

**TC
KASTAMONU ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**TOZALTI KAYNAĞI İLE KAYNAKLANAN PETROL BORU
HATLARINDA KULLANILAN X70M ÇELİĞİNİN MİKROYAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Kelani G. K. ELATTOUSI

**Danışman
Jüri Üyesi
Jüri Üyesi**

**Prof. Dr. Özkan KÜÇÜK
Doç. Dr. Arif UZUN
Dr. Öğr. Üyesi Burak ÖZTÜRK**

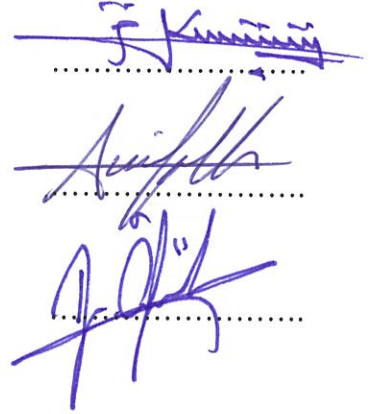
**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

KASTAMONU - 2019

TEZ ONAYI

Kelani G. K. ELATTOUSI tarafından sunulan "**Tozaltı Kaynağı İle Kaynaklanan Petrol Boru Hatlarında Kullanılan X70m Çeliğinin Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi**" adlı tez çalışması aşağıdaki jüri üyeleri önünde savunulmuş ve oy birliği ile Kastamonu Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalında **YÜKSEK LİSANS TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Danışman	Prof. Dr. Özkan KÜÇÜK Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi
Jüri Üyesi	Doç. Dr. Arif UZUN Kastamonu Üniversitesi
Jüri Üyesi	Dr. Öğr. Üyesi Burak ÖZTÜRK Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi



22 /01/2019

Fen Bilimleri Enstitü Müdürü

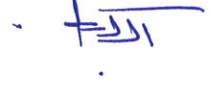
Prof. Dr. Hasbi YAPRAK



TAAHHÜTNAME

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildirir ve taahhüt ederim.

Kelani G. K. ELATTOUSI



ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

TOZALTI KAYNAĞI İLE KAYNAKLANAN PETROL BORU HATLARINDA KULLANILAN X70M ÇELİĞİNİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Kelani G. K. ELATTOUSI

Kastamonu Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Özkan KÜÇÜK

Genel olarak, boru hatları olmadan dünyanın petrol ve gaz ihtiyacını karşılayamayız. Ayrıca boru hatları, güvenli enerji iletim yöntemidir. Spiral dikişli çelik borular petrol ve doğalgaz iletim hatlarında yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Kaynak parametreleri ve kullanılan malzemelerin özellikleri boru hattının kalitesinde önemli rol oynamaktadır. Bu çalışmada tozaltı ark kaynağı ile birleştirilen petrol boru hatlarında kullanılan X70M çeliğinin mikroyapı ve mekanik özelliklerin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu amaca ulaşmak için kaynaklı bağlantıya ve ana malzemeye çekme, sertlik ve çentik darbe testleri uygulanmıştır. Mikroyapısal karakterizasyon işlemlerinde optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Elde edilen çekme sonuçlarına göre kopma ana malzeme üzerinden gerçekleşmiş ve kaynaklı birleştirmenin dayanımı ana malzemedен daha yüksek bulunmuştur. Bununla birlikte ana malzemeye kıyasla kaynak metalinin sertliği yüksek, tokluğu ise düşük elde edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Tozaltı kaynağı, X70M alaşımı, boru hatları, mekanik özellikler

2019, 50 sayfa

Bilim Kodu: 91

ABSTRACT

MSc. Thesis

INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF X70M STEEL USED IN PETROLEUM PIPELINES WELDED WITH SUBMERGING WELDING

Kelani G. K. ELATTOUSI
Kastamonu University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Material Science and Engineering

Supervisor: Prof. Dr. Özkan KÜÇÜK

In general, without the pipelines, we cannot afford the world's demands of oil and gas. Furthermore, the pipelines are safely energy transmission methods. Spiral welded steel pipes are widely used in oil and natural gas transmission lines. The welding parameters and the properties of the materials used play an important role in the quality of the pipeline. In this study, it was aimed to determine the microstructure and mechanical properties of X70M steel used in oil pipelines combined with submerged arc welding. To achieve this goal, the welded joint and the main material were subjected to tensile, hardness and notch impact tests. Optical microscopy (OM) and scanning electron microscope (SEM) were used for micro structural characterization processes. According to the tensile results obtained, the breakage was become on the main material and the strength of the welded joint was found to be higher than the main material. However, compared with the main material, the hardness of the weld metal was higher and the toughness was lower.

Key Words: Submerged welding, X70M alloy, pipelines, mechanical properties.

2019, 50 pages

Science Code: 91

TEŞEKKÜR

Elhamdülillah, öncelikle tezimi bitirdiğim için Yüce Allah'a şükranlarımı sunarım.

Öncelikle sahip olduğum bilgilere ışık tutan ve kendimi her gün her yönden daha fazla geliştirme mücadelesi vermem konusunda bana güven telkin eden danışmanım Prof. Dr. Özkan KÜÇÜK'e, bu çalışmamda malzeme temininden deney aşamalarına kadar yardımlarını esirgemeyen Dr. Öğr. Üyesi Hakan ADA' ya, laboratuvar çalışmalarında bana yardım eden Arş. Gör. Cihan ÖZORAK' a, tezimi inceleyerek ve kıymetli zamanını harcayarak gerekli düzeltmeler konusunda ana yardımcı olan Doç. Dr. Arif UZUN' a ve bana yardımlarını esirgemeyen diğer öğretim üyelerine teşekkür ederim. Ayrıca çalışmalarımda kullandığım malzemelerin temininde ve kaynaklamasında yardımını esirgemeyen Emek Boru' ya teşekkür ederim.

Duaları ve destekleri, araştırmamı genişletmede ve daha yüksek noktalara ulaşmada önemli rol oynayan anne ve babama, aileme ve arkadaşlarıma da teşekkürlerimi sunarım.

Kelani G. K. ELATTOUSI
Kastamonu, Ocak, 2019

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
TEZ ONAYI.....	ii
TAAHHÜTNAME.....	iii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	x
TABLolar DİZİNİ.....	xi
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Giriş.....	1
1.2. Araştırmanın Amaçları.....	8
1.3. Araştırmanın Önemi.....	8
1.4. Araştırma Metodolojisi.....	9
2. LİTERATÜR TARAMASI.....	11
2.1. Yüksek Mukavemetli Çelikler.....	11
2.1.1. Genel Bakış.....	11
2.1.2. Yüksek Mukavemetli Çelik Uygulamaları.....	12
2.2. Tozaltı Ark Kaynağı.....	14
2.2.1. Genel Bakış.....	14
2.2.2. SAW'ın Çelikler Üzerindeki Etkisi.....	16
2.2.3. Isı Tesiri Altındaki Bölge.....	16
2.2.4. Kaynak Metali.....	17
2.3. Kaynak Parametrelerinin Mikroyapı Üzerindeki Etkisi.....	18
2.3.1. Isı Girdisinin Etkisi.....	18
2.3.2. Soğuma Hızının (CR) Etkisi.....	20
2.4. Alaşım Elementinin Kaynak Mikroyapısındaki Rolü.....	21
2.4.1. Azot.....	21
2.4.2. Karbon.....	22
2.4.3. Alüminyum.....	22
2.4.4. Manganez.....	23
2.4.5. Nikel.....	24
2.4.6. Oksijen.....	24

2.4.7. Silisyum	25
2.4.8. Titanyum, Niyobyum ve Bor	25
2.5. Kalıntıların Kaynak Metali Mikroyapısı Üzerindeki Etkisi.....	26
2.6. Boru Hattı Çeliklerindeki Hidrojen Nedenli Çatlama.....	27
2.7. Mikroyapının Hidrojen Kaynaklı Çatlamadaki Rolü.....	28
3. MATERYAL VE YÖNTEM	30
3.1. Malzeme.....	30
3.2. Kaynak prosesi.....	30
3.3. Karakterizasyon testleri.....	31
3.3.1. Çekme Testi	31
3.3.2. Sertlik Testi	32
3.3.3. Darbe (Charpy) Testi.....	33
3.3.4. Mikroyapısal İnceleme.....	34
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	37
4.1. Makroyapısal Gözlemler.....	37
4.2. Mikroyapısal Bulgular	38
4.1.1. Çekme Sonuçları	40
4.1.2. Sertlik Sonuçları.....	42
4.1.3. Charpy Darbe Testi Sonuçları.....	43
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	44
5.1. Sonuçlar	44
5.2. Öneriler	44
KAYNAKLAR	45
ÖZGEÇMİŞ	50

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

EC3	Avrupa Standardı (Eurocode 3)
TMCP	Termomekanik kontrol işlemi
HSLA	Yüksek mukavemetli düşük alaşım
SAW	Tozaltı ark kaynağı
HAZ	Isı tesiri altındaki bölge
CGHAZ	İri taneli ısı tesiri altındaki bölge
HIC	Hidrojen nedenli çatlama

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 1.1. 1880'lerde deniz suyu taşımada kullanılan içi boş kütükler.....	2
Şekil 1.2. Araştırma Metodolojisi.....	10
Şekil 3.1 SAW ile birleştirilmiş X70M.....	30
Şekil 3.2 Çekme deneyi numunesi.....	31
Şekil 3.3 Instron 5980 çekme test cihazı.....	32
Şekil 3.4 Sertlik testi noktaları.....	33
Şekil 3.5 Sertlik ölçüm cihazı için sertlik test cihazı ve test örneklerinin fotoğrafı	33
Şekil 3.6 ASTM E23'e göre charpy testi numunesinin ölçüsü.....	34
Şekil 3.7 Zwick 450 Darbe Testi Cihazı.....	34
Şekil 3.8 Bakalite alınmış numune.....	35
Şekil 3.9 Zımparalama ve parlatma makinesi.....	35
Şekil 3.10 HDağlama işlemi.....	36
Şekil 4.1 Kaynaklı birleşimin makro yapısı.....	37
Şekil 4.2 Kaynaklı bağlantının şematik gösterimi.....	38
Şekil 4.3 Kaynaklı bağlantının SEM görüntüsü.....	39
Şekil 4.4 Çekme deneyi sonucu elde edilen gerilim gerinim eğrileri.....	41
Şekil 4.5 Sertlik Ölçüm İzleri ve Sonuçları.....	42
Şekil 4.6 Charpy darbe testinin sonuçları.....	43

TABLÖLAR DİZİNİ

	Sayfa
Tablo 3.1 X70M PSL2'nin (API 5L) kimyasal bileşimi.....	30
Tablo 3.2 Tozaltı ark kaynağı parametreleri.....	31
Tablo 3.3 S2Mo kaynak teline ait kimyasal bileşim.....	31
Tablo 4.1 Kaynaklı bağlantının şematik gösterimi.....	38
Tablo 4.2 Ana malzemenin çekme testi sonuçları.....	40
Tablo 4.3 Kaynaklı birleştirmenin çekme testi sonuçları.....	41

1. GİRİŞ

1.1. Giriş

Temiz enerji talebi, 1965 yılından beri dünyadaki gaz tüketiminde %435 artışa neden olmuştur. ABD Enerji Bakanlığı Enerji Enformasyon İdaresinin 2030 yılı beklentilerine göre, dünyanın enerji talebi %55, gaz tüketimi yıllık %2,4, petrol tüketimi yıllık %1,4 oranında artış gösterecek olup; diğer taraftan gaz, küresel enerji kullanımının %26'sını teşkil edecektir. Enerji denklemini ve modern ekipmanları önemli ölçüde değiştiren kaya gazları, dünya üzerinde yoğun bir şekilde mevcut olup, kullanıma hazırdır. Tam zamanlı çalışmaya başlayarak ihtiyaç duyduğumuz enerjiyi sağladığımızda, gaz ve petrol endüstrisinin birincil kaynağı iletim hatları olacaktır. Çoğu ülke, bu endüstriye bilhassa ekonomileri açısından çok önem vermektedir. Boru hatları, (örneğin Çin'de kullanılan bambu borular) M.Ö 400'den beri şehirlere gaz taşımak ve ışığı iletmek için onlarca yıldır kullanılmaktadır [1].

Büyük boru hatlarıyla gaz ve petrol, santrallere, rafinerilere ve diğer noktalara iletilir; ardından, enerji formlarına dönüştürülerek, elektrik ve araçlarda güç olarak dünyanın kullanımına sunulur: örneğin, çok önemli bir enerji kaynağı olan yakıtlar. Bununla beraber, dünyanın ihtiyaçları şu şekildedir: Kömür= % 24, Hidro= % 2, Nükleer= % 7, Petrol= % 34, Gaz= % 21, Diğer= % 12.

Boru hatları olmadan dünyanın petrol ve gaz ihtiyacını karşılayamayız. Güvenli enerji iletimini sağlayan boru hatları, ayrıca demir yollarından 40 kat ve karayolu tankerlerinden 100 kat daha güvenlidir. ABD Petrol Boru Hattı Birliğine göre; petrol boru hattı, milyon varil-mil başına 1 galon petrolü israf etmektedir. Bir milde taşan petrol, yalnızca bir varile eşittir ve bir varilde 42 galon bulunmaktadır. Bu, ev açısından bakıldığında, bin mil başına düşen bir çay kaşığı petrolden daha az bir miktardır. Boru hatları, binlerce yıldır dünyaya içme suyu sağlamakla beraber ayrıca sulama ve tarımda kullanılmaktadır. Eski Çinliler, bu kilden yapılmış içi boş bambu boruları su taşımada

kullanılmaktaydı. Esasen, yaklaşık 100 yıl önce ahşap (içi boş kütükler) Şekil 1.1'de gösterildiği üzere gelişmiş ülkelerde deniz suyu taşımada kullanılmaktaydı [2].



Şekil 1.1. 1880' lerde deniz suyu taşımada kullanılan içi boş kütükler[2].

MÖ 3000'de, Mısırlılar suyu taşımak için bakır borular kullanmaktaydı. MÖ 2000 ile 1500 yılları arasında Giritliler su için seramik boru kullanmaktaydı ve MÖ 1600 ile 300 yılları arasında Yunanlılar seramik, taş, bronz ve kurşun borular kullanmaktaydı. Bu sırada, "demirciler" metal boru yapmak için kızgın metal parçalarını dövüyordu. Persler ve Romalılar gibi tüm eski medeniyetler farklı türde borular kullandı: örneğin, MÖ 500'de Romalılar gelişmiş şehirlere su taşımada kurşun borular kullanıyordu, ayrıca metal borular da kullanıldı [3].

Malzemelerin kombinasyonları ve sıvıların "pompalanma" (basınçlandırma) kabiliyeti, bu ilk boru hatlarını yapanları sırlandırmaktaydı. Ancak bu, boru hattı sistemlerinin gelişimi durdurmamıştı. 18. yüzyılın ortalarında İngiltere'de 1800 metre uzunluğunda dökme demir ve 54.000 metre uzunluğunda ahşap borular mevcuttu. 1800'lerde suyu taşımada ağırlıklı olarak demir, ahşap, kalay ve kurşun borular kullanıldı ve 1821 yılında

ABD'nin New York eyaletine ahşap borularla gaz taşındı. 1843 yılında tutuşabilir malzemeyi, patlayıcı gazı veya yanıcı malzemeyi taşıma tehlikesini azaltmak için demir borular kullanılmıştır. Dahası 1820'de İngiltere'de üretilen gazı taşımak için Napolyon Savaşlarından kalan dökme demir variller kullanıldı. Çoğu endüstri, 19 yüzyılda bilimsel ve teknolojik açıdan gelişme kaydetti (örneğin, yuvarlak bağlantılı perçinli ya da flanşlı işlenmiş demir boru hattı). Bessemer çelik üretim yöntemiyle 1850'den beri yüksek kaliteli çelik üretilmektedir, 19. yy'ın son yılları itibariyle dikişsiz boru hattı sunulmuştur. Bu gelişmeler, boruların üretim sürecini kolaylaştırmıştır [3, 4].

Günümüzde, boru hatları petrol endüstrisinde yaygın bir şekilde üretilip kullanılmaktadır. Bu nedenle, petrol ticaretinin bugünlere nasıl geldiğini kısaca incelememiz gerekmektedir. Dünyanın farklı yerlerinde keşfedilen petrol ve doğal gaz, binlerce yıldır üretilip satılmaktadır. Petrol endüstrisi, 19 yy'a kadar önem arz etmemektedir. Birçok şirket, daha ucuz ve daha iyi bir alternatif petrol kaynağı olan bir çözüm arayışı içindeydi. Bu şirketler, kısa bir süre gazyağı kullandı. Gelecekteki çözümleri ise sondajlarla ham petrol aramaktı.

Petrol, 19 yy'da zeminin yüzeyindeki doğal taşkınlardan elde edilmekteydi, ancak 1594 yılında Azerbaycan'da (yaklaşık 35 metrelik) bir petrol kuyusu olduğuna dair kanıtlar mevcuttur. 19 yy'da su aranırken petrol bulundu, ancak bu petrol sorun olarak görüldü. Buna karşın, bir girişimci "topraktan çıkan petrolün" aydınlatmada kullanılabileceğini fark etti. Petrol, 1848'de Azerbaycan Bakü'de 1854'te ise Polonya'da çıkarıldı. ABD'de ilk petrol keşfi ve ticareti, 150 yıl önce "Albay Drake" tarafından başlatıldı. En popüler boru hattı çapı, sırasıyla beş ya da altı inç (1897 yılında üretilen ve çapı 30" olan boru) idi. 1930 yılına kadar tipik boru boyutu 8 inç idi. 1920'li yılların sonunda, büyük rafineriler yoğun talep artışını (ör. Amerika'daki kamyon ve araç sayısı, 1910 ile 1920 yılları arasında 500.000'den 9 milyona çıkmıştı) karşılamak için günlük 80.000 ila 125.000 varil işleme kapasitesine sahipti. Ne yazık ki, 8 inçlik boru günde yalnızca 20.000 varil taşıyabiliyordu. Sunulan kaliteyi arttırmak için ek bir boru hattı uç uca getiriliyordu ya da eski boru hattının yanına yerleştiriliyordu. 10 inçlik boru hattı ve daha düşük işletme basınçlı 12 inçlik boru hattına ihtiyaç vardı ve kötü boru malzemesi

sebebiyle gerekli dikişlerin yerinin değiştirilmesi gerekiyordu. 1900 yılında, sektörde çelik boru kullanılmaya başlandı. Philadelphia ve Suburban Gas Company, borulara oksiasetlen ile kaynak yapmaya başladı; 1911 yılında Amerika Birleşik Devletleri'nde çelik boruya dönmeye başladı ve 1920'lerde elektrik ark kaynağı popüler olmaya başladı. 200 mil boyunca döşenen tamamı kaynaklı ilk boru hattı, Louisiana'a Teksas arasında yapıldı. Kaynak, tutturma ve yüksek basınç daha büyük çaplı boru üretimini mümkün kıldı. Bu, dünya genelinde verim sağlamak için zorunluydu: 36 inç çapa sahip boru hattı, 12 inçlik boru hattından 17 kat fazla petrol ve gaz taşıma kabiliyetine sahiptir. Boru hattı çapı büyükse, bu daha ekonomiktir. Otomobil endüstrisinin gelişmesiyle, ABD'deki toplam boru uzunluğu 1920'lerde 115.000 mili (184.000 km) geçmişti. 1930'ler ve 1940'larda teknolojik gelişmeler uygulandı: örneğin, kurulum sırasında boru hattı kaplamaları (katran) yapıldı ve 1948'den beri çevresel kaynak radyografisi uygulanmaktadır.

Bu ilk boru hatları, kıyı (onshore) rezervlerinin fazla olması sebebiyle kıyıdaydı ve açık denizlerde petrol sondajı yapma, arama ve açık denizlerden petrol çıkarma teknolojisi gelişmemişti. On dokuzuncu yüzyılın sonunda denizden bir miktar petrol çıkarıldı, ancak çok uzun iskele kullanılmadı. Ancak 20. yüzyılın ortalarında, petrol ve gaz rezervi taşımak için Meksika Körfezi gibi yerlere çok sayıda deniz boru hattı yapılmaya başlandı [5].

Uzun çekimli ve geniş çaplı boru hattı üretimi, boru hattı mühendisliğinde meydana gelen büyük bir değişiklikti. Bunlar, 2. Dünya Savaşı'nın enerji talebi sebebiyle ilk defa 1940'larda Amerika Birleşik Devletlerinde üretildi. Yüzyılın başında "uzun" boru hatları inşa edildi. Örneğin, 1906'da Oklahoma'dan Teksas'a 472 mil (755 km) uzunlukta 8 inç çapa sahip boru döşendi. Aynı uzunlukta ancak çapı daha küçük (8 ila 12 inç) hatlar, Bakü'de inşa edildi. 1912'de Kanada Bow Island'da 170 mil (272 km) uzunlukta, 16" çapta gaz hattı 86 gün içinde üretildi ve bu gaz hattı, Kuzey Amerika'nın en uzun boru hatlarından biri oldu. 1940'larda yapılan boru hatlarıyla kıyaslandığında, bu boru hatları çok uzun değildi. Doğu Teksas ile kuzey doğudaki eyaletler arasında inşa edilen "Big Inch" ve "Little Big Inch", İkinci Dünya Savaşı sırasındaki bu ilk uzun mesafeli boru

hatlarının en iyi örnekleridir. Petrol şirketi yöneticileri, 1941 yılında birincisi 24 inç çapla ham petrolü taşıyan "Big Inch" ve ikincisi 20 inç çapla rafine ürünleri taşıyan "Little Big Inch" olmak üzere iki boru hattı üretmeye yönelik bir proje başlattı. Big Inch'in uzunluğu, 1400 mil (2240 km) idi ve şimdiye kadar yapılmış en uzun boru hattıydı.

İkinci Dünya Savaşı, boru hattı teknolojisinde inovasyonu zorunlu kıldı. 1944 yılında "Pluto" "Okyanus Boru Hattı" faaliyete geçti. Bu projenin amacı, İngiltere'nin Manş Tüneli altından Fransa'daki Müttefiklerine dayanmaları için gerekli yakıtı sağlamasıydı. Bu küçük çaplı 75 mm kablolu boru hattı, 500 mil (800 km) uzunlukta idi ve tünelde günlük 1.000.000 galon yakıt taşıyordu[3]. Dünya, İkinci Dünya Savaşı sonrası uzun mesafeli, yüksek basınçlı petrol ve doğal gaz boru hattı üretme kabiliyetine sahipti. Artan enerji talebi sebebiyle, 1950'ler ve 1960'larda ABD'de binlerce kilometre uzunlukta doğal gaz boru hatları yapıldı. 1950 yılında, dünyanın diğer bölgelerinde bulunan boru hattı ağı gelişme kaydetti. Rusya, 20. yy'ın başında, petrolün keşfiyle dünya piyasasında önemli bir rol oynadı. 20. yy'ın ortasında, Sibiryaya çok büyük petrol rezervine sahipti ve petrol boru hatları, Sovyet Birliği genelinde çok uzun mesafeler boyunca oldukça sert topraklara döşendi. Sovyetler, 1960'larda doğal gaz boru hattı sistemi kurmaya başladı. 1990'ların başında sistem, 40 ila 55 inç arasında değişen 126.000 mil çapa sahipti. 1950'li yılların başında, Kanada'ya büyük boru hatları döşenmeye başlandı. Bu sırada, Trans Arabistan boru hattı inşa edildi. Müşterilere doğal gaz ve diğer ürünlerin teslim edilmesinde en etkili ve ekonomik yol olarak dünyada petrol boru hattının kullanılmasının konusunda artan bir anlayış oluşmaya başladı.

Günümüzde, dünya genelinde her yıl milyonlarca boru hattı üretilmektedir. Boru hattı sayısı, piyasanın bulunduğu gazın ve petrolün yerine bağlıdır. Boru hattı kaynağı deneyimi, Amerika Birleşik Devletleri'ne 32 mil uzunluğunda 20 inçlik boru döşemek amacıyla 1930 yılında hızlıkaynak kullanımıyla başladı. Ancak, 1974 ile 1977 yılları arasında Yom Kippur Savaşına neden olan petrol krizinden sonra Trans Alaska Boru Hattı Sistemi (TAPS) kurulduğunda, boru hattı yapım malzemeleri eskimişti. Bu savaş, Batı'ya uygulanan ilgili petrol ambargosunun yanı sıra, 1974 yılının sonunda petrol

fiyatının varil başına 3.00 \$'dan 12.00 \$'a yükselmesinin nedeni olmuştur ve OPEC'in ham petrol fiyatlarının yeni denetçisi konumunu sağlamıştır. Daha yüksek işletme basıncı, daha yüksek mukavemetli boru malzemeleri, sarf malzemeleri ve daha büyük boru çapları kullanılarak enerji talebini karşılamak için boru hatlarındaki akış hızı artırılmıştır. Endüstride, hem daha yüksek basınca dayanıklı hem de daha yüksek mukavemetli çelik tercih edilmektedir. Şirketler, geçmişte X60 boru kullanırken, şimdi X70, X80, X100 ve yaygın X120'N borular kullanmaktadır ve çeşitli test döngüleri, halihazırda Kuzey Amerika'da tesis edilmiştir. Bu yüksek mukavemetli çeliklerin bileşimindeki değişiklikler, sarf malzemelerinin de gelişmesi gerektiği anlamı taşımaktadır. Bazı uygulamalarda boru hattındaki çelik elektrotunun çatlama potansiyeline bağlı olarak geleneksel selülozun (6010) en iyi çözüm olmaması sebebiyle, günümüzde düşük hidrojen elektrotları çok fazla kullanılmaktadır [6].

HSLA çelikleri, petrol ve gaz boru üretimi gerekliliklerini karşılamaya en uygun malzemelerdir. Petrol ve gaz boru hattı malzemelerinin kimyasal konfigürasyon, mekanik özellikler gibi nitelikleri ile kaynak, kesme ve endüstri gibi diğer zorunlu hususlar Amerika Petrol Enstitüsü (API), Uluslararası Standartlar Teşkilatı (ISO) ve diğer ulusal örgütler tarafından tanımlanmıştır. API standartları, genellikle bu malzemelerin kendi özelliklerini ayarlamak için çoğu yerel örgüt tarafından referans olarak alınır. API şartnameleri, küresel olarak tanınmış olup, yaygın olarak kullanılmaktadır. API'da belirtildiği üzere, boru hattı malzemeleri sanayileşmekte ya da PSL 1 ve PSL 2 olarak tanımlanan iki ürün özelliği seviyesiyle tedarik edilmektedir. API 5L şartnamesiyle tutarlı olarak PSL 1 borular A25, A25P, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65 ve X70 dereceleriyle sağlanırken, PSL 2 boruları B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70, X80, X90, X100 ve X120 dereceleriyle sağlanır. PSL 1 ve PSL 2 arasındaki farklılık, PSL 2'nin maksimum akma dayanımı ve çekme dayanımı sınırıyla birlikte karbon karşılığı ve çentik tokluğu gibi zorunlu gereklilikleri bulunurken, PSL 1'in yalnızca çentik tokluğu, akma dayanımı ve çekme dayanımı için minimum sınırları/özellikleri bulunmasıdır. Ayrıca, PSL1 derece boruların karbon karşılığıyla ilgili herhangi bir sınır tanımlanmadığını belirtmekte fayda var. Temel bir varyans ise, boru uçları türünde bulunmuştur. PSL 1 borular düz uçlu, dişli uçlu, bir ucu genişletilmiş

halde ve istisnai bağlamalı borular olarak imal edilip sağlanırken, PSL 2 boruları yalnızca düz uçlu üretilir. Enerji maliyeti, daha yüksek basınca sahip boru hatlarında aynı çaptan daha fazla gaz akışı gerektiren taşıma/iletim maliyetine bağlıdır. Bu nedenle, daha yüksek basınç daha fazla gaz akışı yani daha ekonomik gaz dağıtımını demektir. Ekonomik sebeplerden ötürü, yüksek basınçta çalışma gereksinimi borunun dayanımını ve kalınlığını çok önemli kılmaktadır. Aynı zamanda, hattın güvenliği açısından bilhassa düşük sıcaklıklarda hem boru gövdesinde hem de kaynak dikişinde yüksek tokluk özellikleri olması gerekmektedir. Hattın mukavemeti, yüksek basınçta borunun et kalınlığı ile malzeme yapısının yanı sıra kaynak dikişinin kalitesine bağlıdır. Son birkaç yılda, petrol ve gaz endüstrisinde ham petrolün imalat yerlerinden taşınmasıyla ilgili önemli sorunlar yaşanmıştır. Boru hattı kullanımı, oldukça güvenli ve ucuz bir petrol ve gaz taşıma yöntemidir. Ancak hat borusu arızası, büyük ekonomik kayıpla ilişkilendirilmektedir; bu nedenle, hat borularının çeşitli servis ortamlarında çalışması için gerekli tokluk ve dayanım kombinasyonuna sahip olması gerekmektedir. Geçmişte hat borusu kaynak çatlakları hakkında araştırma yapılmasına rağmen, iç sıvı basıncı ile çalışma ortamının boru hattı üzerindeki etkilerini anlamak bakımından mikroyapı ve mekanik verilerin oluşturulmasına ihtiyaç vardır.

Bu çalışmada, tozaltı ark kaynağı yöntemiyle kaynağı yapılan petrol boru hatlarında kullanılan X70M PSL 2 (API 5L) çeliğin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesine odaklanılmıştır. Yukarıda belirtilen amaçların gerçekleştirilmesi için numuneler ark kaynağı yöntemiyle kaynak edildi. Kastamonu Üniversitesi'nde numunelere mekanik testler uygulandı. Mikroyapı ve faz oluşumu, merkezi araştırma laboratuvarında optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ışını difraktometresi (XRD) ve enerji dağılımlı X-ray spektrometresi (EDS) yardımıyla incelendi. Ayrıca numunelerin sertlik ölçümleri de, Kastamonu Üniversitesi laboratuvarlarında gerçekleştirildi.

1.2. Araştırmanın Amaçları

Kaynaklı boruların, dahili akışkan basıncına ve olumsuz dış harici koşullara dayanması gerekmektedir. Yüksek dayanımlı boru malzemelerinin kaynağı petrol ve gaz taşıma hatlarının yanı sıra boru imalatıyla uğraşan mühendislerin görevidir ve bu zorlu bir görevdir. Bu sektördeki güvenilirliği ve karlılığı arttırmak bakımından bu malzemeler için etkili kaynak teknolojilerine ihtiyaç duyulmaktadır. Yeni ham petrol ve doğal gaz sahalarına dair bulgularla birlikte boru ve boru bağlantılarında kullanılabilen yüksek dayanımlı malzeme ihtiyacı büyük önem kazanmıştır. Bu araştırmanın amacı, tozaltı ark kaynağı yöntemiyle kaynaklanan petrol ve gaz borusu çeliklerinin mekanik ve mikroyapı özelliklerini araştırmaktır.

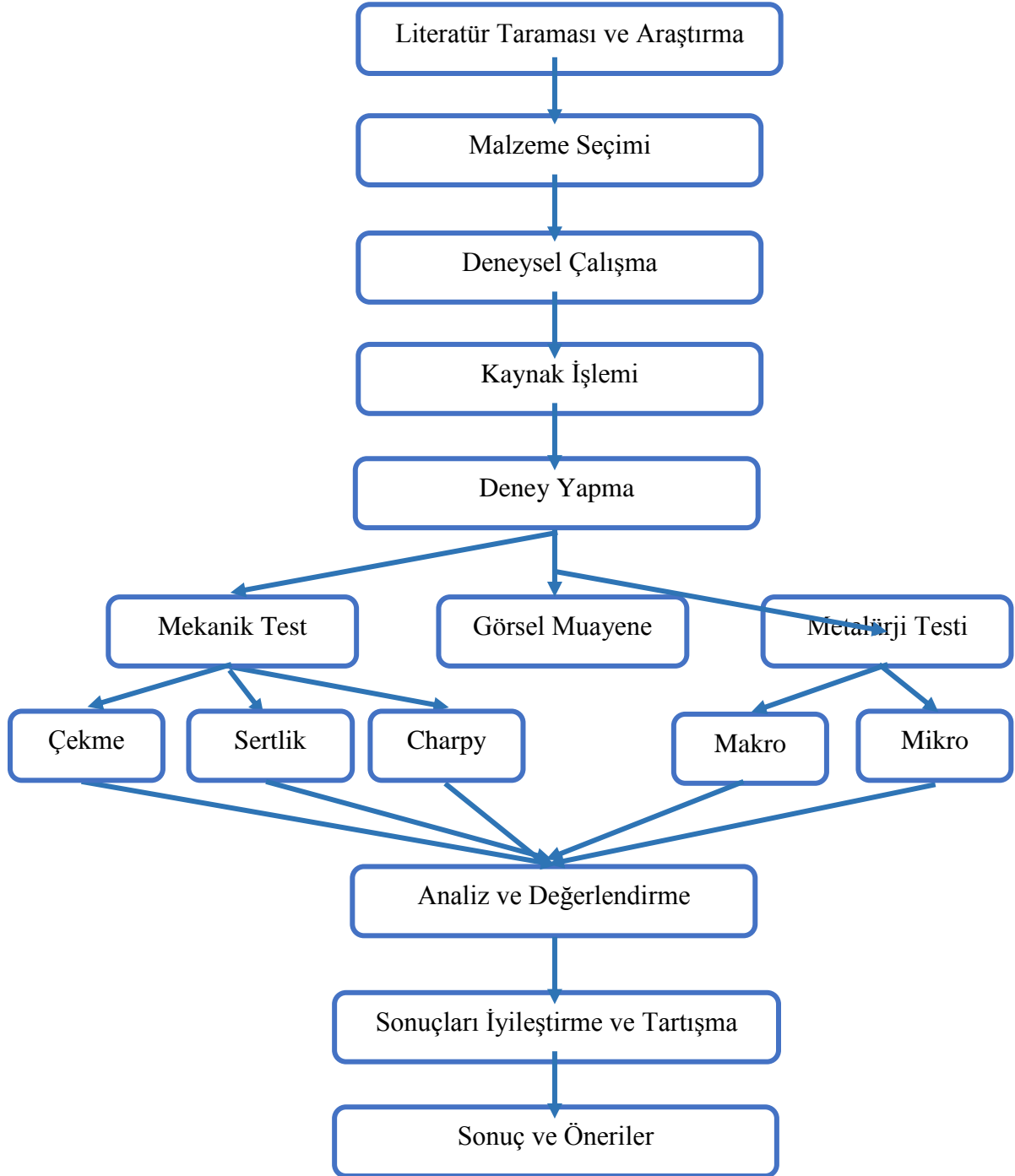
1.3. Araştırmanın Önemi

Bu araştırma, önemini adından almaktadır. Bu tür çalışmalar, malzeme bilimi mühendisliği alanında yeni çalışmalardır. Bu araştırma, tozaltı ark kaynağı yöntemiyle kaynağı yapılan petrol boru hatlarında kullanılan özel çeliğin mikroyapı ve mekanik özelliklerini belirlemeyi amaçlamaktadır. Çalışmayı büyük önem atfeden bu amaç ve ikinci dereceden önemli hususlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Tozaltı ark kaynağına ve önemine ışık tutma.
- Bu araştırma, deneysel çalışma olarak sınıflandırılmıştır.
- Araştırma, boru hatları ve boru hatlarının kaynağı hakkında araştırmacılara güncel bir referans sağlayacaktır.
- Bu araştırma, bir deneysel çalışma olarak tozaltı ark kaynağının boru hatları üzerindeki davranışını anlamaya katkı sağlayacaktır.
- Araştırma mekanik ve metodoloji hakkında fikirler sunacaktır.
- Bu araştırma, petrol ve gaz şirketlerine faydalı veriler sağlayacaktır.

1.4. Araştırma Metodolojisi

Bu çalışmada kullanılan boru hattı çeliği, petrolü ve normal gazı çok uzak mesafelere taşımada yaygın bir şekilde kullanılan X70'dir. Kullanılan malzemeler, Emek Borudan temin edilmiştir. Yukarıda belirtilen hedefleri gerçekleştirmek için petrol ve gaz boru hattı çeliklerinin kaynağı Kastamonu Üniuersitesi'nde ark kaynağı yöntemiyle yapılmıştır. Kastamonu Üniuersitesi'nde numunelere mekanik testler yapılamıştır. Mikroyapı ve faz oluşumu, merkezi araştırma laboratuvarında optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ışını difraktometresi (XRD) ve enerji dağılımlı X-ışını spektrometresi (EDS) yardımıyla incelenmiştir. Numunelerin sertlik ölçümleri, Kastamonu Üniuersitesi'nde yapılamıştır. Çalışmanın literatür taramasıyla başlayan ve sonuçlara kadar uzanan araştırma adımları şekil 1.2'de gösterilmiştir.



Şekil 1.2. Araştırma Metodolojisi

2. LİTERATÜR TARAMASI

2.1. Yüksek Mukavemetli Çelikler

2.1.1.Genel Bakış

Yüksek mukavemetli çelikler ile yüksek performanslı çeliklerin eşsiz özellikleri, mühendislere daha etkili ve ekonomik çelik yapılar inşa etmeye yönelik yenilikçi bir çözüm sunmasıdır. Çeliğin mekanik özelliklerinin ve termo-mekanik kontrol işlemi (TMCP), su verme ve temperleme işlemleri gibi çelik üretim tekniklerinin gelişmesiyle birlikte yüksek mukavemetli çelik yapılar yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [6]. Güncel Avrupa Standardına (Euro Code 3 - EC3) göre; nominal akma gerilimi 460 MPa'ya eşit olan veya 460 MPa'nın üzerinde olan çelikler, yüksek mukavemetli çelikler olarak adlandırılır. Termomekanik kontrol işlemi (TMCP), su verme ve temperleme işlemi maliyetleri ya da pahalı çelik alaşımlama maliyetleri olmaksızın yüksek mukavemetli çeliklerin ekonomik bir şekilde imal edilmesini mümkün kılmaktadır. TMCP, çeliğin dikkatlice kontrol edilen sıcaklıklarda (yani, kontrollü haddeme) sıcak haddelenmesi ve/veya sıcak haddeme işleminin bir parçası olarak çeliğe su verilmesi (yani, doğrudan su verme) işlemlerini içerir. Bu işlem, çeliğin hem akma dayanımının hem de çekme dayanımının artmasına yardımcı olur. [7]. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikler, uzun yıllardır geliştirilmekte olup yüksek çekme özelliği ve iyi tokluk sağlamaktadır. Düşük karbonlu çelikler olarak sınıflandırılan HSLA alaşımları, yüksek mukavemet seviyelerini çökme sertleşmesine neden olan düşük yüzdeli alaşımlama katkılarından ya da termomekanik işlem vasıtasıyla tane küçültücü mukavemetlendirme mekanizmalarından alır. Çökme sertleşmesi, çeliklerde kullanılan en etkili mukavemetlendirme yöntemlerinden biri olup, dislokasyon hareketine karşı bir engel işlevi gören parçacık dağılımı sağlayarak gerçekleştirilir[8, 9].

Nb, V ve Ti gibi mikro alaşım elementleri, karbonitrat halinde çökelen alaşım elementleri olarak yaygın bir şekilde kullanılır. Bunlar, östenitte çökeltme yoluyla tane

arınmasını kolaylaştırmak ve yeniden ısıtma sırasında tane sınırını sıkıştırma partikülleri olarak işlev görmektedirler; bu, haddeleme sırasında gerginliğin neden olduğu çökeltme yoluyla veya östenitin ardından bu ölçeklerde ferrit transformasyonu için ince ölçekli çökeltme yoluyla dispersiyon sertleşmesine katkıda bulunabilmektedir. Çeliklere takviye edilen güçlü karbür ve nitrür oluşturan alaşım elementlerinin (Ti, Nb ve V) miktarı çok az (ağırlıkça mak. % 0,1) olmasına rağmen, bu miktar çeliğin mekanik özelliklerinin iyileşmesini sağlar [10, 11].

HSLA çelikleri mukavemetini özel mikro yapılarından almaktadır. Genellikle, yüksek mukavemetli çeliklerin mikro yapısı martensit ve beynittir. Yüksek mukavemeti ve tokluğu birleştirmek açısından HSLA çelikleri için düşük beynit veya ferrit artı martensit mikroyapısı tasarlanmıştır. Bu çeliklerde düşük beynit ve martensiti arttırmaya yönelik alaşımlama elementi takviyesine rağmen, bitirme haddesinden sonra hızlı soğutma işlemi uygulanır. Dayanımlarını yüksek alaşım içeriği ve dolayısıyla yüksek karbon eşdeğerinden (CE) alan geleneksel yüksek mukavemetli çelikler, çeliklerin kaynak işleminden önce ısıtılmasını gerektirir. Diğer taraftan, düşük CE'ye sahip HSLA çeliklerinin düşük karbon içeriği HSLA çeliklerinin kaynaklanabilirliğini iyileştirir ve kaynak işlemi için ön ısıtma gerekliliğini ortadan kaldırır. Bu durum, iş gücünü ve enerji gerekliliğini düşürüp verimi arttırarak önemli ölçüde maliyet tasarrufu sağlar [12].

2.1.2. Yüksek Mukavemetli Çelik Uygulamaları

Mükemmel dayanım-tokluk kombinasyonu ve kaynaklanabilirliğe sahip yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikleri, yapı bileşenleri, basınçlı kaplar ve boru hatları gibi çok çeşitli uygulamalarda kullanılmaktadır. Bu çelikler, ayrıca gemi yapımı, kıyı ötesi yapım, otomotiv (preslenmiş şasi ve takviye parçaları, ışık ya da kaynaklı borular), yuvalar (borular, raylar ve mekanik elemanlar), endüstriyel araçlar, traktörler ve römorkların yanı sıra kaldırma ve taşıma ekipmanları (vinçler, forklift, platformlar, depo rafları, kaldıraçlar), tarım sektöründe şasi ve koruyucu elemanlar ile koruyucu çubuklarda, binalarda, konteynirlarda, sokak aydınlatmadireklerinde ve beton karıştırıcılarda kullanılmaktadır. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin bu

bileşenlerde kullanımı, daha hafif ve ince yapıları mümkün kılmanın yanı sıra yapı bütünlüğünü bozmaksızın yapım maliyetlerini düşürmektedir [13].

Yapının kendi ağırlığı, çalışma yükü üzerinde ciddi bir etkiye sahiptir. Yapının kendi ağırlığının azalması, ancak yapının dayanımı ve güvenliği sayesinde yükleme kapasitesinin muhafaza edilmesi, sabit performans düzeyinde ekonomik ve ekolojik açıdan iyileşmeyi beraberinde getirmektedir. Birçok çelik yapıda kullanılmaya başlanan bu yapı çelikleri, yüksek dayanımlarına karşın, eşsiz süneklik, tokluk ve iyi kaynaklanabilirlik özellikleri sergiler. Çevremizi korumamız için sera gazı emisyonları ile yakıt tüketiminin azaltılmasını gerektiren resmi yönetmelikler sebebiyle, daha yüksek dayanıma sahip yapı çeliklerinde bu özelliklere dünya çapında yoğun bir talep bulunmaktadır. Yakın zamanda yaşanan şiddetli enerji krizi, insan kaynaklı küresel ısınma ve duman, tüketicilerin hafif ve yakıt verimli araç talepleri sebebiyle otomotiv sektörü sürekli olarak arttırılmış güvenlik, performans ve konfor garanti ederken aynı zamanda araç ağırlığını azaltmak açısından daha hafif malzemelerden ya da daha yüksek dayanım ve sünekliğe sahip malzemelerden araç üretmeye yönelik etkili yöntem arayışı içindedir. Tüm bu talepler, bilhassa giderek artan küresel rekabetin ve sürekli maliyet düşürme taleplerinin olduğu çevrelerde otomotiv üreticileri üzerinde baskı oluşturmaya devam etmektedir [14].

Otomotiv endüstrisinin ihtiyaçlarını karşılamak açısından bu rekabete birçok malzeme dahil olmaktadır. Eşsiz dayanım-tokluk kombinasyonu, kaynaklanabilirliği, yüksek dayanımı ve sünekliği sebebiyle, otomotiv firmaları tarafından giderek daha fazla kullanılan yüksek mukavemetli çelikler (HSS), bu rekabetin kazananı olmuştur. Yüksek mukavemetli daha ince çelik plakalar (0,8-3 mm kalınlığında ve daha az) otomobil ağırlığını azaltmak, çarpışma güvenliğini arttırmak ve gaz emisyonlarını azaltmak için otomotiv sektöründe başarılı bir şekilde kullanılmaktadır.

Vinç üretim sektöründe yoğun bir şekilde yükleme kapasitesini arttırma isteği mevcuttur. Maksimum çekme dayanımı, vinç gibi ağırlık kaldırma yapılarını güvenceye almak açısından önemlidir. Daha hafif ve daha ince yapıları mümkün kılan yüksek

mukavemetli çelikler, vinçler için cazip aday malzemeler olup, bu çelikler vinçlerin ölü ağırlığını etkili bir şekilde azaltmakta ve yakıt tüketiminde tasarruf sağlamakta ve yapı bütünlüğünü tehlikeye sokmaksızın yükleme kapasitesini iyileştirmektedir. Dahası, yüksek mukavemetli çeliklerin kullanımı, imalat esnasında daha az malzeme ve olası maliyetleri düşürme ihtiyacı sayesinde daha hafif vinç tasarımlarıyla maliyet tasarrufu yapma imkanı sağlar. Artan temiz enerji talebi ve yüksek basınçlı çelik boru hatları vasıtasıyla daha yüksek hacimli petrol ve doğal gaz taşımaya yönelik artan ihtiyaçlar, dünya çapında çok sayıda boru hattının döşenmesi için yüksek miktarda çelik talebine yol açmıştır [15, 16].

Bu nedenle, geçtiğimiz on yılda, HSLA boru hatları X60, X70 kalitedeki ve güncel X80, X100 kalitedeki çeliklerden geliştirilmiştir. Bu tür boru hatları, halen -40 °C'ye kadar düşük ortam sıcaklığında 15 MPa'ya kadar (hatta daha yüksek) iç iletim basıncına maruz kalmaktadır. Günümüzdeki trend, et kalınlığı 40 mm olan X70 derece çelikler ve et kalınlığı 25 mm olan X80 ve X100 kaliteboru hattı kullanmaktır. HSLA çeliklerinin uygulanması, daha ince boru hatlarında işletme basıncının artmasına yol açmakta olup, yapı ve nakliye maliyetinin genel olarak azalmasına neden olmaktadır [17].

Yüksek mukavemetli çelikler New York Özgürlük Anıtı, Pekin Kuş Yuvası Olimpik Stadyumu ve Fransa'daki kablo destekli bir köprü olan Millau Viyadüğü gibi kenti simgesi yapılar ile binalar, köprüler dahil olmak üzere dünya üzerinde birçok önemli yapının inşasında kullanılmaktadır [18].

2.2. Tozaltı Ark Kaynağı

2.2.1. Genel Bakış

Tozaltı ark kaynağı (SAW) yöntemi, elektrik arkıyla iletilen akışkan çeliğin taneli geçiş yatağı altına daldırıldığı bir kaynak işlemidir. Kaynak işlemiyle taneli geçiş akısı, arkın ve sıvı hareket katmanı önündeki yapıların ürettiği ısı kullanılarak eritilir; böylece, sıçrama eğiliminden uzaklaşır ve atmosferik gazların ark segman bölgesine ve kaynak

havuzuna girmesini engeller. Bu hareket, hareketli terminalde yukarıdaki silonun ağırlığıyla desteklenir. Artan ısı girdisine ve yığılma hızına yol açan yüksek kaynak akışı (300 A ila 1600 A) ve yüksek hareket hızları sebebiyle, bu sistem genellikle gemilerde yardımcı parçaların birleştirilmesinde, basınçlı kapların imalatında, köprü kirişlerinde, büyük su kanallarında ve ince plakalarda kullanılmaktadır [19].

Kaynak vasıtasıyla cürufu çerçevelemek için akışkan geçiş, akışkan kaynak metalindeki safsızlığa karşılık gelmektedir. Akışkan kaynak metali üzerindeki cüruf tabakası, çevresel gazların bozulmasını önleyerek kaynak bağlantısının özelliklerini geliştirmeye uygundur. Akışkan geçişle kaynak havuzunun korunması, daha pürüzsüz kaynak dikişi sağlayan sertleşmiş cüruf ve sert takviye çeliğinin kırılma eğilimini azaltması sebebiyle bu tabaka kaynak metalinin(WM) soğuma hızını ve ısı tesiri altındaki bölgeyi (HAZ) etkiler. SAW işleminde kaynak üzerindeki cüruf ve akım katmanı; plazma ark kaynağı (PAW) gibi diğer kaynak prosedürleriyle kıyaslandığında daha yüksek ısı yeterliliği (çıkan enerjinin giren enerjiye oranı) sağlar; atmosfer etkileşimi sebebiyle kaynağın kirlenmesi mümkündür. SAW işlemi, bağlantıya ya da akıma uygunsuz seviyede nem girme ve kaynakta porozite oluşturma tehlikesi taşıması sebebiyle çoğunlukla imalathanelerde gerçekleştirilir. Örneğin azot ve hidrojen gibi bileşenler, atmosferden ve akımdaki nemden kaynak havuzuna girmesi uygundur. Nitrojen, nitrürün soğumasına neden olurken, metal matrisi içinde tutulan hidrojen metalin gevrekleşmesine ve ısıdan etkilenen bölgenin yarılmasına sebebiyet verecek şekilde donanmıştır. Bu nedenle, atmosferden kirlenme riskini en az seviyeye indirmek için SAW işleminin kapalı ortamda tamamlanması önemlidir. Akımlar, gaz metali ve cüruf metali tepkisi vasıtasıyla alaşım bileşenlerinin genişmesi ya da sorunu olarak kaynak metali yapısını açıkça etkiler. Bu, akışkan metali kaplar ve kaynak sıçraması ile elektrik kıvılcımını engelleyerek akımı anottan üzerinde çalıştığı parçaya iletir. Akım bileşeni, kaliteli kaynak elde etmede son derece önemli bir rol oynadığından, kritik bir açıdır. Sonuç olarak, akım yapıları dolgu telinde ve akımda gerekli alaşım bileşenlerinin bulunmasını garanti edecek şekilde iyileştirilir. Akım yapısı, çoğunlukla oksit ve halojenürleri içerir. (Örneğin: MnO, SiO₂, CaO, MgO, Al₂O₃, TiO₂, FeO ve CaF₂).

Bu açıdan bakıldığında, akımın ya temel (oksijen verici) ya da asidik (oksijen alıcı) olduğu söylenebilir. Akımın alkalilik kaydı, bu asidik ve temel akımın bağıl ölçümüne dayalı olarak belirlenir. Akımın alkalilik kaydı, gerekli tek bir oksidin bütünlüğünün (ağırlıkça %) temel olmayan oksitlere oranıdır. Birçok araştırmacı, akım alkalilik indeksinin kaynak bileşimi, mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisini incelemiştir. Bu araştırmacıların vardığı sonuç, artan alkalilik kaydının (BI) metalin oksijen içeriğini azalttığı ve oksit muhafazalarıyla ilgili olarak temiz kaynak metalleri oluşturduğu yönündedir[20].

2.2.2.SAW'ın Çelikler Üzerindeki Etkisi

Metallerin kaynakla birleştirildiği noktada; ana metal bağlantıların geometrisine bağlı olarak erime sıcaklığının üzerinde ısıtılır, ana metal kısıtlama durumunda hızlıca ısınır. Kaynak bölgesi yakınındaki alanın ilk mikroyapısı, kaynak ısısından gelen ciddi ılık çevrim sebebiyle değişime uğrar. Mikroyapıdaki bu değişim, aynı şekilde metalin mekanik özelliklerini ayarlar. Kaynaklı bağlantıları oluşturan mikroyapılar kimya, dolgu teli, akım ve soğuma hızı gibi unsurlardan etkilenir. Genel olarak, kaynaklı bir eklemede farklı metalurjik özellikler tanınmıştır. Bunlar etkilenmeyen ana metal, ısı tesiri altındaki bölge (HAZ) ve kaynak metali ya da eritme bölgesidir. API X70 boru hattı çeliğinin tipik mikroyapısı iğnemsiz ferrit, widmanstätten ferrit, beynit, tane sınırı ferriti, martensit/östenit mikrobileşenli ferrit gibi farklı ürünlerin bir karışımını içerir [21].

2.2.3.İsı Tesiri Altındaki Bölge

İsı tesiri altındaki bölge (HAZ), ana metalin aksine aralığın mikroyapısını ve mekanik özelliğini değiştirmeye yetecek kadar yüksek olduğunda, tam katılaşma sıcaklığı altında maksimum sıcaklıkla karşılaşır. Bu, ana metal ile kaynak metali arasındaki bölgedir. Isıdan etkilenen bölgedeki mikroyapı, eritme bölgesinden ana metale doğru hareket edildiğinde değişir. Bu durum, malzemenin maruz kaldığı çeşitli sıcaklıklardan kaynaklanmaktadır. Akışkan kaynak bölgesine en yakın bölge, en yüksek sıcaklığa maruz kalır ve buna göre, bu bölgedeki mikroyapı farklı alanlardan daha iridir.

HAZ'daki mikroyapının ilerleme seviyesi ısı girdisi miktarının, elde edilen en yüksek sıcaklığı, yükseltilmiş sıcaklıktaki zamanın ve soğuma hızının bir unsurudur. Ayrıca bu bölge, kaynaklı parçadaki en zayıf bölümdür.

HAZ, dört bölgede izole edilir; iri taneli (CGHAZ), ince taneli (FGHAZ), kritik sıcaklıklararası (ICHAZ) ve temperlenmiş bölge. Ana metalin maruz kaldığı tepe sıcaklığının, eritme bölgesinin uzağındaki genişleyen ayrılmayla birlikte düşmesi ve dolayısıyla, tane oluşumunun birleşme çizgisinin uzağındaki genişleyen ayrılmayla birlikte azalması normaldir [22]. Isı tesiri altındaki bölgedeki tanenin, genellikle iri olması dikkat çekicidir. Yüksek ısı girdisi, düşük soğuma hızı sağlar ve bu yüksek sıcaklıkta harcanan süre dikkate alındığında, daha iri taneler oluşturur. İnce taneli ısı tesiri altındaki bölge ince ferrit tanelerinden oluşur. Bu durum, ilgili bölgenin östeniti kaynak işlemiyle yapılandırmaya yetecek kadar yüksek sıcaklıklara maruz kalmasından kaynaklanmaktadır. Yine de, elde edilen tepe sıcaklığı, CHGAZ'da olduğu gibi FGHAZ'da çökeltileri (karbür ve nitrür) tamamen eritmeye yetecek yükseklikte değildir. Buna göre, ince ferrit taneleri şekillenir ve östenit tane oluşumu engellenir. Kritik sıcaklıklararası HAZ'daki (ICHAZ) taneler, ısıtma sonucu tamamen östenite dönüşmez ve dolayısıyla, taneler martensit-östenit (M-A) mikro bileşeni olarak parlatılır. Kritik sıcaklıklararası HAZ'dan (ICHAZ) sonra temperlenmiş HAZ ve ana metal gelir. Östenitte herhangi bir değişiklik meydana gelmemesi sebebiyle tane boyutu etkilenmez. Dolayısıyla, HAZ içindeki tahmini östenit tanesi yaşanan yüksek sıcaklık ve kaynak ısı çevrimleri ile kontrol edilir. HAZ'ın mekanik özellikleri, bu bölgedeki tane boyutunda meydana gelen değişikliklerden etkilenir. Örneğin; X65 boru hattı çeliğine kaynaklanan bağlantının sertliğinin benzer şekilde iri taneli, ince taneli, kritik sıcaklıklararası ve ayrıca temperlenmiş bölgede farklılık gösterdiği gözlemlenmiştir[23].

2.2.4. Kaynak Metali

Kaynak işleminin ortasında çok akışkan ana metal ve tüketilen anottan gelen dolgu metalinin bir karışımıyla tanımlanan kaynak metali kullanılmıştır. Bu soğutma alanı, ana metal plakaları arasındaki boşlukları doldurarak plakaları bağlar. Dolgu teli, geçiş ve ana

metal karışımı kaynak işleminin ortasında yumuşamıştır. Ana metaldeki taneler, eritme bölgesindeki katılaşma esnasında kristallerin çekirdeklenmesi için substrat görevi yaptığında, kaynak metalindeki bu mikroyapının ilerlemesi epitaksiyal çimentolama olarak betimlenir. Böylece, kristalografik yönelimleri değiştirilmeksizin ana metal tanesindeki atomlar düzenlenerek yeni değerli taşlar ya da taneler yapılandırılır. Birleşik kaynak işlemi dolgu malzemesi ya da iki ayrı metal ile tamamlandığında epitaksiyel sertleşme meydana gelmez ve eritme sınırındaki heterojen alanlarda yeni taneler şekillenmeye başlar. Kaynaktaki mikroyapı kaynak voltajı, hız, akım ve oksit inklüzyonu varlığı gibi kaynak parametrelerinden önemli ölçüde etkilenir[24].

2.3. Kaynak Parametrelerinin Mikroyapı Üzerindeki Etkisi

Kaynak metali üzerinde mikroyapı oluşumunu anlamak için ilgili kaynak parametrelerinin dikkate alınması önem arz etmektedir. Kaynak bağlantısını oluşturan mikroyapının ana metal, dolgu telinden, akım ve östenitten ferrite değişim sürecinde kaynak parçasında oluşan gerçek soğutma oranı karışımından etkilenip etkilenmediği araştırılmıştır. Bu unsurlar ısı girdisini (H), alaşım kimyasını ve kaynak havuzu geometrisini içermekte olup, kaynak bağlantısında oluşan gerçek soğutma oranını (CR) ve dolayısıyla mikroyapı ve mekanik özellikleri etkilemektedir.

2.3.1. Isı Girdisinin Etkisi

Isı girdisi, kaynağın birim uzunluğu başına aktarılan enerjinin nispi ölçümüdür. Isı girdisi, kaynağın ve HAZ'ın mekanik özellikleri ile metalürjik yapısını etkileyen soğuma hızını ön ısıtma ve pasolar arası sıcaklık kadar etkilediğinden, gerekli bir özelliktir [67].

Analistler, ısı katkısının mikroyapı üzerindeki etkisini kapsamlı bir şekilde incelemiştir. Örneğin; Subodh Kumar ve diğerleri, ısı girdisinin gaz tungsten ark kaynağıyla kaynaklanan 304 paslanmaz çelik (SS) bağlantıların mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini dikkate almıştır. Düşük ısı (2.563 kJ/mm), orta ısı (2.784 kJ/mm) ve yüksek ısı (3.017 kJ/mm) olmak üzere üç ısı girdisi kombinasyonu belirlenmiş olup, bu ısılar Gaz tungsten ark kaynağı prosedürünün (GTAW) çalışma penceresinden

seçilmiştir. İnceleme sonuçları, çok sayıda bağlantının ısı tesiri altındaki bölgesinde (HAZ) kocaman tane irileşmesinin görüldüğünü göstermiş olup, ısıdan etkilenmiş bölgede tane irileşme derecesinin ısı girdisindeki artışla genişlediği keşfedilmiştir. Kaynak bölgesindeki normal dendrit uzunluğu ile dendritler arası mesafenin ısıdaki artışla birlikte arttığı tespit edilmiştir[25].

Kaynak penetrasyonu da ısı girdisinden etkilenmektedir. Agilam ve diğerleri[69], elektron ışın kaynağı ısı girdisinin Inconel 718'in mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini dikkate almıştır. Agilam ve diğerleri, beş farklı ısı girdisi için kaynak geometrisinin (genişliğe derinlik oranı) değiştiği sonucunu çıkarmıştır. Isı girdisindeki bu değişim, aynı zamanda erime bölgesinin (FZ) ve ısı tesiri altındaki bölgenin mikroyapısını değiştirmiştir[26]. Sonuç olarak, penetrasyon ve HAZ derinliğindeki artışla birlikte ısı girdisinde artış olması beklenmektedir. Kaynak, ısı kaynağının sabit hareket halinde olduğu ve malzemenin çeşitli bölgeleri üzerinde çaprazlamasına sıcaklık çeşitliliğine yol açan dinamik bir süreç olup, bu sıcaklık açısı, oluşan mikroyapıda önemli bir rol oynar. Kaynak işleminden elde edilen mikroyapısal parça, ısı girdisinin kaynak mikroyapısı üzerindeki bir diğer etkisidir.

Kaynak ısı girdisinin, HSLA çelik bağlantılarının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisiyle ilgili kapsamlı araştırmalar yapılmıştır. Ek olarak, ısı girişi ve östenit tane büyüklüğü arasındaki bağlantı ve daha önceki östenit tane tahmininin, kaynak ısı girişi ile tanımlanan kaynak ısı döngüsündeki en üst sıcaklığı (T_p) tarafından kontrol edildiği tahmin edilmiştir. Mekanik incelemenin ikincil etkileri, düşük ısı girdisi kullanılarak yapılan bağlantıların orta ve yüksek ısı girdisiyle kaynaklanan bağlantılardan daha yüksek sertlik ve etkili mukavemet değeri sergilediğini göstermiştir. Daha yüksek ısı girdisinin mikroyapının tane boyutunun gelişimine neden olduğu, ancak düşük sertliği teşvik ederek sağlamlık değerini etkilediği varsayılabilir.

2.3.2. Soğuma Hızının (CR) Etkisi

Kaynak parçasının soğuma hızı, kaynak arkına göre ısı girdisine bağlıdır. Isı girdisi akım, voltaj ve hareket hızı olmak üzere üç faktörle kontrol edilir. Genellikle hareket hızının ısı girdisini, ısı girdisinin ise soğuma hızını etkilediği düşünülmektedir. Soğuma hızı, daha yüksek ısı girdisiyle, daha hızlıken, daha düşük ısı girdisiyle daha yavaştır. Kaynak sırasında yoğun miktarda ısı bağlanır. Kaynak havuzu, oda sıcaklığına soğuduğunda katılaşır. Bağlı ısı, kaynak işlemi esnasında ve sonrasında akışkan havuzdan ana metale iletilir ve ısı tesiri altındaki bölgeyi oluşturur. Soğuma hızı, kaynağın ve HAZ'ın son metalürjik yapısını belirleyen önemli bir faktördür. Kaynaklı bağlantılarda soğuma hızını anlamak adına üretilmiş birçok model mevcuttur. Bu modeller arasında Carslaw ve Jaeger'in kalın plak ve Adams'ın 2D bağlantı gösterimi yer almaktadır. "Kalın plak modeli" ve "Adams'ın 2D bağlantısına" dayalı olarak soğutma oranı incelenmiştir. Sonuçlar, yüksek soğutma ısının HAZ'a yakın olduğunu göstermiştir. Soğuma hızıyla bağlantılı en etkili özelliğin ısı kaybı olduğu tespit edilmiştir. Artan soğuma hızı, çoğunlukla östenit ferrit dönüşümünü ve başlangıç sıcaklıklarını düşürür [27].

Vitek ve diğerleri, soğuma hızının ferrit maddesi ve yapısı üzerindeki etkisini değerlendirmiştir. Vitek ve diğerleri, soğuma hızı arttıkça, tutulan ferrit miktarının arttığını, ferritin krom içeriğinin azaldığını ve nikel içeriğinin arttığını kanıtlamıştır[28]. Maradiaga ve diğerleri, soğuma hızının mikroyapısal öğelerin (ör.ortomorfik ferrit ve perlit) gelişimi üzerindeki etkisini incelemiştir. Düşük soğuma hızının farklı aşamalarda (örneğin otomorfik ferrit veya perlit) ilerlemeye neden olduğu ancak iki aşamalı sürekli soğuma çevrimi kullanılarak yüksek hacimli iğnemsiz ferrit fraksiyonunun gerçekleştiği varsayılmıştır. Soğuma hızının kaynak işlemindeki temel rolü, kaynakta gelişmiş dayanıklılık, süneklik ve minimum kalıntı gerilmesi sağlamaktır. Soğuma hızı bilgilerinden faydalanarak çok geçişli kaynak koşulları veya yüksek sıcaklık uygulamaları sırasında ferrit stabilitesinin anlaşılması da gerekmektedir[29].

2.4. Alaşım Elementinin Kaynak Mikroyapısındaki Rolü

Tozaltı ark kaynağı metallerrinin mekanik özellikleri, kaynak havuzunun sertleşme ve soğuma işlemi ortasında oluşan mikroyapıya ve ayrıca kaynak maddesinin yapısı ile soğuma hızına bağlıdır. Bileşik oluşumu, baz metal ve elektrot teli bileşimi, seyreltme ve kaynaktaki akıda meydana gelen herhangi bir kimyasal reaksiyonla belirlenir. WM'nin tokluğunu iyileştirmek için iki önemli yöntem izlenmiştir. Birinci yöntemde, çeşitli akım türleri kullanılmıştır, ikinci yöntemde ise daha yeni dolgu metali kullanılarak ya da WM'de metal gücü artırılarak WM yapısı değiştirilmiştir. Çoğu alaşım bileşeni (örneğin, karbon, manganez ve silikon), kaynak metallerrinde ya arada ya da ikame alaşımını çözerek takviye edici, çökeltici ve ikame edici güçlendirici etkiyi kuvvetlendiren düzenlemeler sayesinde sertleşebilirliği artırır. Silikon ve magnezyum gibi büyük atomlar yer değiştiren alaşımı eritirken, Küçük moleküller (örneğin, karbon ve azot) arayer noktaları kaplar. Ara yerdeki karbon veya azot ile ferrit demirin kuvvetini yükselten her bileşen değişimi için takviye etme, herhangi bir ilave alaşım elementinden çok daha büyüktür. Bu alaşım elementlerinin mikroyapısının gelişimi üzerindeki etkisi sonraki bölümlerde tartışılmıştır.

2.4.1. Azot

Azotun alaşım bileşeni olarak kaynak metaline doğru genişmesi, birçok araştırmacının tartışma konusu olmuştur. Bu durum, çoğu elementin aksine, bu alaşım bileşeni üzerinde düşünülmemesinden kaynaklanmaktadır; çünkü bu genişme, genellikle çeliklerde meydana gelir ve kaynak işlemi esnasında ana metal, akım ve atmosfer arasındaki etkileşimden kaynaklanabilir. Zararlı olarak görülen çoğu azot etkisi, sıklıkla gevrekleşme ile ilişkilendirilmektedir. Fazla azot, poroziteye neden olur ve akabinde, azot bağlanmasının 200 ppm'nin altında düşük seviyede tutmak için çeşitli kimyasal maddeler tavsiye edilir [30]. Azotun alaşım elementi olarak kullanılma ihtimali, geçmişte de araştırılmıştır. Örneğin; titanyum ve bor işbirliği içindeki azot ve çözünen madde karışımıyla mikroyapısal değişiklikler, mekanik özellikleri ya olumlu ya da olumsuz olarak etkilemiştir. Azotun, önceden optimize edilen bileşimin tokluğunu (400 ppm Ti, 40 ppm B) düşürdüğü gözlenmiştir. Çoğu araştırmacı, azotun bazı durumlarda

yararlı olması sebebiyle bir alaşım elementi olduğu sonucuna ulaşmıştır. Çoğu durumda; azotun yararlı etkileri, azotun mevcut alaşım elementleriyle olan etkileşiminin bir sonucudur[31, 32].

2.4.2. Karbon

Karbonun boru hattı çeliklerinde (çökelmeyle) kafes takviyesi yaptığı ve çelik mikroyapısının kontrolünde başarılı bir bileşen olduğu bilinmektedir. Karbür oluşturan karbon, çeliğe tane küçültme ve katılaşma etkisi yapar. Karbonun mikroyapı üzerindeki küçültücü özelliği, araştırılarak katılaşma altyapısının büyük ölçüde karbon içeriğinden etkilendiği sonucuna varılmıştır. Ek olarak, karbon yeniden ısıtılmış bölgelerin tane incelmeye neden oldu. Karbürler, karbon ve karbon odağından etkilenen karbür yapı miktarı nedeniyle çelik kaynağın güçlendirilmesine neden olur. Karbon içeriğinin hiperötektik Fe-Cr-C kaplamalarının mikroyapı özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiş olup, hiperötektik Fe-Cr-C kaplamalarda bulunan PR ötektik karbürlerin kaplamalarda bulunan daha yüksek karbon içeriğine karşılık çeşitli mikroyapısal değişiklikler geçirdiği gözlenmiştir [33].

2.4.3. Alüminyum

Alüminyumun, kaynak metalindeki katı oksit ve nitrür oluşturuçular olduğu bilinmektedir; her halükarda, alüminyum parçanın diğer alaşım elementleriyle kıyaslandığında en kompleks element olduğu görülmektedir. Örneğin; Bailey ve diğerleri, çalışmasında Ti-Al ve oksijen arasındaki kompleks etkileşimi ileri sürmüştür. Bu çalışmada, alüminyumun akımdaki titanyumu azaltabildiği ve dolayısıyla iğnemsî ferritin çekirdeklenmesi için gerekli titanyum oksit oluşum miktarını sınırlandırdığı belirtilmiştir [34]. Diğer araştırmacılar, alüminyum içeriğinin kaynak mikroyapısı üzerindeki etkisini incelemiştir. Genel sonuç, oksijen seviyesi akımdaki değişiklikler vasıtasıyla arttıkça, iğnemsî ferrit dizilişinin ek olarak arttığı yönündedir. Bu durum, alüminyumun mikroyapı üzerindeki etkisinin hareket türünün ve ideal alüminyum seviyesiyle bağlantılı iğnemsî ferritin yapının değiştirilerek ayarlanabileceğini işaret etmektedir. Grong ve Matlock'un çalışması, maksimum iğnemsî ferritin elde edildiği

kritik bir oksijen ve alüminyum etkileşim oranı olduğunu göstermiştir. Bu yazarlar, Al'ın O₂'ye oranı ya da yüzdesi 28 civarında olduğu zaman maksimum iğnemsî ferrit içeriğinin elde edildiğini bulmuştur. İğnemsî ferrit oluşumu, inklüzyon boyutundaki artış ve uygun çekirdeklenme alanı sayısındaki düşüş sebebiyle, bu seviyenin üzerinde önemli ölçüde azalmaktadır[24]. Bazı araştırmacılar, tozaltı ark kaynaklı HSLA boru hattı çeliklerinin WM'sinde birleşik Ni ve Mo varlığı üzerine çalışma yapmıştır. Bu araştırmacılar, söz konusu varlığın tane sınırı ferritin (GBF) hacim oranını düşürdüğünü ve yüksek tokluklu AF oluşumuna neden olduğunu gözlemlemiştir.

2.4.4. Manganez

Manganezin ark kaynaklarının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, birçok araştırmanın konusu olmuştur. Manganez, güçlü düzenleme takviyesi için zorunlu bir alaşım bileşenidir. Sülfürün MnS oluşturmak üzere manganezle birleşmeye hazır olması ve çeliğin sıcak gevrekliğe karşı duyarlılığını azaltması sebebiyle, sülfürün olumsuz etkisi sınırlıdır. Widgery, kaynak mikroyapısını sıcaklık değişimiyle ilişkilendirmiştir. %88 iğnemsî ferrit içeren kaynak, yaklaşık 450° ila 630° C aralığında dönüşüm geçirirken, %8 iğnemsî ferrit içeren kaynak 545° ila 710° C arasında dönüşüm geçirmektedir [35]. Evans tarafından yapılan çalışmalar, manganezin mikroyapıyı giderek artan oranda küçülttüğünü ve iğnemsî ferrit oluşumuna neden olduğunu göstermiştir. Hem çekme dayanımı hem de akma dayanımı, çökeltideki %0,1 Mn ilavesi başına yaklaşık 10 N/mm² oranında artış göstermiş olup, optimum etki yaklaşık %1,5 Mn ile elde edilmiştir[36]. Manganezin tane boyutunu küçülttüğü, sertliği oluşturduğu ve değeri düşürmek için değişik sıcaklıkları ortadan kaldırarak iğnemsî ferriti (düşük sıcaklıktaki ferrit ögeleri) iyileştirdiği durumlarda benzer bir olguya ulaşılmıştır. Daha sonra tekrar, Mn içeriğindeki artış manganez izolasyonu sebebiyle gevrekliği temperleme etkisi oluşturur. Manganez, soğutma üzerine kaynak metalinde izolasyon eğilimi gösterir. Aşırı alaşım, mikrofazların birikim şekli tokluğun düşmesine neden olur; bunun seviyesi, manganez izolasyonunu önlemek bakımından sınırlandırılmalıdır. Çeliklerdeki azaltılmış Mn içeriğinin mikroyapısal kuşakları azalttığı incelenmiştir [37].

2.4.5. Nikel

Zayıf bir alaşım elementi olarak kabul edilen nikel, yüksek miktarlarda eklenebilir. Nikel genişmesinin, büyük ölçüde saha kaynağı kabiliyetine ve düşük sıcaklık tokluğuna zarar vermeksizin, düşük karbon çeliklerinin özelliklerini iyileştirdiği düşünülmektedir. Mg ve Mo'nun aksine, Ni levhadaki düşük sıcaklık tokluğuna zararlı olan daha az sertleşmiş mikroyapısal bileşenler oluşturma eğilimi gösterir (kırılma tokluğunu artırır). Bu, mikroyapı üzerindeki etkiyi sağlamlaştıran kuvvetli bir diziliştir. Nikel genişmesi, mikroyapı üzerindeki küçültücü etkiyi açıklamaktadır. Genel olarak, nikel seviyesi artar, tane sınırı ferrit miktarı azalır ve iğnemsî ferrit gitgide küçülür. Bu gözlemi eşit olarak paylaşan Bhole ve diğerleri, WM'de bağlanan Ni ve Mo yakınlığının tane sınırı ferritinin (GBF) hacmini ve uzun ömürlü gelişmiş AF düzenlemesini azalttığı sonucuna varmıştır. Nikel genişmesi, kaynak metali soğuma aralığı boyunca östenit- ferrit değişim sıcaklığını engeller ve bunun bir sonucu olarak, tane sınırı ferrit miktarı azalır ve iğnemsî ferrit oluşumu gitgide desteklenir[38].

2.4.6. Oksijen

Oksijen, kaynak metali değişikliği yapıp yapmama kararını vermek için gerekli bir faktördür. Kaynak metali havuzundaki oksijen, tozaltı ark kaynağında esasen akımdan ve atmosferden gelebilir. Her halükarda, en olası oksijen kaynağı kaynak işleminde kullanılan akımdır; çünkü atmosferdeki oksijen makul ölçüde kontrol edilebilir. Kaynak havuzunda soğurulan oksijen, bir kısmı tutulan oksitler oluşturmak için oksit giderici elementlerle birleşecektir ve kaynak metalindeki oksijenin çözünürlüğü çok düşük olduğundan kaynak metalinde metalik olmayan kalıntılar olarak kalacaktır. SAW akımları ve bu akımların kaynak işlemi ortasında akışkan metale verdiği karşılıkla ilgili birkaç çalışma yapılmıştır[39]. Yüksek oksijen içeriğinde, kaynak metalindeki oksijen miktarı azaltılarak daha yüksek tane sınırı ferriti yüzdesi (ferrit damarlanması) gözlemlenmiştir; iğnemsî ferrit miktarı ise artmıştır. Kaynak metali oksijeninin azalmasıyla, birincil mikroyapı iğnemsî ferritten ziyade beynit olmaya yaklaşır. Oksijen, inklüzyon şeklinde kaynak metali mikroyapısını ve mekanik özelliklerini etkiler. Oksijen, ince dağılmış oksijen yönünden zengin muhafazalar şeklinde kaynağın içinde

mevcuttur. Bu birleşmeler, epoksidasyon prosedürünün bir sonucu ya da bazı kuvvetli durum değişikliklerinin bir sonucu olabilir. Kaynak metali havuzundaki oksijen içeriğinin, yeterli miktarda metal olmayan oksit inklüzyonları oluşumunda önemli bir rol oynayıp oynamadığı hususu oldukça araştırılmıştır. Genleşen kaynak metali oksijen inklüzyonu, kaynak metalinin mikroyapısı üzerinde doğrudan etkiye sahiptir.

2.4.7. Silisyum

Sementit oluşumunu önlemek ve buna göre östeniti karbonla geliştirerek çökmesini sağlamak amacıyla Si gibi katı oksitleyici bileşenler eklenmiştir. Ancak Si oksijene olan katı düşkünlüğü sebebiyle oksitleri hızlıca şekillendirir. Araştırmacılar, silisyumun kaynak mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki rolünü araştırmıştır. Au temperli sünek demir kaynağının mekanik özellikleri, artan Si içeriğiyle birlikte artış göstermektedir; ancak aşırı Si miktarı (%3,79), matris östenitin azalan karbon içeriği sebebiyle au'nun temperleme kabiliyetinin azalmasına neden olmaktadır[40]. Ağırlıkça yüzde 0,35 ila 0,8 aralığında olan silisyumun mikroyapı üzerinde herhangi bir etkisi bulunmazken, silisyum içeriği ağırlıkça yüzde 0,2'den 0,4'e yükseltildiğinde yapının yan levhadan iğnemsî yapıya dönüştüğü bildirilmiştir. Diğer araştırmacıların paylaştığı düşünce ise, silisyum seviyesindeki artışın ağırlıkça yüzde birin altında olan manganez seviyesinde iğnemsî ferrit dizilişini harekete geçirdiği yönündedir. Yine de, silisyumun etkisi daha yüksek manganez seviyelerinde daha az hissedilmektedir [36].

2.4.8. Titanyum, Niyobyum ve Bor

Titanyum ve niyobyumun, önceden katı karbür ve nitrür olduğu bilinmektedir. İnce karbür ya da nitrür partikülleri, tane sınırı gelişimini engelleyebilir, böylece tane gelişimini zorlaştırarak tane boyutunu küçültür. Tane boyutundaki azalma, çökeltme sertleşmesi vasıtasıyla aynı zamanda tanelerin kalitesini ve dayanımını artırır. Ti'nin oksit karşılıkları (C, N ve O), titanyum oksijene tepki verdiğinde kaynak metalinde şekillenir. Bu oksit kalıntıları, iğnemsî ferrit mikroyapısının oluşumu için çekirdeklenme yeri vazifesi yapar. Genel olarak, yüksek Nb içeriği kaynak metalindeki AF kalitesini düşürürken, GBF ve WF kalitesini artırır ve bu durum, kaynak tokluğunun azalmasına

sebepler olur. Birkaç araştırmada titanyumun kaynak mikroyapısı üzerindeki etkisine değinilmiştir. Titanyum ve manganezin yüksek mukavemetli düşük alaşımlı SAW üzerindeki etkileri araştırılmıştır. %0,02-0,08 aralığındaki titanyum ilavesinin, mikroyapıdaki iğnemsis ferriti arttırdığı ve kaynak metalinin darbe tokluğunun titanyum ilavesiyle iyileştirildiği gözlemlenmiştir[41]. Ancak ideal titanyum yüzdesinin ötesinde numunelerde bir yarı yarıma benzeri kırılma modu görölmüştür.

Bor, GBF gelişimini bastırması sebebiyle kaynak metalindeki kaliteyi ve dayanıklılığı iyileştirir. Lee ve diğerleri, bor maddesinin yüksek kaliteli çeliklerdeki kaynak kabiliyeti üzerindeki etkisini incelemiştir. Lee ve diğerleri, bor içeriği yaklaşık 32 ila 60 ppm'ye çıkarıldığında iğnemsis ferritin hacim oranı ile soğurulan enerjinin azaldığını, ancak 103-ppm bor kaynak metalini üzerinde iğnemsis ferrit yerine üst beynit oluşurken, bor içeriği yaklaşık 60'dan 103 ppm'ye çıkarıldığında iğnemsis ferritin hacim oranı ile soğurulan enerjinin önemli ölçüde düştüğünü gözlemlemiştir[42]. Bu sonucun, 42 ppm kaynak metalini boru ve 420 ppm kaynak metalini titanyumuna sahip kaynaktaki elde edilen en yüksek iğnemsis ferrit yüzdesiyle tahmin edilebilir olduğu gözlenmiştir.

2.5. Kalıntıların Kaynak Metalini Mikroyapısı Üzerindeki Etkisi

Çeliklerdeki ferritin mikroyapılarının gelişimi, genellikle iğnemsis ferrit gelişiminin ince ferrit levhaların birleştirilmesi fikri sebebiyle çeliklerin ve kaynak metallere mekanik özellikleri ile etki mukavemetini arttırdığı şeklinde kabul edilir. Bu mikroyapı, çatlak başlangıcını ve ilerlemesini önemli ölçüde engeller[43]. Birçok araştırmacı, kalıntıların iğnemsis mikroyapı gelişimi üzerindeki rolünü araştırmıştır. Örneğin, iğnemsis ferritin çekirdeklenmesinde oksit ve nitrür ilavesinin önemli olduğu sonucuna ulaşmışlardır. Kaynak metallereindeki dikkat edilmeyen hususlar, kaynak tokluğuna zararlı olduğu düşünölen ve çatlak yayılmasına karşı çok az direnç sunan bainit gibi diğer mikro yapıların oluşumunda ortaya çıkabilir. Bu düşönceler, esasen erimiş Al, Ti, Si ve Mn arasındaki erimiş O, S ve N ile olan tepkimeye dayanmaktadır. Wan ve diğerleri, iğnemsis ferrit çitaları ya da levhalarının kalıntılar üzerindeki çoklu çekirdekleşme ve önceden oluşun ferrit taneleri üzerindeki sempatik çekirdekleşme ya da yinelenen

çekirdekleşme ile oluştuğunu gözlemlemiştir. Bu ilaveler, temel olarak kaynak metalleri içindeki Ti, Al, Si, Mn ve O elementlerinden oluşur. Muhafazalar, östenit tanelerinin artışını sınırlandırır, ancak aynı zamanda AF için çekirdeklenme bölgeleri sağlar [44]. Fattahi ve diğerleri, Ti içeren kalıntılar ve oksit nanopartiküllerin östenit tane sınırındaki tüm ortomorfik ferritler ile Widmanstädter ferrit büyümesini durdurma kuvveti sebebiyle iğnemsiz ferrit seviyesinin arttığı sonucuna ulaşmıştır. Akım kimyasının muhafazaların kimyasını ve morfolojisini etkilediği keşfedilmiştir [45]. Kaynak metalinin mikroyapısını uygun şekilde kontrol etmek ve iğnemsiz ferrit gelişimini sağlamak için akım kimyası konsantrasyonunun doğru olması zorunludur; çünkü akım kimyası konsantrasyonunun kaynaktaki tüm oksijen kalıntılarıyla doğrudan korelasyon içinde olduğu belirlenmiştir.

2.6. Boru Hattı Çeliklerindeki Hidrojen Nedenli Çatlama

Yüksek hidrojen içeriğine sahip bir alana koyulduğunda çeliklerde harici bir yük kullanılmaksızın hidrojen kaynaklı kabarcıklanması ve iç çatlama oluşumunun araştırıldığı bir çok çalışma, karbon çeliği boru hatlarındaki hidrojen kaynaklı çatlama (HIC) olayını ele alır. Bu durum, istisnai olarak ıslak hidrojen ya da hidrokarbon içeren ortamlarla temas halinde olan boru hattı çelikleri ve basınçlı kaplarda yaygındır. Hidrojenin çeliğin yüzeyindeki korozyon vasıtasıyla borunun iskelet yapısı içinde proton olarak yayıldığı düşünülmektedir. Ayrıca ortaya çıkan bir çok teori, bu düşünceleri hidrojen kırılabilirliği kavramını açıklamada faydalı bulmuştur. Hidrojen atomları, farklı yapı kusurları alanlarında toplanan yığın malzeme içinde soğurular, hidrojenlerin bu alanlarda toplanması büyük iç basıncı artırır ve kabarcık ve/veya çatlak oluşumuna neden olur. Hidrojen, genellikle imalat ya da onarım işlemi esnasında ve işletme koşulları altında olmak üzere iki yolla çeliğe girebilir. İmalat esnasındaki soğurma çelik imalatı, sıcak işleme, ısıl işlem, kaynak, elektro kaplama esnasında ve hidrojen ortamından kaynaklanabilir. Boru hatlarında ise; boru hattı bağlantısı, kaynak işlemiyle yapılır. Ancak çelikler, kaynak esnasında ya da kükürtlü ortama maruz kalma sebebiyle az miktarda hidrojen konsantrasyonu absorbe edebilir. Hidrojen, işletme koşulları esnasında hidrojenlenmiş sıvı ya da gazlara maruz kalma yoluyla boru hattı çeliklerine

girebilir; bu nedenle, kaynak işleme esnasında hidrojen girişinin mümkün olduğunca minimum seviyeye indirilmesine dikkat edilmelidir.

2.7. Mikroyapının Hidrojen Kaynaklı Çatlamadaki Rolü

İğnemsiz ferritler, kaynak yapısının tokluğunu ve sertleşebilirliği geliştirmesi ve yarılmaya göre çatlak yayılmasına karşı maksimum direnç göstermesi sebebiyle tercih edilmektedir. Hidrojen konsantrasyonu kritik seviyeyi aşarak, hidrojen kaynaklı çatlama neden olabilir. MnS ve kuşaklı yapı gibi metalik olmayan kalıntıların varlığının H₂S ortamındaki çatlama kolaylaştırdığı araştırılmıştır. Çelik kaynaklarındaki bu çatlama mekanizması büyük ölçüde diğer hususların yanı sıra uygulanan strese, taşınan sıvı ya da gazın türüne, yeraltı suyu kimyasına ek olarak, metalik olmayan içeriğin bileşimi, yapısı ve morfolojisi gibi mikroyapısal konfigürasyonu ile mekanik ve çevresel parametrelere bağlıdır[46]. Bazı araştırmacılar metalik olmayan kalıntıları, karbürleri, tane sınırlarını, dislokasyonları ve yüksek gerilme derişimi olan bölgeleri hidrojen için olası tersinir kapan (trapping) alanları olarak incelemiştir. Kapanlar genellikle tersinir ve tersinmez kapanlar olarak adlandırılır. Bu gruplandırmanın, hidrojen partikülleriyle olan bağ kalitesi üzerinde bulunduğu düşünülmektedir. Tersinir kapanlar, düşük kapan bağlama enerjisine sahipken tersinmez kapanlar, hidrojeni kalıcı olarak tutan ve ortam sıcaklığına yakın sıcaklıklarda yüksek bağlama enerjisiyle ilişkilendirilen kapanlardır. Mikro boşluklar, dislokasyonlar ve tane sınırları hidrojen difüzyonunu etkileme kapasitesine sahip olduğundan tersinir kapanlar olarak kabul edilir. Örneğin; tane sınırları, düğümlerde ve bağlantı noktalarında tersinir hidrojen kapan alanı dağılımını arttırabilir ya da tersinir hidrojen kapan alanı olarak hareket edebilir. Metalik olmayan kalıntılar ve çökeltiler, tersinmez kapan olarak kabul edilir. Boru hattı çeliklerinde kalıntılar, karmaşık ya da çift oksit ve Al₂O₃, (Fe, Mn) S, FeO.Al₂O₃ ve Al-Mg-Ca-O gibi karışık bileşikler tanımlanmıştır.

Ren ve diğerleri, iç boşlukların hidrojen atomlarının toplanması ve mikroyapıdaki kapan alanlarındaki boşluklar sebebiyle oluşabileceğini ve içi hidrojenle dolu boşlukların iç hidrojen basıncının kritik boyuta ulaşması sebebiyle boşlukların kenarlarında çatlama

başlatabileceğini ileri sürmüştür. Çeliğin mikroyapısı, tane boyutu, çökeltiler, tane boyutu özelliği ve ikinci faz partikül oluşumu HIC çekirdeklenmesinde ve yayılmada önemli bir rol oynar[47]. Nanninga ve diğerleri mikroyapının, bileşimin ve sertliğin bağlayıcı çeliğin hidrojen kırılgenliğına direnmedeki rolünü incelemiş olup, mukavemetin çelik duyarlılığına katkı sağlayan önemli bir faktör olduğu sonucuna ulaşmıştır. Ayrıca mikroyapıların hidrojen kırılgenliğına duyarlılık derecesinin şu şekilde sıralandığını - ince perlit, beynit ve temperlenmiş martensit- gözlemlemiştir. Bazı yazarlar, geçmişte ferritin hidrojen kaynaklı kırılgenliktaki rolünü araştırmıştır[48]. Bu araştırmacıların ulaştığı genel sonuç, hidrojen kırılgenliği duyarlılığının ferrit içeriği arttıkça arttığı yönündedir. Ancak Ohnishi ve diğerleri, % 12'ye kadar içeriğe sahip delta ferritin bu tip kaynak metalinin hidrojen absorpsiyonu üzerindeki etkisinin çok net olmadığını vurgulamıştır. EBSD tekniği kullanılarak, boru hattı çeliklerinde kristalografik özellikler ve HIC davranışı arasında var olan bağlantıların yorumlanması için önemli olan nicel kristalografik bilgileri edinilmeye çalışılmıştır [49].

Aslına bakıldığında, hidrojen kırılgenliği sebebiyle boru hattı çeliğinin iğnemi ferrit mikroyapısındaki çatlak başlangıcı ve yayılması mekanizmasına kristalografik bir açıklama getirmeye yetecek araştırma yapılmamıştır. Esasen, kükürtlü ortamda kullanılan boru hattının kaynaklı bölgesindeki hidrojen kaynaklı çatlama sorunlarını anlamak için mikroyapılar ve boru hattı kaynağının HIC duyarlılığı arasındaki ilişkinin araştırılması gerekmektedir.

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Malzeme

Bu çalışmada termomekanik haddeleme ile üretilmiş API 5L standartında PSL 2-X70M çeliği kullanılmıştır. Bu malzemeler özellikle doğalgaz ve petrol iletim hatları için üretilmektedir. Deneysel çalışmalarda kullanılan malzemenin kimyasal bileşimi Tablo 3.1'de verilmiştir.

Tablo 3.1. X70M PSL 2'nin (API 5L) kimyasal bileşimi

Element Yüzdeleri (%)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al
0,059	0,218	1,488	0,007	<0,001	0,230	<0,001	0,144	0,004	0,003
Ti	V	Nb	W	B	As	Sb	Sn	Pb	Ca
0,0095	0,0027	0,055	<0,003	<0,0001	<0,0020	<0,0010	<0,0010	<0,001	0,0023
N				CE1			CE2		
<0,0010				0,165			0,388		

3.2. Kaynak prosesi

Spiral boru üretimi için kullanılan X70M malzemesi içten ve dıştan sürekli tozaltı ark kaynağı (SAW) ile birleştirilmiştir (Şekil 3.1). Birleştirilen malzemenin et kalınlığı 19,45 mm ve üretilen borunun çapı 1422,2 mm'dir. Bu imalat işlemleri Ankara'da faaliyet gösteren Emek boru firmasında gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirme işlemi Tablo 3.2'de verilen kaynak parametreleri kullanılarak yapılmıştır. Bununla birlikte Lincoln FX P223 kaynak tozu ve Pittarc S2Mo kaynak teli kullanılmıştır. Kaynak teline ait kimyasal bileşim Tablo 3.3'te verilmiştir.



Şekil 3.1. SAW ile birleştirilmiş X70M

Tablo 3.2. Tozaltı ark kaynağı parametreleri

	Akım (A)		Voltaj (V)		Tel Çapı (mm)		Serbest Tel Boyu		Kaynak ağzı Açısı	Kaynak Hızı (cm/dk)
	DC	AC	DC	AC	DC	AC	DC	AC		
İç	990-1210	612-748	28-34	28,5-34,5	4,00	4,00	28,00	28,00	30	140
Dış	1125-1375	540-560	29,5-35,5	32-35	4,00	4,00	28,00	28,00		

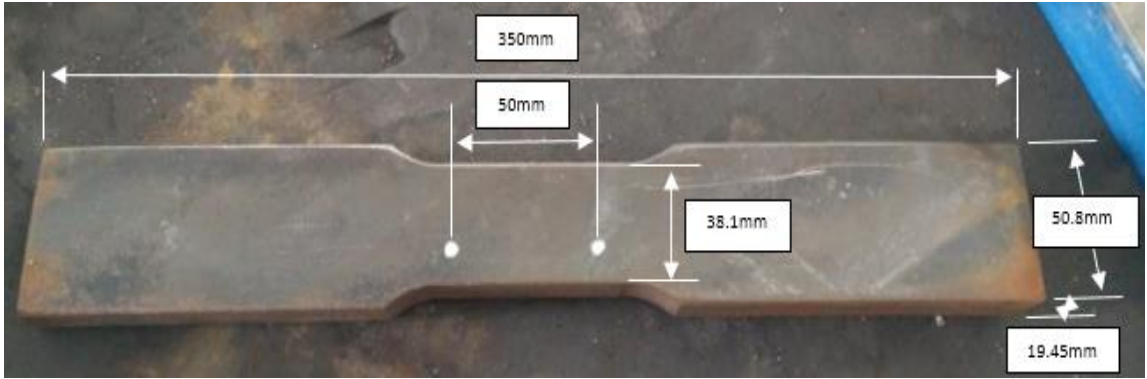
Tablo 3.3. S2Mo kaynak teline ait kimyasal bileşim

		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	V	Nb
S2Mo	Min	0.08	0.95	0.05	-	-	-	-	0.45	-	-	-	-
	Max	0.15	1.20	0.20	0.025	0.025	0.15	0.15	0.65	0.30	0.03	0,03	0,01

3.3. Karakterizasyon testleri

3.3.1. Çekme Testi

X70M malzemesi için çekme deneyi numuneleri, ASTM A 370 test standardına göre hazırlandı. Şekil 3.2'de gösterildiği gibi hazırlanan numuneler ana malzeme ve kaynaklı malzemeler olmak üzere her malzeme türünden 3'er adet teste tabii tutulmuştur. Deneyde kullanılan test cihazı Şekil 3.3'da verilmiştir.



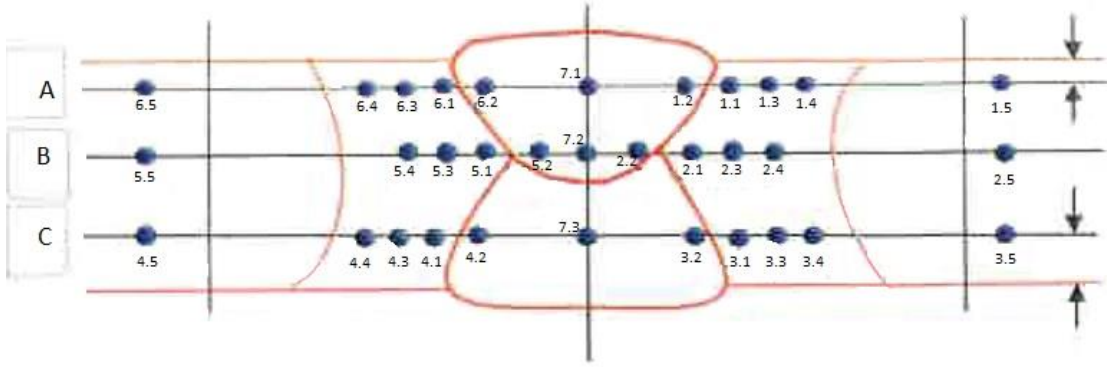
Şekil 3.2. Çekme deneyi numunesi



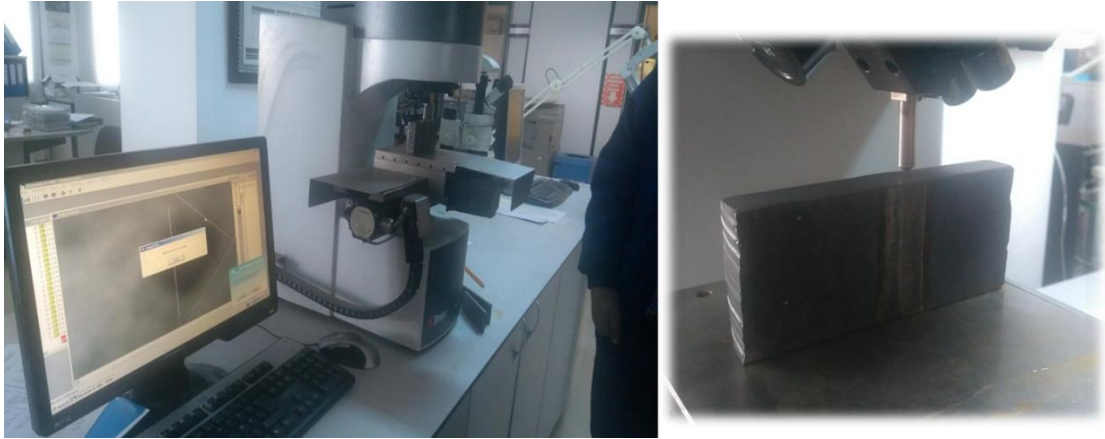
Şekil 3.3. Instron 5980 çekme test cihazı

3.3.2. Sertlik Testi

Sertlik ölçümleri kaynaklı numune üzerinden Şekil 3.4'de şematik olarak belirtilen noktalar üzerinden yapılmıştır. Her kaynak bağlantısı, kaynak metali, HAZ (ergime hattının hem sol hem de sağ tarafında) ve ana metal üzerinde girinti içermiştir. Vickers HV10 metodu (10 kg enine ağırlık) kullanılmıştır. Şekil 3.5'de, test borularından kesilmiş sertlik testi numuneleri gösterilmiştir.



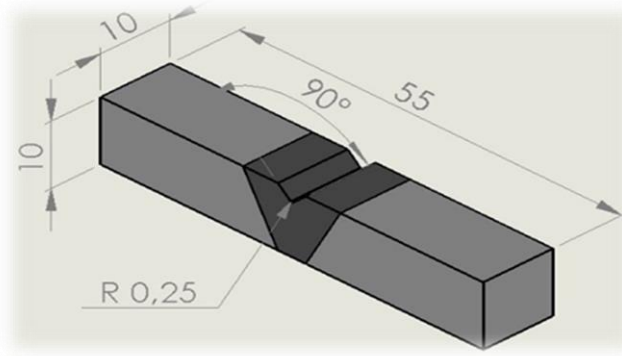
Şekil 3.4. Sertlik testi noktaları



Şekil 3.5. Sertlik ölçüm cihazı için sertlik test cihazı ve test örneklerinin fotoğrafı

3.3.3. Darbe (Charpy) Testi

Standart Charpy V çentikli darbe numuneleri ASTM E23 standartına uygun olarak üretilmiştir. Charpy testi numuneleri $10 \times 10 \text{ mm}^2$ kesit alanına sahip ve 0,25 mm kök yarıçapına sahip 2 mm derinliğinde 45° V çentiği içermektedir (Şekil 3.6). Çentik kökleri genel olarak sırasıyla ana metal, ısıdan etkilenmiş bölge (HAZ) ve kaynak metaline yerleştirildi. Isıdan etkilenmiş bölgede çentik kökü 3 bölgeye yerleştirildi. Bunlar ergime sınırı (FL), erime sınırından ana malzemeye 2 mm mesafede (FL+2) ve 5 mm mesafededir (FL+5). Tüm darbe testlerini gerçekleştirmek için Şekil 3.7’de verilen 450 Joule kapasiteli Zwick 450 Darbe Test Cihazı kullanılmıştır.



Şekil 3.6. ASTM E23'e göre charpy testi numunesinin ölçüsü

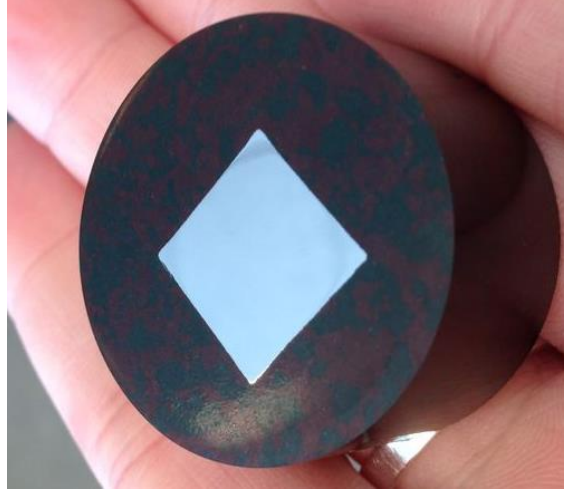


Şekil 3.7. Zwick 450 Darbe Testi Cihazı

3.3.4. Mikroyapısal İnceleme

Kaynaklı birleştirmeye ait makro yapı ve mikro yapı fotoğraflarının çekilebilmesi ve sertlik ölçümlerinin yapılabilmesi için numuneler kesilerek geleneksel metalografik işlemlerden geçirilmiştir. Bunun için kesilen numuneler sıcak olarak bakalite alınmıştır (Şekil 3.8). Daha sonra pürüzsüz yüzeyler elde etmek için 200, 400, 600, 800 ve 1200

gritlik SiC kağıdı ile zımparalanmıştır. Akabinde 1 ve 3 μm boyuta sahip elmas solisyon ile parlatma işlemleri yapılmıştır. Zımparalama ve parlatma işlemleri için kullanılan cihaz Şekil 3.9'da verilmiştir. Parlatma işlemi sonrası numuneler %3'lük nital (HNO_3) ile dağlanmış (Şekil 3.10) ve kurutulduktan sonra optik mikroskop ve SEM analizi için hazır hale getirilmiştir.



Şekil 3.8. Bakalite alınmış numune



Şekil 3.9. Zımparalama ve parlatma makinesi

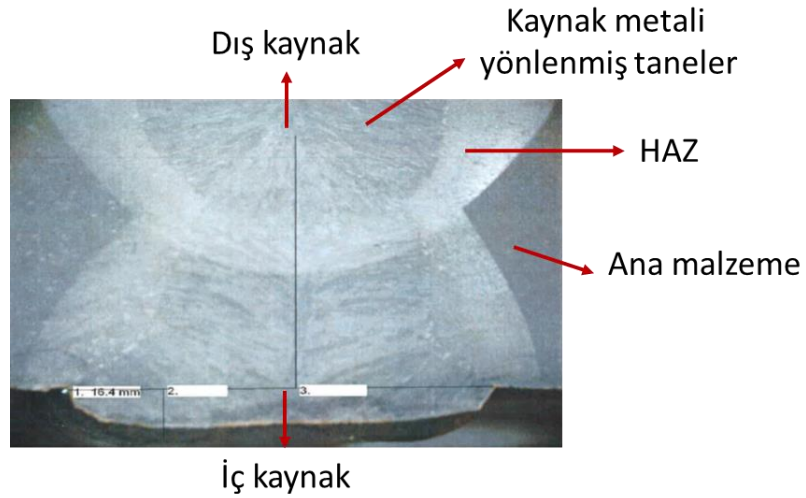


Şekil 3.10. Dağlama işlemi

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

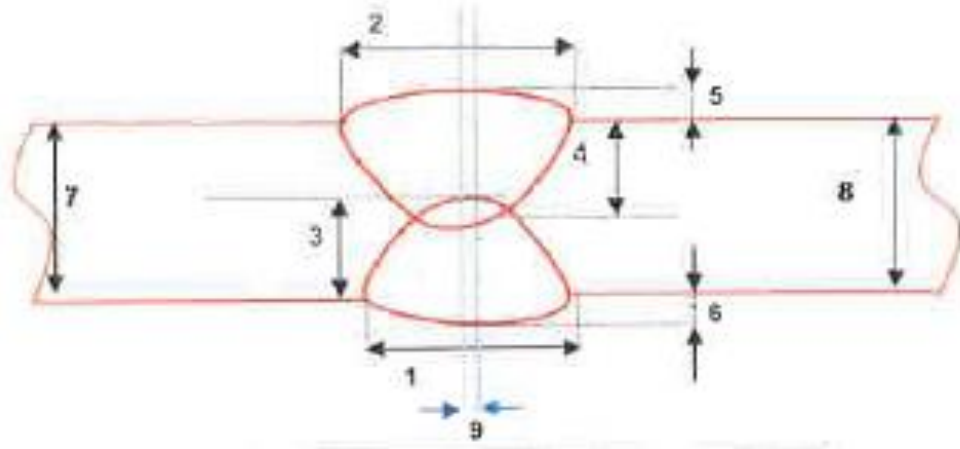
4.1. Makroyapısal Gözlemler

Şekil 4.1’de kaynaklı birleştirmeye ait makro yapı resmi verilmiştir. Resme bakıldığında herhangi bir kaynak hatasının yapı içerisinde oluşmadığı görülmektedir. Bununla birlikte makroyapı resminde Kaynak metali, ısıdan etkilenmiş bölge ve ana malzeme resim üzerinde rahatlıkla ayırt edilebilmektedir. Kaynak metalinde sütunsal tane büyümesi gerçekleşmişken bu büyüme her iki kaynak dikişinde farklı yönlere doğrudur. Bunun nedeni iç kaynağın dış kaynaktan önce yapılmış olmasıdır.



Şekil 4.1. Kaynaklı birleşimin makro yapısı

Şekil 4.2’de kaynaklı birleştirmenin şematik çizimi gösterilmektedir. Burada; 1 ve 2:genişlik, 3 ve 4: penetrasyon, 5 ve 6: kaynak kep yüksekliği, 7 ve 8: et kalınlığı, 9: kaynak kaçıklığıdır. Buna göre makro yapı resmi üzerinden alınan ölçümlere göre Tablo 4.1’deki değerler elde edilmiştir. Nispeten dış kaynağın nüfuziyeye oranı iç kaynağa kıyasla biraz fazladır. Bu fark yaklaşık olarak % 6 seviyesindedir.



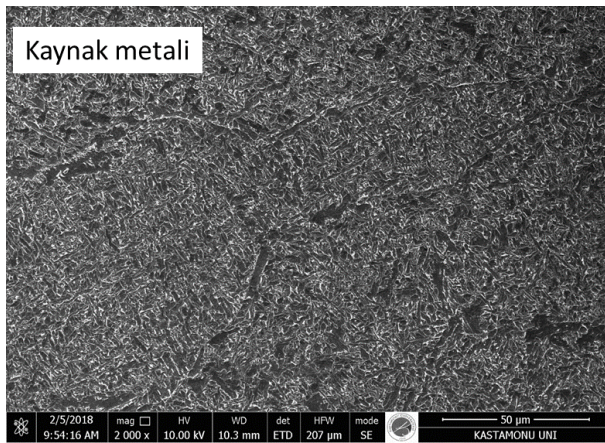
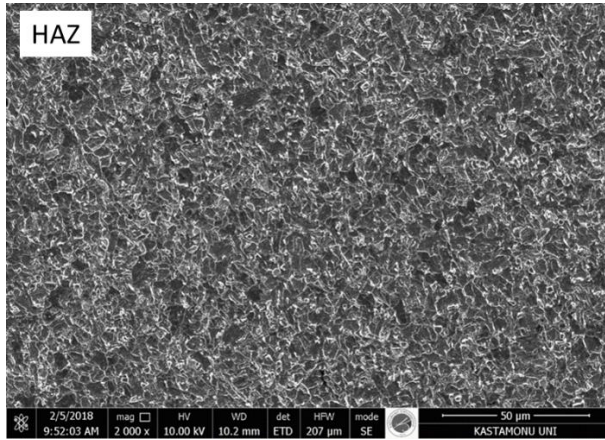
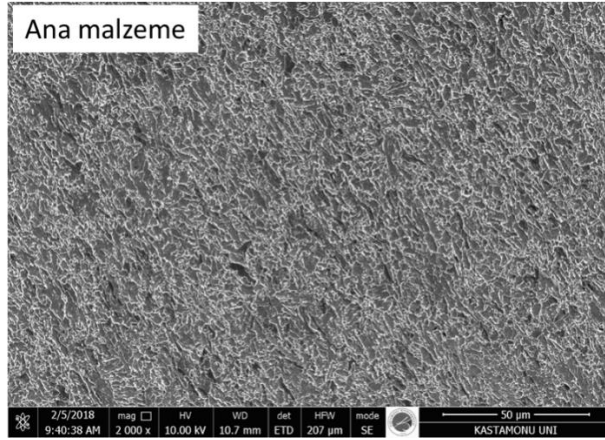
Şekil 4.2. Kaynaklı bağlantının şematik gösterimi

Tablo 4.1. Makro inceleme sonucu

Genişlik		Yükseklik		Penetrasyon (mm)		Penetrasyon (%)		(Kaynak Kaçıklığı) (mm)	Makro Test Sonucu
İç	Dış	İç	Dış	İç	Dış	İç	Dış	Dış	Penetrasyon %122,22
15.00	16.10	2.27	2.00	11.50	12.70	58.08	64.14	1.2	

4.2. Mikroyapısal Bulgular

Şekil 4,3'te kaynaklı birleşimin 3 farklı bölgesinden (ana malzeme, HAZ ve kaynak metali) alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Buna göre ana malzemenin morfolojik yapısının ferrit (açısal ferrit, poligonalferrit) tanelerinden oluştuğu görülmektedir. HAZ bölgesinde ise ısı girdisinden dolayı daha iri tane yapısı göze çarpmaktadır. Kaynak metalindeki mikroyapısal oluşum ana malzeme ve HAZ bölgesinden farklıdır. Bu bölgede sütunsal ince ferrit plakaları mevcuttur.



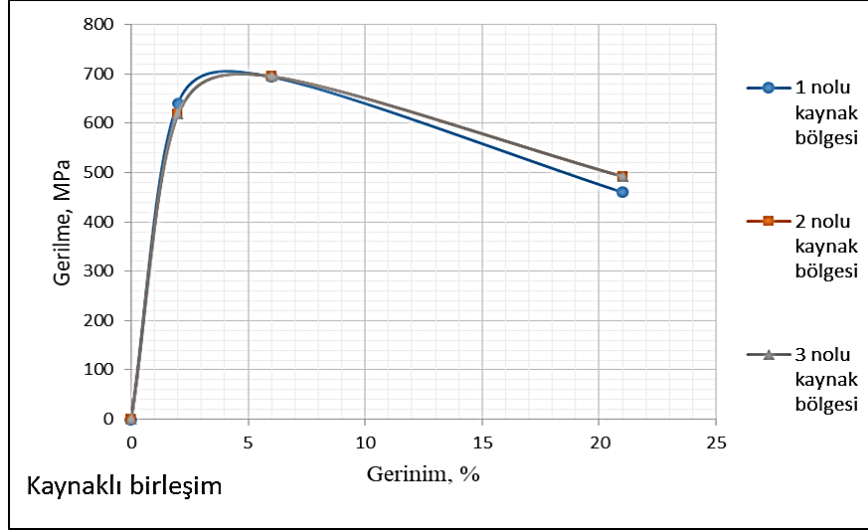
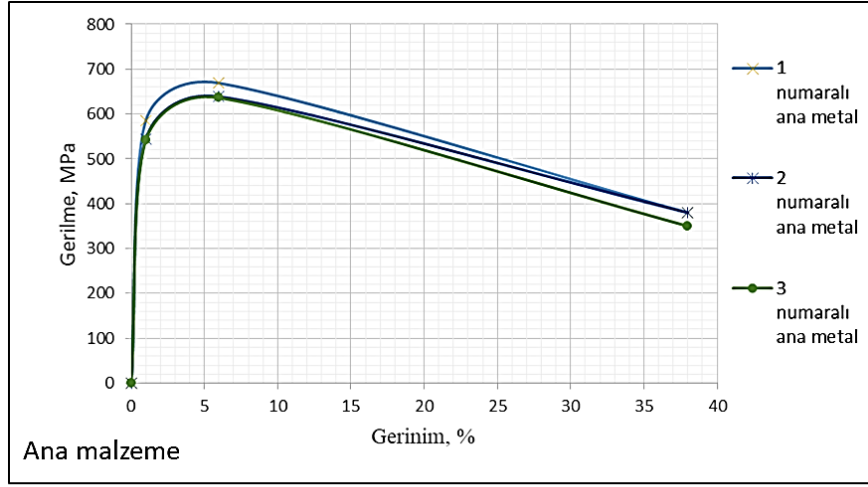
Şekil 4.3. Kaynaklı bağlantının SEM görüntüsü

4.1.1. Çekme Sonuçları

Şekil 4.4’de çekme deneyi sonucu elde edilen gerilim-gerinim eğrileri verilmiştir. Kaynaklı ve ana malzemeden 3’er numune çekme testine tabii tutulmuştur. Elde edilen verilere göre tozaltı kaynağı ile birleştirilen numunelerin ana malzemeye kıyasla daha yüksek dayanım değerlerine ulaşmıştır. Ana malzemede yaklaşık 558 MPa akma dayanımı elde edilmiş iken kaynaklı birleştirmede bu değer yaklaşık 628 MPa’ya çıkmıştır. Akma dayanımında yaklaşık %12 artış görülmüştür. İki malzemenin çekme dayanımları kıyaslandığında benzer durum sözkonusudur. Ana malzemenin çekme dayanımı yaklaşık 648 MPa iken kaynaklı birleştirmenin çekme dayanımı yaklaşık 695 MPa’dır. Kaynaklı birleşimin çekme dayanımı ana malzemeye kıyasla yaklaşık %7 daha fazladır. Buna rağmen yüzde uzama miktarları kaynaklı birleştirmelerde daha düşüktür. Kaynaklı birleşimin uzama değeri yaklaşık %22 iken ana malzemede bu değer yaklaşık %39’dur. Tablo 4.2 ve tablo 4.3’de çekme deneyleri sonucu elde edilen dayanım değerleri verilmektedir. Elde edilen sonuçlar kaynaklı birleştirmede kopmanın ana malzemede gerçekleştiğini göstermektedir. Bu durum kaynak bölgesinin ana malzemeye kıyasla daha sert olmasından kaynaklanmaktadır [52]. Ayrıca bundan dolayı kaynaklı birleştirmelerin uzama değerleri daha düşüktür.

Tablo 4.2. Ana malzemenin çekme testi sonuçları

	Ana Metal (1)	Ana Metal (2)	Ana Metal (3)	Ortalama
Alan	756,26 mm ²	756,28 mm ²	755,29 mm ²	755,94 mm ²
Akma Kuvveti	443,88 kN	412,51 kN	409,38 kN	421,92 kN
Akma dayanımı	586,86 MPa	545,45 MPa	542,01 MPa	558,11 MPa
Maksimum Yük	504,82 kN	483,40 kN	480,96 kN	489,73 kN
Çekme dayanımı	669,06 MPa	639,16 MPa	636,77 MPa	648,33 MPa
Uzama	%38,03	%38,82	%40,45	%39,10
Akma dayanımı/çekme dayanımı	0,88	0,85	0,85	0,86



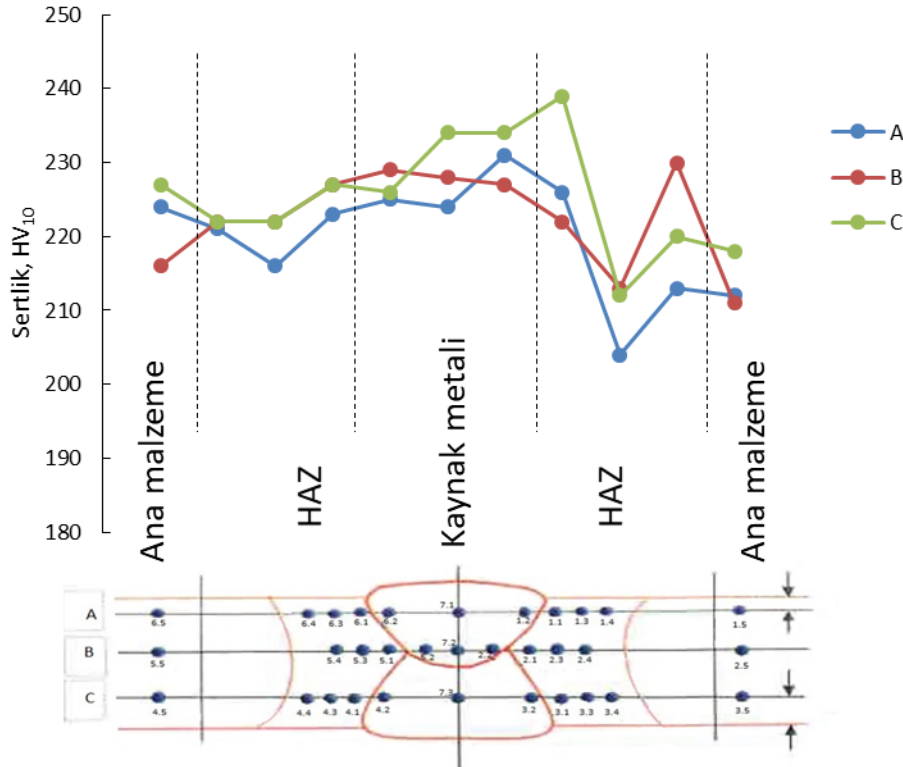
Şekil 4.4. Çekme deneyi sonucu elde edilen gerilim gerinim eğrileri

Tablo 4.3. Kaynaklı birleştirmenin çekme testi sonuçları

	Kaynak Bölgesi (1)	Kaynak Bölgesi (2)	Kaynak Bölgesi (3)	Ortalama
Alan	758,27 mm ²	756,36 mm ²	756,36 mm ²	756,97 mm ²
Akma Kuvveti	486,80 KN	486,16 KN	486,16 KN	486,37 KN
Akma Dayanımı	641,99 MPa	618,96MPa	622,56MPa	627,84MPa
Maksimum Yük	526,26 KN	526,34 KN	526,34 KN	526,31 KN
Çekme dayanımı	694,02 MPa	695,89 MPa	695,21 MPa	695,04 MPa
Kırılma yeri	Ana metal	Ana Metal	Ana Metal	Ana Metal

4.1.2. Sertlik Sonuçları

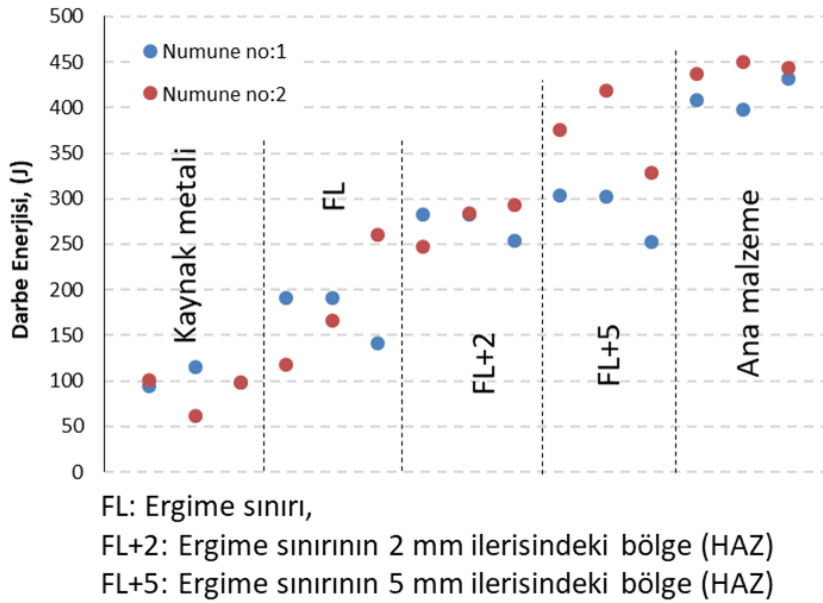
Kaynaklı birleştirmenin sertlik ölçümleri şekil 4.5'te belirtilen ölçüm izlerinden yapılmış ve sonuçları aynı şekil üzerinde grafik olarak verilmiştir. Elde edilen ölçüm sonuçlarına göre nispeten en yüksek sertlik değerleri kaynak metalinde elde edilmiştir. Bu bölgedeki ortalama sertlik değeri 229 HV'dir. Buna karşın ana malzeme ve HAZ'daki ortalama sertlik değerleri ise sırası ile 218 HV ve 221 HV'dir. Ana malzemeye kıyasla sertlik değişimleri kaynak metalinde %5 iken HAZ'da %1 civarındadır. Benzer eğilim düşük karbonlu çeliklerin tozaltı kaynağında görülmektedir [53]. API 5L standartlarına göre kaynaklı birleştirmelerde elde edilen maksimum sertlik değerinin 345 HV10 olması gerekmektedir [55]. Bu bakımdan elde edilen sonuçlar standartın gerekliliğini karşılamaktadır.



Şekil 4.5. Sertlik Ölçüm İzleri ve Sonuçları

4.1.3. Charpy Darbe Testi Sonuçları

Charpy darbe testinin sonuçları Şekil 4.6 da gösterilmiştir. Deneyler, kaynaklı numunelerde -15°C de ve ana malzemede -10°C de gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlara göre en fazla darbe enerjisi ana malzemede elde edilmiştir. Buna göre ana malzemede elde edilen ortalama darbe enerjisi değeri 428 J 'dür. En düşük darbe enerjisi ise kaynak metalinde elde edilmiştir. Bu bölgedeki sertlik değeri enerji değerinin düşmesinin kaynağı olarak düşünülebilir. Kaynak metalinde elde edilen ortalama darbe enerjisi değeri yaklaşık 94 J 'dür. Kaynak metalinden ana malzemeye doğru gidildikçe darbe enerjisindeki artış dikkat çekicidir. FL, FL+2 ve FL+5 bölgelerinde elde edilen ortalama darbe enerjisi değerleri sırasıyla 178 J , 274 J ve 330 J 'dür. Benzer sonuçlar Kim ve ark. tarafından yapılan çalışmada da elde edilmiştir [54].



Şekil 4.6. Charpy darbe testinin sonuçları

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

- ✓ Kaynaklı bağlantıda herhangi bir yapısal kusur tespit edilmemiştir.
- ✓ Dış yüzeye yapılan kaynağın nüfuziyet oranı iç kaynağa kıyasla %6 fazla olarak tespit edilmiştir.
- ✓ Tozaltı kaynağı ile birleştirilen numunelerde ana malzemeye kıyasla daha yüksek dayanım değerlerine ulaşmıştır. Akma dayanımında yaklaşık %12, çekme dayanımında yaklaşık %7 artış tespit edilmiştir.
- ✓ Kaynak metali ana malzemeye kıyasla daha serttir. Bu durum yüzde uzama miktarını azaltmıştır.
- ✓ Elde edilen sonuçlara göre en fazla darbe enerjisi 428 J ile ana malzemedede elde edilmiştir. Buna karşın en düşük darbe enerjisi ise 94 J ile kaynak metalinde elde edilmiştir.

5.2. Öneriler

Geleceğe ilişkin önerilerin kapsamı, aşağıda belirtildiği üzere birtakım araştırmalarda genişletilebilir:

- SAW'a sonlu eleman simülasyonları yapılabilir ve test sonuçları, gerçek kaynak işlemi sonuçlarıyla karşılaştırılabilir.
- Bu araştırma, tozaltı ark kaynağı optimizasyon kriterlerine maliyet faktörü eklenerek yapılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] J. L. Kennedy, Oil and gas pipeline fundamentals: Pennwell books, 1993.
- [2] G. A. Antaki, Piping and pipeline engineering: design, construction, maintenance, integrity, and repair: CRC Press, 2003.
- [3] J. Kiefner and E. B. Clark, History of line pipe manufacturing in North America vol. 43: Amer Society of Mechanical, 1996.
- [4] C. J. Trench and J. F. Kiefner, "Oil Pipeline Characteristics and Risk Factors: Illustrations from the Decade of Construction," 2001.
- [5] M. Mohitpour, A. Glover, and B. Trefanenko, "Pipeline Report: Technology advances key worldwide developments," Oil and Gas Journal, vol. 26, 2001.
- [6] J. Raoul, Use and application of high-performance steels for steel structures vol. 8: Iabse, 2005.
- [7] J. M. Ricles, R. Sause, and P. S. Green, "High-strength steel: implications of material and geometric characteristics on inelastic flexural behavior," Engineering Structures, vol. 20, pp. 323-335, 1998.
- [8] J. Hu, L.-X. Du, H. Xie, F.-T. Dong, and R. Misra, "Effect of weld peak temperature on the microstructure, hardness, and transformation kinetics of simulated heat affected zone of hot rolled ultra-low carbon high strength Ti-Mo ferritic steel," Materials & Design, vol. 60, pp. 302-309, 2014.
- [9] Z. Jiao, J. Luan, Z. Zhang, M. Miller, and C. Liu, "High-strength steels hardened mainly by nanoscale NiAl precipitates," Scripta Materialia, vol. 87, pp. 45-48, 2014.
- [10] H. J. Jun, C. Park, and K. Kang, "Effects of Cooling Rate and Isothermal Holding on Precipitation Behavior During Solidification of Nb-Ti Bearing HSLA Steels," International Journal of Offshore and Polar Engineering, vol. 14, 2004.
- [11] J. Koo, M. Luton, N. Bangaru, R. Petkovic, D. Fairchild, C. Petersen, et al., "Metallurgical design of ultra high-strength steels for gas pipelines," International Journal of Offshore and Polar Engineering, vol. 14, 2004.
- [12] C. Pande and M. Imam, "Nucleation and growth kinetics in high strength low carbon ferrous alloys," Materials Science and Engineering: A, vol. 457, pp. 69-76, 2007.

- [13] D. Nélias, J.-F. Jullien, and D. Deloison, "Experimental investigation and finite element simulation of laser beam welding induced residual stresses and distortions in thin sheets of AA 6056-T4," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, pp. 3025-3039, 2010.
- [14] W. Chang and S.-J. Na, "A study on the prediction of the laser weld shape with varying heat source equations and the thermal distortion of a small structure in micro-joining," *Journal of materials processing technology*, vol. 120, pp. 208-214, 2002.
- [15] W. Zhao, W. Wang, S. Chen, and J. Qu, "Effect of simulated welding thermal cycle on microstructure and mechanical properties of X90 pipeline steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, pp. 7417-7422, 2011.
- [16] B. Hwang, Y. G. Kim, S. Lee, Y. M. Kim, N. J. Kim, and J. Y. Yoo, "Effective grain size and Charpy impact properties of high-toughness X70 pipeline steels," *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 36, pp. 2107-2114, 2005.
- [17] F. Huang, J. Liu, Z. Deng, J. Cheng, Z. Lu, and X. Li, "Effect of microstructure and inclusions on hydrogen induced cracking susceptibility and hydrogen trapping efficiency of X120 pipeline steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, pp. 6997-7001, 2010.
- [18] G. Shi, W. Zhou, Y. Bai, and C. Lin, "Local buckling of 460 MPa high strength steel welded section stub columns under axial compression," *Journal of Constructional Steel Research*, vol. 100, pp. 60-70, 2014.
- [19] C.-M. Chang, C.-M. Lin, C.-C. Hsieh, J.-H. Chen, C.-M. Fan, and W. Wu, "Effect of carbon content on microstructural characteristics of the hypereutectic Fe–Cr–C claddings," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 117, pp. 257-261, 2009.
- [20] S. St-Laurent and G. L'Espérance, "Effects of chemistry, density and size distribution of inclusions on the nucleation of acicular ferrite of C \square Mn steel shielded-metal-arc-welding weldments," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 149, pp. 203-216, 1992.
- [21] H. Rampaul, *Pipe welding procedures*: Industrial Press Inc., 2003.
- [22] C.-M. Chang, C.-C. Hsieh, C.-M. Lin, J.-H. Chen, C.-M. Fan, and W. Wu, "Effect of carbon content on microstructure and corrosion behavior of hypereutectic Fe–Cr–C claddings," *Materials Chemistry and Physics*, vol. 123, pp. 241-246, 2010.

- [23] P. Chaveriat, G. Kim, S. Shah, and J. Indacochea, "Low carbon steel weld metal microstructures: the role of oxygen and manganese," *Journal of materials engineering*, vol. 9, pp. 253-267, 1987.
- [24] E. Surian, M. R. De Rissone, and L. De Vedia, "Influence of molybdenum on ferritic high-strength SMAW All-Weld-Metal properties," *Welding journal*, vol. 84, pp. 53-62, 2005.
- [25] D. Taylor and G. Evans, "Development of MMA electrodes for offshore fabrication," 1983.
- [26] P. Harrison, "Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals," PhD Thesis, University of Southampton, 1983[Links], 1983.
- [27] V. Braz Trindade, J. da Cruz Payão, L. F. Guimarães Souza, and R. da Rocha Paranhos, "The role of addition of Ni on the microstructure and mechanical behaviour of C-Mn weld metals," *Exacta*, vol. 5, 2007.
- [28] H. Lee, Y. Kim, S. Lee, K. Lee, J. Park, and J. Sung, "Effect of boron contents on weldability in high strength steel," *Journal of mechanical science and technology*, vol. 21, pp. 771-777, 2007.
- [29] D. Oh, D. Olson, and R. Frost, "The influence of boron and titanium on low-carbon steel weld metal," *Welding Journal*, vol. 69, pp. 151s-158s, 1990.
- [30] B. Beidokhti, A. Koukabi, and A. Dolati, "Influences of titanium and manganese on high strength low alloy SAW weld metal properties," *Materials Characterization*, vol. 60, pp. 225-233, 2009.
- [31] X. Wan, H. Wang, L. Cheng, and K. Wu, "The formation mechanisms of interlocked microstructures in low-carbon high-strength steel weld metals," *Materials Characterization*, vol. 67, pp. 41-51, 2012.
- [32] Z. Zhang and R. Farrar, "Role of non-metallic inclusions in formation of acicular ferrite in low alloy weld metals," *Materials Science and Technology*, vol. 12, pp. 237-260, 1996.
- [33] M. Mohtadi-Bonab, M. Eskandari, and J. Szpunar, "Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 620, pp. 97-106, 2015.
- [34] S. Ohkita and Y. Horii, "Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals," *ISIJ international*, vol. 35, pp. 1170-1182, 1995.

- [35] X. Ren, Q. Zhou, G. Shan, W. Chu, J. Li, Y. Su, et al., "A nucleation mechanism of hydrogen blister in metals and alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 39, pp. 87-97, 2008.
- [36] C. Dong, Z. Liu, X. Li, and Y. Cheng, "Effects of hydrogen-charging on the susceptibility of X100 pipeline steel to hydrogen-induced cracking," *International journal of hydrogen energy*, vol. 34, pp. 9879-9884, 2009.
- [37] N. Nanninga, J. Grochowski, L. Heldt, and K. Rundman, "Role of microstructure, composition and hardness in resisting hydrogen embrittlement of fastener grade steels," *Corrosion Science*, vol. 52, pp. 1237-1246, 2010.
- [38] R. A. Carneiro, R. C. Ratnapuli, and V. d. F. C. Lins, "The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 357, pp. 104-110, 2003.
- [39] J. Kim, S. Lee, J. Park, and T. Jin, "Estimation of microstructures and material properties of HAZ in SA508 reactor pressure vessel," 2001.
- [40] B.-S. Lee, M.-C. Kim, M.-W. Kim, J.-H. Yoon, and J.-H. Hong, "Master curve techniques to evaluate an irradiation embrittlement of nuclear reactor pressure vessels for a long-term operation," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 85, pp. 593-599, 2008.
- [41] A. Lakshminarayanan and V. Balasubramanian, "An assessment of microstructure, hardness, tensile and impact strength of friction stir welded ferritic stainless steel joints," *Materials & Design*, vol. 31, pp. 4592-4600, 2010.
- [42] K. Suzuki, I. Kurihara, T. Sasaki, Y. Koyoma, and Y. Tanaka, "Application of high strength MnMoNi steel to pressure vessels for nuclear power plant," *Nuclear Engineering and Design*, vol. 206, pp. 261-277, 2001.
- [43] J. I. Goldstein, D. E. Newbury, J. R. Michael, N. W. Ritchie, J. H. J. Scott, and D. C. Joy, *Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis*: Springer, 2017.
- [44] G. Shi and H. Ban, "Application and recent research advances of high strength steel structures," in *Proceedings of 2009 International Symposium on Steels for Infrastructure*, 2009, pp. 69-75.
- [45] E. C. f. Standardization, "Design of steel structures—Part 1-2: General rules—Structural fire design," *Eurocode 3*, 2001.

- [46] S. K. Mishra, S. Das, and S. Ranganathan, "Precipitation in high strength low alloy (HSLA) steel: a TEM study," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 323, pp. 285-292, 2002.
- [47] W. Yan, L. Zhu, W. Sha, Y.-y. Shan, and K. Yang, "Change of tensile behavior of a high-strength low-alloy steel with tempering temperature," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 517, pp. 369-374, 2009.
- [48] X. Cao, P. Wanjara, J. Huang, C. Munro, and A. Nolting, "Hybrid fiber laser–Arc welding of thick section high strength low alloy steel," *Materials & Design*, vol. 32, pp. 3399-3413, 2011.
- [49] G. Shi, X. Jiang, W. Zhou, T.-M. Chan, and Y. Zhang, "Experimental study on column buckling of 420 MPa high strength steel welded circular tubes," *Journal of Constructional Steel Research*, vol. 100, pp. 71-81, 2014.
- [50] J. H. Westbrook, "The science of hardness testing and its research applications," 1973.
- [51] A. R. Franco Jr, G. Pintaúde, A. Sinatora, C. E. Pinedo, and A. P. Tschiptschin, "The use of a Vickers indenter in depth sensing indentation for measuring elastic modulus and Vickers hardness," *Materials Research*, vol. 7, pp. 483-491, 2004.
- [52] H. Ada, Petrol ve doğalgaz boru hatları için üretilen boruların tozaltı ve spiral kaynak yöntemiyle kaynaklanabilirliği ve mekanik özelliklerinin incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara, Türkiye, 2006.
- [53] S. Kılınçer, Düşük karbonlu çeliklerin tozaltı ark kaynak yöntemi ile kaynak edilebilirliğinin ve mekanik özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara, Türkiye, 1998.
- [54] Kim, J. H., Oh, Y. J., Hwang, I. S., Kim, D. J., & Kim, J. T. (2001). Fracture behavior of heat-affected zone in low alloy steels. *Journal of nuclear materials*, 299(2), 132-139.
- [55] API Specifications 5L, Specifications for Line Pipe (forty-fourth ed.), American Petroleum Institute (2007)

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Kelani G. K. ELATTOUSI
Doğum Yeri ve Yılı : Libya - 1971
Medeni Hali : Evli
Yabancı Dili : İngilizce
E-posta : kjiuma@yahoo.com



Eğitim Durumu

Lise : Africa Secondary School
Lisans : Bright Star University
Yüksek Lisans : Kastamonu Üniversitesi

Mesleki Deneyim

İş Yeri : Veba Oil Operation