kullanılmak üzere SSAB firması Türkiye distribütöründen temin edilmiştir. Bu sac levhalar 250x95x6 mm boyutlarında olacak resimde plazma ile kesilmiş plazma kesim sonrası ısıdan etkilenen bölgeler satılma tezgahında taşlanmıştır. İSDEMİR’de ARL (Applied research laboratories) spektral analiz cihazında (Resim 3.1) yaptırılan kimyasal kompozisyon değerleri Çizelge 1’de, tedarikçinin verdiği mekanik değerleri ise Çizelge 2’de verilmiştir.



Resim 3.1. ARL spektral analiz cihazı

Çizelge 3.1. Ramor 500 çeliğinin kimyasal kompozisyonu

Alaşım	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
Ramor 500	0,35	0,7	1,5	0,015	0,01	1,0	2,0	0,7	0,005

Çizelge 3.2. Ramor 500 çeliğinin mekanik özellikleri

Mekanik özellikler	Sertlik (HB)	Darbe dayanımı (Joule)	Akma dayanımı (N/mm ²)	Çekme dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)
Ramor 500	490-560	20 (-40°C)	1450	1550- 1700	7

3.2.Kaynak Yöntemleri ve Kaynak Parametreleri

Bu çalışmada, kaynak yöntemlerinin Ramor 500 çeliğinin mekanik özelliklerine etkisini incelemek amacı ile üç farklı ergitmeli kaynak yöntemi ile belirli parametrelerde kaynak işlemi uygulanmıştır. Uygulanan kaynak yöntemleri HPAK, GMAK ve CMT yöntemleridir.

Kaynak işlemi sırasında herhangi bir çarpılmaya meydan vermemek için hazır hale getirilen 250x95x6 mm ölçülerindeki parçalar sabitleyici kaynak aparatı ile sabitlenerek kaynak ünitelerine bağlanmıştır. Kaynak işlemleri sonrası kaynaklı malzemelerde herhangi bir çarpılma durumu gözlemlenmemiştir.



Resim 3.2. a) HPAK ve GMAK kaynağı plaka bağlama aparatı b) CMT kaynağı plaka bağlama aparatı

Optimum kaynak parametrelerinin eldesi için her bir numuneden uygun kaynak dikişi görünümünü elde edilene kadar öncü çalışmalar yapılmıştır (Resim 3.3).



Resim 3.3. a) HPAK kaynağı için optimum kaynak parametresi çalışmaları kaynak dikişi
b) arka yüz görünüm

Öncü çalışmalar sonucunda tez çalışmasında her bir kaynak yönteminde kullanılacak kaynak parametreleri kaynak yöntemlerine göre Çizelge 3.3, Çizelge3.4 ve Çizelge 3.5.sırası ile verilmiştir.

Çizelge 3.3. Hibrit plazma ark kaynağı parametre değerleri

Yöntemler	Plazma Arkı (A)	Kaynak Gerilimi (V)	Tel Sürme Hızı (m/dk)	Gaz Metal Arkı (A)	Kaynak Hızı (cm/dk)	Gaz Akış Debisi (lt/dk)	Gaz karışımı	Tel Elektrot Çapı (mm)	Nozul Meme Çapı (mm)
HPAK Parametre	160	29,5	10,5	270	120	15	% 5 CO ₂ + % 95 Ar	1,2	2,4

Çizelge 3.4. Gaz metal ark kaynağı parametre değerleri

Yöntem	Gaz Metal Arkı (A)	Kaynak Gerilimi (V)	Tel Sürme Hızı (m/dk)	-	Kaynak Hızı (cm/dk)	Gaz Akış Debisi (lt/dk)	Gaz karışımı	Tel Elektrot Çapı (mm)	Nozul Meme Çapı (mm)
GMAK	300	29	10	-	80	15	% 5 CO ₂ + % 95 Ar	1,2	3,2

Çizelge 3.5. Soğuk metal transfer kaynağı parametre değerleri

Yöntem	Gaz Metal Arkı (A)	Kaynak Gerilimi (V)	Tel Sürme Hızı (m/dk)	-	Kaynak Hızı (cm/dk)	Gaz Akış Debisi (lt/dk)	Gaz karışımı	Tel Elektrot Çapı (mm)	Nozul Meme Çapı (mm)
CMT	223	14,2	10	-	40	15	% 2,5 CO ₂ +%97,5 Ar	1,2	3,2

3.3. Tel (elektrot) seçimi

Kaynak işlemi esnasında kaynağın mekanik özelliklerine üzerinde önemli bir etkiye sahip olan tel seçimi literatür çalışmalarında zırh çeliklerinin kaynağında H bağlayıcılığında dolayı soğuk çatlama problemini giderdiği belirtilen östenitik tip tellerden seçilmiştir (Saxena ve diğerleri, 2018; Magudeeswaran ve diğerleri, 2018). Kullanılan ilave tel Esab Ok Autrod 16.95, Östenitik (18 % Cr - 8 % Ni - 7 % Mn) ticari ismi ile anılmaktadır. İlave telin kimyasal bileşimi Çizelge 3.6'da kimyasal kompozisyonu ise Çizelge 3.7'de verilmiştir. İlave tel endüstriyel uygulamalarda östenitik, manganez, işlenebilen çeliklerin yanı sıra zırh ve ısıya dirençli çeliklerin birleştirilmesi gibi çok çeşitli uygulamalarda da kullanılır.

Çizelge 3.6. Esab Ok Autrod 16.95 telin kimyasal analizi

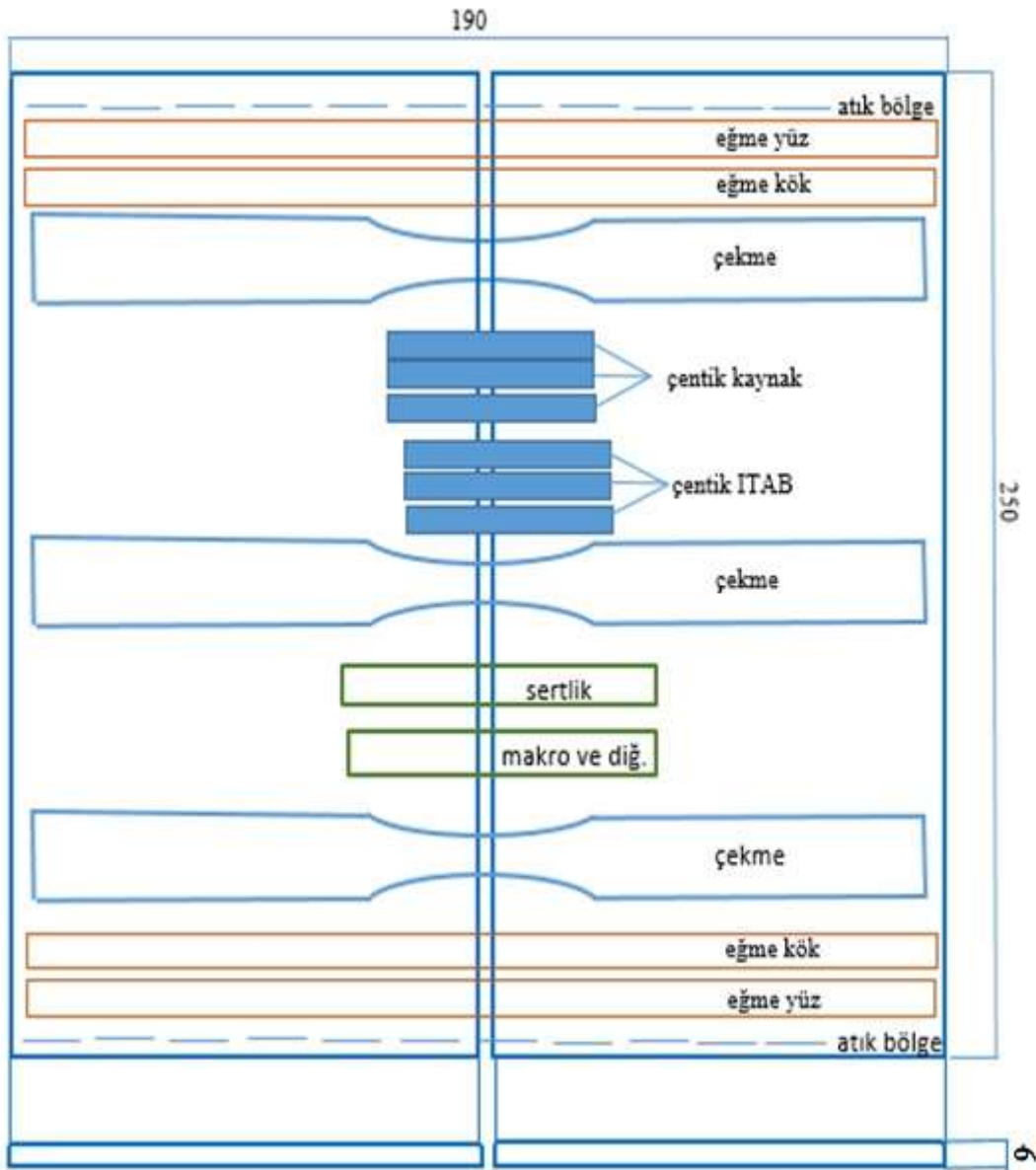
Alaşım elementleri	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
Standart analiz (max %)	0,08	0,9	7,0	-	-	18,7	8,1	0,20	0,10

Çizelge 3.7. Esab Ok Autrod 16.95 telin mekanik özellikleri

Sertlik (HB)	Darbe (Joule)	dayanımı	Akma (Mpa)	dayanımı	Çekme (Mpa)	dayanımı	Uzama (%)
-	130 (+20 °C)	56 (-60 °C)	450		640		41

3.4. Deney numunelerinin hazırlanışı

3 farklı kaynak yöntemi ile birleştirilen RAMOR 500 çeliğinin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacı ile deney numuneleri belirlenen standartlara göre Resim 3.4'de kaynaklı numuneler üzerinden ilgili standartlara göre CNC freze ile çıkarılmıştır.



Resim 3.4. Kaynak sonrası metalürjik ve mekanik deney numunelerinin hazırlanışı

Tahribatsız muayene yöntemi olarak EN ISO 17636-1:2013 film çekme tekniği standartına göre radyografik test, mikroyapı analizi, SEM-EDS analizi uygulamıştır. Tahribatlı muayene yöntem olarak ise sertlik testleri, çekme testi, üç nokta eğme testi ve darbe çentik testleri uygulanmıştır. Uygulanan test standartları; Sertlik testi, TS EN ISO 9015-1, çekme testi, kaynaklı numuneler için TS EN ISO 6892-1, kaynaklı numuneler ise TS EN ISO 4136 standartında göre yapılmıştır. Üç nokta eğme testi, TS EN ISO 5173 standartında uygun olarak yapılmıştır. Darbe çentik testi, TS EN ISO 148-1 standartında göre yapılmıştır.

3.4.1. Radyografik Muayene

Mekanik testler öncesinde kaynak bağlantılarında herhangi bir çatlak, gözenek, gaz boşluğu vb. kaynak hatalarının olup olmadığını kontrol etmek amacı ile 250x95x6 mm ebatlarındaki tüm kaynak numuneleri görsel ve radyografik muayene testlerine tabi tutulmuştur. Radyografik muayene X-ışınlarında; Işın kaynağı Ir-992, aktivite 35 Ci, poz süresi 1 dakika, Penetrametre 10 FEEN, Film ışın kaynağı mesafesi 114-400 mm, odak boyutu 3x2,5 mm olarak uygulanmıştır. Kaynak uygunluğu alan numuneler daha sonra önceden belirlenen standartlara göre hazırlanmış, metalografik ve mekanik işlemlere tabi tutulmuştur.

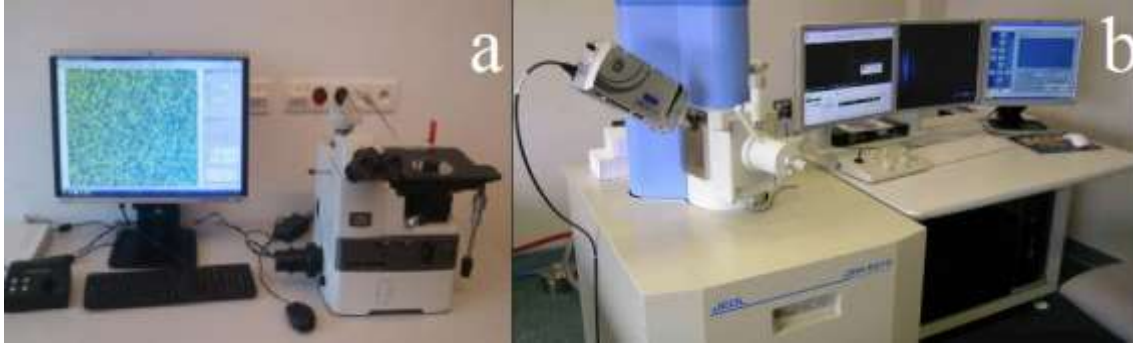
3.4.2. Metalografik İncelemeler

Sıcak bakalite alma işlemi Struers citopress-30 marka cihazda gerçekleştirilmiştir (Resim 3.5a). Zımparalama işlemi 180-320-400-600-800-1000-1200-1500 mesh'lik SiC karbür zımpara kağıtları ile partlatma işlemi ise sırasıyla 6, 3, 1 µm'lik elmas pasta ile Struers Tegrami-25 marka zımpara cihazında partlatılmıştır (Resim 3.5b). Dağlama işlemleri zırh çeliği kısmı %3 Nital kaynak metali kısmı ise Viella (1gr Pikrik asit + 5 ml HCl + 100 ml etanol karışımı) dağlayıcısı ile 6 sn. -7 sn. aralığında dağlanmıştır.



Resim 3.5. a) Struers Citopress-30 sıcak bakalite alma cihazı b) Struers Tegrami-25 zımpara makinesi

Dağlanan numunelerin metalografik görünümleri Nikon MA-200 (Resim 3.6a) ve JEOL JSM-6510 taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. Enerji dağılım spektrometresi (EDS) analizlerinde de JEOL JSM-6510 cihazı kullanılmıştır (Resim 3.6b).



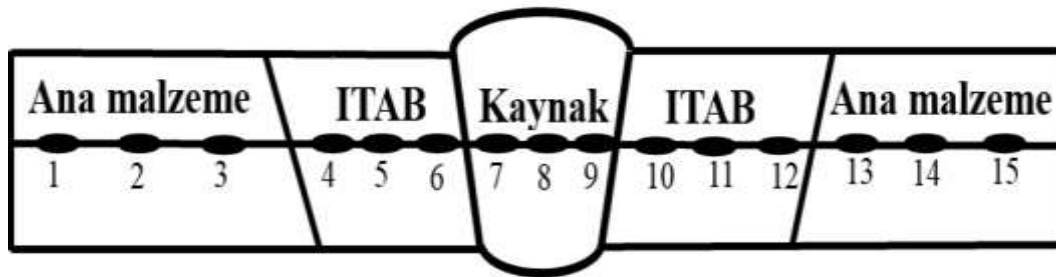
Resim 3.6. a) Nikon MA 200 Optik mikroskop b) JEOL JSM-6510 SEM cihazı

3.5. Uygulana Mekanik Deneyler

Zırh çeliklerinin kullanım alanları gözönünde bulundurularak kaynaklı parçaların mekanik deneyleri uluslararası akredite belgesine sahip Özbal Malzeme Laboratuvarında (Mersin) gerçekleştirilmiştir.

3.5.1 Sertlik Ölçme Deneyi

Sertlik deneyleri TS EN ISO 9015-1 deney standartlarına göre yapılmıştır. 15 farklı noktadan yapılan mikro sertlik taraması ana malzeme, ITAB bölgesi ve kaynak bölgesini kapsayacak resimde gerçekleştirilmiştir (Resim 3.7).



Resim 3.7. Kaynaklı numunelerin kesit kısmından gerçekleştirilen sertlik ölçümlerini Gösterimi

Bakalite uygun resimde alınan numuneler Zwick Rockwell marka universal HV₁₀, HRC ve HBW skalalarında ölçüm yapan mikro sertlik ölçüm cihazıyla yapılmıştır (Resim 3.8). Ölçüm sırasında laboratuvar ortam koşulları: sıcaklık 23 °C, nem ise 39 g/m³'dir.



Resim 3.8. Zwick Rockwell sertlik ölçme cihazı

3.5.2 Çekme testleri

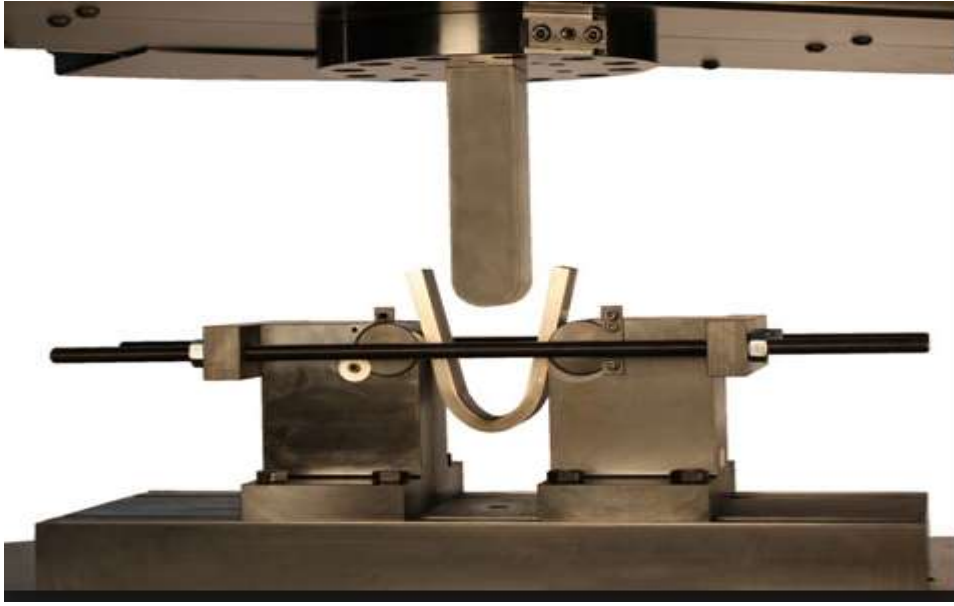
İşlemsiz Ramor 500 zırh çeliği çekme numuneleri TS EN ISO 6892-1, kaynaklı numunelerin çekme numuneleri ise TS EN ISO 4136 standardına göre CNC tezgahında freze çakısı ile çıkarılmıştır. Ardından her bir parametre için 3 deney numunesi olacak resimde 1000 KN kapasiteli ALŞA marka çekme testi (Resim 3.9) cihazında 5 mm/dak hızda ve laboratuvar koşulları sıcaklık 24 °C , nem ise 40 g/m³ ortamda çekme deneyine tabi tutulmuştur.



Resim 3.9. Alşa çekme cihazı

3.5.3. Üç Nokta Eğme Deneyi

Farklı kaynak yöntemlerinin üç nokta eğme dayanımlarına etkisinin belirlenmesi amacıyla kaynaklı ve kaynaklı Ramor 500 zırh çeliğinden TS EN ISO 5173 standardına göre hazırlanan numuneler 20 ton kapasiteli Hualong marka eğme testi cihazında 5mm/dak hızda eğme işlemine tabi tutulmuşlardır (Resim 3.10). Test sırasında laboratuvar koşulları: sıcaklık 24 °C , nem ise 40 g/m³'dir. Mandrel çapı 18 mm, mesnetler arası mesafe 29 mm olacak şekilde hazırlanan üç nokta eğme deneyi düzeneğinde eğme işlemi 180°'ye kadar sürdürülmüştür. Resim 3.12.'de üç nokta eğme deneyi düzeneği ve cihazı gösterilmiştir.



Resim 3.10. Eğme deney düzeneği ve Hualong eğme test cihazı

3.5.4. Darbe Çentik Deneyi

Darbe çentik deney numuneleri kaynak bölgesi ve ITAB bölgeleri merkeze gelecek şekilde TS EN ISO 148-1 göre hazırlanmıştır. RAMOR 500 malzemesinin çalışabileceği zorlu ortam koşulları göz önünde bulundurularak darbe çentik deneyleri +20 ve – 50 °C sıcaklık aralıklarında Schütz Licht marka 300 joule kapasiteli cihazda gerçekleştirilmiştir (Resim 3.11). Test sırasındaki laboratuvar ortam koşulları sıcaklık 24 °C, nem ise 40 g/m³'dir.



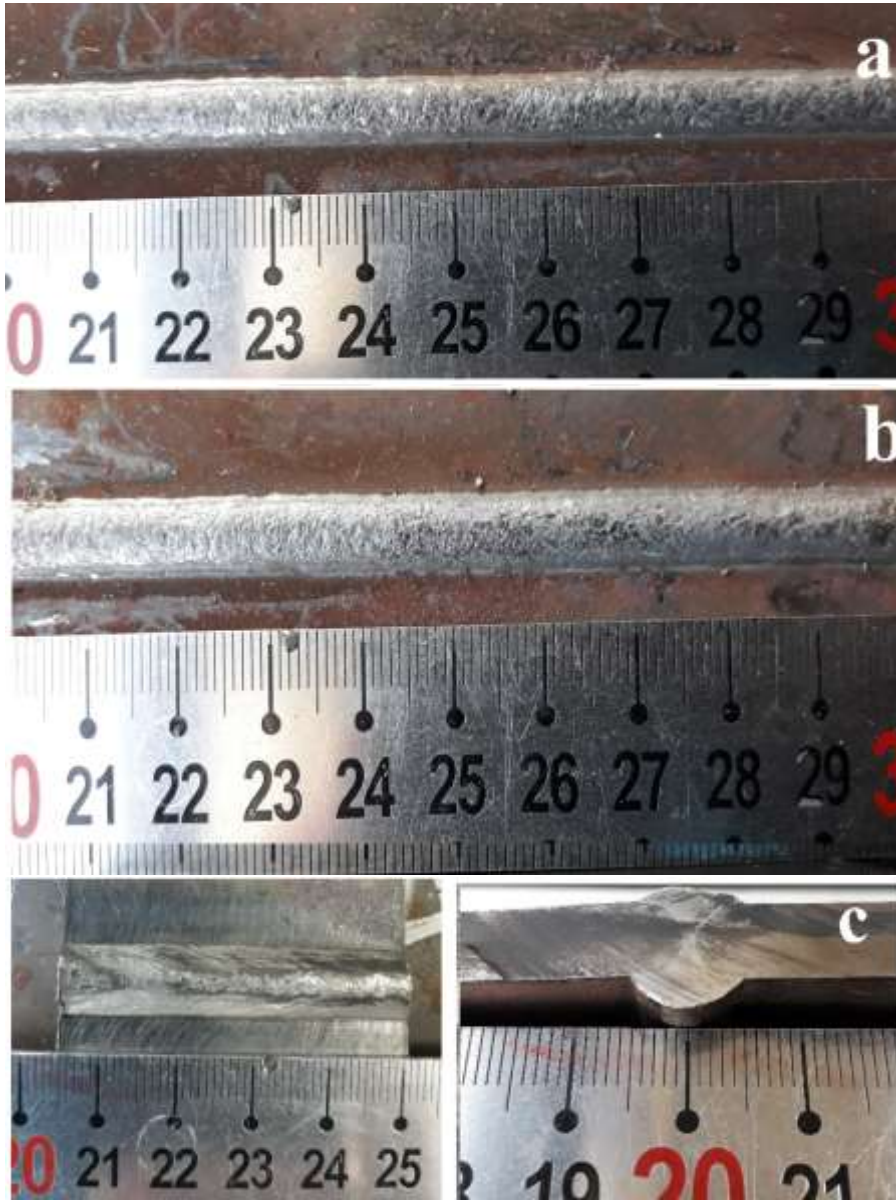
Resim 3.11. Schütz Licht darbe cihazı

4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

4.1. Tahtibatsız Muayene

4.1.1 Göz ile muayene

HPAK, GMAK ve CMT ergitmeli kaynak yöntemleri (üç farklı ergitme kaynağı) kullanılarak birleştirilen RAMOR 500 zırh çeliği numunelerinin göz ile muayene tabi tutulan numuneler Resim 4.1’de verilmiştir.



Resim 4.1. a) HPAK b) GMAW c) CMT kaynaklı numunelerin kaynak dikişi görünümü

EN ISO 17637 3 farklı ergitme kaynağı ile birleştirilen numuneler EN ISO 17637 standardına göre büyüteç kullanarak gözle muayeneleri sonucunda kaynak dikişinde

süreksizlik, yapısal bozukluk, yanma olukları, çatlak vb. olumsuzluklar içermeyen birleştirmelerin elde edildiği sonucuna varılmıştır.

4.1.2 X-ışını Radyografik Muayene

Göz ile muayenede herhangi bir hata tespit edilmeyen ve uygun kaynak dikişine sahip olan numuneler EN ISO 17636-1:2013 standardı baz alınarak Radyografik muayene testine tabi tutulmuştur. Radyografik muayenede ışın kaynağı Ir-992, aktivite 35 Ci, poz süresi 1 dakika, Penetrametre 10 FEEN, Film ışın kaynağı mesafesi 114-400 mm, odak boyutu 3x2,5 mm olarak uygulanmıştır. Radyografik muayene testlerine tabi tutulmuş kaynaklı numunelerin muayene sonucu elde edilen filmler Resim 4.2’de sunulmuştur.



Resim 4.2. a)HPAK b)GMAK c)CMT farklı ergitme kaynaklı numunelerin X-ışını radyografik muayene test sonuçları

Akredite laboratuvarında yapılan radyografik muayene sonucu her üç kaynak yönteminde elde edilen bağlantılarda çatlak, gözenek, gaz boşluğu vb. kaynak hataları gözlemlenmemiş olup tüm kaynaklı numuneler Radyografi testinden geçerlilik almıştır. Bu olumsuzlukların gözlemlenmemiş olması ve kaynak numunelerinin radyografi testinden geçerlilik almış olması kaynak parametrelerinin belirlenmesi için kaynak işlemi öncesi yapılan öncü kaynak çalışmaları sonucunda uygun kaynak parametrelerinin elde edilmiş olduğu göstermektedir.

4.2. Metalografik İncelemeler

Üç farklı ergitmeli ark kaynak yöntemi ile birleştirilen numuneler üzerinden alınan optik ve SEM görüntüleri Resim 4.3'te gösterildiği resimde 6 bölgeye ayrılmış metalografik incelemeler sırasında bu bölgelerdeki mikroyapısal farklılıklar baz alınarak optik ve SEM resimleri alınmış ve gerekli görülen yerlerden EDS analizleri yapılmıştır.

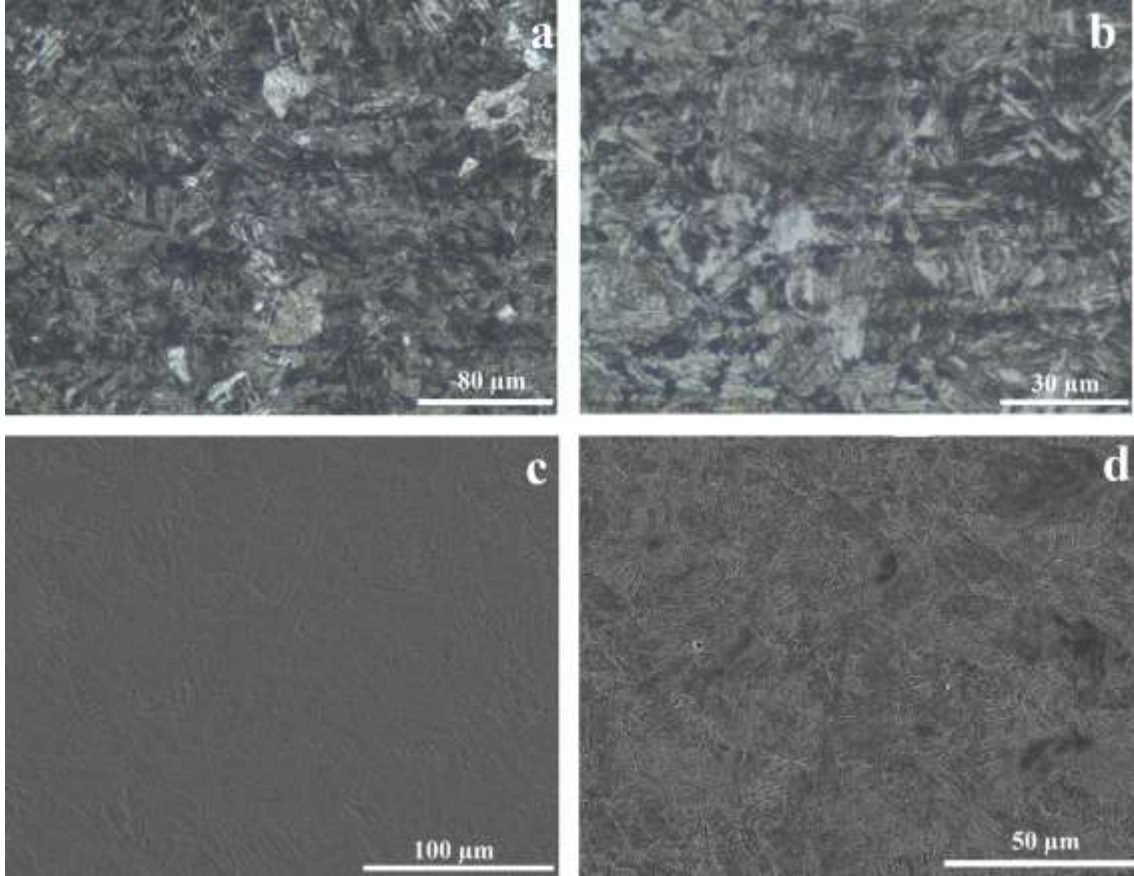


1- Kaynak metal 2- Erime çizgisi 3- İri taneli bölge
4- İnce taneli bölge 5- Kısmi dönüşmüş yapı 6- Esas metal

Resim 4.3. Kaynaklı numuneler üzerinden alınan görüntülerin gösterimi

4.2.1. Ramor 500 Zırh Çeliğinin Mikroyapı Görünümü

Resim 4.4'te ticari şekli ile temin edilen Ramor 500 zırh çeliğinin farklı büyütme ölçeklerindeki optik ve SEM mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Resim 4.4'te görüldüğü üzere Ramor 500 zırh çeliğinin mikro yapısı ağırlıklı olarak latta tipi martenzit ve az da olsa beynitten fazlarından oluşmaktadır (Karagöz ve Atapek 2010). Martenzit fazı yüksek mukavemet ve kırılganlık özellikleri ile karakterize edilir. Bu özellikleri tetragonal merkez kübik yapılarının kayma düzlemlerine bağının olmaması dolayısıyla dislokasyonun kolay hareket etmemesine borçludurlar (Askeland 2010; Pepe ve diğerleri, 2016). Beynit ise sertliği (40-60 HRC) martenzit ile perlit yapılar arasında olup ferrit ve karbür (çoğu zaman sementit) temperleme işlemi sonucu oluşan iki fazlı bir yapıdır (Bhadeshia, 1997).

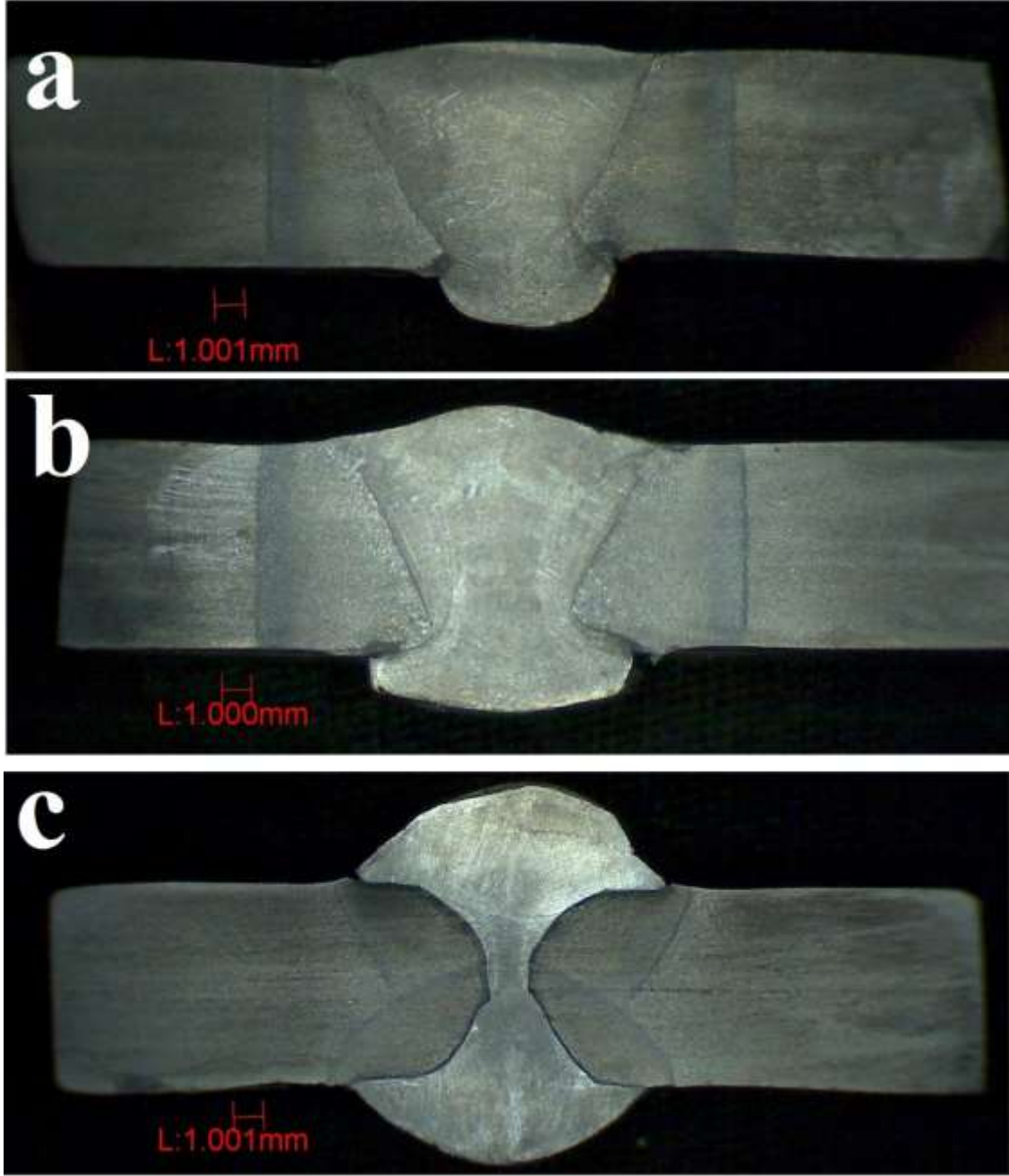


Resim 4.4. Ticari Ramor 500 zırh çeliğinin farklı büyütme oranlarındaki optik ve SEM görünümü.

Resim 4.4'te görüldüğü üzere Ramor 500 zırh çeliğinin mikro yapısı ağırlıklı olarak latta tipi martenzit ve az da olsa beynitten fazlarından oluşmaktadır (Karagöz ve Atapek 2010). Martenzit fazı yüksek mukavemet ve kırılma özellikleri ile karakterize edilir. Bu özellikleri tetragonal merkez kübik yapılarının kayma düzlemlerine bağının olmaması dolayısıyla dislokasyonun kolay hareket etmemesine borçludurlar (Askeland 2010; Pepe ve diğerleri, 2016). Beynit ise sertliği (40-60 HRC) martenzit ile perlit yapılar arasında olup ferrit ve karbür (çoğu zaman sementit) temperleme işlemi sonucu oluşan iki fazlı bir yapıdır (Bhadeshia, 1997).

4.2.2. Kaynaklı Numunelerin Makroyapı Görünümü

Üç farklı ergitme kaynak yöntemi ile birleştirilen ve ardından %3,5 Nital ile dağlanan numunelerin 10X büyütme sonrası elde edilen makroyapı resimleri Resimde 4.5 'te görülmektedir.



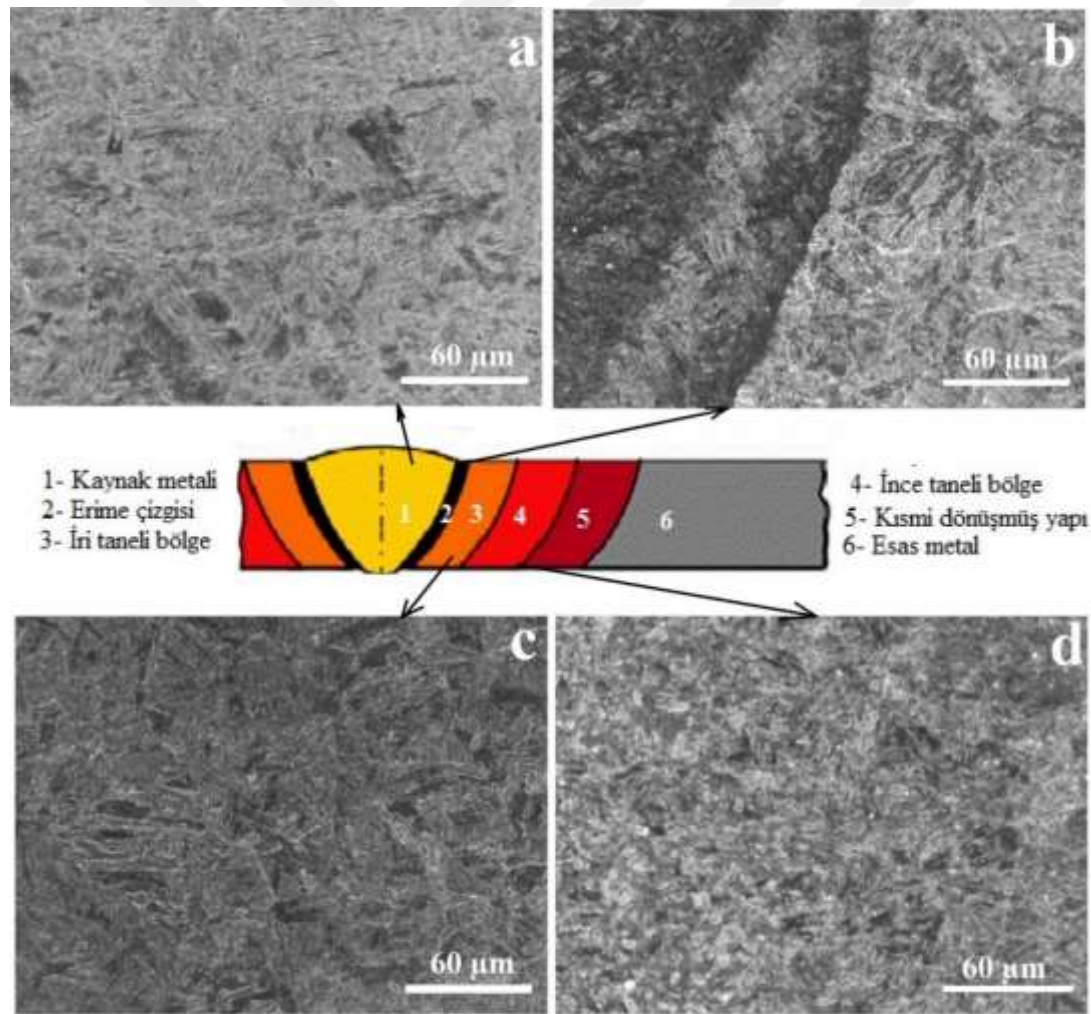
Resim 4.5. a)HPAK b)GMAK c) CMT kaynakları ile birleştirilen numunelerin makroyapı görünümü

Resim 4.5'te görüldüğü üzere 3 farklı ergitme kaynağı ile elde edilen bağlantıların kaynak metali merkezi ile ITAB bölgesi arasındaki mesafe 15,9 mm'den küçük olup MIL-STD-1185 balistik standartlarına uygundur. Ancak, kaynak yöntemlerine bağlı olarak farklı makroyapı görünümleri ortaya çıkmıştır. HPAK yönteminde ısıdan etkilenen bölgenin GMAK yöntemine göre daha dar olduğu görülmektedir. CMT yönteminde ise X kaynak ağzına bağlı olarak çift yönlü bir kaynak dikişi olduğu görülmüştür. En geniş kaynak dikişi GMAK yöntemi ile elde edilmiştir (Resim. 4.5b). GMAK kaynak yönteminde 300 Amper akım ile kaynak işleminin gerçekleştirilmiş olmasının sonucudur (Çizelge 3.4). CMT yöntemi ile ise ısıdan etkilenen bölgenin daha dar olduğu görülmüştür. Ancak, diğer yöntemlere göre ana malzeme ve kaynak metalinin birbiri içerisine daha az karıştığı kaynak dikişi ile iri taneli

bölge arasında belirgin bir çizgi görülmüştür. Bu durum tamamen kullanılan kaynak yöntemlerinin ısı girdileri ile doğrudan ilişkilidir. Isı girdisi yüksek olan kaynak yöntemlerinde daha yayvan ve ısı girdisi düşük olan CMT yönteminde daha toplu bir kaynak makro görünümü elde edilmiştir. Bu durum şu resimde açıklanabilir: Kaynak işlemi esnasındaki ısı ve ergiyen metalin akışı sıcaklık değişimlerine bağlı olarak değişiklikler göstermekte ve kaynak banyosundaki ergiyen metalin akışı ve katılma sırasındaki ısı transferi ergimiş bölgenin nihai şeklini ve kaynak nüfuziyetini oluşturmaktadır (Liu ve diğerleri, 2017).

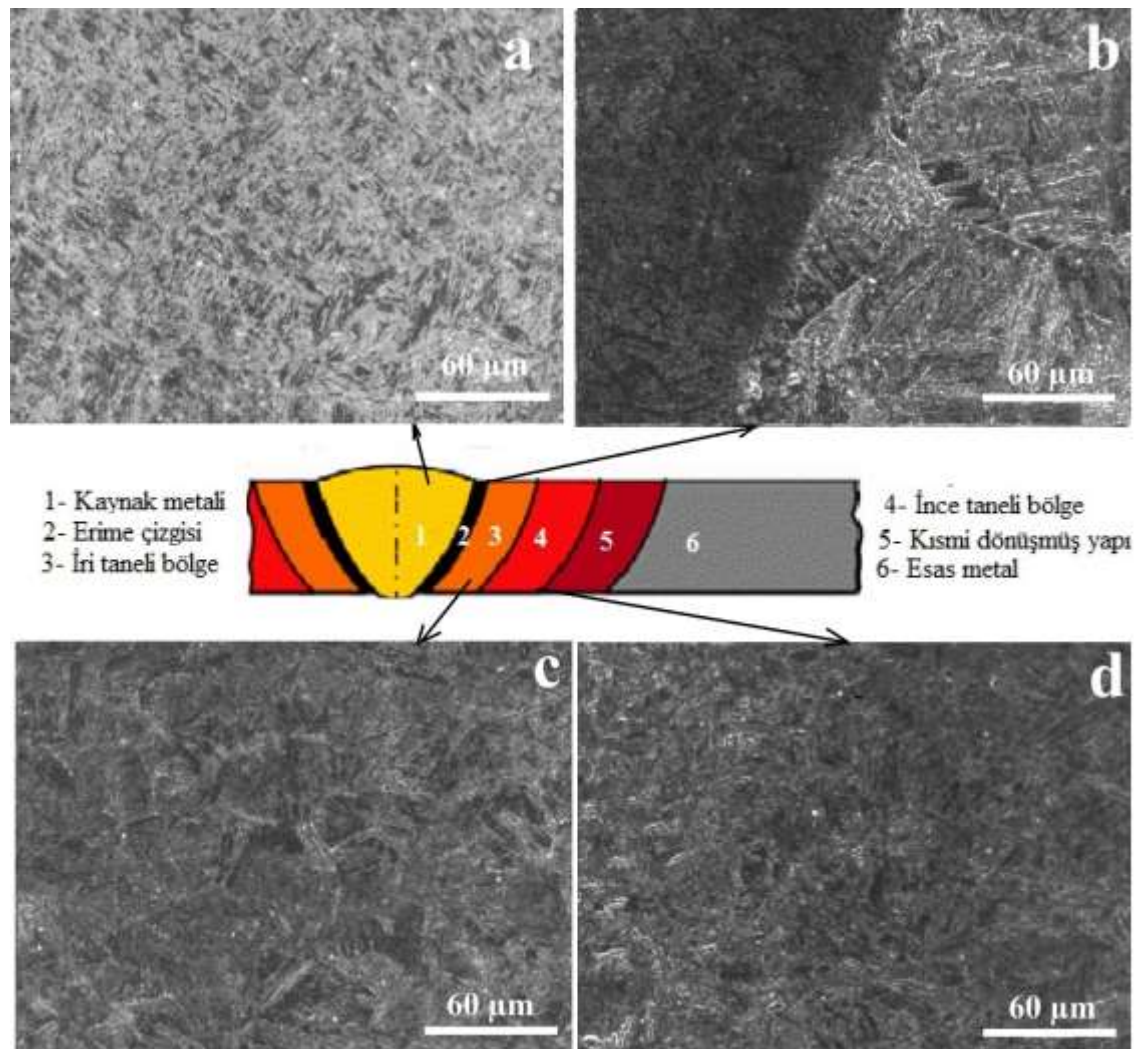
4.2.3. Kaynaklı Numunelerin Optik Mikroyapı Analizi

Üç farklı ergitmeli ark kaynak yöntemi ile kaynaklanan numunelerin optik mikroyapı görünümleri Resim 4.6 ve Resim 4.8’de gösterilmiştir. Kaynaklı numunelerde gerçekleştirilen optik incelemeler Resim 4.3’te gösterildiği resimde 6 kısma ayrılarak incelenmiştir. Resim 4.6’da HPAK yöntemiyle kaynak edilen numunenin kaynak ısısından etkilenen bölgelerinden alınan optik mikroyapı görünümleri göstermektedir.



Resim 4.6. HPAK kaynak yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak işleminden etkilenen bölgeleri a) kaynak metalini b) erime çizgisini c) iri taneli bölgeyi d) ince taneli bölgeyi ile kısmi dönüşüme uğrayan bölgeyi

HPAK kaynağı ile birleştirilen zırh çeliğinin kaynak metali bölgesi incelendiğinde yapının kullanılan östenitik manganganlı tele bağlı olarak çoğunlukla östenit bir yapıdan oluştuğu lokal bölgelerde ise esas metalin kaynak metaline karışımına bağlı olarak lokal martenzit bölgeleri görülmektedir (Resim 4.6a). Erime çizgisi Resim 4.6b’de görülmekte olup bu çizginin sağ tarafı kaynak metali sol tarafı ise iri taneli bölgeden oluşmuş bir bölgedir. Bu bölgede kaynak metali ile esas metalin birbirleri içerisine daha fazla karışarak Martenzit+Östenik yapı oluşturdukları görülmektedir (Resim 4.6b). Resim 4.6c’de mikro yapıda tane büyümesinin meydana geldiği ve mikro yapı bakımından martenzit ve kalıntı ostenitten (siyah bölgeler) oluşmuş olduğu görülmüştür (Resim 4.6c). İnce taneli bölge ve kısmi dönüşüme uğramış bölgenin sınırından alınan mikroyapıda ise lata tipi martenzit, asiküler martenzit ve kompleks $(FeCr)_3C$ karbür fazlarının bir arada olduğu farklı tane boyutlarına sahip bir mikro yapıdan oluştuğu görülmektedir (Resim 4.6d) (Saxe ve diğerleri, 2018; Magudeeswaran ve diğerleri, 2018).

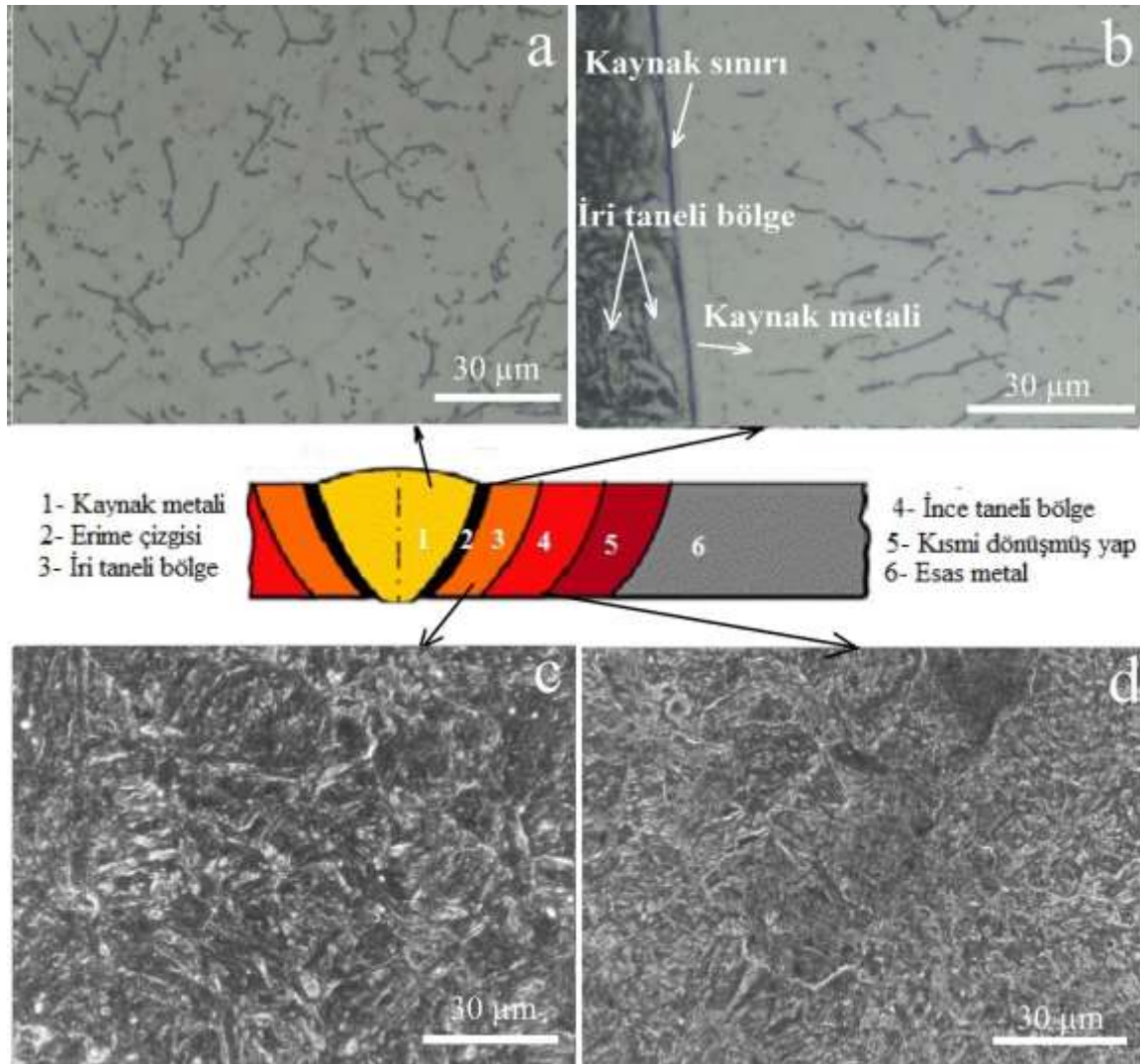


Resim 4.7. GMAK kaynak yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak işleminden etkilenen bölgelerin a) kaynak metali b) erime çizgisi c) iri taneli bölge d)ince taneli bölge ile kısmi dönüşüme uğrayan bölgelerin sınır çizgisi

GMAK kaynağı ile birleştirilen zırh çeliğinin kaynak metali bölgesi incelendiğinde yapının kullanılan östenitik manganganlı tele bağlı olarak çoğunlukla östenit bir yapıdan oluştuğu lokal bölgelerde ise esas metalin kaynak metaline karışımına bağlı olarak lokal martenzit ve karışık beynitik yapıların var olduğu bölgeler görülmektedir (Resim 4.7a). HPAK kaynak yönteminde göre martenzitik ve beynitik bölgelerin varlığı daha yüksek orandadır.

Bu durum GMAW kaynak işlemi esnasında oluşan yüksek ısı girdisinin HPAK yöntemine göre daha fazla olması ve müteakibinden hızlı soğuma olayının gerçekleşmesine atfedilebilir. Çünkü, yüksek ısı girdisi ve hızlı soğuma sonucunda erime çizgisi bölgesinde (Resim 4.7b) HPAK yöntemine göre daha iri taneli bir mikroyapı oluşması bu tezi destekler niteliktedir. Resim 4.7c ise iri taneli bölgeden alınmış olup tane irileşmesinin yanında çokgensel bölgelerin varlığı görülmektedir. Çokgensel bölgeler statik ve dinamik yüklere maruz kalan bölgelerde tanelerin birbirinden ayrılmasını kolaylaştırıcı bir etkiye sahiptir (Kara ve Korkut, 2012). Kaynak bölgesinde hızlı ısıtma ve soğuma sonucu tane büyümesi ve çokgensel yapıli tanelerin oluşmasına yol açar. Ayrıca yüksek sertlikteki martenzitik dönüşümden dolayı kaynak bölgesindeki kalıntı gerilmelerine neden olur bu durumda kaynak sonrası ısıl işlem önerilir (Datta ve diğerleri, 2002). İnce taneli bölge ve kısmi dönüşüme uğramış bölgenin sınırından alınan mikroyapıda nispeten daha yavaş soğuma sonucu martenzitik, karışık beynit ve perlit (siyah bölgeler) karışımına sahip farklı tane ebatlarının varlığı görülmüştür (Resim 4.7d) (Barenyi, 2014).

Resim 4.8'de CMT kaynak yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak bölgesi ve farklı ITAB bölgelerinden alınan mikroyapı resimleri verilmiştir.



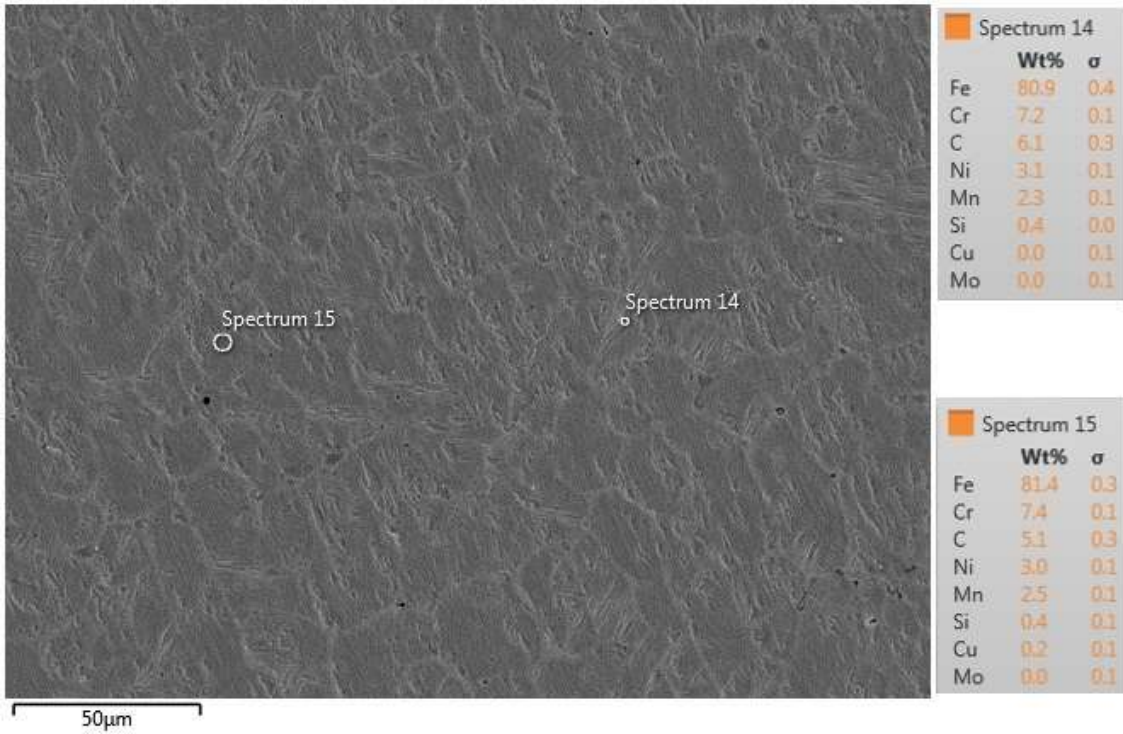
Resim 4.8. CMT kaynağı, a) Ana malzeme, b) Ana malzeme-ITAB, c) ITAB- Kaynak geçiş d) Kaynak Bölgesi

Resim 4.8a’da kaynak bölgesinde kullanılan östenitik tele bağlı olarak tipik bir alaşımlı çelik (paslanmaz gibi yüksek alaşımlı) katılaşma yapısı görülmektedir. Yapı incelendiğinde dendritik bir yapı ve dendritler arası bölgenin Cr ve C’ca zengin bir yapı görünümü söz konusudur. Bu bölgenin kısmen δ -ferrit fazı (beyaz içerisindeki siyah noktalar) ve östenit fazından (beyaz bölgeler) oluşmaktadır (Magudeeswaran ve diğerleri, 2018; Saxena ve diğerleri, 2018). ITAB ile kaynak metalinin arasındaki ergime çizgisi bölgesinde ise HPAK ve GMAK’a göre difüzyon bölgesinin çok zayıf hatta neredeyse hiç oluşmadığı görülmektedir (Resim 4.8b). Bu durum çekme dayanımlarını da olumsuz etkilemiştir. Resim 4.8c’de ise CMT kaynak yönteminin daha düşük ısı girdisi sayesinde HPAK ve GMAK yöntemlerine göre tane irileşmesi daha düşük meydana gelmiştir. Bu bölgede görünen siyah bölgeler lata tipi martenzit çok ince dağılmış beyaz bölgeler ise beyniti işaret etmektedir. Resim 4.8d’de ise iri taneli bölge ve ince taneli bölge sınırında diğer numunelerde olduğu gibi karmaşık tane yapısına sahip beynitik ve martenzitik karakterli mikroyapıların varlığı söz konusudur. Ancak önceki numunelere göre daha az miktarda ferritik veya dönüşmüş martenzitik bölgeler görülmektedir. Bu durum bu kısımlarda düşük ısı girdisi sebebiyle temperleme işleminden daha az etkilendiğini göstermektedir (Resim 4.8d).

4.2.4. Kaynaklı Numunelerin SEM Görünümü ve EDS Analizleri.

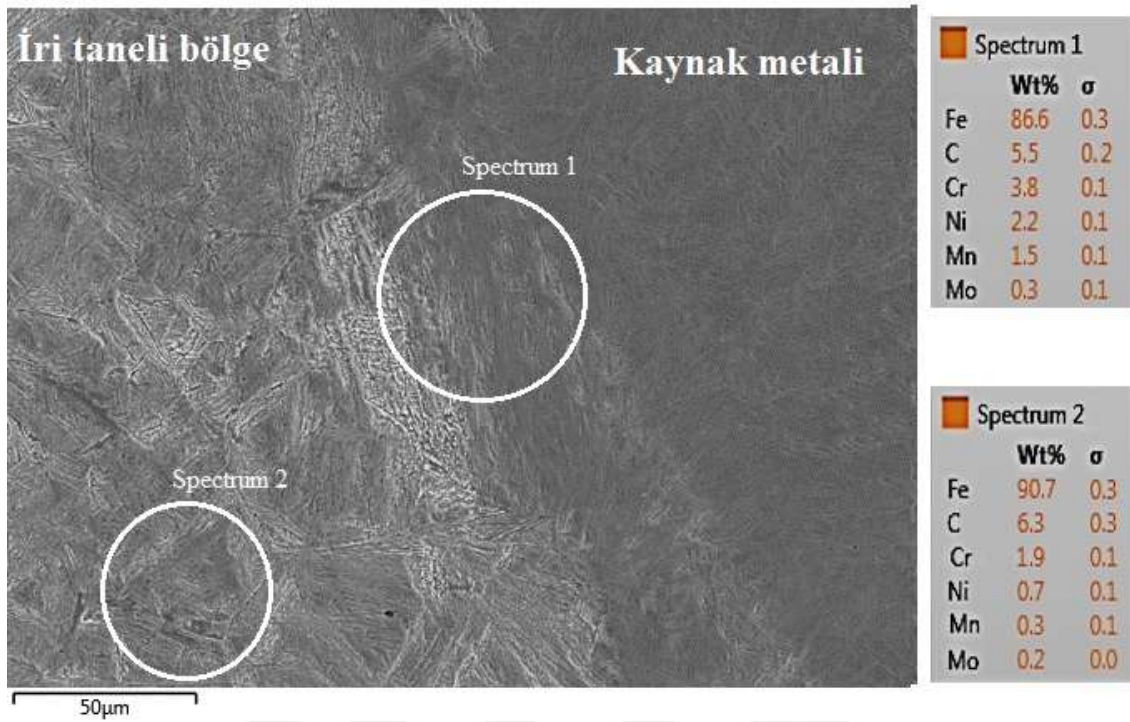
Optik incelemelerdeki yapıların ve muhtemel fazların daha iyi karakterize edilebilmesi için kaynaklı numuneler SEM ile incelenmiş ve farklılık arz ettiği düşünülen bölgelerden EDS analizleri alınmıştır.

Resim 4.9 ve Resim 4.12’de HPAK yöntemi ile birleştirilen numunelerin kaynak metali ile ITAB bölgesi arasındaki kesit görünümünden alınan SEM ve EDS analizleri verilmiştir.



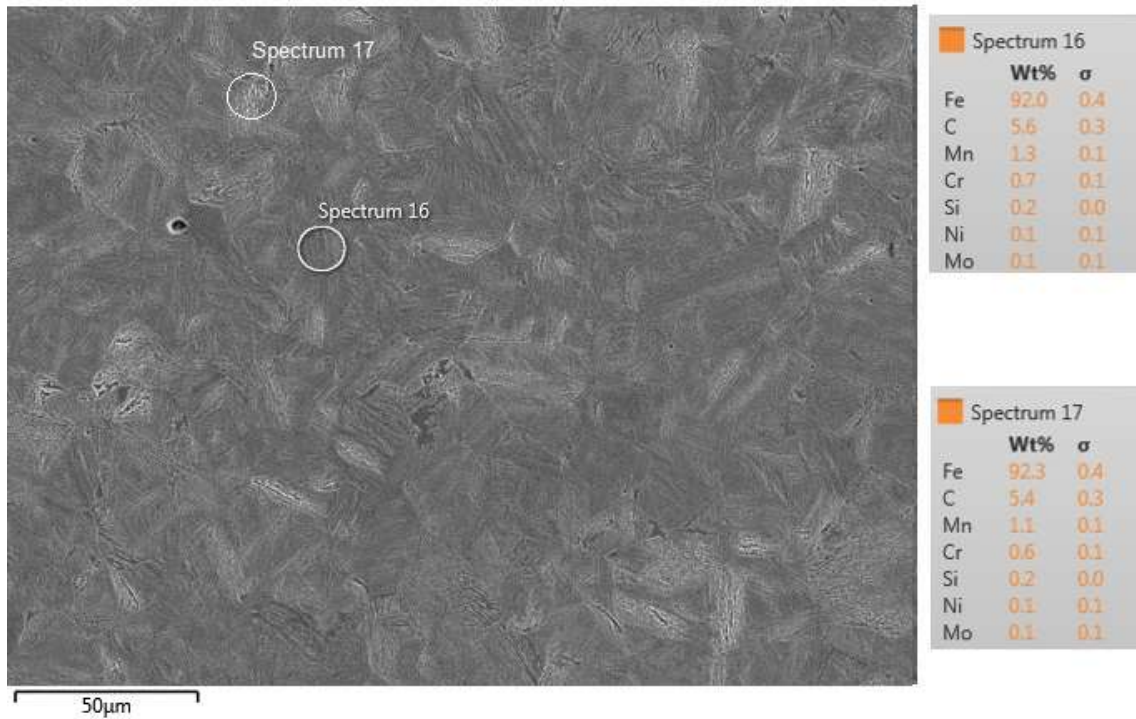
Resim 4.9. HPAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali bölgesi SEM görünümü ve EDS analizi

Resim 4.9’deki kaynak bölgesindeki tane yapısının eş yönelmiş sütunsal tane yapısına benzediği görülmektedir. Alınan EDS analizlerinde tane sınırlarında (Spectrum 14) Cr, C, Ni, alaşım elementlerinin tane içine (Spectrum 15) göre daha yüksek oldukları tespit edilmiştir. Kaynak bölgesi mikroyapısının ise kullanılan östenitik tele bağlı olarak ağırlıklı olarak östenit ve az miktarda delta ferritik yapıdan oluştuğu görülmüştür.



Resim 4.10. HPAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metalı ve iri taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi

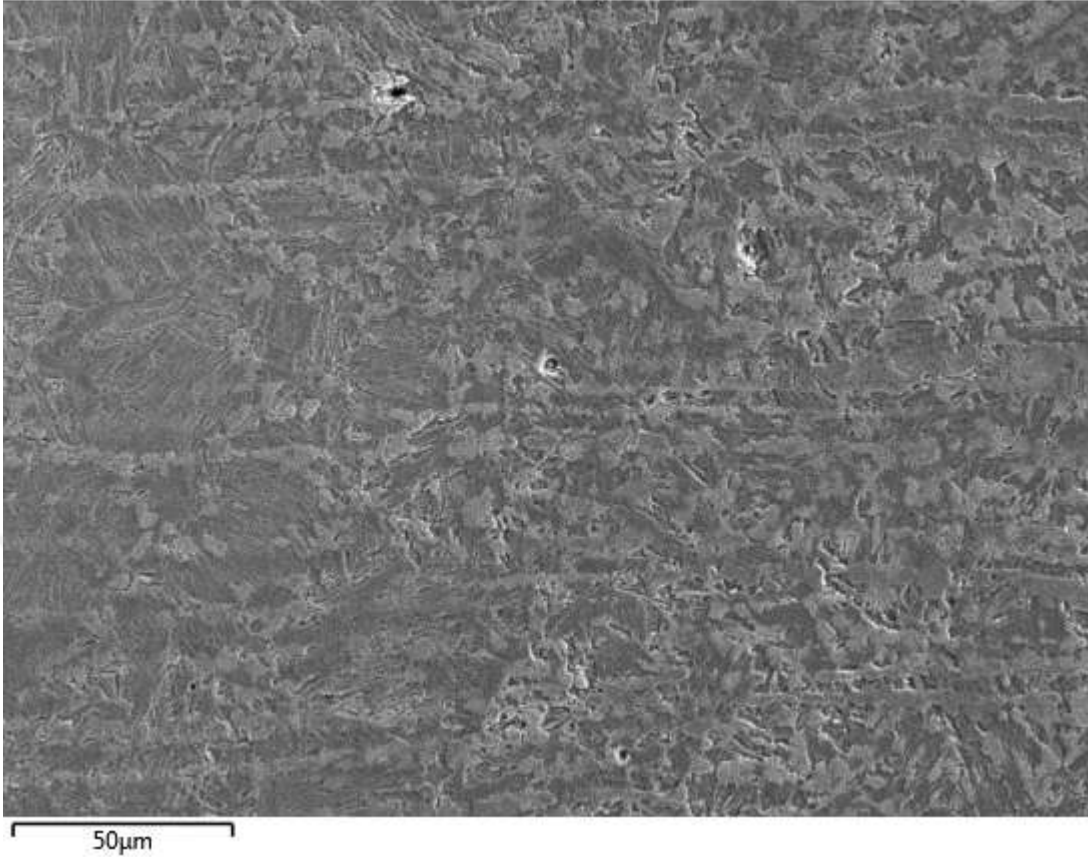
Resim 4.10'da kaynak metalı bölgesi ile iri taneli bölge arasında yer alan kaynak erime çizgisinin belirgin olmadığı kaynak metalı ile esas metalin birbirleri içerisine difüze olduğu açık bir resimde görülmektedir. Erime çizgisi bölgesinden alınan EDS analizinde (Spectrum 1) kaynak metalı bölgesine göre (Spectrum 14 ve Spektrum 15) daha az ancak iri taneli bölgeden (Spectrum 2) ise daha yüksek Cr oranı tespit edilmiştir. Yani bu bölge kaynak telinden bir difüzyonun olduğu dolayısıyla esas metal ile kaynak metalı karışımından oluşmuş bir bölgedir. Mikroyapı bakımından ise kaynak metalı kısmı östenit ve δ -ferrit fazından oluşmuş iken iri taneli kısımda ise martenzitik yapı ile beraber kalıntı östenitik olarak kalmış karbür ve düzensiz poligonale FeC iri taneli yapılarından oluşmuştur.



Resim 4.11. HPAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin ince taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi

Mikroyapı bakımından çoğunlukla lata tipi martenzit (spectrum 16) yapıdan oluşmuş olup yapı içerisindeki siyah bölgelerin kalıntı östenit dönüşümü sonucu oluşan karburlu yapılardır. Daha açık renkli bölgede ise (spectrum 17) poligonal ferritik yapıların varlığı söz konusudur. Alınan EDS analizinde kaynak metali ve kaynak metali+ITAB bölgelerine göre alaşım elementlerinin miktarı çok düşük olarak tespit edilmiştir. Kaynak işlemi sırasında bir miktar ısıdan dolayı yapıda temeperleme sonucu tanelerde küçülme meydana gelmiştir.

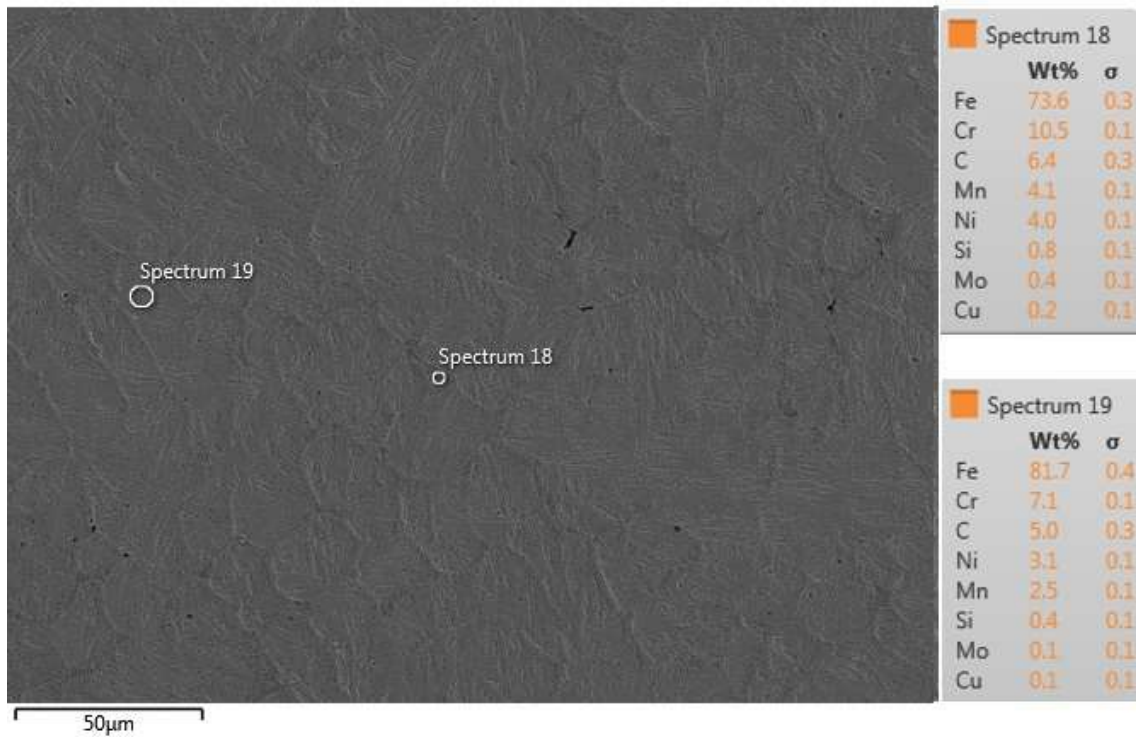
Electron Image 33



Resim 4.12. HPAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kısmen dönüşüme uğrayan ve ısıdan etkilenmeyen bölgelerin birleşim noktasının SEM görünümü ve EDS analizi

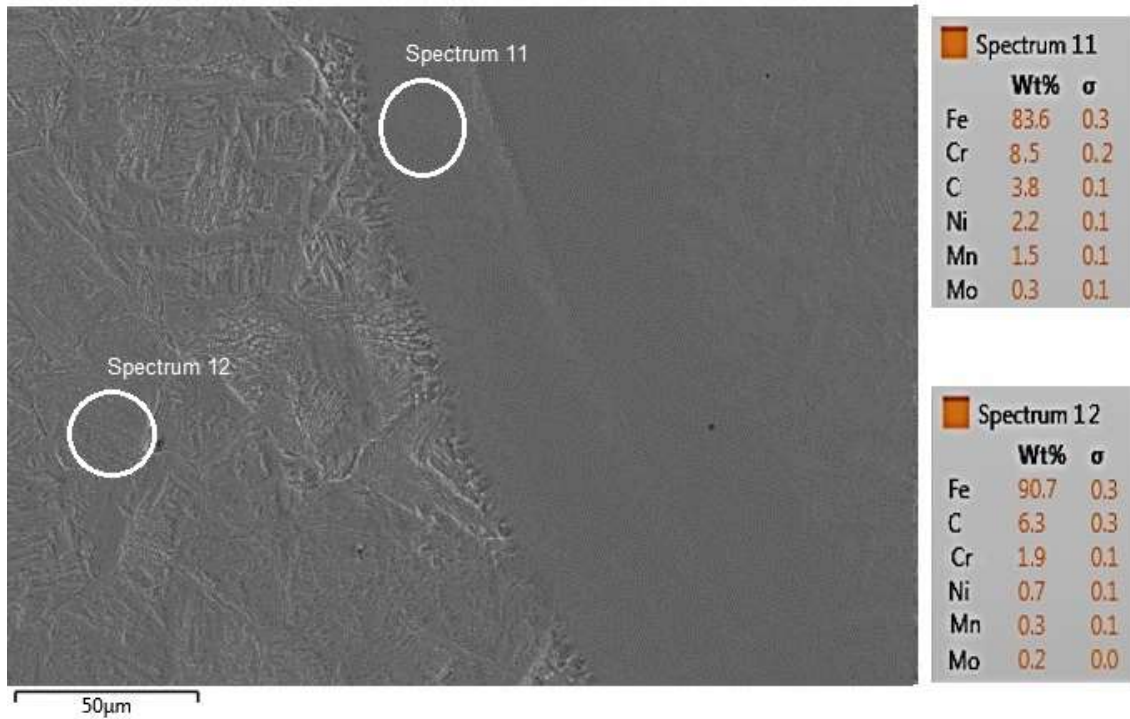
Isıdan etkilenen bölge tarafında ise (sağ kısım) bölgede ise düzensiz karbür yapıları beynit ve kalıntı östenit oluşumları dikkat çekmektedir (Balakrishnan ve diğerleri, 2013). Isıdan etkilenmeyen bölgede (sol kısım) tane yapısında herhangi bir değişiklik meydana gelmemiş olup mikroyapı resminde görüldüğü üzere su verme ve temperleme işlemleri ile kazandırılmış ince tane yapısı karakteristiği korunmuştur. Mikro yapı bakımından ısıdan etkilenmeyen bölge zırh çelikleri hızlı soğuma sonrası elde edildiklerinden yüksek miktarda dislokasyon içeren lata tipi martenzitik ve beynitik karışımıdır (Atapek ve Karagöz, 2010).

Resim 4.13 ve Resim 4.16'da GMAK yöntemi ile birleştirilen numunelerin kaynak metali ile ITAB arası kesit görünümünden alınan SEM ve EDS analizleri verilmiştir.



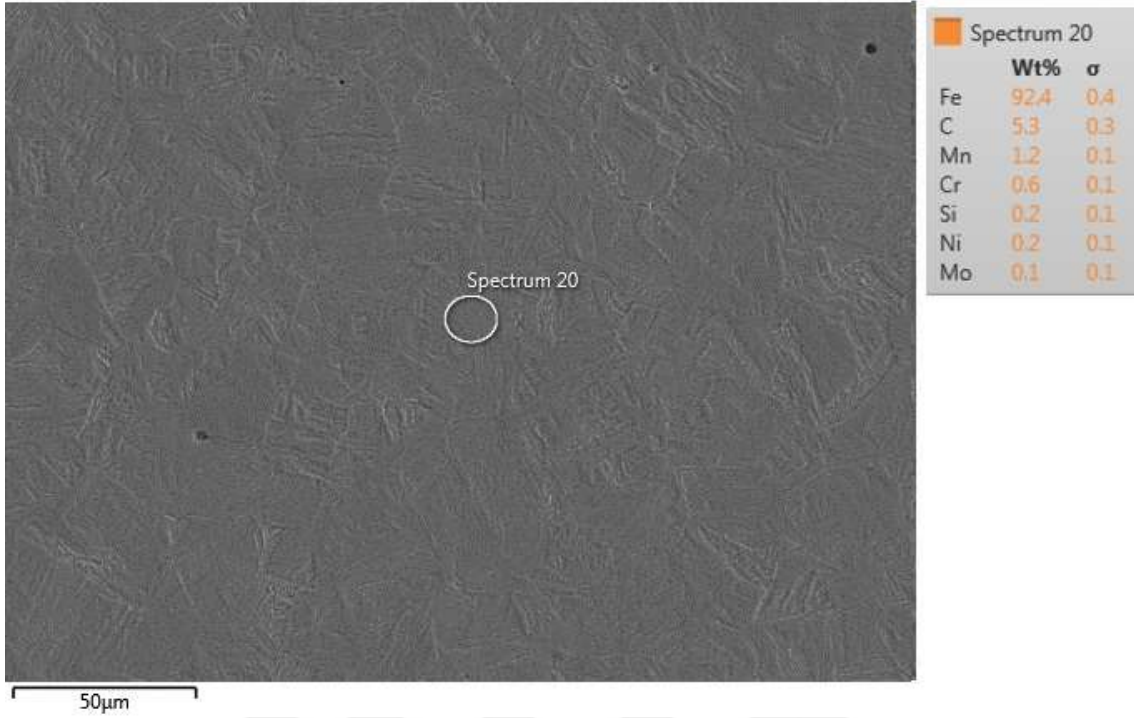
Resim 4.13. GMAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metal bölgesi SEM görünümü ve EDS analizi

Resim 4.13'te GMAK yöntemi ile birleştirilen numunenin kaynak bölgesi incelendiğinde, kaynak bölgesinin eş yönelmiş sütunsal tane yapısına benzediği görülmektedir. HPAK yönteminde olduğu gibi tane sınırlarının (Spectrum 18) alaşım elementleri içerikleri tane içlerine (Spectrum 19) göre daha yüksektir. Bu durum demire göre daha küçük atom boyutuna sahip alaşım elementlerinin kaynak işlemindeki ısı dolasıyla difüze olduğu ve daha yüksek enerji yoğunluklarına sahip tane sınırlarında biriktiğini göstermektedir. Kaynak bölgesi mikroyapısının ise kullanılan östenitik tele bağlı olarak ağırlıklı olarak östenit ve delta ferritik yapıdan oluştuğu görülmüştür. GMAK yöntemi ile birleştirilen numunedeki delta ferrit oluşumunun daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu durum GMAK yönteminde HPAK'a göre daha yüksek ısı girdisi ve buna bağlı olarak daha düşük soğuma hızından kaynaklandığı düşünülmektedir.



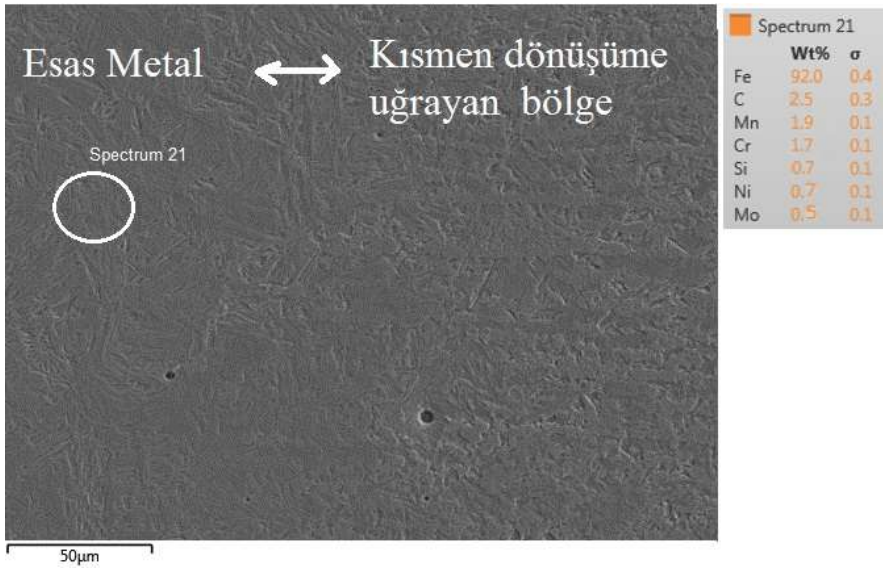
Resim 4.14. GMAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali ve iri taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi

Resim 4.14'te kaynak metali +ITAB bölgesi arasında erime çizgisi gözlemlenmiş olup kaynak işlemi esnasında kaynak metali ile esas metalin birbirini içerisine difüze olduğu görülmüştür. Bu kısımdan alınan EDS analizinde (spectrum 11) iri taneli bölgeye göre (spectrum 12) daha yüksek oranda Cr, Ni, Mn oranları tespit edilmiştir. Ayrıca, erime çizgisinin ITAB tarafında poligonal ferrit bölgelerin (mekanik özellikleri azaltan) varlığı söz konusudur. Bu durum kaynak kabiliyetinin HPAK'a göre daha kötü olduğunu göstermektedir. Benzer durum Kara ve Korkut (2012), tarafından Ramor 500 zırh çeliğinin MIG kaynağında da gözlemlenmiştir. Kaynak metali kısmı östenit ve delta ferritten oluşmuş iken iri taneli bölgede ise FeC iri taneli yapıların yanında ince tüylü martenzit yapılar bakımından zengin martenzit ve beynit karışımından oluşmuştur.



Resim 4.15. GMAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin ince taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi

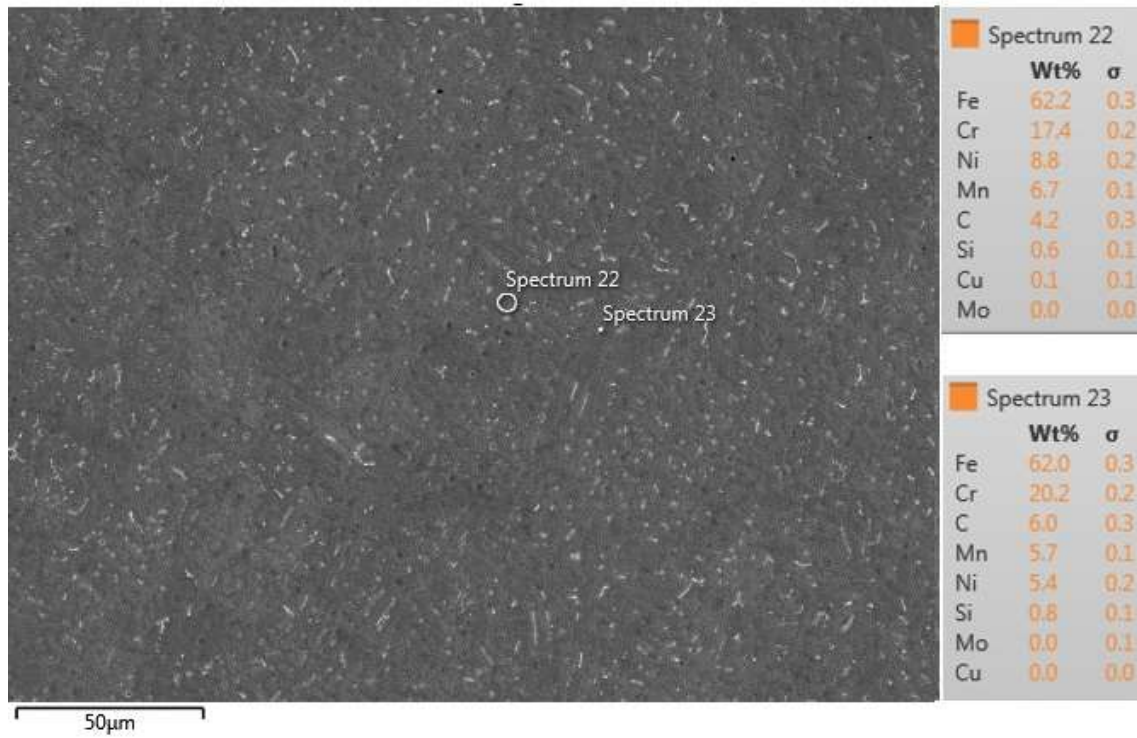
Resim 4.15'te GMAK kaynağı ince taneli yapı bölgesinden alınan Spectrum 20 incelendiğinde, martenzitik yapı ve karbür görüntüsünü destekler nitelikte yüksek oranda C oranı tespit edilmiş olup bu bölgenin iri taneli esas metal yönüne doğru uzayan bir yapı gözlemlenmiştir.



Resim 4.16. GMAK yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kısmen dönüşüme uğrayan bölge ve esas metal bölgelerinin SEM görünümü ve EDS analizi

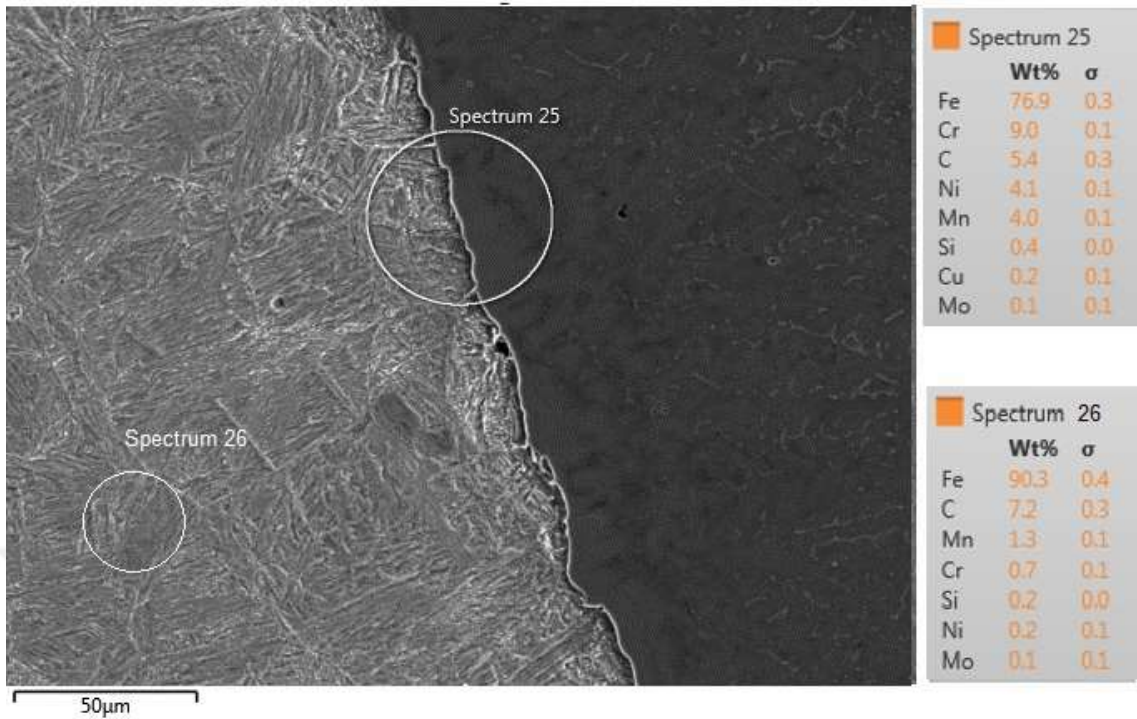
Resim 4.16’da ana malzeme ve kısmen dönüşüme uğrayan bölgeden alınan SEM görünümü ve EDS analizi incelendiğinde, ana malzeme (ısıdan etkilenmeyen bölgede) tane yapısında herhangi bir değişiklik meydana gelmemiştir. Kısmen dönüşüm gösteren bölgede ise düşük ısı temperleme vazifesi görerek bölgede martenzitik, karışık beynit ve ince karbürlü bir yapı oluşumunu sağlamıştır. HPAK’dan farklı olarak meydana gelmiş olan düzensiz ince karbürlü yapının yavaş soğuma neticesinde oluştuğu düşünülmektedir. Esas malzeme bölgesine ait EDS (Spectrum 21) sonucuna göre % ağırlıkça 2,5C, 1,9 Mn, 1,7 Cr, 0,7 Ni, 0,7Si, 0,5 Mo ve 92,0 oranında Fe elementi içerdiği tespit edilmiştir. Bu kimyasal analiz değerleri ticari Ramor 500 zırh çeliğinin kimyasal bileşimine yakındır.

Resim 4.17 ve Resim 4.20 aralığında CMT kaynak yöntemi ile birleştirilen numunelerin kesit görünümünden alınan SEM görüntüleri ve EDS analizleri verilmiştir.



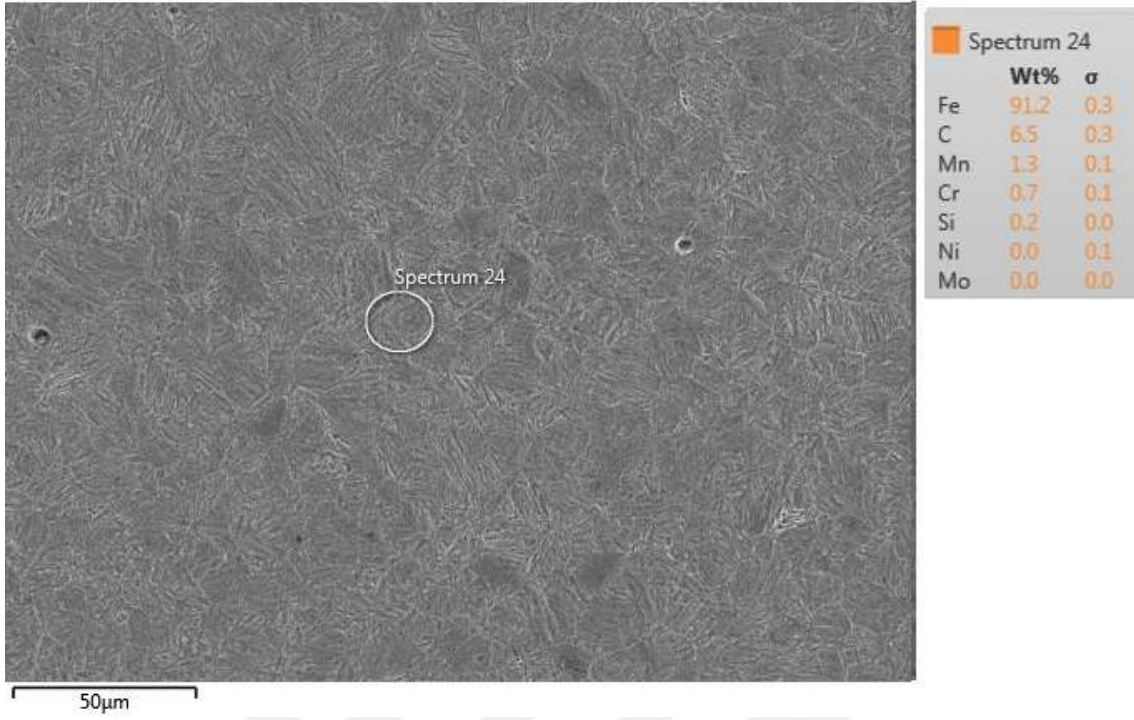
Resim 4.17. CMT yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metal bölgesi SEM görünümü ve EDS analizi

Resim 4.17’de CMT kaynak yöntemi ile birleştirilen numunelerin kaynak bölgesi mikroyapısı incelendiğinde paslanmaz çeliğin katılaşma yapısını andıran dentritik yapı söz konusudur. Bu bölgeden alınan EDS analizinde Cr ve C bakımından HPAK ve GMAK kaynak yöntemlerine göre oldukça zengin olduğu dikkat çekmektedir. Bu durum kaynak metal ile esas metalin birbirleri içerisinde daha az karışıkları tezini doğrulamaktadır.



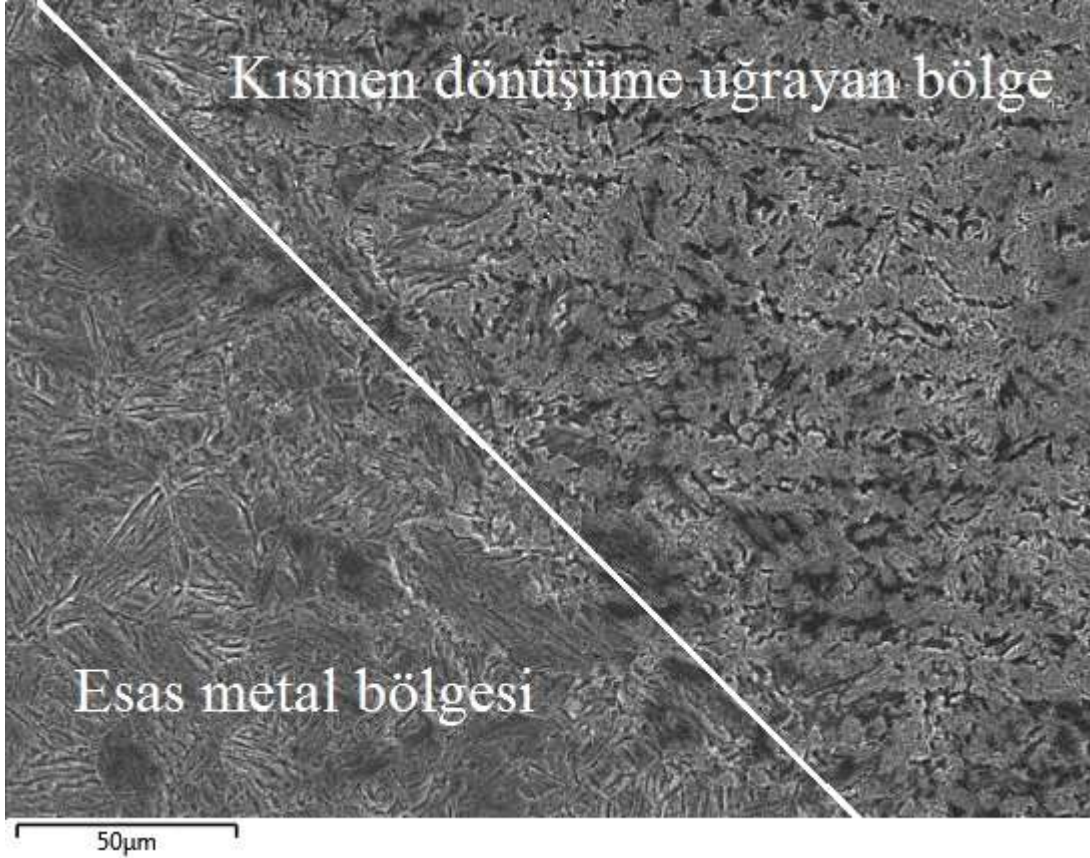
Resim 4.18. CMT yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kaynak metali ve iri taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi

Resim 4.18’de kaynak metali ile iri taneli bölge arasından alın SEM resminde görüldüğü üzere HPAK ve GMAK yöntemlerinde oluşan erime çizgisinin CMT yönteminde oluşmadığı ve kaynak işlemi esnasında kaynak metali ile esas metalin birbiri içerisine yeteri kadar difüze olmadığı görülmektedir. Bu durum CMT kaynağının karakteristiği olan ısının sürekliliğinin olmaması dolayısıyla düşük ısı girdisinin sonucu metal transferinin diğer ergitme yöntemlerine göre daha soğuk olarak gerçekleşmesidir (Durmuş ve diğerleri, 2017). Mikro yapı bakımından incelendiğinde kaynak bölgesinde östenitik ve kısmen δ -ferrit fazlarında oluştuğu görülmektedir (Magudeeswaran ve diğerleri, 2018). İri taneli bölgede ise hızlı ısıtma ve yavaş soğuma sonucu tanelerde büyüme meydana gelmesi ile temperlenmiş ve lata tipinin beraber olduğu karışık martenzitik ve beynitik yapılar oluştuğu görülmektedir. (Datta ve diğerleri, 2002; Srinivasan ve diğerleri, 2006; Saxena ve diğerleri, (2018), bu karışık yapının kaynak bölgesinde kalıntı gerilmelerine neden olduğundan mekanik özellikleri düşüreceği dolayısıyla kaynak işlemi sonrası ısıl işlem yapılması gerektiğini belirtmişlerdir.



Resim 4.19. CMT yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin ince taneli bölgenin SEM görünümü ve EDS analizi

Resim 4.19'da ince taneli bölgeden alınan SEM mikroyapı resmi incelendiğinde mikroyapının iğnemsiz martenzitik ile beynitik yapıdan oluştuğu görülmektedir. Bu bölgeden alınan EDS analizinde (Spectrum 24) yüksek karbon oranı bu yapıları destekler niteliktedir.

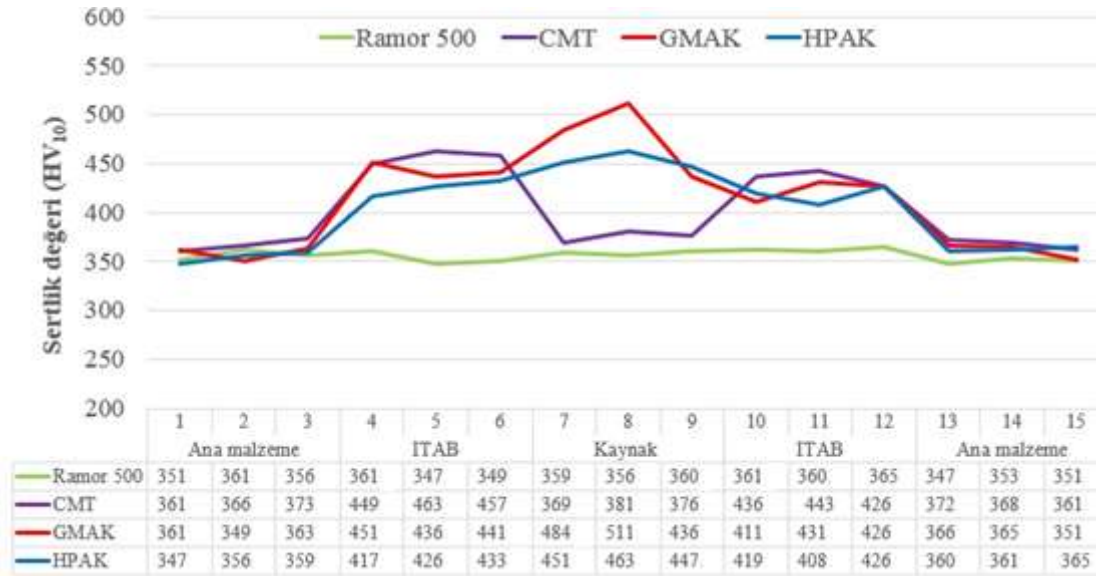


Resim 4.20. CMT yöntemi ile birleştirilen Ramor 500 zırh çeliğinin kısmen dönüşüme uğrayan bölge ve esas metal bölgelerinin SEM görünümü

Resim 4.20 incelendiğinde kısmen dönüşüme uğrayan bölgede homojen olmayan tane yapısına sahip martenzitik, karışık beynit ve ince karbürlü bölgelerin dağılım gösterdiği bir mikroyapı görülmektedir. Bu durum kalıntı gerilmelerine neden olur. Zira eğme testlerinde numunelerin 2'si kaynak bölgesinden kırılmış iken numunelerden bir tanesi ise bu bölgeden kırılmıştır (Resim 4.20). Ana malzeme bölgesi incelendiğinde ise, kaynak işlemi sırasında bu bölgenin ısıdan etkilenmediğini HPAK ve GMAK'daki gibi mikroyapının martenzitik ve beynitik karakterde daha homojen bir tane yapısından oluştuğu görülmektedir.

4.3.Sertlik Testi Sonuçları

İşlemsiz Ramor 500 zırh çeliğinin işlemsiz şekli ve farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilen numunelerin kesit alanlarından alınan HV_{10} sertlik değerleri ve grafiği Şekil 4.1'de verilmiştir.



Şekil 4.1. Ramor 500 zırh çeliğinin farklı ergitme kaynakları sonucu sertlik dağılımı

HPAK ve GMAK ile birleştirilen numunelerde en yüksek sertlik değeri kaynak bölgesinde elde edilmiştir ITAB bölgesi sertliği ise ana malzemeden daha yüksek olarak ölçülmüştür. Elde edilen sertlik değerlerinin esas malzemeden yüksek olması kullanılan östenitik tel ile ilgilidir. Çünkü telin içeriğindeki karbür yapıcı (östenitik) elementler sayesinde ısınının yüksekliğine bağlı olarak esas metal ve kaynak metali (tel) içeriğindeki karbür oluşması için uygun kimyasal bileşime sahip olduğu düşünülmektedir. Bu durum SEM görüntüleri üzerinden alınan EDS analizlerinde yüksek C içerikleri karbür yapıların varlığı ile destekler niteliktedir. (Resim 4.9, Resim 4.13 ve Resim 4.17). Ancak CMT yönteminde ölçülen sertlik değeri esas malzemenin sertliğinden yüksek olmakla beraber ITAB'dan daha düşüktür. CMT yönteminin kaynak bölgesinde HPAK ve GMAK yöntemlerine göre daha düşük sertlik elde edilmiş olması CMT yönteminin karakteristiği olan düşük ısı girdisi sebebiyle kaynak metalinin esas metal ile birbirleri içerine karışımının (difüze) düşük olması ve kaynak metalinin büyük bir çoğunlukla östenitik yapıdan oluşmasına sebebiyledir.

Literatür incelendiğinde ise Kara (2012), Ramor 500 zırh çeliklerinin MIG kaynak yöntemi ile kaynak edilebilirliği araştırdıkları çalışmada kaynak bölgesi sertliğinin ITAB'ın sertliğinden daha düşük olduğu bildirilmiştir. Öte yandan Merzalı (2013), MIL-A 46100 zırh çeliğine yakın bir özellikte çeliğin kaynak sonrası ısı tesiri altındaki bölgenin ısıl işlem ile iyileştirilmesi ve Kurt (2015), farklı kaynak ağzı açısı ve geometrilerinde gerçekleştirilen kaynakların MIL-A 46100 zırh çeliği mikroyapısına ve mekanik özelliklere etkisi üzerinde yaptıkları çalışmalarda kaynak bölgesinin, ITAB ve esas malzemeye göre oldukça düşük sertlikte olduğunu belirtmişlerdir. Bu olumsuzluğu ortadan kaldırmak için kaynak sonrası ısıl işlemler uygulamış ve kaynak bölgesinin sertlik değerini arttırmışlardır. Ancak uygulanan ısıl işlemin zaman maliyet ve verimlilik açısından bir dezavantaj oluşturduğu unutulmamalıdır. Bizim uyguladığımız tez çalışmasında HPAK ve GMAK'da böyle bir problem ile karşılaşılmamış olması uygulanan kaynak yönteminin kaynak kabiliyetinin iyi olduğunu göstermektedir.

Ayrıca, kaynak işlemi sonucu kaynak metali ve ITAB bölgesi sertlik değerlerinin düşmemiş olması balistik özelliklerin korunması bakımından oldukça önemlidir. Çünkü kaynak metali

veya ITAB bölgesi sertlik değerlerinin esas metalden daha düşük olması durumunda balistik özelliklerinin kötüleştiğini veya sertlik değerlerinin yüksek olması durumunda balistik özelliklerin iyileştiğini belirten farklı kaynak yöntemi ile gerçekleştirilmiş birçok çalışma literatürde bulunmaktadır (Reddy ve diğerleri, 1998; Wojnowski ve diğerleri, 2000; Magudeeswaran ve diğerleri, 2008; Borvik ve diğerleri, 2009; Barenyi ve diğerleri, 2013; Balakrishnan ve diğerleri, 2013; Janicki 2014; Fei ve diğerleri, 2018). Dolayısıyla 3 ergitmeli kaynak işlemi sonucunda elde edilen sertlik değerlerinin esas metalden yüksek olması Ramor 500 zırh çeliğinin balistik özelliklerinin geliştirildiği söylenebilir.

4.4.Çekme Testi Sonuçları

Kaynaklı birleştirme sonucunda işlemsiz numune ve farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilen kaynaklı numuneler çekme dayanım değerleri Çizelge 4.1’de gösterilmiştir. Çekme dayanım değerlerinin belirlenmesi için her parametreden 3’er adet çekme işlemi yapılmış ve ortalama değerler alınmıştır.

Çizelge 4.1. Çekme sonrası oluşan kopma dayanımı ve yüzde uzama oranı

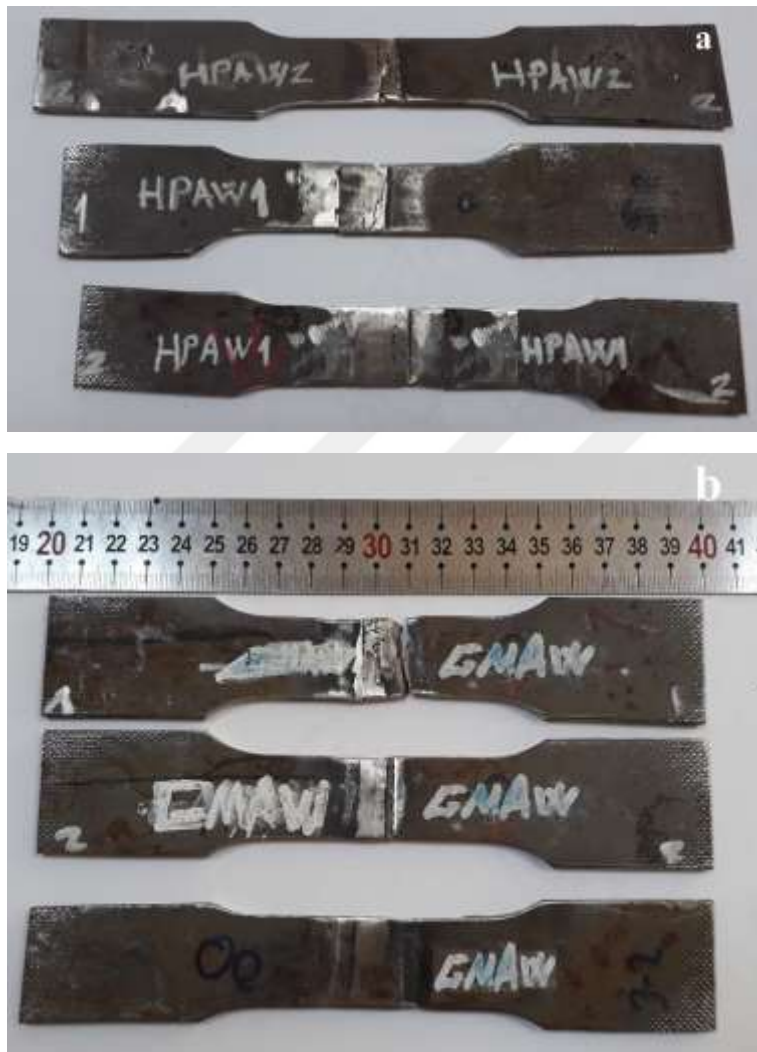
Yöntem	Çekme dayanımı (N/ mm ²)	Uzama (%)	Kopma bölgesi
RAMOR 500	1780±42	6,4	Orta nokta
HPAK	1150±30	5,2	İri Taneli bölge
GMAK	892±35	3,1	İri Taneli bölge
CMT	718±43	4,4	Kaynak metali

Çekme testi sonucunda numunelerde önceki çalışmalarda olduğu gibi belirgin bir akma noktası görülmemiştir (Merzalı, 2013 ve Kurt, 2015). Çizelge 4.1 incelendiğinde çekme dayanımlarının ve yüzde uzama değerlerinin esas malzemeye göre azaldığı görülmüştür. Kaynaklı birleştirmeleri sonrası zırh çeliklerinin mekanik özelliklerindeki düşüş ITAB bölgesindeki yumuşamadan kaynaklı olduğunu belirten çalışmalar (Reddy ve Mohandas 1996; Mohandas ve diğerleri, 1999; Unfried ve diğerleri, 2009; Hanhold ve ark; 2013; Barenyi 2014) olduğu gibi tane yapısındaki bozulma (Pramanick ve diğerleri, 2016; Magudeeswaran ve diğerleri, 2018) ve kaynak metalinin daha düşük sertlik değerlerine sahip olmasına bağlayan çalışmalarda mevcuttur (Saxena ve diğerleri, 2018; Fei ve ark; 2018). Kulmann (2011) ArmoX 440 çeliğinin 650 °C’de 5 dakika gibi kısa bir sürede tutulması sonucu sertlik değerinin 47,6 HRC’den 28,6 HRC’ye (%40) buna bağlı olarak da çekme dayanımının 1476 MPa dan 451 MPa (%70) düştüğünü belirtmiştir. Bundan dolayı zırh çeliklerinin mekanik özelliklerinin korunması için ikincil bir işlem durumunda (kaynak işlemi, kesme vb) sıcaklığın 200°C’yi aşmaması önerilmektedir (Barenyi 2012; Jena ve diğerleri, 2016).

Kaynak yöntemleri arasında bir karşılaştırma yapıldığında ise en iyi çekme dayanımının HPAK kaynak yönteminde en düşük çekme dayanımı ise CMT yöntemi ile birleştirilen numunede elde edilmiştir. Bu durum mikroyapı kısmında belirtildiği üzere CMT kaynak yönteminde kaynak metali ile esas malzeme arasında yeteri derecede difüzyonun olmamasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Resim 4.17). Çünkü HPAK ve GMAW birleştirmeye numunelerde çekme işlemi sonunda kopma iri taneli bölgeden gerçekleşmiş iken CMT yönteminde kaynak metalinden kopmuştur. % uzama değerleri ise işlemsiz numuneye göre kaynaklı numunelerde azalmıştır. Bu durum kaynak işlemi sonrası sertlik

ölçümlerinde görülen kaynak metali bölgesi sertliğinin işlemsiz numune sertliğinden daha yüksek olmasına atfedilebilir. Literatür incelendiğinde zırh çeliklerinde esas malzemeye oranla en iyi çekme dayanımlarının disk lazer kaynağı ve sürtünme karıştırma kaynakları ile elde edildiği görülmüştür (Janicki 2014; El-Batahgy ve diğerleri, 2016). Ancak yüzde uzama ve darbe çantık değerleri değerleri için aynı durum söz konusu değildir. Dolayısıyla farklı kaynak yöntemlerinde farklı çekme ve % uzama değerleri elde edilmiş olması kaynak yöntemi seçiminin zırh çeliklerinin kaynaklı numuneleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir.

Çekme deneyi sonrası oluşan kaynak yöntemlerine ait numunelerin kopma bölgesi görüntüleri Resim 4.29'da verilmiştir.



Resim 4.21. Çekme deneyi sonrası kaynak yöntemlerine ait kırılma görüntüleri

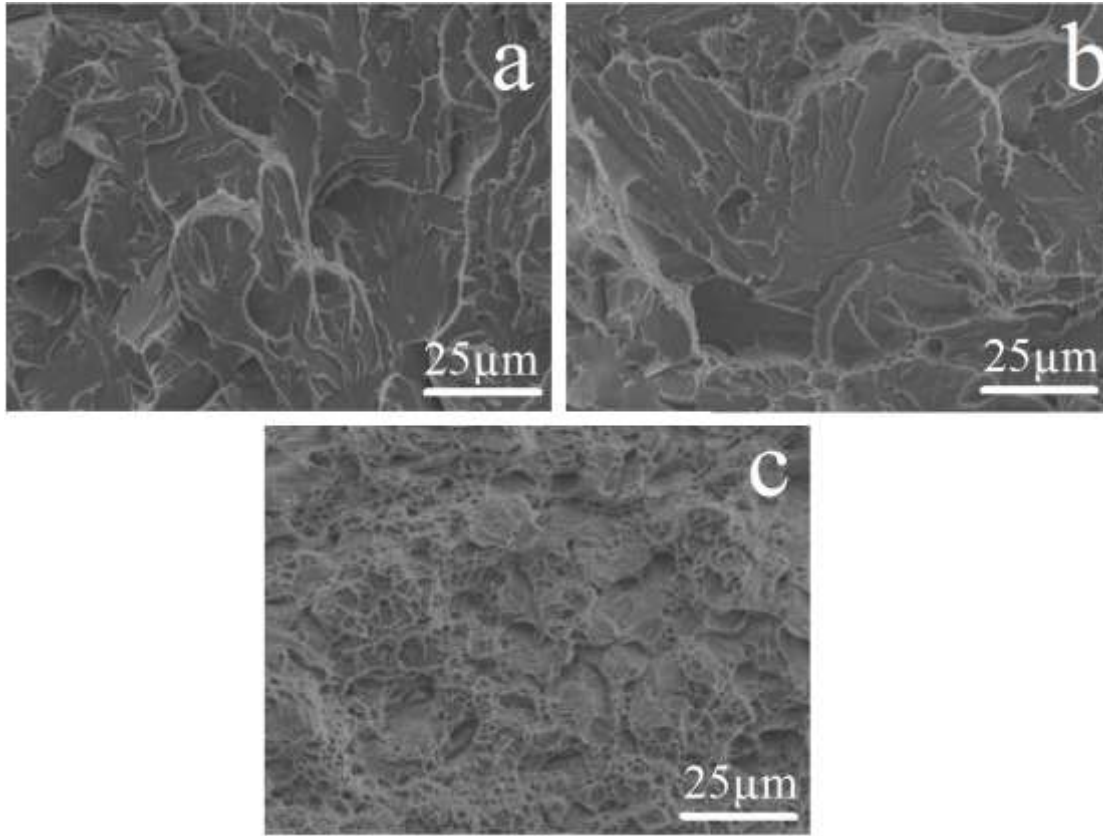


Resim 4.21. (Devamı) Çekme deneyi sonrası kaynak yöntemlerine ait kırılma görüntüleri

Resim 4.21 de görüldüğü üzere HPAK ve GMAK kaynak yöntemlerinde numuneler iri taneli bölgeden kopmuş iken CMT kaynak yönteminde ise kaynak bölgesinden kopmuştur. HPAK ve GMAK'daki kaynak bölgesinden kopmaması kullanılan kaynak yönteminin kaynak kabiliyetinin iyi olduğunun göstergesidir. Ayrıca HPAK ve GMAK kaynakları ile birleştirilen numunelerin sertlik testlerinde kaynaklı bölgenin sertliğinin diğer bölgelerden yüksek olmasının etkili olduğu düşünülmektedir. Çünkü CMT kaynağı ile birleştirilen numunenin kaynak bölgesi sertlik değeri ITAB bölgesinden daha düşük çıkmış ve kopma kaynak metalinden gerçekleşmiştir (Resim 4.21).

4.4.1.Çekme Testi Sonrası Kırık Yüzey SEM Görünümleri

Çekme testi sonrasında numuneler kesit görünümünün ortasından alınan SEM görüntüleri Resim 4.22'de verilmiştir.



Resim 4.22. Çekme işlemi sonrası numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri a) HPAK b)GMAK ve c) CMT kaynaklı numuneler

Resim 4.22 incelendiğinde HPAK ve GMAK yüzeyinden alınan görüntüde bir dizi yarılma düzlemi boyunca çatlak başlangıcının ilerlemesi sonucu oluşan tipik yarılma kırığı şeklinde bir gevrek kırılma söz konusudur (Tao ve diğerleri, 2014). CMT kaynaklı numunede ise kırık yüzey SEM görüntüleri lifli bir bölge içerisinde derin ve eş eksenli taneler şeklinde sünek kırılmaya benzer şekilde meydana gelmiştir. Buda kırılmadan önce meydana gelen plastik deformasyonun varlığına işaret eder (Fei ve diğerleri, 2018). HPAK GMAW yöntemi ile birleştirilen numunelerin yüzde uzama değerleri fazla olmasına rağmen gevrek kırılma şeklinde kopmasının öte yandan daha düşük yüzde uzama değerine sahip CMT kaynaklı numunenin ise sünek resimde kopmasının nedeni çekme işlemi esnasında HPAK ve GMAW yöntemlerinde kopma iri taneli martenzitik ve karışık bölgeden gerçekleşirken CMT yönteminde ise östenitik olan kaynak metalinden kopmuş olması ile ilgilidir. Gevrek kırılma yüzeylerin birbirinden ayrılması ve daha düz (daha az tane sınırı) yüzeylerin eldesi şeklinde görünürken (Datta ve diğerleri, 2002) sünek kopma yüzeylerinin girintili çıkıntılı (yüksek tane sınırı miktarı) olması, çekme kırığı yüzeyinde incelmeler ve dimple desenleri şeklinde görünür (Janicki, 2014). Bu kırılma mekaniği ise taneler arası kırılma veya intergranüler kırılma olarak da ifade edilir (Saxena ve diğerleri, 2018).

4.5.Üç Nokta Eğme Deneyi

Resim 4.22’de farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilmiş ve ardından materyal metot kısmında belirtilen TS EN ISO 5173 eğme testi standardına göre teste tabi tutulmuş numunelerin kopma bölgelerinin makro resimleri verilmiştir.



Resim 4.23. a) HPAK b) GMAK ve c) CMT kaynaklı numunelerin eğme deneyi sonrası kopma bölgelerinin görünümü

Resim 4.23'te görüldüğü üzere HPAK ve GMAK kaynaklı numuneler çekme testinde olduğu gibi ITAB bölgesinden kopmuştur. ITAB bölgesinin zayıf süneklığe sahip olduğu görülmüştür. Bükme deneyi yapılan kaynak kök ve yüz bölgelerinde herhangi bir hasar ve çatlak oluşumuna gözlenmemiştir. Literatürde benzer sonuç Janicki (2014), tarafından lazer kaynağı ile birleştirilen ArmoX 500 T zırh çeliği çalışmasında da belirtilmiştir. CMT kaynaklı numunelerde ise 2 numune kaynak metal bölgesinden kopmuş iken 1 numune ise kısmen dönüşüme uğrayan bölge ile ısıdan etkilenmeyen bölge bileşiminden kopmuştur. 2 numunenin kaynak metalinden kopması çekme testinde olduğu gibi kaynak metalinin esas metal ile karışmaması kaynak kabiliyetinin iyi olmadığı sonucunu destekler niteliktedir. Diğer bir numunenin kısmen dönüşüme uğrayan bölge ile ısıdan etkilenmeyen bölge

bileşiminden kopması ise Resim 4.19’da gösterildiği üzere kopma bölgesinde martenzitik, karışık beynit ve ince karbürü homojen dağılım göstermemesine bağlı olarak o bölgede yüksek yoğunlukta kalıntı gerilmelerine neden olduğu düşünülmektedir.

4.6. Darbe Çentik Deneyi

Kaynaklı numuneler çekme ve eğme testlerinde ITAB bölgesi ve kaynak metali bölgesinden koştuklarından dolayı çentik darbe testi için hem kaynak bölgesi hem de ITAB bölgesinden TS EN ISO 148-1 standardına göre numuneler hazırlanarak gerçekleştirilmiştir. Zırh çeliklerinin kullanım alanları göz önünde bulundurularak +20 ve -50 °C’de olmak üzere 2 sıcaklıkta ölçümler yapılmıştır. Yukarıda anılan standartlara göre hazırlanmış numuneler üzerinden çıkarılan sonuçlar Çizelge 4.4 ve 4.5’de verilmiştir.

Çizelge 4.2. Farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilen RAMOR 500 zırh çeliğinin 20 °C’deki çentik darbe dayanımı değerleri

Ana malzeme ve yöntemler	Çentik bölgesi	Deney sıcaklığı	Ortam	Darbe çentik çarpma enerjisi KV ₂ (J)
Ana malzeme	Malzeme	20 °C		22
HPAK	ITAB			18,0
	Kaynak			20,8
GMAK	ITAB			16,7
	Kaynak			19,4
CMT	ITAB			27,0
	Kaynak			43,3

Çizelge 4.3. Farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilen RAMOR 500 zırh çeliğinin -50 °C’deki çentik darbe dayanımı değerleri

Ana malzeme ve yöntemler	Çentik bölgesi	Deney sıcaklığı	Ortam	Darbe çentik çarpma enerjisi KV ₂ (J)
Ana malzeme	Malzeme	-50 °C		17,3
HPAK	ITAB			13,2
	Kaynak			15,1
GMAK	ITAB			7,0
	Kaynak			10,1
CMT	ITAB			18,2
	Kaynak			30,1

Çizelge 4.2 ve Çizelge 4.3 incelendiğinde Darbe tokluğunun, ortam sıcaklığına, kullanılan kaynak yöntemlerine, deney numunelerinin kaynak bölgesi veya ITAB’ bölgesinden hazırlanma durumlarına göre değiştiği görülmüştür. HPAK ve GMAK kaynaklı numunelerin darbe çentik değerleri esas malzemeden daha düşük CMT kaynaklı numunenin ise daha yüksektir. Bu durum kaynak işlemi esnasında kaynak bölgesinde esas metal ile fazla karışma olmamasından dolayı kaynak metalinin büyük oranda östenitik bir yapıdan oluşması ile ilgilidir. Östenitik yapının darbe tokluğu martenzitik yapıdan yüksek olduğundan CMT kaynaklı numunenin çekme dayanımı daha düşük olmasına rağmen esas metale göre daha iyi bir darbe tokluğu göstermesini sağlamıştır (Robledo ve diğerleri, 2010). Saxena ve

diğerleri (2018) GMAW kaynağı ile östenitik ve ferritik tel kullanarak birleştirdikleri ArmoX 500T çeliğindeki darbe dirençlerinde östenitik tel ilavesi sonucunda %20 artma, ferritik tel ilaveli numunlerde ise %12 azalma meydana geldiğini belirtmişlerdir. Janicki ilave metal kullanmaksızın disk lazer kaynağı ile birleştirdiği ArmoX 500T çeliklerin darbe tokluğu değerlerinde %30 azalma meydana geldiğini belirtmiştir. Hem literatürdeki çalışmalar hem de tez çalışması sonuçları darbe tokluğu istenilen uygulamalarda östenitik tel kullanma gerekliliğini ortaya koymaktadır.

Öte yandan sıcaklığın azalmasına bağlı olarak tüm deney şartlarındaki darbe çentik değerleri düşmüştür. Bu durum beklenen bir sonuçtur. Çünkü sıcaklığın azalması ile malzemede büzelme meydana geldiğinden malzemelerin enerji absorbe etme özelliği azalır. Bu durum literatürde farklı malzemelerin ve kaynak yöntemleri ile çalışan birçok araştırmaca tarafından raporlanmıştır. (Datta ve diğerleri, 2002; Ibrahim ve diğerleri, 2010; Sathiya ve diğerleri, 2010; Cabrilo ve diğerleri, 2018).



5. SONUÇ ve ÖNERİLER

Bu çalışmada savunma endüstrisinden yaygın olarak kullanılan RAMOR 500 zırh çeliği HPAK, GMAK ve CMT yöntemleri ile birleştirilmiştir. Farklı ergitme kaynaklarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi SEM, EDS, sertlik, çekme, eğme ve çentik darbe tokluk deneyleri sonuçları baz alınarak ortaya konmuştur. Elde edilen sonuçlar aşağıdaki resimde özetlenebilir.

1- 6 mm kalınlığındaki RAMOR 500 çeliği HPAK yönteminde tek pasoda kaynak ağzı açmaksızın GMAK ve CMT yöntemlerinde ise 2 pasoda yüzeyleri 45° 2mm taşlanarak başarılı bir resimde birleştirilmiştir.

2- Kaynaklı numunelerin birleşim bölgelerinde süreksizlik, yapısal bozukluk, yanma olukları, çatlak vb. olumsuzluklara rastlanmamıştır. Bu durum kullanılan kaynak yöntemleri, seçilen ilave telin, koruyucu gaz ve kaynak parametrelerinin kaynak amacına yönelik beklentileri karşıladığı görülmüştür. Kullanılan ilave telin östenitik yapılı ve hassas Mn içeriğine sahip olması zırh çelikleri kaynağında kronik sorun olan Hidrojen gevrekliğine bağlı sıcak çatlak oluşumunu engellemiştir.

3- Optik ve SEM görüntüleri incelendiğinde, HPAK ve GMAK yöntemlerinde kaynak metali ile esas metalin birbirleri içerisine karışarak erime çizgisi bölgesi oluşturduğu (difüzyon işleminin gerçekleştiği) ancak CMT kaynak yönteminde ise yeterli difüzyon meydana gelmediği tespit edilmiştir.

4- HPAK ve GMAK kaynaklı numunelerin kaynak metali bölgelerinin çoğunlukla östenik yapıda olmakla beraber az miktarda martenzitik ve kısmen δ -ferrit fazından oluşmuş iken CMT kaynaklı numunede ise östenitik ve az miktarda δ -ferrit fazından oluştuğu tespit edilmiştir.

5- Kaynaklı işlemleri sonrası numunelerin hem kaynak metali hem de ITAB bölgesi sertlik değerlerinin esas malzemeden daha yüksek olduğu dolayısıyla Ramor 500 zırh çeliğinin balistik özelliklerinde bir azalma meydana gelmediği söylenebilir. HPAK ve GMAK yöntemlerinde en yüksek sertlik değeri kaynak bölgesinde elde edilmiş olup zırh çeliklerinin çoğu ergitmeli ark kaynaklarında büyük bir problem olarak anılan kaynak bölgesinin ana malzemeden daha düşük olması problemi giderilmiştir.

6- Çekme dayanımlarında işlemsiz zırh çeliğine göre düşüş meydana gelmiş olsa da literatüre göre özellikle HPAK yöntemi ile tatmin edici dayanımlar elde edilmiştir. Elde edilen çekme dayanımları esas metale göre HPAK, GMAK, CMT kaynak yöntemlerinde sırasıyla %65, %50 ve %40 şeklinde sıralanmıştır.

7- Çekme sonrası kırık yüzeylerin fraktografik incelemesinde HPAK ve GMAK ile birleştirilen numunelerde yarılmaya kırığı tipinde gevrek kırılma, CMK kaynaklı numunede ise taneler arası (intergranüler) kırılma tipinde sünek kırılmaya benzer bir resimde meydana gelmiştir.

8- Çekme testinde ve Eğme testinde HPAK ve GMAK kaynaklı numunelerin iri taneli bölgeden koptukları CMT kaynaklı numunenin ise kaynak metali bölgesinden koptuğu tespit edilmiştir. Bu durum Ramor 500 zırh çeliği için HPAK ve GMAK kaynak parametrelerinin uygun olduğunu ancak CMT kaynak parametreleri üzerinde çalışmaların yapılması gerektiğini ortaya koymaktadır.

9- Darbe çentik tokluk değerleri bakımından incelendiğinde CMT kaynaklı numunelerin esas metalden daha iyi darbe direnci gösterdiği tespit edilmiştir. HPAK ve GMAK kaynaklı numuneler esas metale göre daha az darbe direnci sağlamış olsa da literatürde ki çalışmalara kıyasla daha iyi darbe tokluk değerleri sağlamıştır. Bu durum kullanılan ilave östenitik telin sunduğu yüksek tokluk değerleri sebebiyledir. Sıcaklık düşüşü ile hem işlemsiz Ramor 500 hem de kaynaklı numunelerin darbe tokluk değerleri düşmüştür.

10- HPAK yönteminde diğer yöntemlere göre uygun ısı girdisi ve soğuma hızı ile malzemenin içyapısını ve mekanik özelliklerini daha az düşürdüğü ve kaynak ağzı açmaksızın tek pasoda 6 mm kalınlığındaki numunelerin kaynatılması dolayısıyla zaman, enerji ve maliyetten tasarruf sağladığından dolayı tez çalışması sonucunda karşılaştırılan 3 kaynak yönteminden en uygun olanın HPAK olduğu sonucuna varılmıştır.

11- Zırh çeliklerinin kaynağında ikincil bir işlem durumunda 200 °C'yi geçilmemesinin önerilmesi, ilave metal dolguların pahalı olmasına rağmen mekanik özellikleri düşürmesinden dolayı zırh çeliklerin kaynağında sınırlı olarak çalışılan sürütme karıştırma kaynağı, difüzyon kaynağı vb. katı hal kaynak teknikleri veya ilave metal ilavesi gerektirmeyen plazma keyhole, lazer kaynağı gibi ergitmeli yöntemler ile çalışmalar yapılabilir.

KAYNAKLAR

- Ade, F., 1991. Ballistic qualification of armor steel weldments, *Weld. Journal*, 70(9), 53-58.
- Akca, C. & Karaaslan, A. Weldability of class 2 armor steel using gas tungsten arc welding. *Arch. Mater. Sci.Eng.*, 2008, 34(2), 110-112.
- Akella, K., & Naik, N. K. 2015. Composite armour - A review. *Journal of the Indian Institute of Science*, 95(3), 297–312.
- American Welding Society *Welding handbook*, FL:Welding Processes; vol. 2, 8th ed. Miami, 1991.
- Anık, S., 1991. *Kaynak Tekniği El Kitabı. Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü Gedik Eğitim Vakfı Yayını*, 250 s, İstanbul.
- Anık, S., ve Vural, M., 2001. *Gazaltı Ark Kaynağı, . Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü Gedik Eğitim Vakfı Yayını*, s.308.
- Aslanlar, S., 2009. *Kaynak Teknolojisi ve Uygulamaları Ders notu*, Sakarya Üniversitesi, Sakarya.
- Askeland D.R., *The science and engineering of materials*, Cengage Learning, Stamford, 2010.
- ASM Handbook, “Welding, Brazing and Soldering”, 6: 1187, ASM International, 27-49, (1993).
- Atabaki, M.M., Ma, J., Yang, G., and Kovacevic, R., 2014. Hybrid Laser/Arc Welding of Advanced High Strength Steel in Different Butt Joint Configurations. *Materials and Design*, Research Center for Advanced Manufacturing (RCAM), Southern Methodist University, Dallas, Texas 75205, USA.
- Atapek, H.Ş., 2011. *Bor Katkılı Bir Zırh Çeliğinin Fiziksel Metalurjik Esaslar Doğrultusunda Geliştirilmesi ve Balistik Performansının Değerlendirilmesi” (Doktora Tezi) Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.*
- Bai, Y., Gao, H.M., and Qiu, L., 2010. Droplet transition for plasma-MIG welding on aluminium alloys. *T. Nonferr. Metal Soc.*, 10(5): 449.
- Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., and Reddy, G.D., 2013. Effect of PTA Hardfaced Interlayer Thickness on Ballistic Performance of Shielded Metal Arc, Welded Armor Steel Welds. *Journal of Materials Engineering and Performance*, ASM International, 1059-9495.
- Barényi I., 2012. Secondary processing of UHSLA Armox 500 steel with heat based Technologies, *University Review*, Vol. 6, No. 2 ISSN 1337-6047.
- Bar’enyi, I., H’ire’s, O., Lip, P., 2013. Changes in mechanical properties of armoured UHSLA steel ARMOX 500 after over tempering. *Problems of Mechatronics Armament, Aviation, Safety Engineering*. (14), 7-14.

- Bitharas, I., McPherson, N.A., McGhie, W., Roy, D., and Moorea, A.J., 2018. Visualisation and optimisation of shielding gas coverage during gas metal arc welding. Journal of Materials Processing Technology, 255:451-462.
- Bhadeshia, H., 1997. Martensite and Bainite in Steels : Transformation Mechanism Mechanical Properties. *Journal de Physique IV Colloque*, 07: 367-376.
- Borvik, T., Dey, S., Clausen, A.H., 2009. Perforation resistance of five different high strength steel plates subjected to small arm projectiles. *Int J of Impact Eng* 36, 948-964.
- Cabrilo, A., Geric, K., Jovanovic, M., and Vukic, L., 2018. Weldability and Impact Energy Properties of High-Hardness Armor Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, 27(3):1281-1295.
- Caia, J., Fenga, Y., Zhoua, J., Li, Y., Zhanga, X., and Wud, C., 2018. Numerical analysis of weld pool behaviors in plasma arc welding with the lattice Boltzmann method. *International Journal of Thermal Sciences*, 124,447-458, China.
- Çevik B., 2017. “Farklı özlü tel kullanılarak birleştirilen S275 yapı çeliğinin mekanik ve mikroyapı özelliklerinin incelenmesi”, *Journal of Polytechnic*, 20(3): 675-680.
- Das, S. K., & Thomas, G. (1970). On the morphology and substructure of martensite. *Metallurgical Transactions*, 1(1), 325-327.
- Das, B., Yadaiah. N., Ozah, R., Chowdhury, S., Mondal, A.K., Muralidhar, M., 2018. A Perspective Review on Estimation of Keyhole Profile during Plasma Arc Welding Process. *Materials Today*, 5(2):6345-6350.
- Datta, R., Mukerjee, D., Jha, S., Narasimhan, K., and Veeraraghavan, R., 2002. Weldability characteristics of shielded metal arc welded high strength quenched and tempered plates. *J Mater Eng Perform*, 11:5e10.
- Detao, C., Shanguo, H., Shida Z., Ziyi, L., Yupeng, Zhang., ve Kai. W., 2017. Microstructure and corrosion resistance of Al5083 alloy Hybrid Plasma-MIG welds. *Journal of Materials Processing Technology*, S0924-0136(17): 30624-6.
- Duan, B., Wang, J. C., Lu, Z. H., Zhang, G. X., & Zhang, C. H. 2018. Parameter analysis and optimization of the rotating arc NG-GMAW welding process. *International Journal of Simulation Modelling (IJSIMM)*, 17(1), 170-179.
- Durkaya, G., Kaplan, H., Çetin, B., Gürleyik, M., Pişkin, A. R., Ersoy, K., ve Meço, H., 2016. Zırh çeliklerinin kaynağında hidrojen içeriğinin raman spektroskopisi yöntemi ile analiz edilmesi. *Mühendis ve Makine Dergisi*, 57 (674):50-56.
- Durmuş, H., Çömez, N., Yurddaşkal, M., 2017. Soğuk metal transfer kaynağı ile birleştirilmiş AA6061-galvanizli çelik sacların karakterizasyonu, *Dicle Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi*, Cilt:8, Sayı:4 835-844.

- El-Batahgy, A. M., Miura, T., Ueji, R., & Fujii, H. (2016). Investigation into feasibility of FSW process for welding 1600 MPa quenched and tempered steel. *Materials Science and Engineering: A*, 651, 904-913.
- Eryürek, İ.B., 2007. Gazaltı ark kaynağı, ASKAYNAK Kaynak Tekniği Sanayi ve Ticaret A.Ş., İstanbul, s. 74.
- Fei, Z., Pan, Z., Cuiuri, D., Li, H., Wu, B., Ding, D., Su, L., and Gazder, A.A., 2018. Investigation into the viability of K-TIG for joining armour grade quenched and tempered steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 32:482-493.
- Feng, J., Zhang, H., & He, P. 2009. The CMT short-circuiting metal transfer process and its use in thin aluminium sheets welding. *Materials & Design*, 30(5), 1850-1852.
- Gao, M., Zeng, X., Yan, J., Hu Q., 2008. Microstructure characteristics of laser-MIG hybrid welded mild steel. *Applied Surface Science*, 254:5715-5721.
- Gavas, M., Aydın, M., Yaşar, M., Altunpak, Y., 2015. Üretim Yöntemleri ve İmalat Teknolojileri, Seçkin Yayıncılık, ISBN:978-975-02-3482-8, 500 s., Ankara.
- Guo, Y., Pan, H., Ren, L., & Quan, G. 2018, An investigation on plasma-MIG hybrid welding of 5083 aluminum alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 1-8.
- Han Y.Q., Chen, S.J., Yin, S.Y., Li, Y.H., 2006. Variable polarity plasma arc welding process for thick aluminum alloy. *Chin J Mech Eng.*, 42(9):144-8.
- Hanhold, B., Babu, S.S., and Cola, G., 2013. Investigation of heat affected zone softening in armour steels Part 1-Phase transformation kinetics. *Science and Technology of Welding and Joining*, 18(3):247-252.
- Hertel, M., Füssel, U., Schnick, M., 2014. Numerical simulation of the plasma-MIG process—interactions of the arcs, droplet detachment and weld pool formation. *Weld World* 58(1):85-92.
- Himmelbauer, K. 2004. The CMT process-a revolution in welding technology. *Dok. MIS XII-1875-05*.
- Ibrahim, O., Ibrahim, S., and Khalifa, T.A.F., 2010. Effect of aging on the toughness of austenitic and duplex stainless steel weldments. *J.Mater. Sci. Technol*, 26 (9): 810-816.
- IIW Milletlerarası Kaynak Enstitüsü, 1978. IX Nolu Komisyonu, Kaynak Kabiliyeti Komisyonu'nun Önerisi, s.35-38.
- İnternet : Ramor ve Armox Zırh Çelikleri Üreticisi SSAB Ürün Katalogu <http://www.ssab.com.tr/products/brands/armox>, Son Erişim Tarihi : 14.11.2018.
- İnternet : Kocaeli Üniversitesi veri tabanlı ulaşılan bilgi paylaşım sayfası <https://www.haberler.com/kou-de-yerli-zirh-celigi-uretimi-prof-dr-haberi/>, Son Erişim Tarihi : 10.11.2018.

- İnternet : Nurol Teknoloji A.Ş Balistik Zırh Çelikleri İmalat ve Kaynak Teknikleri <http://www.nurolteknoloji.com/tr/urunler/balistik-zirh-plakalari.html>, Son Erişim Tarihi : 12.12.2018
- İnternet : Tosyalı D.Ç A.Ş , <http://www.hurriyet.com.tr/ekonomi/celik-zirhin-babayigidi-40467430>, Son Erişim Tarihi : 10.11.2018
- İnternet : Metalurjimalzeme.net web sitesi , <https://www.metalurjimalzeme.net/plazma-ark-kaynagi/> , Son Erişim Tarihi : 11.10.2018.
- İnternet : Fronius Electric International GmbH., İleri Teknoloji Kaynak Makineleri, https://www.google.com.tr/search?q=CMT+twin+hybrid&source=lnms&tbm=isch&sa=X&ved=0ahUKEwjf6JTg1tPeAhXBIYsKHWsLA2wQ_AUIDygC&biw=1707&bih=821#imgrc=YpAfMNWj-BpRGM., Son Erişim Tarihi : 09.08.2018
- İnternet : Fronius Electric International GmbH., <http://www.fronius.com/en/welding-technology/products/robotic-welding/migmag-single-wire/pushpull-systems/pushpull-systems>, Son Erişim Tarihi :09.08.2018
- İnternet : Esab Kaynak Teknolojileri , Kaynak Sarf Malzemeleri Genel Ürün Kataloğu, <http://www.esabna.com/us/en/products/index.cfm?fuseaction=home.product&productCode=410151>, Son Erişim Tarih: 10.10.2018
- İnternet : İmalat sanayi dergisi makinetek oluşumu dijital veri paylaşımı, <http://www.makinetek.com.tr/arsiv/yazi/yeleri-ve-ekonomik-bir-kaynak-yontemi-hibrit-plazma-ark-kaynagi.>, Son Erişim Tarihi : 07.06.2018
- Janicki, D., 2014. Disk laser welding of armor steel. Archives of Metallurgy and Materials, Vol 59, Issue 4. Silesian University of Technology, welding department, 18a Konarskiego Str., 44-100 Gliwice, Poland.
- Jena, P.K., Senthil, P.P., and Kumar, K.S., 2016. Effect of tempering time on the ballistic performance of a high strength armour steel. J. Appl. Res. Technol, 14 (1): 47–53.
- Kara, S., 2012. Çelik esaslı zırh malzemesinin 307si elektrotu ile kaynak edilebilirliğinin ve mikroyapı üzerindeki etkisinin deneysel araştırılması. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi.,Elazığ.
- Kara, S., ve Korkut, M.H., 2012. Zırh çeliklerinde kaynak ağzı tasarımının metalürjik ve mekanik özelliklere etkisinin araştırılması. Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi, 9(1): 35-45.
- Kara, S., ve Korkut, M.H., 2012. Zırhlı muharebe araçlarında kullanılan zırh plakalarında kaynak sonrası ısıl işlemin birleşim mukavetine etkisinin araştırılması. Savunma Bilgileri Dergisi,11(2):159-171.
- Karadeniz, E., Öz Saraç, U., ve Yıldız, C., 2007. The Effect of Process Parameters on Penetration in Gas Metal Arc Welding Processes, Material and Design 28: 649-656.
- Karagöz, Ş., Atapek, Ş. H., Yılmaz, A., 2007. Isıl İşlemler ile Zırh Çeliklerinin Geliştirilmesi, Military Science and Intelligence, 20, s. 42-45.

- Karagöz, Ş., ve Atapek, H.Ş., 2009, Fiziksel metalurjik esaslarla geliştirilen bor katkılı zırh çeliğinin kaynaklanabilirliği 1. Uluslararası Kaynak Teknolojisi Konferansı sf. 840-849.
- Karagöz, Ş., ve Atapek, H., 2010 Microstructural and Fracto-graphical studies on Quenched and tempered Armour steel, *Materials Testing*, 52:5, 316-322.
- Katı, N., Bölükbaşı, M., ve Ozan, S., 2018. Inconel 718 süper alaşımın plazma ark kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde akım şiddetinin etkisi. *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 22 (2): 595-601.
- Kılıç, M., 2008. AISI 304 paslanmaz çeliği ve 1040 çelik çifti'nin plazma kaynak yöntemiyle birleştirilebilirliğinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi.
- Kolla, H. H., Mishra, B., Jena, P. K., Siva, K., Kumar, Bhat, T. B., Srinivas, M., & Reddy, A. V. (2011) Development of an ultrahigh strength low alloy steel for armour applications, *Materials Science and Technology*, 27:2, 551-555.
- Krawczyk, J., Bala, P. & Pacyna, J. 2007. TEM studies of tempered structural steels with Ni. *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.* 21, 59–62.
- Kulmann, N.A., 2011. Metallurgical characterization of armor alloys for the development and optimization of induction bending procedures. The Ohio State University, USA.
- Kurt, S., 2015. Farklı kaynak açısı ve geometrilerinde gerçekleştirilen kaynakların MIL-A 46100 zırh çeliği mikroyapısına ve mekanik özelliklerine etkisinin deneysel ve sayısal olarak incelenmesi. T.C. Kara Harp Okulu Savunma Bilimleri Enstitüsü Teknoloji Yönetimi Ana Bilim Dalı Yüksek Lisans Tezi.
- Li, J., Sun, Q., Liu, Y., Cai, C., & Feng, J., 2017. Cold Metal Transfer Welding–Brazing of Pure Titanium TA2 to Aluminum Alloy 6061-T6. *Advanced Engineering Materials*, 19(2), 1600494.
- Liu, X.F., Wua, C.S, Jia, C.B., and Zhanga, G.K., 2017. Visual sensing of the weld pool geometry from the topside view in keyhole plasma arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 26: 74–83.
- Liu, Z. M., Cui, S., Luo, Z., Zhang, C., Wang, Z., & Zhang, Y. (2016). Plasma arc welding: process variants and its recent developments of sensing, controlling and modeling. *Journal of manufacturing processes*, 23, 315-327.
- Madhavan, S., Kamaraj, M., Vijayaraghavan, L., & Rao, K. S. (2017). Cold Metal Transfer Welding of Dissimilar A6061 Aluminium Alloy-AZ31B Magnesium Alloy: Effect of Heat Input on Microstructure, Residual Stress and Corrosion Behavior. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 70(4), 1047-1054.
- Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Balasubramanian, T. S., & Reddy, G. M. (2008). Effect of welding consumables on tensile and impact properties of shielded metal arc welded high strength, quenched and tempered steel joints. *Science and Technology of Welding and Joining*, 13(2), 97-105.

- Malakondaiah, G., 1997. Srinivas, M., Rama-Rao, P., Ultrahigh- strength low-alloy steel with enhanced fracture toughness, *Prog. Mater. Sci.*, 42, 209-242.
- Maweja, K., Stumpf, W. & Van der Berg, N., Characteristic of martensite as a function of the Ms temperature in lowcarbon armour steel plates. *Mater. Sci. Eng. A*, 2009, 519(1-2), 121-127.
- Memiş, İ., 2016. Impact response of Ramor 500 Armor steel subjected to high velocities, *Dokuz Eylül üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, s. 81.
- Merzalı, C.E., 2013. Zırh çeliklerinde kaynak sonrası ısı tesiri altında kalan bölgenin özelliklerinin ısı işlem ile iyileştirilmesi. *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans Tezi, İstanbul*.
- Moghaddam, M. A., Golmezergi, R., & Kolahan, F. 2016. Multi-variable measurements and optimization of GMAW parameters for API-X42 steel alloy using a hybrid BPNN–PSO approach. *Measurement*, 92, 279-287.
- Mohandas, T., Reddy G.M., and Kumar, B.S., 1999. Heat-affected zone softening in HSLA steels, *J. Mater. Process. Technol.*, 88, 284–294.
- Mvola, B., & Kah, P. 2017. Effects of shielding gas control: welded joint properties in GMAW process optimization. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 88(9-12), 2369-2387.
- Nunes, A., 2004. Plasma arc welding: how it works A brief account of the physical principles of PAW, <https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=20040139717> 2018-11-14T08:37:39+00:00Z.
- Qian K, Zhang YM. 2014. Bilinear model predictive control of plasma keyhole pipewelding process. *J Manuf Sci Eng Trans ASME*, 136(3):031002 pp.10-15.
- Potesser, M., Schoeberl, T., Antrekowitsch, H., Bruckner, J. 2006, “The characterization of the intermetallic Fe-Al layer of steel-aluminum weldings.”, *EPD Congress, The Minerals, Metals & Materials Society*.
- Pramanick, A.K., Das, H., Reddy, G.M., Ghosh, M., Das, G., and Nandy S., 2016. Development and design of microstructure based coated electrode for ballistic performance of shielded metal arc welded armour steel joints. *Mater Des*, 103:52–62.
- Rajeev, G.P., Kamaraj, M., Bakshi, S.R., 2014. Al-Si- Mn Alloy Coating on Aluminum Substrate Using Cold Metal Transfer (CMT) Welding Technique, *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, 66(6), 1061-1067.
- Reddy, G.M., and Mohandas, T., 1996. Ballistic performance of highstrength low-alloy steel weldments. *J Mater Process Technol* 57: 23–30.
- Reddy, G. M., Mohandas, T., & Papukutty, K. K. (1998). Effect of welding process on the ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments. *Journal of materials processing technology*, 74(1-3), 27-35.

- Robledo, D.M., Gómez, J.A.A., Barrada, J.E.G., 2010. Development of a welding procedure for MII A 46100 armor steel joints using gas metal arc welding, *National University Of Colombia*, 168, 65-71.
- Rosado, T., Almeida, P., Pires, I., Miranda, R., Quintino, L., 2008. Innovations in Arc Welding. Congresso De Engenharia De Moçambique, Maputo.
- SSAB Oxelosund Sweden: The steel book. Sweden, Available: <http://www.ssab.com> 2008.
- Saleha, M., Kariemb, M.M., Luzina, V., Topplerf, K., Li, H., and Ruanc, D., 2018. High strain rate deformation of RAMOR 500 and effects on texture development using neutron diffraction techniques and SHPB testing. *Materials Science & Engineering*, A 709: 30–39.
- Sangoy, L., Meunier, Y., Pont, G., 1988. Steels for ballistic protection. *Israel Journal of Technology*, 24: 319-326.
- Sathiya, P., Aravinda, S., Ajith, P.M., Arivazhagan, B., and Haq, A.N., 2010. Microstructural Characteristics on Bead on Plate Welding of AISI 904 L Super Austenitic Stainless Steel Using Gas Metal Arc Welding Process, *Engineering, Science and Technology*, 2(6): 189-199.
- Saxena, A., Kumaraswamy, A., Reddy, G. M., and Vemuri, Madhu., 2018. Influence of welding consumables on tensile and impact properties of multi-pass SMAW RAMOR 500 steel joints vis-a-vis base metal. Defence Institute of Advanced Technology (DU), Pune 411025, Defence Metallurgical Research Laboratory, Kanchanbagh, Hyderabad 500048, India.
- Schierl, A. (2005). The CMT process a revolution in welding technology. *Welding In The World-London-*, 49(I), pp. 38.
- Schuldies, J.J., and Nageswaran, R., 2010. Ceramic matrix composites for ballistic protection of vehicles and personnel. In: Uddin N (ed) *Blast Prot. Civ. Infrastructures Veh. Using compos*, 1st edn. Woodhead Publishing, Great Abington Cambridge, pp 235–243
- Srinivasan, P.B., Muthupandi, V., Sivan, V., and Dietzel, W., 2006. Microstructure and corrosion behavior of shielded metal arc-welded dissimilar joints comprising duplex stainless steel and low alloy steel. *J Mater Eng Perform*, 15:758e64.
- Tao P, Yu H, Fan Y, Fu Y., 2014. Effects of cooling method after intercritical heat treatment on microstructural characteristics and mechanical properties of as-cast high-strength low-alloy steel. *Mater Des.*, 54:914–23.
- Taşkaya, S., Yıldız, T., ve Gür, A.K., 2018. Ramor 500 zırh çeliğinin tozaltı kaynak yöntemi ile birleştirilmesinde gerilimin etkisi. *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 22 (2): 357-363.
- Tolungüç, B., Yurtışık, K., Tirkeş, S., Gür, C.H., Batıgün, C., Ertürk, M.T., ve Gürbüz, R., 2011. 2205 Dupleks paslanmaz çeliklerin hibrit plazma ark kaynaklı birleştirmelerinde mikro yapı dönüşümleri. *Mühendis ve Makine*, 53 (624): 77-82.

- Tülbentçi, K., 1990. MIG-MAG eriyen elektrot ile gazaltı kaynağı. Gedik Eğitim Vakfı Kaynak Teknolojisi Eğitim Araştırma ve Muayene Enstitüsü, s. 208, İstanbul.
- Unfried J.S., Garzon, C.M. and Giraldo, J.E., 2009. Numerical and experimental analysis of microstructure evolution during arc welding in armor plate steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(4), pp.1688-1700.
- Ünal, E., 2016. CMT-MIG kaynaklı alüminyum ve çelik bağlantıların özellikleri ve optimizasyonu. Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Ünal, E., Taban, E., 2017. Properties and optimization of dissimilar aluminum steel CMT welds, *Weld World*, 61:1–9.
- Wang, S., Goldak J., Zhou K., Tchernov S, Downey D., 2009. Simulation on the thermal cycle of a welding process by space–time convection–diffusion finite element analysis. *Int J Therm Sci* 48: 936-947.
- Wang, X.J., Wu, C.S., Chen, M.A., 2010. Numerical simulation of weld pool keyholing process in stationary plasma arc welding. *Acta Metall Sin.*, 46(8):984–90.
- Wojnowski, D., Oh, Y.K., Indacochea, J.E., 2000. Metallurgical assessment of the softened HAZ region during multipass welding, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 122(2), 310-315.
- Wu C.S., Jia C.B., Chen, M.A., 2010. A control system for keyhole plasma arc welding of stainless steel plates with medium thickness. *Weld J.*, 89(11), 224-s–231-s.
- Yang, S., Zhang, J., Lian, J., Lei, Y., 2013. Welding of aluminum alloy to zinc coated steel by cold metal transfer, *Materials & Design*, 49, 602–612.
- Yang T, Xiong J, Chen H (2016) Effect of process parameters on tensile strength in plasma-MIG hybrid welding for 2219 aluminum alloy. *Int J Adv Manuf Technol* 84(9–12):2413–2421.
- Yurtışık, K., 2013. Kinetics and microstructural analysis of fatigue fracture progress in weld joints of duplex stainless steel grade 2205. A Thesis Submitted To The Graduate School of Natural and Applied Sciences of Middle East Technical University.
- Zengin, E., 2010, Farklı ön tav sıcaklıklarında kaynaklı birleştirilen zırh çeliklerinin mekanik özelliklerinin araştırılması, (Yüksek Lisans Tezi). Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
- Zhang, Y.M., Pan, C., and Male, A.T., 2000. Welding of austenitic stainless steel using double sided arc welding process The authors are in the Centre for Robotics and Manufacturing Systems. University of Kentucky, Lexington, KY 40506-0108, USA.

Zhang, Y.M., and Zhang, B.S., 1998. Double-sided arc welding ncreases weld joint penetration. Welding Research and Development Laboratory, Center for Robotics and Manufacturing Systems, University of Kentucky, Lexington, KY., 77(6):57-61.



ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : BAYAR, Selçuk
Uyruğu : T.C.
Doğum tarihi ve yeri : 25.10.1989, İskenderun
Medeni hali : Evli
Telefon : 0 (542) 208 48 47
e-mail : selcukbayar0@gmail.com



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Yüksek lisans	İskenderun Teknik Üniversitesi / İleri Metalurji ve Malzeme Teknolojileri Mühendisliği	Devam ediyor
Lisans	Afyon Kocatepe Üniversitesi / Metal Öğretmenliği	2012
Lise	Payas Teknik Lisesi / Bilgisayar	2006

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2016-Halen	Eczacıbaşı-Lincoln Electric Askaynak	Satış Sorumlusu

Yabancı Dil

İngilizce

Yayımlar

Hobiler

Seyahat etmek , Film izlemek.

DİZİN

A

Abstract · Vİ
 Akma · 24,27,31,35,65
 Araştırma · 27,41,74
 Armoz · 24,26,27,66

B

Bölge- 10,24,52

C

CMT · 20,46

Ç

Çekme · 35,39
 Çentik · 29,40
 Çizelge · 31,33,34,35,36

D

Deneyler · 28,38

E

Eğme · 36,40,69
 Erime çizgisi · 48,53,72

G

Giriş · 1
 GMAK · 12,34
 Görünüm · 28

H

Hibrit · 7,19,26
 HPAK · 17,18

İ

İTAB · 10,24,40

K

Kaynak yöntemleri · 22,31
 Kaynaklar · 30
 Key Words · vii

L

Literatür · 8,23,34,64

M

Martenzitik · 2,5,50,61
 MIL · 3,23

O

Optik mikroskop · 38

Ö

Östenit · 48
 Özet · iv
 Özgeçmiş · 82

P

Plazma · 15
 Plastik · 6,8

R

Ramor – iv,vi,4,30,59

S

Sem · 38

Ş

Resimlerin listesi ·
 31,33,36,38,42

T

Teşekkür · viii
 TS EN ISO · 80

Z

Zırh · 2,4,18





teknoversite **AYRICALIĞINDASINIZ**

İSTE

