

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK SICAKLIK ŞARTLARINDA ÇALIŞAN VANA  
ÇELİĞİNİN KAYNAK SONRASI MİKROYAPISAL VE MEKANİK  
ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ISIL İŞLEMİN ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Merve YANGAZ

Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME  
MÜHENDİSLİĞİ  
Tez Danışmanı : Prof.Dr.S. Can KURNAZ

Eylül 2019

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK SICAKLIK ŞARTLARINDA ÇALIŞAN VANA  
ÇELİĞİNİN KAYNAK SONRASI MİKROYAPISAL VE MEKANİK  
ÖZELLİKLERİ ÜZERİNE ISIL İŞLEMİN ETKİSİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

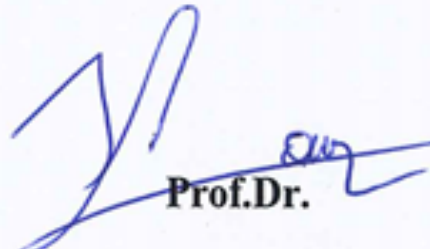
Merve YANGAZ

Enstitü Anabilim Dalı

: METALURJİ VE MALZEME  
MÜHENDİSLİĞİ

Bu tez 26/9/2019 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği / oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

  
Prof.Dr.  
Ahmet ÖZEL  
Jüri Başkanı

  
Prof.Dr.  
S. Can KURNAZ  
Üye

  
Prof.Dr.  
Salim ASLANLAR  
Üye

## **BEYAN**

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim.

Merve YANGAZ  
01.05.2019

## TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim boyunca kıymetli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, cesaretlendiren, her zaman ve her konuda desteğini ve bana olan güvenini hissettiren, mesleğimi icra etmemi sağlayan değerli danışman hocam Sayın Prof.Dr. Süleyman Can KURNAZ'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Akmetal Metalurji Endüstrisi A.Ş. firmasında çalışmakta olan değerli müdürlerim Serhat ADIŞEN'e ve Eylem SUBAŞI'na, değerli çalışma arkadaşlarım Furkan DEMİRKIRAN, Erbay KAPLANCAN, Şeyda ÇELİK ve Mehdi MONTAKHAB'a çalışmalarım esnasındaki destek ve yardımları için hepsine ayrı ayrı teşekkür ederim.

Ayrıca tezim boyunca maddi manevi desteklerini esirgemeyen Akmetal Metalurji Endüstrisi A.Ş.'nin Yönetim Kurulu Başkanı Sayın Fuat Can AKBAŞOĞLU'na teşekkür ederim.

Her daim yakın ilgi, alaka ve desteklerini gördüğüm hem çalışma arkadaşım hem de dostum olan Öznur KILIÇ ve Buket GEYLANI'ye teşekkür ederim.

Son olarak, eğitim hayatım boyunca her zaman yanımda olduklarını hissettiğim canım aileme, motivasyonumu yükselten arkadaşım Recai BAŞPEHLİVAN'a ve sabrım için kendime teşekkür ederim.

# İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER .....	ii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ .....	viii
TABLolar LİSTESİ .....	x
ÖZET.....	xi
SUMMARY .....	xii

## BÖLÜM 1.

GİRİŞ .....	1
-------------	---

## BÖLÜM 2.

ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI .....	3
2.1. AlaşımSız Çelikler .....	3
2.1.1. Düşük karbonlu çelikler .....	3
2.1.2. Orta karbonlu çelikler.....	3
2.1.3. Yüksek karbonlu çelikler.....	4
2.2. AlaşımLı Çelikler .....	4
2.2.1. Düşük alaşımLı çelikler.....	4
2.2.2. Yüksek alaşımLı çelikler .....	5
2.3. Alaşım Elementlerinin Çeliklere Etkisi.....	5
2.3.1. Karbon (C).....	5
2.3.2. Azot (N).....	5
2.3.3. Alüminyum (Al) .....	6
2.3.4. Krom (Cr).....	6

2.3.5. Molibden (Mo) .....	6
2.3.6. Niyobyum (Nb) .....	6
2.3.7. Silisyum (Si).....	7
2.3.8. Vanadyum (V) .....	7
2.3.9. Kükürt (S).....	7
2.3.10. Fosfor (P).....	7
2.4. Yüksek Sıcaklık Çeliği .....	8
2.4.1. Yüksek sıcaklık CrMo çelikleri.....	8
2.4.2. CrMo çelikleri .....	8
2.4.2.1. 0,5Mo çeliği .....	9
2.4.2.2. 1Cr-0,5Mo çeliği.....	9
2.4.2.3. 2,25Cr-1,0Mo çeliği.....	9
2.4.2.4. %5, %7 ve %9 Cr'lu çelikler .....	9
2.4.2.5. Cr-Mo-V çelikleri .....	9
2.4.2.6. Modifiye edilmiş Krom-Molibden çelikleri .....	10
2.5. CrMo Çeliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisi .....	10
2.5.1. Cr (Krom).....	10
2.5.2. Mo ve W (Molibden ve Tungsten) .....	10
2.5.3. Co (Kobalt).....	11
2.5.4. Nb, Ta ve V (Niyobyum, Tantalyum ve Vanadyum) .....	12
2.5.5. Si (Silisyum).....	12
2.5.6. B (Bor).....	12
2.5.7. Ni (Nikel) .....	13
2.6. Krom-Molibden Çeliklerinin Özellikleri ve Kullanıldıkları Yerler.....	13

### BÖLÜM 3.

ISIL İŞLEM.....	17
3.1. Çeliğe Uygulanan Isıl İşlemler .....	19
3.1.1. Normalizasyon .....	19
3.1.2. Yeniden kristalleştirme tavlaması.....	19
3.1.3. Yumuşatma tavlaması .....	20
3.1.4. Gerilim giderme tavlaması .....	20

3.1.5. Sertleştirme.....	21
3.2. Zaman Sıcaklık Dönüşüm Diyagramı .....	22

## BÖLÜM 4.

KAYNAK.....	25
4.1. MIG/MAG Kaynak Yöntemi .....	25
4.2. TIG Kaynak Yöntemi .....	26
4.3. Elektrik Ark Kaynak Yöntemi (SMAW).....	28
4.3.1. Kaynak ağzı formları.....	29
4.3.2. Elektrotlar.....	29
4.3.3. Kaynak akımı .....	29
4.3.4. Kaynak hızı .....	30
4.3.5. Isı dağılımı.....	30
4.3.6. Ark boyu.....	30
4.3.7. İlerleme ve salınım açısı.....	31

## BÖLÜM 5.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	32
5.1. Deneyde Kullanılan Malzemenin Tanımı.....	32
5.2. Malzemenin Üretim Methodolojisi .....	33
5.2.1. Döküm.....	33
5.2.2. Isıl işlem .....	35
5.2.3. Kaynak prosesi .....	37
5.2.4. Numunelerin hazırlanması .....	38
5.2.5. Metalografik incelemeler .....	39
5.2.6. Sertlik ölçümleri.....	40
5.2.7. Çekme testleri.....	40
5.2.8. Çentik darbe testleri .....	42

## BÖLÜM 6.

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	43
------------------------------------	----

6.1. Mekanik Test Çalışmaları.....	43
6.1.1. Çekme test sonuçları .....	43
6.1.2. Çentik darbe testlerinin sonuçları.....	44
6.1.3. Sertlik ölçümleri.....	45
6.2. Metalografik İnceleme .....	47
6.2.1. Optik mikroskop görüntüleri.....	47
6.2.2. Kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri .....	49
KAYNAKLAR.....	54
ÖZGEÇMİŞ .....	58





## SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

Ac <sub>1</sub>	: Fe- C diyagramında 723°C derce boyunca uzanan çizgi
Ac <sub>3</sub>	: Fe- C diyagramında 910°C den ötektoid noktasına inen eğri
Al	: Alüminyum
AOD	: Argon Oxigen Decarburization
As	: Arsenik
ASTM	: American Society for Testing and Materials
C	: Karbon
Ca	: Kalsiyum
Co	: Kobalt
Cr	: Krom
Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	: Krom karbür
Cu	: Bakır
Fe <sub>3</sub> C	: Demir karbür (Sementit)
FeS	: Demir sülfür
HAZ	: Heat Affected Zone
HMK	: Hacim merkezli kübik yapı
HMT	: Hacim merkezli tetragonal yapı
HRC	: Rockwell Sertlik
ITAB	: Isı Tesiri Altında Kalan Bölge
İZSD	: İzotermik Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm Diyagramları
MAG	: Metal Active Gas
M <sub>f</sub>	: Martenzit bitiş sıcaklığı
MIG	: Metal Inert Gas
Mn	: Mangan
MnS	: Mangan Sülfür
Mo	: Molibden

M <sub>s</sub>	: Martenzit başlangıç sıcaklığı
N	: Azot
Nb	: Niobyum
Ni	: Nikel
P	: Fosfor
Pb	: Kurşun
ppm	: Parts per million
S	: Kükürt
Sb	: Antimon
SEM	: Scanning Electron Microscope
Si	: Silisyum
SMAW	: Shielded Metal Arc Welding
Sn	: Kalay
SZSD	: Sürekli Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm Diyagramları
Ti	: Titanyum
TIG	: Tungsten Inert Gas
V	: Vanadyum
VIM	: Vacuum Induction Melting
VOD	: Vacuum Oxygen Decarburization
W	: Tungsten
W <sub>2</sub> C	: Tungsten karbür
YMK	: Yüzey merkezli kübik yapı
ZSD	: Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm Diyagramları
α	: Ferrit
γ	: Ostenit

## ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Cr ve CrMo eklenmiş çeliklerin su verilip temperlendikten sonra akma dayanımlarına etkisi .....	13
Şekil 2.2. Cr ve CrMo eklenmiş çeliklerin su verilip temperlendikten sonra kırılma tokluğuna etkisi .....	14
Şekil 2.3. Cr ve Mo eklenmiş çeliklerin mekanik özelliklerindeki değişimler .....	14
Şekil 3.1. Fe-Fe <sub>3</sub> C diyagramında çeliklere uygulanan ısı işlemler .....	18
Şekil 3.2. Yeniden kristalleştirme tavlama aşamalarında tane yapısı .....	19
Şekil 3.3. Zaman sıcaklık dönüşüm diyagramı .....	23
Şekil 3.4. Yaklaşık ötektoid bileşimli çeliğin İZSD diyagramı .....	24
Şekil 3.5. Yaklaşık ötektoid bileşimli çeliğin SZSD diyagramı .....	24
Şekil 4.1. MIG/MAG kaynak yöntemi.....	26
Şekil 4.2. TIG kaynak yöntemi .....	27
Şekil 4.3. Elektrik ark kaynak yöntemi.....	28
Şekil 5.1. C12A malzemenin Shaeffler diyagramındaki konumu.....	33
Şekil 5.2. Akmetal marka Ark Ocağı .....	34
Şekil 5.3. Akmetal marka AOD Konvertörü (Dönüştürücü) .....	34
Şekil 5.4. Deneysel çalışmalar için üretilen plakaların ölçüleri.....	35
Şekil 5.5. Isıtmada kullanılan Emtav doğalgaz fırını (Akmetal) .....	36
Şekil 5.6. Deneysel çalışma dahilinde yapılan ısı işlemler .....	36
Şekil 5.7. Plakaların kaynak ağız şekli ve kaynak ile birleştirme şekli .....	37
Şekil 5.8. Kaynak uygulanan plakalardan çıkarılacak test numunelerinin plaka üzerindeki konumları.....	39
Şekil 5.9. Kaynak uygulanan plakalardan çıkarılan numunelerin konumları .....	39
Şekil 5.10. Mikroyapı numunesi .....	40
Şekil 5.11. Çekme test numunesi şekil ve boyutları(mm) .....	41

Şekil 5.12. Anadolu Döküm Sanayi A.Ş. firmasına ait Zwick Roell marka çekme test cihazı .....	41
Şekil 5.13. Çentik darbe numunelerin şekil ve boyutları .....	42
Şekil 6.1. Numunelerin çekme testlerinde elde edilen sonuçları(oda sıcaklığında). 44	
Şekil 6.2. Oda sıcaklığında yapılan çentik darbe test sonuçları .....	45
Şekil 6.3. Numuneler üzerinden ölçülen sertliklerin konumları .....	46
Şekil 6.4. Sertlik dağılım grafiği .....	47
Şekil 6.5. A217 C12A çeliğinin döküm sonrası ve kaynak öncesi su verme-temper mikroyapıları .....	48
Şekil 6.6. 500X ölçekte optik mikroskop ile her iki plakadan alınan ana metal mikroyapıları .....	48
Şekil 6.7. 500X optik mikroskop ile her iki plakadan alınan kaynak ve ITAB bölgeleri mikroyapıları .....	49
Şekil 6.8. SEM ile her iki plakanın ana metal bölgesinden alınan görüntüler .....	50
Şekil 6.9. SEM ile iki plakanın kaynak ve ITAB bölgelerinden alınan görüntüler. 51	

## TABLolar LİSTESİ

Tablo 4.1. Elektrotlar için akım aralıkları .....	29
Tablo 5.2. GEKA OPUS 9 CMV elektrodunun kimyasal bileşimi .....	37
Tablo 5.3. GEKA OPUS 9 CMV elektrodunun mekanik değerleri.....	38
Tablo 5.4. Deneyler için hazırlanan plakalara uygulanan ısıl işlemler .....	38
Tablo 6.1. Oda sıcaklığında yapılan çekme deneyi sonuçları .....	43
Tablo 6.2. 1 numaralı plakanın sertlik değerleri (HV10).....	46
Tablo 6.3. 2 numaralı plakanın sertlik değerleri (HV10).....	46

## ÖZET

Anahtar kelimeler: CrMo çeliği, yüksek sıcaklık çeliği, GX12CrMoVNbN9-1, ısıtım işlemi, birleştirme kaynağı, mekanik özellikler

Hazırlanan tez çalışmasında, CrMo çeliği sınıfında yer alan, içerdığı Cr miktarı nedeniyle bazı kaynaklarda paslanmaz çelik sınıfına da dahil edilen, yüksek sıcaklık şartlarında çalışan EN 10025-2 standardında GX12CrMoVNbN9-1 çeliği, ASTM A217 standardında C12A çeliği olarak adlandırılan çelik üzerinde çalışılmıştır. Kaynak işlemi sonrasında uygulanan farklı ısıtım işlem parametrelerinin mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi incelenmiştir.

Kaynak uygulanmış çelikler farklı ısıtım işlemlere maruz bırakılarak, mikroyapı incelemeleri optik mikroskop ile gerçekleştirilmiştir. Malzemelerin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla çekme ve darbe çentik testleri ve sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Kırık yüzeylerin mikroyapıları SEM incelemeleriyle ortaya çıkarılmıştır.

Çalışmamızda, farklı ısıtım işlemler sonucunda ana metal, kaynak ve ısıdan etkilenen bölgelerin mekanik özellikleri ve mikroyapıları karşılaştırılmıştır.

# **THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELDING VALVE STEEL WORKING IN HIGH TEMPERATURE CONDITIONS**

## **SUMMARY**

Keywords: CrMo steel, high temperature steel, GX12CrMoVNbN9-1, heat treatment, joining welding, mechanical properties

In this study was also studied on GX12CrMoVNbN9-1 steel in the EN 10025-2 standard which is in the CrMo steel class, working under high temperature conditions. The name of this steel in ASTM standard is C12A. Effect of different heat treatments after welding on mechanical properties and microstructure was examined.

Microstructure investigations of the welded steels which different heat treatment processes were applied were realized with optic microscope. In order to determine the mechanical properties of the materials, tensile and impact notch tests and hardness measurements were performed. The microstructures of the fractured surfaces were revealed by SEM investigations.

In our study, mechanical properties and microstructures of the base metal, welding and heat affected regions were compared as a result of different heat treatments.

## BÖLÜM 1. GİRİŞ

Gelişen teknoloji çağında enerji gereksiniminin giderek artışıyla petro-kimya sektöründe termik santraller ve nükleer santrallerin kurulumu dünya genelinde yaygınlaşmaya başlamıştır. Yüksek sıcaklık ve yüksek basınç şartlarında çalışan buhar kazanları, ısıtıcılar, reaktörler ve basınca maruz kalan kazanın diğer kısımları sürünmeye dayanıklı ve mekanik özellikleri yüksek sıcaklığa dayanıklı malzemelerin kullanımını zorunlu hale getirmiştir. Bu özelliklere sahip olan CrMo çelikleri gerek yüksek ısı iletkenliği ve yüksek sürünme direnci, gerekse de yüksek korozyon direnci ile önemli bir yere sahiptir. Ayrıca, yüksek termal verim, enerji kaybını minimize eder ve düşük CO<sub>2</sub> salınımı sayesinde çevre kirliliğine yol açmaz [1,2].

CrMo ferritik çelikleri yapısında molibden, krom ve vanadyum alaşım elementlerini ihtiva etmeleri nedeniyle yüksek karbon eşdeğerine sahiptir. Bu nedenle kaynak edilebilme kabiliyetlerinin düşük olması sebebiyle ön ısıtma ve gerilme giderme tavlamalarının yapılması zorunludur [3].

Enerji santrallerinin yapımında kullanılan C12A çeliğinin büyük çoğunluğu kaynaklı halde çalışmaktadır ve bu da santrallerin kuruluş masraflarını üst seviyelere taşımaktadır. Bu çeliklerin kaynak bağlantı kısımları yüksek buhar sıcaklığı nedeniyle zamanla deformasyona uğrar. Oluşan deformasyonların tamiri çalışan ekipmanda duraklamalara yol açar ve bu nedenle büyük mali kayıplarla karşılaşılır [3].

C12A çeliğinin kaynak işlemi korumalı metal ark kaynağı, TIG (Tungsten Inert Gas) kaynağı gibi kaynak yöntemleri ile yapılabilir. Kaynak işlemi çok titizlikle



yapılmalı ve kaynak parametreleri optimum seçilmelidir. Bu çeliklerin mikroyapısı yüksek krom nedeniyle çok yavaş soğutma uygulamasında bile martenzit yapı olmaktadır. Kaynak esnasındaki ısı girdisi özellikle ısı tesiri altındaki bölge kalıntı gerilmeler oluşturmaktadır. Kalıntı gerilmeler kaynak sonrası uygulanan ısıl işlem ile giderilebilmektedir. Bu ısıl işlemler sayesinde çeliklerin kaynaklı bağlantılarının genel matriksinde optimum tokluk ve dayanım sağlayan temperlenmiş martenzit yapısının oluşması sağlanmaktadır [3].

Bu çalışmada, aynı koşullarda döküm yöntemiyle üretilen, yüksek sıcaklık şartlarında buhar türbinlerinde çalışan ASTM A217 standardındaki C12A kalite malzeme olan iki ayrı plakasının kaynak sonrası farklı ısıl işlem uygulanmasıyla malzemenin mikroyapı ve mekanik özelleiklerindeki değişiklikler incelenmiştir. Bu proje ile türbin santrallerinde kullanılan C12A analizli vana gövdesinin çalışmasını etkileyen faktörler detaylandırılmış olacaktır.

## **BÖLÜM 2. ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI**

Demir-karbon denge diyagramında %2,1'e kadar karbon içeren demir-karbon alaşımlarına çelik denir [4]. Çelikler, temel olarak alaşımsız çelikler ve alaşımlı çelikler olarak ikiye ayrılabilir. Alaşımsız karbonlu çelikler temel olarak, düşük karbonlu çelikler, orta karbonlu çelikler ve yüksek karbonlu çelikler olarak üçe, alaşımlı çelikler de genel olarak az alaşımlı çelikler, otomat çelikleri ve yüksek alaşımlı çelikler olmak üzere üçe ayrılabilir [5].

### **2.1. Alaşımsız Çelikler**

#### **2.1.1. Düşük karbonlu çelikler**

%0,30 oranına kadar C ve çok çok az miktarda S, P, Mn ve Si ihtiva eden çeliklerdir. Yüksek mukavemetin aranmadığı yerlerde maliyetinden dolayı tercih edilir. Kaynak edilmeye, soğuk şekillendirmeye ve işlenmeye elverişli olmasına rağmen su verilip sertleştirmeye karbon oranının yetersiz olması nedeniyle elverişli değildir. Bu tip çeliklerin mukavemet artışı soğuk şekillendirmeye sağlanır [5].

#### **2.1.2. Orta karbonlu çelikler**

%0,30 ila %0,60 arası karbon içeren çeliklerdir. Karbon miktarı arttığından soğuk şekillendirme ve kaynak edilebilme yeteneğinde düşme görülmesine karşılık su verilip sertleştirme yeteneği büyük oranda artmıştır. Bu yüzden bu çeliklerin yapı ve özellikleri ısıtılma işlemiyle büyük oranda değiştirilebilir. Bu çeliklerden genel dövme çelikleri %0,3-0,4 arasında, mil çelikleri %0,4-0,5 arasında ve aşınmaya dayanımı yüksek olan çelikler ise %0,5-0,6 arasında karbon ihtiva etmektedir.

### 2.1.3. Yüksek karbonlu çelikler

%0,6-0,9 karbon içeren çelikler olup yüksek mukavemet, sertlik ve aşınma direnci istenen yerlerde kullanılır. Bu çelikler genellikle üretim aşamasından sonra sertleştirilir ve menevişlenir. Pres kalıp blokları, müzik aletleri bu tip çeliklere örnek verilebilir [5].

## 2.2. Alaşımli Çelikler

Yüksek mukavemet, yüksek aşınma dayanımı, yüksek korozyon direnci gerektiren yerlerde alaşım elementi içeren çeliklerin kullanımı gereklidir. Çünkü Cr, V, Mn, Mo korozyon direncinin artırılmasında önemli etkilere sahip olan elementlerdir.

Alaşımli çeliklerin sertleşme kabiliyeti yeterli olmadığından bu çeliklerden üretilen parçaların mukavemetini istenen seviyeye çıkarmak mümkün olmayabilir. Ayrıca su verilerek sertleştirilen çelikler, kafes yapılarının bozulmuş olması ve yüksek iç gerilmelerden dolayı gevrek davranış gösterirler. Söz konusu gevrekliğin azaltılması veya giderilmesi yani tokluğunun artırılması amacıyla çeliğe menevişleme işlemi uygulanır. Menevişleme (temperleme) sıcaklığı arttıkça sertleştirilen karbon çeliğinin sertliğinde alaşımli çeliğin sertliğine göre çok daha fazla azalma meydana gelir. Bu nedenle oda sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda yüksek sertlik veya mukavemet istenen uygulamalar için alaşımli çelikler tercih edilir [5].

### 2.2.1. Düşük alaşımli çelikler

Düşük alaşımli çeliklerin alaşım elementlerinin toplam miktarı %5 'i geçmez. Islah çelikleri, makina yapım çelikleri, bazı takım çelikleri bu çelik grubuna dahildir. Karbon çeliklerinden daha kaliteli ve daha pahalı çeliklerdir [6].

Az alaşımli çeliklerinden olan NiCrMo çeliklerinin özellikleri aşağıdaki gibidir;

Bu çelikler, düşük alaşımlı yüksek mukavemetli martensitik çelikler grubuna girer. Bu çelikler yüksek mukavemete, yüksek aşınma direncine, yüksek yorulma mukavemetine, yüksek süneklikle ve derin sertleşebilirliğe sahiptirler. Son yıllarda bu çeliklerin basınçlı kap uygulamalarındaki, otomobil endüstrisindeki ve uçak sanayindeki kullanımları artmıştır. Fakat bu çeliklerin yüksek mukavemet seviyelerindeki zayıf toklukları nedeniyle kullanımları sınırlanmaktadır. Bu nedenle NiCrMo çeliklerinde tokluk ve mukavemet değerlerinde birleşik bir iyileşme sağlamak için sulama (sertleştirme) ve temperleme ısıl işlemi uygulanır [7].

### **2.2.2. Yüksek alaşımlı çelikler**

Bu çeliklerin toplam alaşım elementi miktarı %5'den fazladır. Bu tür çelikler çoğunlukla özel tekniklerle üretilir ve özel uygulamalar için uygundur. Takım çeliklerinin büyük çoğunluğu, paslanmaz çelikler, maraging çelikleri bu gruptadırlar. Bu çeliklerin alaşım içeriğinin üst sınırı %50'ye yakındır [6].

## **2.3. Alaşım Elementlerinin Çeliklere Etkisi**

### **2.3.1. Karbon (C)**

Karbon, bir demirin çelik olması için vazgeçilmez bir elementtir. Yüksek dayanım ve sertlik kazandıran önemli bir elementtir. Çeliğin cinsine ya da istenilen özelliklere göre ilave edilir. Östenit yapıcı bir elementtir [8].

### **2.3.2. Azot (N)**

Çeliklerde olumsuz etkiler sebebiyet verir. Nitrür oluşturma özelliği çok fazladır. Gaz halinde kalması durumunda muhtemel ve çelik kütük içinde gaz boşluğu oluşumuna sebebiyet vermesi olasıdır. Kırılganlığa neden olması nedeniyle çeliklerin içinde 120 ppm değerini geçmemesine dikkat edilir. Çelik üretiminde eski yöntemlerde sıvı çeliğin karıştırılması amacıyla kullanılır. Günümüzde azot

kullanımı yerini argon kullanımına bırakmıştır. Ayrıca azot, vanadyum kullanılan çeliklerde çözülebilirliği artırmaktadır [9].

### **2.3.3. Alüminyum (Al)**

Çeşitli çelik modifikasyonlarında deoksidasyon işleminin ana elementi olarak kullanılır. Alüminyumdaki metal içeriği %14 'ün üzerindedir. Bu metal içeriğinde %4 silisyum, %10 olarak ise demir, magnezyum, kalsiyum vb. elementler bulunmaktadır [8].

### **2.3.4. Krom (Cr)**

Krom, çeliğin korozyon ve oksidasyon etkisini azaltır, sertleştirilme özelliğini artırır. Yüksek karbonlu çeliklerin aşınma direncini yükseltir. Yüksek sıcaklıkta tufalleşmeyi azaltır [10].

### **2.3.5. Molibden (Mo)**

Çeliğin çekme dayanımını artırır. Şekillendirme özelliğini düşürür. Kaynaklanabilme özelliğini artırır. Karbür ve ferrit yapıcı özelliği vardır. Genelde krom ile birlikte kullanılır [10].

### **2.3.6. Niyobyum (Nb)**

Tane küçültücü etkisi vardır. Mukavemeti ve sertliği artırmak amacıyla kullanılmaktadır. Vanadyumla eş değer etkilere sahiptir [8].

### **2.3.7. Silisyum (Si)**

Oksijen giderici olarak kullanılır. Çeliğin akma, çekme, yüzde uzama miktarını ve çekme/akma mukavemeti oranını artırır. Şekillendirilebilirlik özelliğini düşürür. Silisyum miktarı arttıkça tufalleşme azalır [8].

### **2.3.8. Vanadyum (V)**

Tane küçültücü etkisi vardır. Akma ve çekme mukavemetlerini artırır. Sertleşebilme kabiliyetini artırır, menevişleme ve ikinci sertleşmede olumlu etkileri vardır. Tane küçültücü ve karbür yapıcı etkisi ile niyobyum ve titanyum ile birlikte kullanılan mikro alaşım elementidir [9].

### **2.3.9. Kükürt (S)**

Malzemenin yüzde uzamasına ve tokluğuna negatif yönde etki eder. Kaynaklanabilirlik özelliğini azaltır. Demir ile birleşerek FeS fazını oluşturur. Bu faz düşük ergime sıcaklığına sahip olduğundan dolayı haddeleme esnasında ergiyerek sıcak kırılma sebebinde olur. Bu nedenle çeliğe mangan ilavesi ile MnS fazı oluşturularak bu ihtimal düşürülür. Çeliklerde en yüksek bulunması gereken kükürt değerleri çeliklerin kalitelerine göre değişmektedir [8].

### **2.3.10. Fosfor (P)**

Yüzde uzamayı ve esnekliği oldukça azaltması ve soğuk kırılma sebebinde olması nedenleriyle çelikte istenmeyen bir elementtir. Çeliklerde en yüksek bulunması gereken fosfor değerleri çeliklerin kalitelerine göre değişmektedir [8].

## 2.4. Yüksek Sıcaklık Çeliği

Sıcağa dayanıklı çelikler, genellikle 400 °C'nin üzerinde kullanılan alaşımsız ve alaşımlı çelikler olarak anlaşılır. Tüm sıcağa dayanıklı malzemeler içerisinde daha fazla kullanım alanına sahip olan ve büyük ölçüde standartlaştırılan sıcağa dayanıklı çelikler, sıcakta kullanılan diğer malzemelere nazaran daha fazla önem arz eder. Sıcağa dayanıklı çeliklerin, alaşımsız ve düşük alaşımlı çelikler, sıcağa dayanıklı krom çelikleri ve yüksek sıcaklığa dayanıklı östenitik çelikler olarak, üç ana gruba ayrılması mümkündür [11, 12].

### 2.4.1. Yüksek sıcaklık CrMo çelikleri

Krom-Molibden çelikleri, petrol rafineleri, kimya endüstrisi, elektrik güç üretim istasyonları için ısı değiştiriciler, ısıtma kazanları, basınçlı kazanlar, hidrokraking tüpleri ve boru imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çeliklerin en önemli avantajı krom ve molibden ilavesi ile geliştirilmiş sürünme dayanımı ve krom ilavesi ile iyileştirilmiş korozyon direncine sahip olmalarıdır. Krom-molibden çeliklerin sürünme dayanımı ferrit matris içerisinde karbon, molibden ve kromun oluşturduğu katı eriyik mukavemetlenmesi ve karbürlerin neden olduğu çökelme sertleşmesinden kaynaklanmaktadır [11, 12].

### 2.4.2. CrMo çelikleri

Krom-molibden çelikleri, 0,5Mo 'li çelik, 1Cr-0,5Mo çeliği, 2,25Cr-1,0Mo çeliği, %5, 7 ve 9Cr 'lu çelikler, Krom-Molibden-Vanadyum çelikleri ve modifiye edilmiş Krom-Molibden çelikleri olarak gruplandırılır.

#### 2.4.2.1. 0,5Mo çeliği

0,5Mo'li çelik, %0,15 C içerir ve 455 °C'de boru ve ısıtıcı tüp imalatında kullanılır. Bu sıcaklığın üzerinde, küreselleşme ve grafitleşme oluşması olası hasarları artırabilir. Bu çeliklerin daha yüksek sıcaklıklarda kullanımı grafitleşmeden dolayı durdurulmuştur. Kromlu çeliklerin grafitleşmeye karşı yüksek dirençli olmaları 455 °C 'nin üzerindeki sıcaklıklarda kullanım için tercih edilme nedenidir [11, 12].

#### 2.4.2.2. 1Cr-0,5Mo çeliği

1Cr-0,5Mo çeliği, 510 °C veya 540 °C servis ortamında çalışacak boru, krakır ve boyler tüplerin imalatı için kullanılır. Bu çeliğe benzer olan 1,25Cr-0,5Mo çeliği de 590 °C'de kullanılır [11, 12].

#### 2.4.2.3. 2,25Cr-1,0Mo çeliği

2,25Cr-1,0Mo çeliği, 0,5Mo, 1Cr-0,5Mo ve 1,25Cr-0,5Mo çeliklerinden daha iyi oksidasyon ve sürünme direncine sahiptir. Hidrojen içermeyen ortamlarda 650 °C sıcaklıklarda, hidrojen içeren ortamlarda ise 480 °C'de kullanılır [13].

#### 2.4.2.4. %5, %7 ve %9 Cr'lu çelikler

%5, %7 ve %9 Cr 'lu çelikler, düşük krom ihtiva eden çeliklere göre daha düşük sürünme direncine sahiptir. Bu çeliklerin artan krom miktarına bağlı olarak oksidasyon direnci de artmaktadır [13,14].

#### 2.4.2.5. Cr-Mo-V çelikleri

Krom-Molibden-Vanadyum çelikleri, daha yüksek karbon içeren bu çelikler normalize edilmiş ve temperlenmiş ya da su verilmiş ve temperlenmiş olarak kullanılırlar. Yüksek akma ve sürünme mukavemetine sahip bu çelikler cıvata, gaz



türbinlerindeki kompresör tekerleri, buhar türbini rotorları ve 540 °C’de çalışacak diğer parçaların üretiminde kullanılır. Bu çelik grubunun en yaygın düşük alaşım kompozisyonu %1 Cr, %1 Mo ve %0,25 V ihtiva eder.

#### **2.4.2.6. Modifiye edilmiş Krom-Molibden çelikleri**

Modifiye edilmiş Krom-Molibden çelikleri kendi arasında üç grupta incelenebilir. Bunlar; Ti, V ve B ile modifiye edilmiş 3Cr-1Mo çeliği, V ve Nb ile modifiye edilmiş 9Cr-1Mo çeliği ve Ti, V ve B ile modifiye edilmiş 2,25Cr-1Mo çeliğidir [15].

### **2.5. CrMo Çeliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisi**

#### **2.5.1. Cr (Krom)**

Kromun CrMo çeliklerine sağladığı en önemli özellik yüksek oksidasyon özelliği sağlamanın yanında  $Cr_{23}C_6$  çökeltisinin oluşmasını sağlamasıdır. En iyi sürünme direncini %9 Cr ’lu çeliklerde, daha iyi oksidasyon direncini ise %10-12 Cr ’lu çeliklerde görülmektedir [16]. Klueh R.L. ve arkadaşlarının 5Cr-2WVTa, 7Cr-2WVTa ve 9Cr-2WVTa çelikleri üzerinde yapılan mikroyapı çalışması göstermiştir ki 9Cr çeliğinde  $M_{23}C_6$  karbürü diğer karbürlere oranla daha baskındır. Krom miktarı %9 ’dan %7 ’ye düştüğünde  $M_7C_6$  karbürü  $M_{23}C_6$  karbürü ile birlikte gözükmiştir. 9Cr-2WVTa çeliğinde ise  $M_7C_6$  karbürüne hiç rastlanmamıştır. 5Cr ’lu çelikte diğer çeliklere göre daha yüksek dislokasyon yoğunluğu gözlenmiştir [17].

#### **2.5.2. Mo ve W (Molibden ve Tungsten)**

Mo ve W ’nin bu çeliklere sağladığı fayda atomlararası yüksek bağ enerjisine sahip bileşikler oluşturmaları ve yüksek sıcaklık mukavemetini arttırmalarıdır [16]. Abe F. ve arkadaşları çalışmalarında 9Cr ’lu çeliğe tungstenin etkisini su verme, temperleme

ve yaşlandırma sonrası incelemişlerdir. Su verme işlemi sonrası temperleme esnasında homojen bir şekilde  $W_2C$  çökeltilerinin martenzit içinde oluştuğunu ve bu çökeltilerin 400 °C ve 550 °C’de ikincil (sekonder) sertleşmeye neden olduğunu söylemişlerdir. W içermeyen 9Cr ’lu çeliğin 750 °C’deki temperleme işlemi yapıda  $M_{23}C_6$  ve  $M_7C_3$  karbürler oluştuğunu fakat artan W içeriği ile  $M_7C_3$  ’nin yerini  $M_{23}C_6$  ’e bıraktığını ve ayrıca  $M_6C$  karbürünün oluştuğunu gözlemlemişlerdir [18]. Morimoto H. ve arkadaşları çalışmalarında W’nin 9 Cr içeren çeliğin kaynaklı bağlantısına olan katkısını incelemişlerdir. 9Cr-Mo-W ve 9Cr-1Mo-Nb-V alaşımlı çeliklerin kaynaklı bağlantıların sürünme mukavemetini karşılaştırmışlar ve sonuç olarak 600 °C ’de benzer sonuçlar elde etmişlerdir. Fakat W’li alaşımın esas metalin sürünme kopma direnci diğerine göre daha yüksek çıktığını ve bu durumun kaynaklı bağlantıyı da olumlu etkilediğini söylemişlerdir [19]. Shibuya M. ve arkadaşları çalışmalarında W ile özellikle intermetalik  $\chi$ -fazının, uzun-sürelili sürünme ömrü mukavemetini arttıran fazın yapıda teşvik edildiği bildirilmiştir [20]. Onoro J. çalışmasında Mo ve W östenitin kararlı olmasını sağladığını ve yüksek sıcaklıklarda Cr-Mo çeliklerinin mekanik özelliklerini geliştirdiğini söylemiştir [21].

### 2.5.3. Co (Kobalt)

Kobalt Curie noktasını yükseltir, atomların diffüzyon hızlarını azaltır ve  $M_{23}C_6$  çökeltilerin irileşmesini azaltır [19]. Helis L. ve arkadaşları %0, %1, %3 ve %5 Co içeren 9Cr martenzitik çeliğin temperleme sonrası mikroyapısına Co’nun etkisi çalışmıştır. %0 ve %1 Co içeren alaşımlarda ilk östenit tane boyutuna ve çökeltilere etkisi olan delta ferrite rastlanmıştır. Çalışmada Co miktarının artışıyla MX ve  $M_{23}C_6$  çökeltilerinin miktarında artış olduğu söylenmiştir. En fazla dislokasyon yoğunluğuna %3 Co içeren çelikte en azı ise %1 Co içeren çelikte rastlanılmıştır. Kobalt çökeltilerde çok az iken çoğunlukla matrikste kalmıştır [22]. Shibuya M. ve arkadaşları 15Cr-3W ferritik çeliklerin 3W-0Co,6W-0Co,3W-3Co ve 6W-3Co içeren alaşımlarının 650 °C ve 750 °C ’de sürünme davranışları incelenmiştir. Co ilavesinin mukavemet artışına olan etkisinin W ilavesine göre daha iyi olduğunu, fakat her iki elementin ortak ilave edilmesi ile sürünme mukavemetinde kayda değer bir artış olduğunu söylemişlerdir. Co ilavesinin  $M_{23}C_6$  çökeltilerinin tane içlerinde oluşmasına

katkı sağladığını ve kısa-süreli sürünme koşullarında Co ilavesinin etkili olduğunu rapor etmişlerdir [20].

#### **2.5.4. Nb, Ta ve V (Niyobyum, Tantalyum ve Vanadyum)**

Niyobyum, Tantalyum ve Vanadyum MX türü karbonitrürler oluşturarak sürünme mukavemetine katkı sağlar. Nb ve Ta yüksek sıcaklıklarda östenit bölgesinde kolayca karbonitrür oluştururken V düşük sıcaklıklarda ferrit bölgesinde oluşturur. Ta elementi Nb 'a göre daha düşük aktivasyon enerjisine sahiptir [16]. Arivazhagan B. ve arkadaşları P91 kaynaklı malzemenin darbe tokluğuna Nb elementinin yüksek katkısı olduğunu çalışmalarında ispatlamışlardır [23].

#### **2.5.5. Si (Silisyum)**

Silisyum oksidasyon direncini arttırmaktadır [16]. Malzemeye %1 'den daha fazla silisyum eklenmesi oksidasyon direncinde düşüğe neden olur. Ayrıca bu seviyede silisyum, tokluğa olumsuz etki eder [17]. Aynı şekilde Arivazhagan B. ve arkadaşları az miktarda silisyumun P91 malzemenin tokluğunu arttırdığını belirtmişlerdir [23].

#### **2.5.6. B (Bor)**

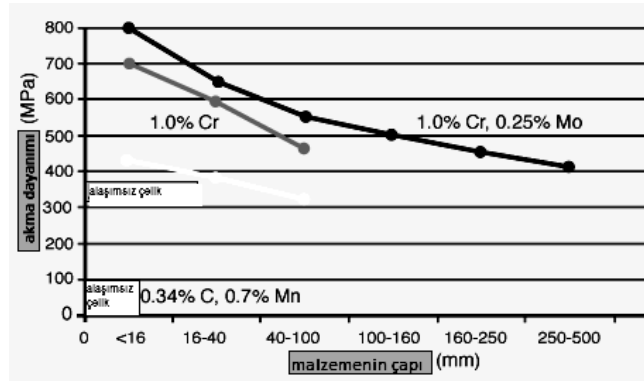
Bor,  $M_{23}C_6$  karbürlerin kabalaşmasını önler ve sürünme dayanımını yükseltir [16]. Klueh R.L. ve arkadaşları borun 9Cr-2WVTa çeliğine etkisinin mukavemet ve darbe bakımından pozitif etkilediğini söylemişlerdir [17]. Oerlikon firması yaptığı bir çalışmada, P92 çelik malzemenin kaynak tokluğu üzerine çeşitli elementlerin etkisini araştırmışlar ve Bor elementinin tokluk üzerinde olumsuz bir etkisinin olduğu sonucuna ulaşmışlardır [25].

### 2.5.7. Ni (Nikel)

P91 çeliğine kontrollü bir şekilde nikel eklenmesi delta-ferrit oluşumunu azaltması yönünden faydalıdır [23].

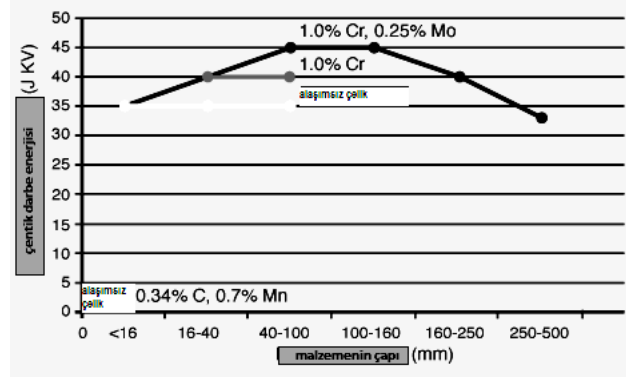
## 2.6. Krom-Molibden Çeliklerinin Özellikleri ve Kullanıldıkları Yerler

Petrokimya endüstrisinde ve güç jeneratör istasyonlarında sıklıkla kullanılan düşük alaşımlı ve yüksek mukavemete sahip Cr-Mo çelikleri, düşük termal genleşme katsayısına sahiptirler ve yüksek sıcaklık ve basınç koşullarında çalışacak daha yüksek sürünme ve korozyon direnci için tasarlanırlar. Bu çeliklerin özellikleri Cr, Mo ve Ti ve Nb gibi güçlü karbür yapıcı elementlerin ilavesi ile kontrol edilmektedir. Bütün metalik malzemelerde olduğu gibi, uzun süre servis sıcaklığında gerilmeye maruz bırakılan Cr-Mo çeliklerin mekanik özellikleri bozunmaya uğrarlar. Yüksek sıcaklık uygulamalarındaki bu çeliklerin özelliklerindeki ana bozunma sürünme deformasyonu ile bağlantılıdır [25].



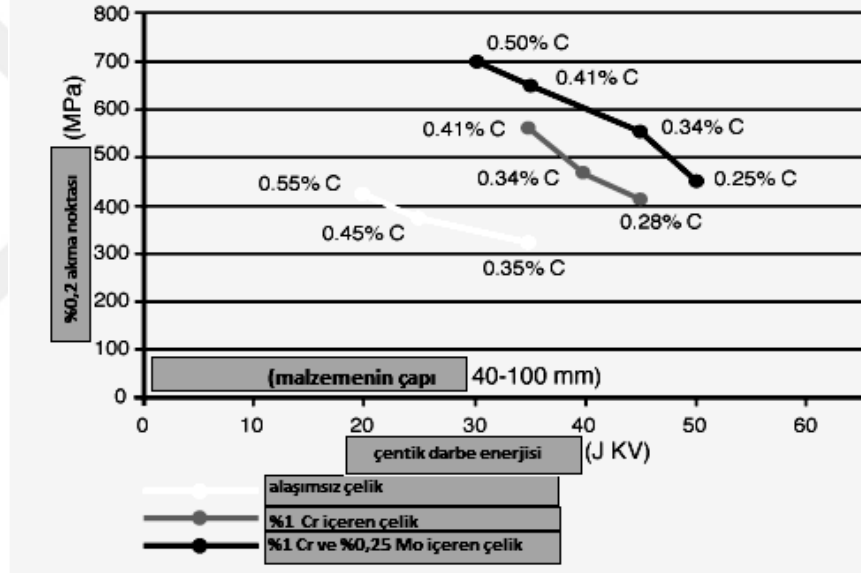
Şekil 2.1. Cr ve CrMo eklenmiş çeliklerin su verilip temperlendikten sonra akma dayanımlarına etkisi

%1 Cr eklenmesiyle akma dayanımı %50 artmış ve %25 Mo eklenmesiyle de malzemenin çapı 100 mm 'den 500 mm 'ye çıkartılmıştır.



Şekil 2.2. Cr ve CrMo eklenmiş çeliklerin su verilip temperlendikten sonra kırılma tokluğuna etkisi

Şekil 2.3.'de Cr ve CrMo eklenen çeliklerin farklı karbon içeriklerindeki mekanik özellikleri görülmektedir.



Şekil 2.3. Cr ve Mo eklenmiş çeliklerin mekanik özelliklerindeki değişimler

Yüksek dayanım ve yüksek çelik darbe enerjisi için istenen kimyasal bileşim diyagram sağ üst köşesinden anlaşılmaktadır. %1 Cr ilavesiyle sade karbonlu çelikte mekanik özelliklerde iyileşme gözlenirken ek olarak %0,25 Mo eklenerek yüksek dayanım ve tokluk değerlerine ulaşılmıştır.

Sıcağa dayanıklı çeliklerde ve süper alaşımlarda olduğu gibi, yüksek sıcaklıklarda malzeme karakteristiğini iyileştirmek için takip edilen yol hem sıcakta dayanımı ve

hem de oksidasyon dayanımını iyileştiren alaşımlama işlemidir. Baz komponentlerin seçilmesiyle, esas olarak ergime sıcaklığı ve sürünme dayanımını etkilemenin yanında, alaşımların kullanım sıcaklığını ergime sıcaklığının yaklaşık %80 'ine kadar arttırabilen özel elementler ilavesi de mümkündür. Yapısal olarak, katı çözeltiler ve ince disperse olmuş fazlar, farklı düzene sahiptirler ve müştereken etki yaparlar.

Alaşım elementi ilavesiyle rekristalizasyon sıcaklığı ne kadar fazla yükseltilebilirse, sürünme karakteristiği üzerine katı çözeltiler teşekkülünün etkisi o kadar iyi olur. Alaşım atomları tercihli olarak dislokasyonların çevresinde toplanırlar ve bunların difüzyon katsayısı ne kadar düşükse, dislokasyonlar o kadar kuvvetli engellerler (katı çözeltiler dayanıklılığı). Bu bakışa göre, östenitik ana yapıya sahip çeliklerde de östenitteki difüzyon katsayısı aynı sıcaklıktaki ferrite oranla daha düşük olduğundan, daha üstün durumdadırlar.

CrMo çeliğinin sürünme dayanımı, normalize durumda, ferrit, beyrit ve/veya martenzitik bir mikroyapıda kararlı çökeltilerin oluşumuna bağlıdır. Çökeltiler tane sınırlarında blok oluşturarak kayma düzlemlerinin kaymasını önleyerek istenen sürünme dayanımını sağlarlar. Sürünmede, başlangıç olarak, çökelmiş karbürlerin yapısal dönüşümlerini, birleşmesini ve karbürlerin çözünmesini içerir. Bu olay, sürünmenin ileri safhasında boşlukların ve mikro çatlakların oluşmasıyla sonuçlanır [26].

Rafinerilerde hem hidrojenin desülfürizasyonu hem de daha ağır hidrokarbonların daha hafif moleküllere parçalanması için reaktörler ve basınçlı kaplara gereksinim duyulur. Bu işlem yüksek sıcaklıklarda (450 °C) ve yüksek basınçta (100 kg/cm<sup>2</sup>) hidrojen atmosferinde gerçekleşir. CrMo alaşımlı çelikler yüksek sıcaklıklara ve basınca karşı kullanılırlar ve bu gereksinimleri karşılamak için geliştirilirler. Beşinci kuşak çelikler olan Vanadyumla modifiye edilmiş CrMo çelikleri ilk olarak 1995 'de kullanılmıştır. Günümüz rafineri ihtiyaçlarında kullanılan bu çelikler geniş et kalınlıklı ekipmanlar için ya dövmeyle ya da levhadan üretilir [26].

CrMo çeliğinin ana metalin yanı sıra kaynak metali ve ITAB 'da büyük önem taşır. CrMo çeliğinin gerek kaynak metali ve ITAB 'ında ve gerekse ısıtılma işlem süresince karbür çökeltileri, hidrojen hasarında ve sürünme direncinde önemli role sahiptir. Bu nedenle, kaynak ve ısıtılma işlem süresince çökelti gelişimini ölçmek için mikroyapının kontrolü ve mikroyapı ve mekanik özellikler arasında teorik ilişki kurulması oldukça yüksek öneme sahiptir [26].

Niyobyum, titanyum ve vanadyum içeren modifiye edilmiş CrMo çeliklerinde mikro alaşım elementleri tane inceltmek (küçültmek) ve dayanım arttırmak için kullanılır. Bu mikroalaşım elementleri karbürler, nitrürler ve karbonitrürleri oluştururlar. Çökeltilerin tipleri karbon ve azot ile diğer alaşım elementlerin miktarlarına bağlıdır. Titanyum nitrür (TiN) en kararlı olanlarıdır ve demirin ergime sıcaklığının üzerinde çözünme sıcaklığına sahip olarak bilinir. Alaşım miktarına ve ısıtılma işlemine bağlı olarak farklı miktarlarda farklı tip çökeltiler meydana gelir [27]. Ayrıca yine sürünme direncinin önemli olduğu uygulamalarda kullanılan %15 Cr ve W ve Co içeren çeliklerde dayanım artırma mekanizmasında etkin rol oynayan  $\gamma$  -fazı mevcuttur [14].

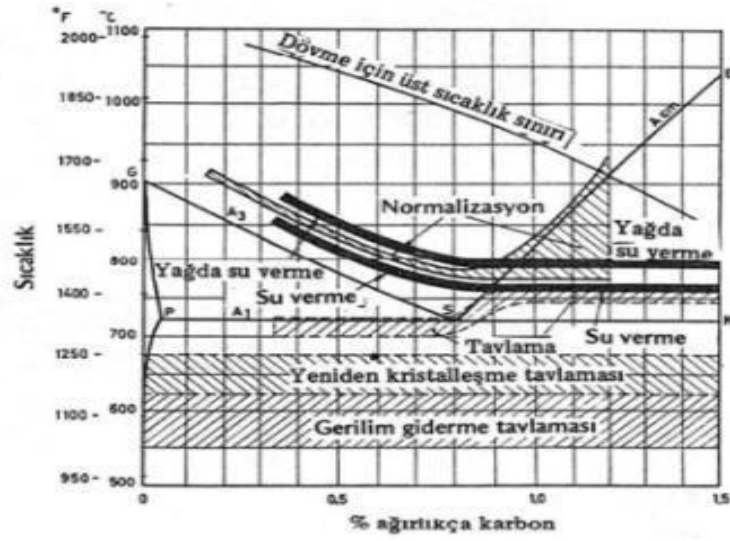
## BÖLÜM 3. ISIL İŞLEM

Isıl işlem, metal ve alaşımlarında istenen özellikleri elde etmek amacıyla katı haldeki parçalara uygulanan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemi olarak tanımlanır. Çelik malzemelere uygulanan ısıl işlemin asıl amaçları aşağıdaki gibi özetlenebilir.

- a. Şekillendirmeler sonucundaki kalıntı gerilmeleri gidermek
- b. Talaşlı işlenebilirliği iyileştirmek
- c. Mekanik özellikleri iyileştirmek
- d. Sertliği ve darbe direncini iyileştirmek
- e. Elektrik ve manyetik özellikleri geliştirmek
- f. Tane yapısını değiştirmek

Fe-Fe<sub>3</sub>C diyagramı ısıl işlemin türünü ve etkilerini belirleyen temel diyagram olup Şekil 3.1.'de verilen Fe-Fe<sub>3</sub>C diyagramında çeliklere uygulanan ısıl işlemlerin bölgeleri gösterilmiştir. Çeliğin sertleşme miktarını belirleyen ana element karbondur ve Fe-Fe<sub>3</sub>C diyagramı esas alınarak ısıl işlem yöntemleri uygulanmaktadır. Fe-Fe<sub>3</sub>C diyagramında kristal yapı dönüşümün gerçekleştiği ve gerçekleşmediği ısıl işlemler meydana gelmektedir [28].





Şekil 3.1. Fe-Fe<sub>3</sub>C diyagramında çeliklere uygulanan ısı işlemler

Demirdışı metallere, bileşim farklılıklarının dengelenmesi için difüzyon tavlama, soğuk şekillendirmeyle yükselmiş olan dayanım ve sertliğin giderilmesi için yeniden kristalleşme tavlama, iç gerilmelerin azaltılması için gerilim giderme tavlama ısı işlemleri yapılır. Bu gruptaki ısı işlemlerin hiçbirinde malzeme östenitleme sıcaklığına kadar çıkartılıp kristal kafes yapısı değiştirilmez, yalnızca tane irileşmesi/büyümesi sağlanabilir ya da tanelerin yeniden düzene girmesi sağlanabilir, çeliğin sertliğinde bir artış olmaz. Bu grupta olan ısı işlemlerde östenit fazına geçilmemektedir.

Yalnız çelikler için söz konusu olan diğer ısı işlem grubu ise, normalizasyon tavlama, sertleştirme (martenzit fazı elde etme) ve menevişleme işlemlerini kapsar. Bu tip ısı işlemlerin hepsinde ısı işlem östenitleştirme işlemi ile başlar. Bu da östenitleme için gereken dönüşüm sıcaklığının üzerindeki sıcaklığa çıkartmak ile mümkündür. Östenit fazı yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahiptir. Dönüşümde farklı soğutma hızlarıyla farklı kristal kafes yapıları elde edilir. Böylece farklı sertlik ve tokluk değerleri elde edilir [28].

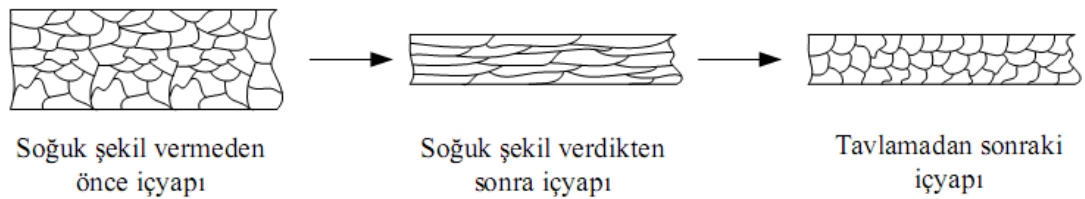
### 3.1. Çeliğe Uygulanan Isıl İşlemler

#### 3.1.1. Normalizasyon

Normalizasyon tane küçültmek, iç yapıda homojenliği sağlamak ve çoğunlukla mekanik özellikleri iyileştirmek amacıyla ötektoid altı çelikleri  $A_{c3}$  ve ötektoid üstü çelikleri  $A_{cm}$  dönüşüm sıcaklıklarının yaklaşık olarak 40-50 °C üstündeki sıcaklıklara kadar çıkartıp, tavlandıktan sonra havada soğutma işlemidir. Normalizasyon ısıl işleminde ince ve orta perlit mikroyapıları elde edilir. Normalleme için çıkılan sıcaklıkta bekleme süresi tane büyümesini etkileyeceğinden bu aşamada çelik uzun sürelerde bekletilmemelidir [6].

#### 3.1.2. Yeniden kristalleştirme tavlaması

Soğuk şekil değiştirme sonrasında malzemelerin kristal ve tane yapısında deformasyon, iç gerilmelerde ve mukavemetlerinde artış, süneklik ve şekil alma kabiliyetlerinde azalma olur. Yeniden kristalleştirme tavlaması ile malzemede bir faz dönüşümü meydana getirmeden metale iç yapısı dahil olmak üzere soğuk işlem öncesi özelliklerini kazandırmak amaçlanır. Şekil 3.2.'de yeniden kristalleştirme aşamalarındaki tane yapıları gösterilmektedir.



Şekil 3.2. Yeniden kristalleştirme tavlaması aşamalarında tane yapısı

Bu işlem şekil değiştirme oranı ile diğer etkenlere bağlı olarak 600-700 °C civarında gerçekleştirilir. Yeniden kristalleşmede şekil değişimi oranı, tav süresi ve tav

sıcaklığının birbirine uygun seçilmemesi durumunda tane irileşme tehlikesi ile karşılaşılır. İnce taneli bir iç yapı oluşturulabilmesi için işlem, kritik şekil değişimi oranının oldukça üzerinde soğuk şekillendirilmiş parçalara uygulanmalıdır [6].

### 3.1.3. Yumuşatma tavlaması

Talaşlı imalatı ve soğuk şekillendirmeyi kolaylaştırmak amacıyla çeliğin uygun sıcaklığa çıkarılıp istenen amaç sağlanıncaya kadar bu sıcaklıkta bekletilmesi ve sonradan yavaş soğutulması işlemidir. Yumuşatma tavlama, iç gerilmeleri azaltmak amacıyla ötektoid altı çeliklere  $Ac_3$ , ötektoid üstü çeliklere ise  $Ac_1$  çizgisinin üzerindeki belirli sıcaklığa kadar ısıtıp, iç yapılarını tamamen östenite dönüşümü gerçekleştikten sonra fırın içerisinde çok yavaş bir şekilde soğutma işlemidir. Tam tavlama olarak da adlandırılan bu işlemle sertlik düşer, süneklik artar. Bu işlemin değişik aşamalarında çelik parçalarda oluşan iç yapılar şöyle özetlenebilir;

- a. İlk orjinal yapı iri ferrit ve perlit tanelerinden oluşmaktadır.
- b.  $Ac_1$  çizgisinin hemen üzerindeki bir sıcaklıkta perlit ince taneli östenite dönüşürken, ferrit yapıda aynen kalır.
- c.  $Ac_3$  çizgisinin üzerindeki bir sıcaklıkta yapı tamamen ince taneli östenite dönüşür.
- d. Parça oda sıcaklığına soğutulduğunda (çok yavaş) ince taneli ferrit ve kaba lamelli perlit bölgelerini içeren bir içyapı oluşur [5].

### 3.1.4. Gerilim giderme tavlaması

Gerilim giderme tavlaması; döküm, kaynak ve soğuk şekil verme işlemleri nedeniyle malzemede oluşan iç gerilmeleri azaltmak amacıyla, metalik malzemeleri dönüşüm sıcaklıklarının altındaki uygun bir sıcaklığa kadar ısıtma ve sonrasında yavaş bir

şekilde soğutma işlemidir. Bu işlem, bazen dönüşüm sıcaklığı veya kritik sıcaklık altı tava olarak da isimlendirilir [29].

Genellikle düşük ve orta karbonlu çelikler 550 °C-650 °C arası, alaşımli çelikler 600 °C-700 °C arası sıcaklıkta gerilme giderme tavlmasına tabii tutulur. Kalın kesitli parçalarda 300 °C 'ye kadar fırında sonra havada, ince kesite sahip olan parçalarda ise 500°C'ye kadar fırında sonra havada soğutulması önerilir, çünkü kalın kesitli parçalarda yüzey ile merkez arası iç gerilmeler biraz daha fazla olduğundan süneklik arttırılmaya çalışılmalıdır. Sıcaklık tayinindeki amaç, parçayı dönüşüm sıcaklığının altında tutmak, aynı zamanda mümkün olabildiğince iç gerilmeleri azaltabilecek kadar yüksek sıcaklıkta yeterli sürede tavlamaaktır [5].

### 3.1.5. Sertleştirme

Çeliğin dönüşümle sertleştirilmesindeki ilk aşama, çeliğin gerekli sıcaklığa kadar ısıtılması ve sertleştirme sıcaklığı ya da östenitleştirme sıcaklığında istenilen yapı değişikliğine ulaşmaya kadar o sıcaklıkta tutulmasıdır. Isıtma sıcaklığı, yeterli homojenlikte bir östenitik yapı oluşturmalı ve mevcut özel karbürlerin gereken kadarının çözülmesini sağlamalı, fakat tane büyümesine olanak sağlamayacak düzeyde olmalıdır [30].

Östenitleme sıcaklığına kadar yapılan ısıtma işlemi sonucunda çelik yavaş veya orta hızla soğutulursa, östenit yapı içinde çözülmüş olan karbon atomları difüzyon ile östenit yapıdan ayrılırlar. Bunun sonucunda HMK yapıya sahip olan  $\alpha$  fazı meydana gelir. Soğuma hızı arttırılıp, belli bir değerin üzerine çıkartıldığında ise, karbon atomları difüzyon ile katı çözültiden ayrılacak yeterli zaman bulamadıklarından, karbon atomları çözülti içerisinde hapsedilir ve HMK yapıya dönüşemezler; hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşürler ve bu yapı martenzit olarak adlandırılır. Martenzit çok yüksek sertliğe sahiptir. Kafes yapısı distorsiyona uğramıştır. Süneklik başka bir deyişle şekil verme kabiliyeti oldukça düşüktür. Kafes yapısının bozulması, dislokasyon hareketini zorlaştırdığından veya engellediğinden

sertlik ve mukavemeti büyük ölçüde arttırır. Martenzit fazı mikroskop altında iğne formunda görülmektedir [5].

Çeliklerde dönüşümlerin gerçekleşmesi, dönüşüm süreci boyunca ya da dönüşümün sonucunda görülen sertleşme etkileri, dönüşümün başladığı sıcaklıkla ilişkilidir. Dönüşüm sıcaklığı ne kadar düşük ise, çeliğin sertleşmesi o kadar yüksek olmaktadır [29].

Martenzit dönüşüm soğuma ile meydana gelir ve soğuma engellenirse dönüşüm süreci tamamlanamaz. Azalan soğuma hızına bağlı olarak kalıntı östenit miktarı artar, sertlik düşer. Martenzitin sertliği C oranına ilişkilidir, C oranı arttıkça sertlik artar. C oranı belli bir değeri aştıktan sonra lineer artıştan sapması, yüksek karbonlu çeliklerde kalıntı östenit fazı oluşma eğiliminin artışıyla açıklanmaktadır [5].

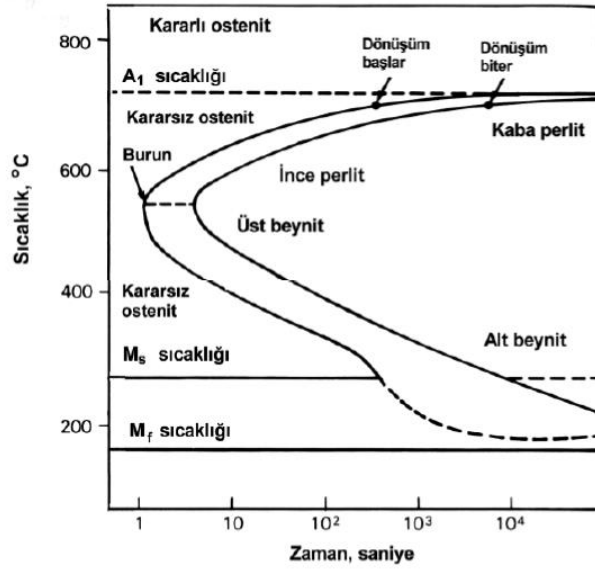
### 3.2. Zaman Sıcaklık Dönüşüm Diyagramı

Çeliğin östenitik safhadan soğutulmasıyla meydana gelebilecek yapılar, zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) diyagramları ile açıklanabilir. Bu diyagramlarda, hangi dönüşümün hangi zaman aralığı içerisinde olduğu takip edilebilir.

Şekil 3.3.'te %0,8 karbonlu çeliğin ZSD (Zaman Sıcaklık Dönüşüm) diyagramı verilmiştir. Çeliğin karbon oranına göre diyagram da değişir. Diyagrama bakıldığında, ilk eğri dönüşümün başladığı, ikinci eğri dönüşümün tamamlandığı eğridir. Martenzitik dönüşümünün başladığı ve bittiği çizgi  $M_s$  ve  $M_f$  olarak belirtilmiştir. Diyagram yorumlanırsa, iki eğri arasındaki alanda dönüşüm kısmen oluşmuş kısmen tamamlanmamıştır. Buradan da görüleceği üzere bu eğri belirli bir sıcaklıkta sıcaklık eksenine yaklaşmaktadır. En yakın olduğu bu bölgeye perlit burnu adı verilir ve burun su verilirken soğutulması gereken en yavaş hızı belirler. Burun kısmının üstündeki bölge perlit bölgesidir ve izotermal dönüşüm sonucunda oluşan perlitin inceliği (lameller arası mesafe) ve malzemenin sertliği dönüşüm sıcaklığına

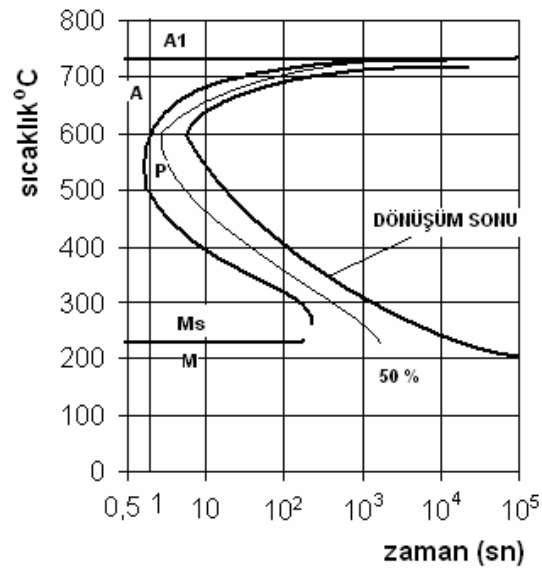
ilişkilidir. Perlit lamelleri arası mesafe fazla ise yapı kaba perlittir ve malzeme yumuşak ve sünektir. Dönüşüm sıcaklığı düştükçe perlit lamelleri arası uzaklık azalır ve daha sert malzeme elde edilir [5].

Perlit burnunun alt kısmında ve martenzitik dönüşüm başlangıç çizgisinin üstündeki sıcaklıkta dönüşüm oluşursa, ferrit matrisleri içerisine dağılmış olan sementitler bir yapı meydana getirir. Bu yapıya beynit adı verilir. Beynit perlite göre daha sert martensite göre ise daha yumuşaktır [5].

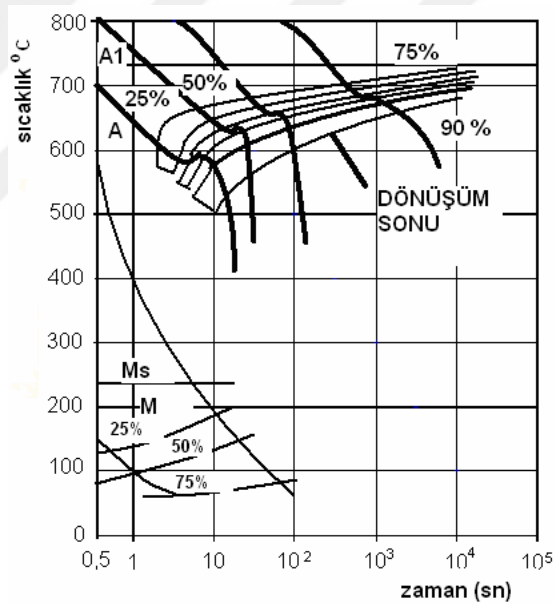


Şekil 3.3. Zaman sıcaklık dönüşüm diyagramı

Soğutma koşulları, sürekli sıcaklık düşmesi ya da belirli bir sıcaklıkta sabit tutma şeklinde olabileceğinden, sürekli ve izotermik olmak üzere iki tür ZSD diyagramı vardır [29].



Şekil 3.4. Yaklaşık ötektoid bileşimli çeliğin İZSD diyagramı



Şekil 3.5. Yaklaşık ötektoid bileşimli çeliğin SZSD diyagramı

## **BÖLÜM 4. KAYNAK**

Metal ve alaşımlarının ısı etkisi veya ısıyla beraber basınç altında dolgu malzemesi kullanılarak veya bazı durumlarda kullanılmayarak birleştirilmesi işlemine kaynak denir. Başka bir deyişle kaynak, bir ergiyik transferi olarak belirtilebilir. Kaynak işlemi yüksek ısı girdisi gerektirdiğinden ısıdan etkilenen bölgede (ITAB ya da HAZ) tane yapısında ve mekanik özelliklerde önemli miktarda değişimler oluşturur [5].

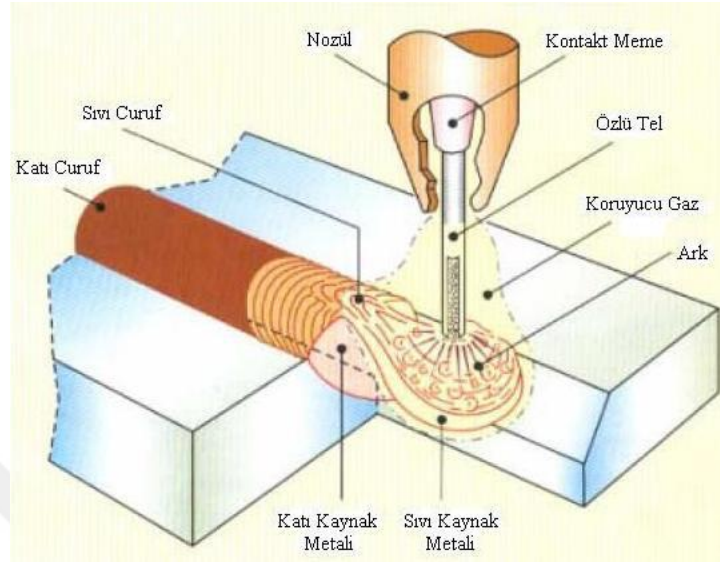
Kaynağın çelik malzemelerde tercih edilen birleştirme yöntemi olmasının önemli etken iyi bir kaynak dikişinin istenen dayanımı ve kısmen tokluğu sağlayabilmesidir. Bu dayanımı ve kısmen tokluğu elde etmek için kaynak yöntemi seçimi, ön ısıtma sıcaklığı, iş parçası çeliğin alaşım elementi içeriği ve miktarı, kaynak parametreleri (akım, kaynak hızı, koruma ortamı), çalışma parçasının kalınlığı, haddeleme yönü gibi birçok parametrenin hesaba katılması ve göz önünde bulundurulması gerekir [5].

### **4.1. MIG/MAG Kaynak Yöntemi**

Bu yöntemde kaynak için gerekli ısı, sürekli beslenen ve eriyen bir tel elektrotla kaynak banyosu arasında meydana getirilen ark yoluyla ve elektrottan geçen kaynak akımının elektrotta oluşturduğu direnç ısıtması yoluyla üretilir. Elektrot çıplak bir tel olup, bir elektrot besleme düzeniyle kaynak bölgesine sabit bir hızla gönderilir. Kaynak bölgesine elektrod ile beraber koruyucu gaz da gönderilir ve ark bu koruyucu gaz altında oluşur. Koruyucu gaz olarak argon, helium ve bu gazların karbondioksitle ve oksijenle (Ar-CO<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>) yaptığı karışım gazlar kullanılır. Çalışma prensibi, sürekli beslenen bir elektrodun iş parçasına gönderilmesi esasına dayanır [31].



MIG/MAG kaynak yöntemi Şekil 4.1.'de şematize edilmiştir [31].



Şekil 4.1. MIG/MAG kaynak yöntemi

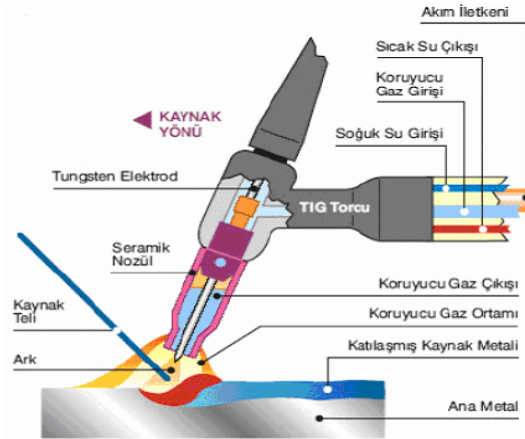
Kullanılan tel elektrod çapının diğer yöntemlere göre daha ince olması yığılan kaynak metal miktarının az olmasını, böylelikle kaynak edilen ana malzemeye ısı girdisinin daha düşük olmasını sağlar. Ayrıca kaynak işlemi sırasında sıçramaların az olması ve kaynak dikişi yüzeyinde curufun olmayışı, kaynak sonrası temizleme işlemlerini azaltır [36].

#### 4.2. TIG Kaynak Yöntemi

Bu yöntemde kaynak için gerekli olan ısı enerjisi tungsten elektrot (tükenmeyen elektrot) ve iş parçası arasında oluşan ark ile sağlanıp, kaynak bölgesini havanın olumsuz etkilerinden korunması için koruyucu gaz kullanılmaktadır. Koruyucu gaz, kaynak bölgesini tamamen koruyabilmelidir; aksi halde çok küçük bir hava girişi dahi kaynak metalinde hata oluşturur. TIG kaynak yöntemi Şekil 4.2.'de şematize edilmiştir [32]. Ayrıca Almanca'da wolfram tungsten anlamına geldiğinden bazı Avrupa ülkelerinde TIG ark kaynak metodu WIG olarak da adlandırılmaktadır [34].

TIG ark kaynak yöntemi çelik, paslanmaz çelik, nikel alaşımları, bakır alaşımları, titanyum alaşımları, alüminyum ve magnezyum alaşımlarının birleştirilmesinde

uygulanmaktadır. Bu malzemelerin kaynaklı birleştirmelerine bakım onarım işlerinde, otomotiv endüstrisinde, gemi inşa sanayinde, uçak ve uzay sanayinde, kimya endüstrisinde, metal imalat sanayinde, gıda endüstrisinde, boru hatları, kazan ve basınçlı kapların imalatında sıklıkla rastlanmaktadır [34].



Şekil 4.2. TIG kaynak yöntemi

TIG kaynak işlemi için gerekli ısı, tungsten elektrot ile kaynak edilecek bölge arasında oluşturulan arkta sağlanır. Kullanılan elektrotlar tüketilmeyen tipteki tungsten elektrotlardır. Eriyik halindeki kaynak banyosu, ısıdan etkilenen bölge ve tungsten elektrot, torç yoluyla gönderilen koruyucu gaz (genellikle argon) tarafından atmosferin zararlı etkilerine karşı korunur. Ark, iyonize haldeki gaz içerisinde oluşur. Bu durumda koruyucu asal gaz elektron kaybedip pozitif olarak yüklenerek iyonize olur. Ark alanı içerisinde bu iyonlar pozitif kutuptan negatif kutuba doğru, elektronlar ise negatiften pozitif kutuba doğru hareket ederler. Ana metal ve kaynak ilave metali ark sıcaklığı ile eritilerek kaynak işlemi gerçekleştirilir [35].

TIG ark kaynağının endüstride sıkça uygulanan diğer eritme kaynağı yöntemlerine göre en önemli üstünlüğü, ısı girdisinin ve eriyen ilave kaynak teli miktarının birbirlerinden bağımsız olmasıdır. Yöntemin çok ince parçalara uygulanabilmesinde imkan sağlamakla birlikte, kök pasoların çekilmesinde, pozisyon kaynaklarında ve tamir işlerinde de kaynakçıya kolaylıklar sağlamaktadır [34].

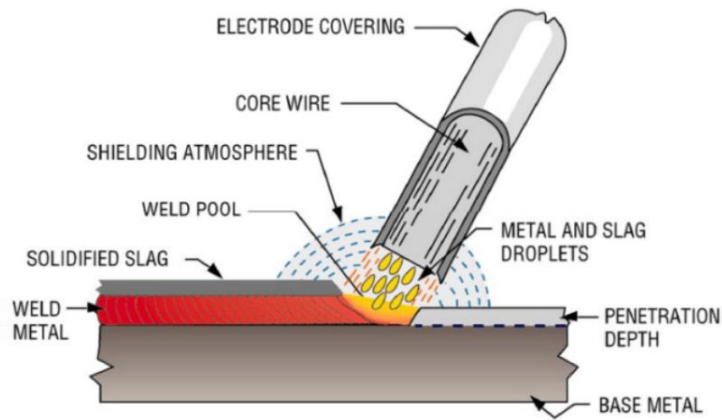
TIG kaynağının metal yığıma hızı diğer ark kaynak yöntemlerine göre düşük olması nedeniyle kalın kesitli malzemelerin kaynağında ekonomik bir yöntem değildir [31].

### 4.3. Elektrik Ark Kaynak Yöntemi (SMAW)

Elektrik ark kaynak yönteminde kullanılan örtülü elektrot, kaynak metali işlevini yerine getirir [17]. Örtülü elektrot ile ark kaynağı, elektrik arkını ısı kaynağı olarak kullanıldığı ve elle yapılan bir kaynak yöntemidir. Örtülü elektrot (elektrot pensesi ile tutulan) ile ana malzeme (kaynak edilecek malzeme) arasında meydana getirilen ark, ana malzemenin ve örtülü elektrotun ergimesini sağlayan ısıyı ortaya çıkarır [33].

Elektrik ark kaynağında ark, iş parçası ve kaynak elektrotu arasında yanarak kaynak metali haline dönüşür. Elektrot örtüsü de aynı anda yanarak erir. Açığa çıkan gaz ark bölgesini korur ve oluşan cüruf da kaynak dikişini örterek kaynak bölgesinin korunmasını sağlar [17].

Örtülü elektrot iki kısım içerir, çekirdek ve örtü. Çekirdek elektrik akımını ana malzemeye ileten ve ısı etkisiyle eriyerek kaynak ağzını dolduran ilave metaldir. Örtü ise kaynak banyosunu korumak ve kararlı bir ark oluşturmakla görevlidir [33].



Şekil 4.3. Elektrik ark kaynak yöntemi

### 4.3.1. Kaynak ağız formları

Kaynak tasarımında uygulanan birleştirme türleri; alın birleştirmeleri, iç köşe birleştirmeleri, dış köşe birleştirmeleri ve bindirme birleştirmeleridir. Kaynakla birleştirilen parçalarda, kaynak bağlantısının kesit boyuna gereken derinlikte işleyebilmesi için parçanın kaynak ağızı açılarak hazırlanması gereklidir [31].

### 4.3.2. Elektrotlar

Kaynak metalinin mekanik değerleri esas metalin değerlerine eşit veya biraz daha büyük olmalı, kimyasal bileşimi ile fiziksel özellikleri de esas metalin bileşimi ve fiziksel özellikleriyle aynı veya ona çok yakın olmalıdır. Bu bakımdan uygun elektrot seçimi için esas metalin özelliklerinin bilinmesinde önemlidir [31].

### 4.3.3. Kaynak akımı

Kaynak dikişinin karakteristiklerinin belirlenmesinde en önemli faktördür. Her çaptaki elektrot için kaynak akım şiddeti belirli bir ayar aralığına sahiptir; bu aralık içinde uygun değerlerin seçilmesinde elektrot örtü tür ve kalınlığı, kaynak pozisyonu ile kaynak ağız biçimi en önemli etkenlerdir. Kaynak akım şiddetinin artması, diğer değişkenlerin sabit kalması şartıyla eriyen metal miktarının, dikişin nüfuziyeti ile boyutlarının artmasına neden olur [31].

Tablo 4.1. Elektrotlar için akım aralıkları

Tel Çapı (mm)	Akım (A)	
	En düşük	En yüksek
2,50	50	90
3,25	65	130
4,00	110	185
5,00	150	250
6,00	220	350

Akım şiddetinin çok fazla yükselmesi sıçramanın çoğalmasına, yanma oluklarının meydana gelmesine ve düzgün olmayan bir kaynak dikişine neden olur, dikişte çatlaklar ortaya çıkabilir; akım şiddetinin fazla yükseltilmesi özellikle ince örtülü elektrotlarda, elektrodun ısınıp kızarmasına ve örtünün ark bölgesine gelmeden yanmasına neden olur [31].

Kaynak akım şiddetinin azalması ise diğer değişkenler sabit kalmak şartıyla eriyen metal miktarının azalmasına neden olur. Çok düşük akım şiddetlerinde esas metalde erime meydana gelmez ve kaynak metalini esas metal ile tam bir birleşme gerçekleştirilemez [31].

#### **4.3.4. Kaynak hızı**

Kaynak hızı, kaynak dikişinin biçimini ve nüfuziyetini etkileyen önemli unsurlardandır. Artan kaynak hızı, diğer değişkenler sabit kalması durumunda kaynak dikişinin genişliğinin azalmasına ve optimum bir değere kadar nüfuziyetin artmasına neden olur. Kaynak hızının aşırı artması çok küçük kesitli ve kenarları düzgün olmayan bir kaynak dikişinin oluşmasına sebebiyet verir. Kaynak hızının aşırı azalması aşırı derecede kaynak metalinin ağız üzerine kenarlarda erime yapmadan yığılmasına ve emniyetsiz bir dikiş oluşumuna yol açar [31].

#### **4.3.5. Isı dağılımı**

Malzemelere uygulanan ısıl işlem çevrimlerinin, malzeme özelliklerinde meydana getireceği değişiklikleri saptaya bilmek için; ısınma hızı, erişilen maksimum sıcaklık, maksimum sıcaklıkta kalma süresi ve soğuma hızı kavramlarının bilinmesi gereklidir [31].

#### **4.3.6. Ark boyu**

Kaynak banyosunun yüzeyi ile elektrot telinin ucu arasındaki mesafedir ve ark gerilimini belirleyen faktördür, ark boyu arttıkça gerilimde artar. Ark boyu, örtülü elektrot ile ark kaynağında dikişin biçim ve kalitesi bakımından en önemli

etmenlerdendir. Ark boyunun uzaması (ark gerilimin artması) geniş ve yaygın bir kaynak dikişinin ortaya çıkarır ve ark üfleme tehlikesi artar; ark boyunun daha fazla artması düzgün olmayan, düşük nüfuziyetli kaynak dikişine ve aşırı sıçramaya sebep olur [31].

#### **4.3.7. İlerleme ve salınım açısı**

Elektrodun açısal konumu kaynak dikişinin kalitesini büyük çapta etkiler; cüruf kalıntıları, tek taraflı yanma oluşu, dikişin düzgünlüğü ve asimetrikliği hep yanlış açıların neden olduğu kaynak hatalarıdır. Hareket açısının pozitif yönde büyümesi dikiş yüksekliğinin artmasına ve nüfuziyetin azalmasına neden olur [31].

## **BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR**

### **5.1. Deneyde Kullanılan Malzemenin Tanımı**

Deneysel çalışmalarımızda GX12CrMoVNbN9-1 (ASTM A217 C12A) çeliği kullanılmıştır. Bu malzeme tipi 1980'li yılların başlarında 620 °C ile 630 °C buhar giriş sıcaklığında ve 22 ila 34 MPa gaz basıncında çalışan gaz türbinlerinde kullanılmak amacıyla döküm malzeme olarak geliştirilmiştir. Paslanmaz çelikler yüksek ısı genleşme hızları ve ısıtma ve soğutma sırasında ısı yorgunluk tehlikesine yol açan yüksek ısı kaynaklı gerilimlerin gelişmesine yol açan düşük ısı iletkenliği gösterdiklerinden bu amaç için kullanıma uygun değildir. Bu durum, uygun bir mikroyapı oluşturmak için üretilip ısı işlem uygulanması durumunda C12A / GP91 malzeme için geçerli değildir.

Bu malzemenin kimyası, mükemmel uzun süreli yüksek sıcaklık dayanımı, sürünme ve gerilme kırılması özelliklerini sağlayan martensitik bir mikroyapının oluşumunu desteklemek için özel olarak tasarlanmıştır.

Üretim esnasında deoksidasyon uygulaması, nitrojen varlığı ve uygun bir mikroyapı oluşturmak için kritiktir. Deoksidasyon için kullanılan elementlerin çoğu (Ti, Ca, Si, vb.) Azot için de yüksek bir afiniteye sahiptir. Eğer bunlar kullanılırsa veya eriyikte yeterince yüksek miktarlarda artıklar olarak mevcutsa, nitrojeni bağlayabilirler ve ısı işlem sırasında niyobyum karbürleri oluşturamazlar. Bu olduğunda, bunun yerine büyük bloklu karbür fazlar oluşacaktır.

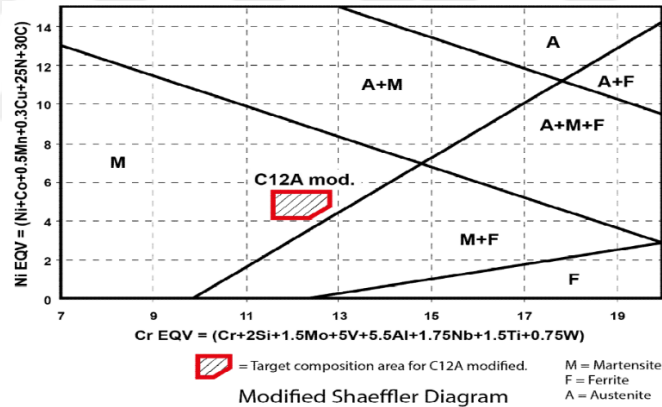
As, Sb, Sn, Pb ve Cu gibi tramp elements, malzemede istenen özelliklere zarar verebileceklerinden mutlaka minimumda tutulmalıdırlar.

Üretim aşamasında VIM, VOD veya AOD gibi ikincil metalurjik proses kullanımı, yüksek kalitede temizlik ve düşük metal kirliliği sağlamak için zorunludur.

Krom ve nikel eşdeğerleri aşağıdaki formüle göre hesaplanmalı ve nihai yapının ferrit ve östenit içermemesini sağlamak için değiştirilmiş Shaeffler diyagramında gösterilen hedef alanı karşılamalıdır:

$$\text{Nikel Ekivalent} = (\text{Ni} + \text{Co} + 0,5\text{Mn} + 0,3\text{Cu} + 25\text{N} + 30\text{C})$$

$$\text{Krom Ekivalent} = (\text{Cr} + 2\text{Si} + 1,5\text{Mo} + 5\text{V} + 5,5\text{Al} + 1,75\text{Nb} + 1,5\text{Ti} + 0,75\text{W})$$



Şekil 5.1. C12A malzemenin Shaeffler diyagramındaki konumu

## 5.2. Malzemenin Üretim Methodolojisi

### 5.2.1. Döküm

Numunelerin üretimi için kimyasal bileşimine göre girdi hammaddeleri ayarlanan ve ergitme işlemi tamamlandıktan sonra ark ocağından potaya alınan ve potadan AOD dönüştürücüsüne daha temiz ve kaliteli çelik üretimi için aktarılan ergimiş çeliğin,



standartta istenen bileşim aralığına getirilmesiyle hazırlanan kum kalıplara dökümü 1610 °C’de gerçekleştirilir.

Döküm esnasında kullanılan sırasıyla Şekil 5.2. ve Şekil 5.3.’te gösterilen Akmetal marka Ark Ocağı ve AOD Konvertörü ile Tablo 5.1.’de verilen kimyasal bileşimli tez numuneleri dökülmüştür.



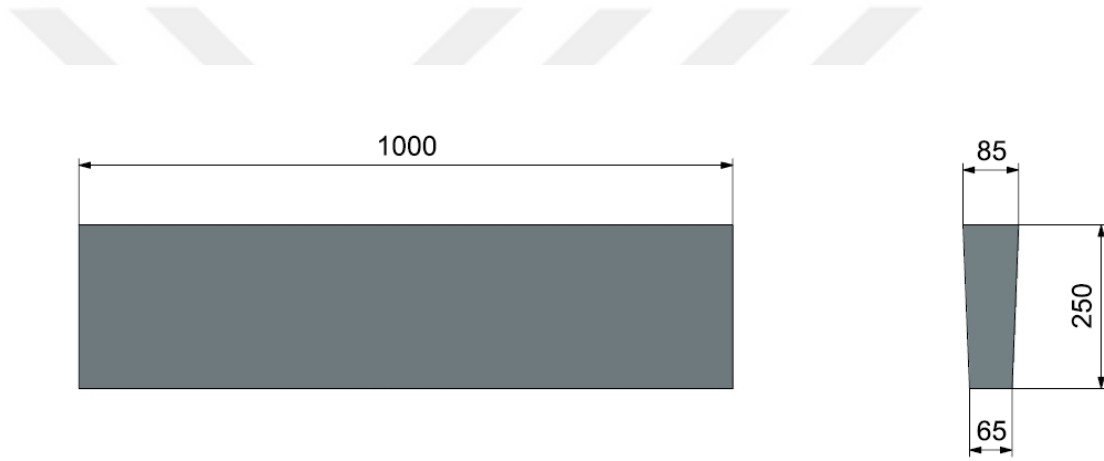
Şekil 5.2. Akmetal marka Ark Ocağı



Şekil 5.3. Akmetal marka AOD Konvertörü (Dönüştürücü)

%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Altot	Nb	N
<b>Üst Sınır</b>	0,14	0,30	0,50	Max 0,020	Max 0,005	9,10	1,05	0,25	0,40	Max 0,020	0,080	0,050
<b>Alt Sınır</b>	0,11	0,20	0,40	-	-	8,70	0,95	0,18	0,20		0,060	0,040
<b>Numuneler</b>	0,13	0,26	0,47	0,020	0,002	9,04	0,97	0,20	0,34	0,003	0,078	0,041

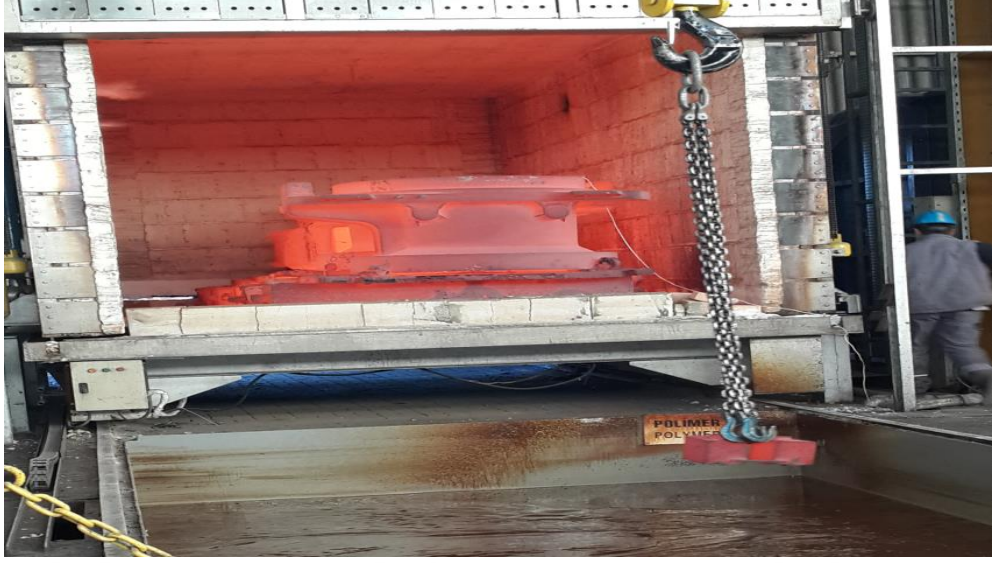
Bu çalışma için iki adet Şekil 5.4.'te mm bazında ölçüleri verilmiş plakalar üretilmiştir. Bu plakalardan döküm ve ısıl işlem sonrası testler yapılmıştır.



Şekil 5.4. Deneysel çalışmalar için üretilen plakaların ölçüleri

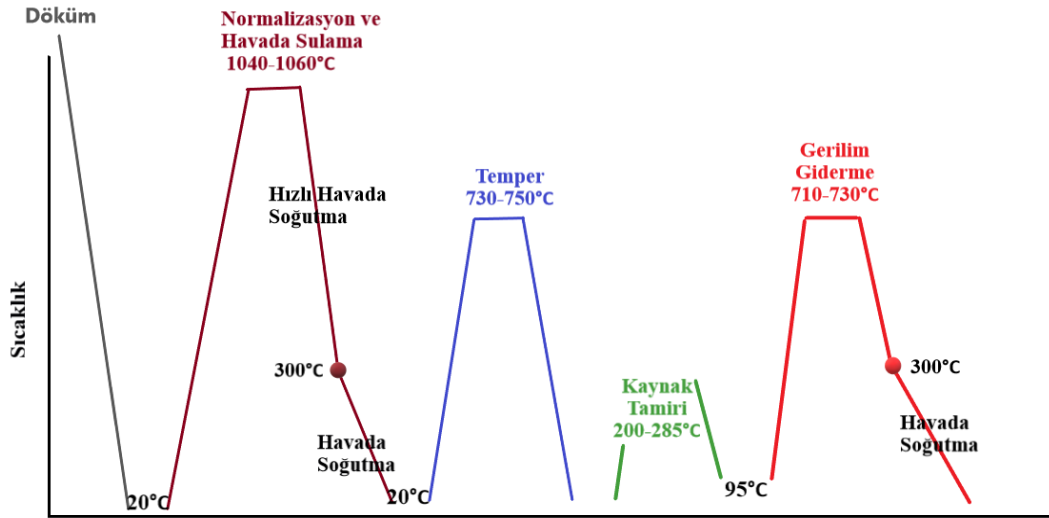
### 5.2.2. Isıl işlem

Deneysel çalışmalar için üretilen plakalar Şekil 5.5.'de gösterilen doğal gaz ısıl işlem fırınında 8 saat 1040-1060 °C'de normalizasyon işlemine tabii tutulmuş ardından hızlı bir şekilde hava ortamında soğutma yapılmıştır. Plakaların sıcaklığı oda sıcaklığına eriştiğinde, plakalar saatte 50 °C hız ile 750 °C sıcaklığına çıkarılıp 12 saat bu sıcaklıkta bekletilmiş ve tekrar oda sıcaklığına soğutulmuştur.



Şekil 5.5. Isıtmada kullanılan Emtav doğalgaz fırını (Akmetal)

Plakalara uygulanan ısıl işlemler aşağıda Şekil 5.6.'da şematize edilmiştir.

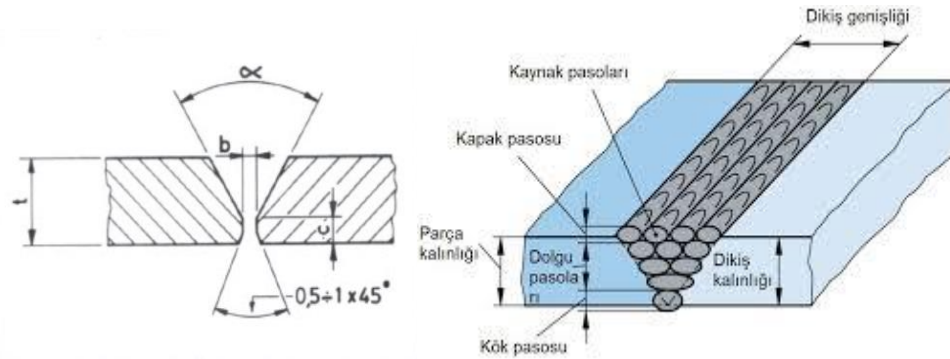


Şekil 5.6. Deneysel çalışma dahilinde yapılan ısıl işlemler

Şekil 5.6.'da gösterilen gerilim giderme işlemi kaynak sonrası 1 numaralı plakaya uygulanmıştır.

### 5.2.3. Kaynak prosesi

Deneysel çalışmalar için hazırlanan plakaların kaynağı elektrik ark kaynağı metoduyla Şekil 5.7.'de gösterildiği gibi yapılmıştır.



Şekil 5.7. Plakaların kaynak ağız şekli ve kaynak ile birleştirme şekli

Kaynak prosesi için GEKA OPUS 9 CMV marka kaynak elektrodu kullanılmıştır. Kaynak proses adımları aşağıdaki gibidir;

- Kaynak öncesi plakaların minimum 200 °C'ye ısıtılması
- Pasolar arası sıcaklığın maksimum 285 °C olacak şekilde kaynağın yapılması

Kullanılan elektrodun kimyasal bileşimi Tablo 5.2.'de verilmiştir.

Tablo 5.1. GEKA OPUS 9 CMV elektrodunun kimyasal bileşimi

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Nb	N
0,09	0,2	0,5	9,0	1,0	0,6	0,2	0,04	+

Tablo 5.2. GEKA OPUS 9 CMV elektrodunun mekanik değerleri

Akma Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Çekme Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Çentik Darbe Dayanımı (ISO- V/+20°C)	Uzama (%)
Min.530	Min.620	Min.47 J	17

Kaynak işlemleri sonrası plakalardan biri tekrar 1040-1060 °C’de su verme-temper ısıtma işlemine, diğeri 710 °C’de gerilim giderme ısıtma işlemine tabii tutulmuştur. Plakalara uygulanan kaynak öncesi ve sonrası ısıtma işlemleri Tablo 5.4.’te şematize edilmiştir.

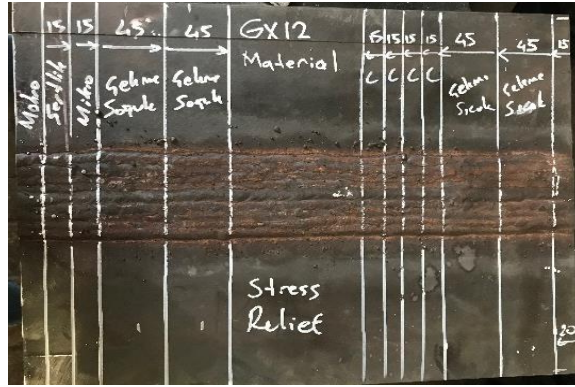
Tablo 5.3. Deneyler için hazırlanan plakalara uygulanan ısıtma işlemleri

Plaka Numarası	Kaynak Öncesi Isıtma İşlemi	Kaynak Sonrası Isıtma İşlemi
1	Su verme+Temper (QT)	Gerilim Giderme
2	Su verme+Temper (QT)	Su verme+Temper (QT)
3	Su verme+Temper (QT)	-

#### 5.2.4. Numunelerin hazırlanması

Kaynakla birleştirilen plakalar şerit testere kullanılarak Şekil 5.8.’de gösterildiği gibi kesilerek Şekil 5.9.’daki numuneler işlenmek üzere çıkarılmıştır.





Şekil 5.8. Kaynak uygulanan plakalardan çıkarılacak test numunelerinin plaka üzerindeki konumları



Şekil 5.9. Kaynak uygulanan plakalardan çıkarılan numunelerin konumları

### 5.2.5. Metalografik incelemeler

Metalografik incelemeler için numuneler sırasıyla 240, 320, 600, ve 1200' nolu zımparalardan geçirilmiştir. Daha sonra 6  $\mu\text{m}$  ve 1  $\mu\text{m}$  elmas süspansiyonu ile parlatılmıştır. Parlatılan yüzeyler Bereha-2 ile dağlanarak mikroyapılar incelenmiştir. Mikroyapılar, Zeiss marka optik mikroskop ile görüntülenmiştir.

Darbe çentik deney numunelerinin kırılma yüzeyleri ise Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği laboratuvarındaki SEM cihazı ile incelenmiştir.

Şekil 5.10. mikroyapı ve sertlik testleri için hazırlanan numuneyi göstermektedir. Bu numune ile makro inceleme de yapılmıştır.



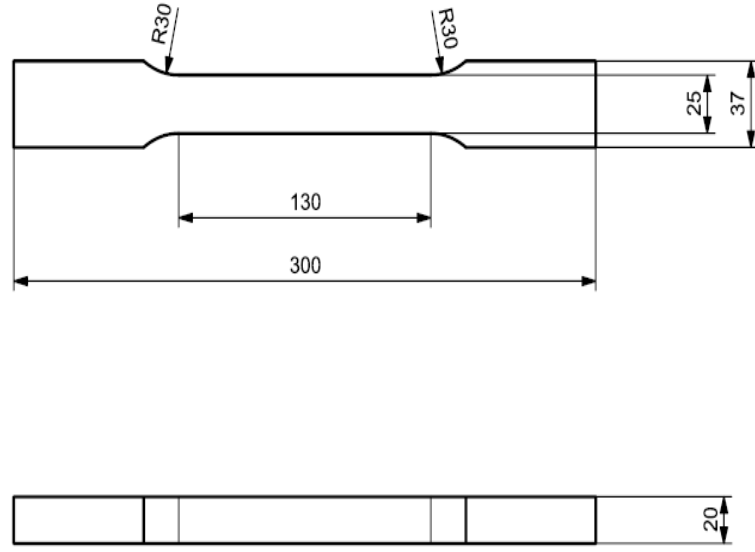
Şekil 5.10. Mikroyapı numunesi

#### **5.2.6. Sertlik ölçümleri**

Numunelerin optik mikroskop ile fotoğrafları çekildikten hemen sonra numuneler temizlenerek Buhler Marka Sertlik Cihazı ile ana metal, kaynak ve haz bölgelerinden ISO 6507 standardına göre sertlik ölçümleri yapılmıştır.

#### **5.2.7. Çekme testleri**

ISO 6892-1 standardına göre kaynak yapılan plakaların kök, orta ve kep bölgelerinden Şekil 5.11.'de gösterilen çekme numuneleri çıkarılmıştır. Ayrıca döküm sonrası su verme-temper olmuş ancak kaynak yapılmamış 3. plakaya da çekme testi uygulanmıştır.



Şekil 5.11. Çekme test tumunesi şekil ve boyutları(mm)

Çekme testleri, kaynak sonrası iki farklı ısıl işlem uygulanmış plakalara Anadolu Döküm Sanayi A.Ş. bünyesindeki Şekil 5.12.'de gösterilen Zwick Roell marka cihazla yapılmıştır.



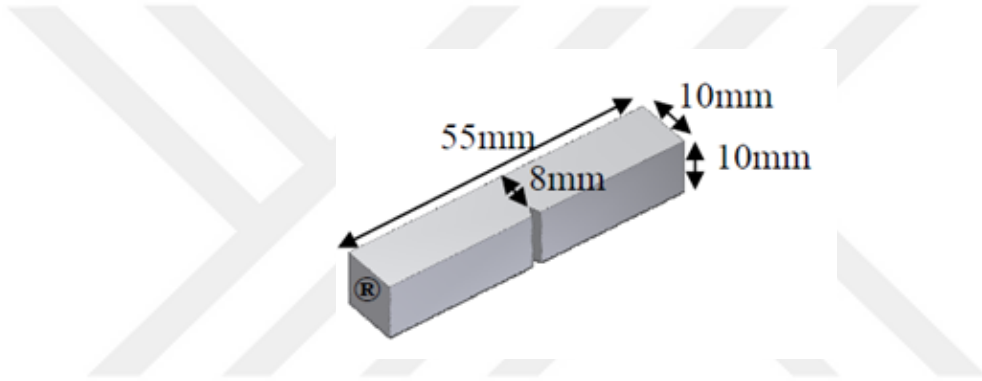
Şekil 5.12. Anadolu Döküm Sanayi A.Ş. firmasına ait Zwick Roell marka çekme cihazı



### 5.2.8. Çentik darbe testleri

Çentik darbe deneyleri oda sıcaklığında Akmetal Metalurji Endüstrisi A.Ş. bünyesinde bulunan Alşa marka deney cihazı ile yapılmıştır. Çentik darbe deneyleri için her plakadan ana metal, kaynak ve füzyon hattı bölgelerinden numuneler çıkarılmıştır.

ISO 148-1 standardına göre çentik darbe deneyinde kullanılan numunelerin şekil ve boyutları Şekil 5.13.'te gösterildiği gibidir.



Şekil 5.13. Çentik darbe numunelerin şekil ve boyutları

## BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

### 6.1. Mekanik Test Çalışmaları

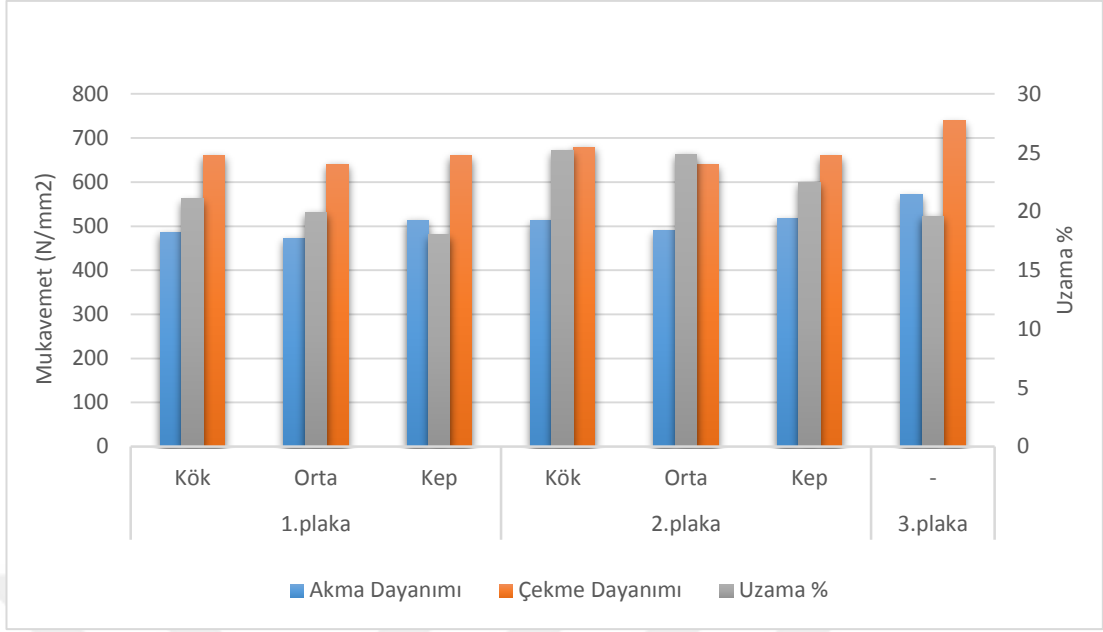
#### 6.1.1. Çekme test sonuçları

Çekme deneyleri sonunda akma ve çekme mukavemeti değerleri ile % uzama değerlerini gösteren veriler ile standardın talep ettiği ve döküm sonrası normalize - temper olan ana metalin test sonuçları Tablo 6.1.'de verilmiştir.

Tablo 6.1. Oda sıcaklığında yapılan çekme deneyi sonuçları

	Bölge	Akma Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Çekme Dayanımı (N/mm <sup>2</sup> )	Uzama %
<b>Standart</b>	-	Min. 415	585-795	Min. 18
<b>1.plaka</b>	Kök	486	661	21,09
	Orta	473	641	19,91
	Kep	514	660	18,03
<b>2.plaka</b>	Kök	513	679	25,19
	Orta	490	639	24,89
	Kep	517	660	22,5
<b>3.plaka</b>	-	571	739	19,6

Tablo 6.1.'e bakıldığında kaynak sonrası gerilim giderme ve su verme-temper yapılan plakalarının akma ve çekme mukavemetleri karşılaştırıldığında birbirine yakın değerler elde edildiği görülmektedir. Uzama değerlerine bakıldığında ise su verme-temper olan 2. plakanın, 1. plakaya göre daha yüksek sonuçlar verdiği, ortalama olarak %20 arttığı görülmektedir.

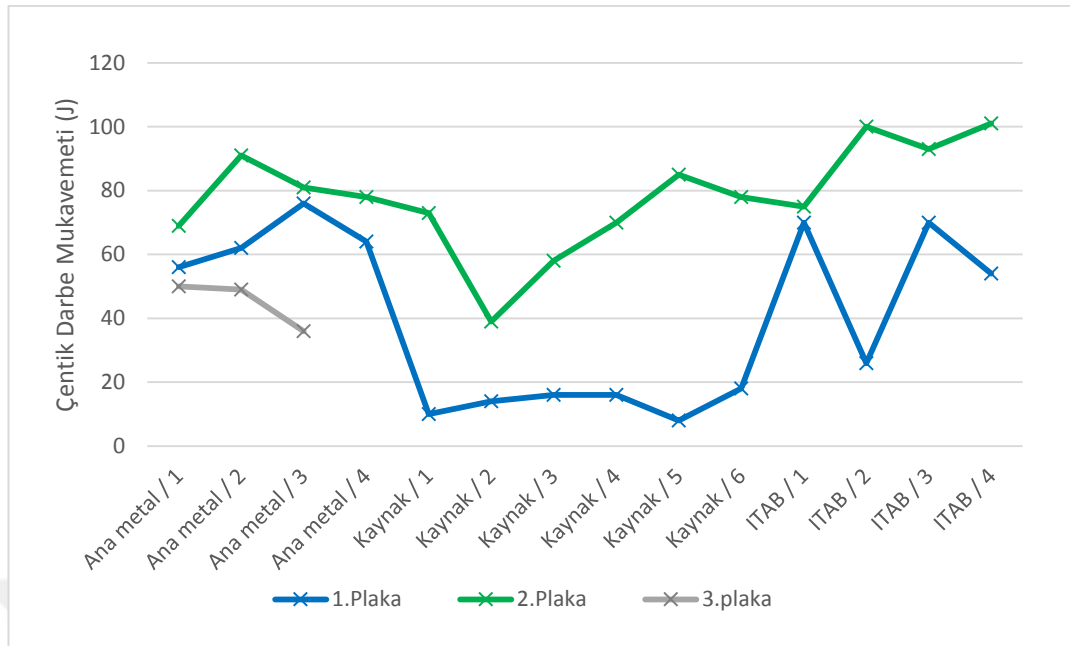


Şekil 6.1. Numunelerin çekme testlerinde elde edilen sonuçları (oda sıcaklığında)

Şekil 6.1.'de çekme testlerinin sonuçları grafik olarak verilmiştir.

### 6.1.2. Çentik darbe testlerinin sonuçları

Deneyleer için hazırlanan plakalardan ana metal, kaynak ve ısıdan etkilenen bölgeler için çıkarılan darbe çentik numunelerinin oda sıcaklığında yapılan test sonuçları Şekil 6.2.'de verilmiştir.



Şekil 6.2. Oda sıcaklığında yapılan çentik darbe test sonuçları

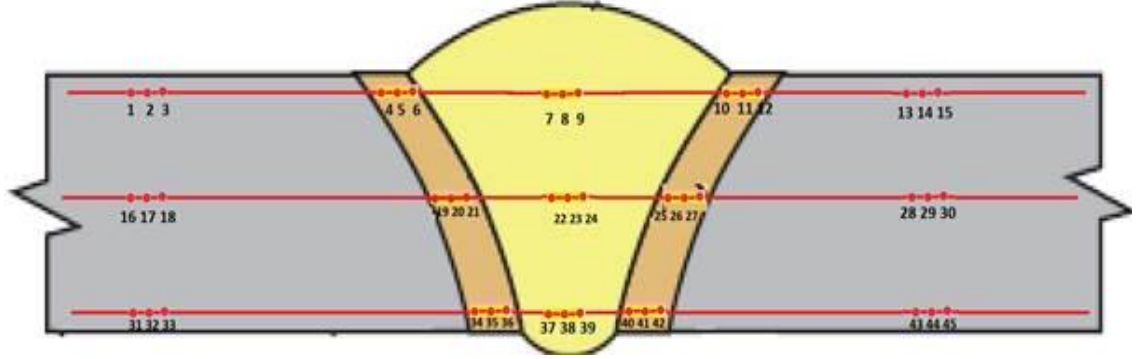
Çentik darbe test sonuçlarında, kaynak sonrası su verme-temper olan 2. plakanın değerlerinin genel olarak gerilim giderme uygulanan plakadan daha yüksek olduğu görülmüştür.

Şekil 6.2.'de verilen sonuçları ana metal, kaynak ve ısıdan etkilenen bölge olarak ayrı ayrı değerlendirdiğimizde ise her iki plakada da ana metalin darbe mukavemetleri birbirine yakın olup, çok büyük farklarla karşılaşmamıştır. Kaynak bölgesinde iki plakanın da değerlerinde azalma, ITAB bölgesinde ise kaynak esnasında metale uygulanan ısının etkisiyle artış görülmüştür. 2. plakada tekrar su verme ve temper ısıtılmasının uygulanması sonucu olarak, kaynak sırasındaki ısıdan etkilenen malzeme tane yapısı yüksek sıcaklığın etkisiyle homojen bir iç yapı elde edilmesini sağlamıştır.

### 6.1.3. Sertlik ölçümleri

Kaynak sonrası gerilim giderme yapılan 1 numaralı plakanın Tablo 6.2.'de ve kaynak sonrası su verme-temper ısıtılma işlemi yapılan 2 numaralı plakanın Tablo 6.3.'te Vickers

cinsinden ölçülen sertlik değerleri verilmiştir. Plakalar üzerinden ölçülen sertliklerin hangi konumdan alındıkları ise Şekil 6.3.'te belirtilmiştir.



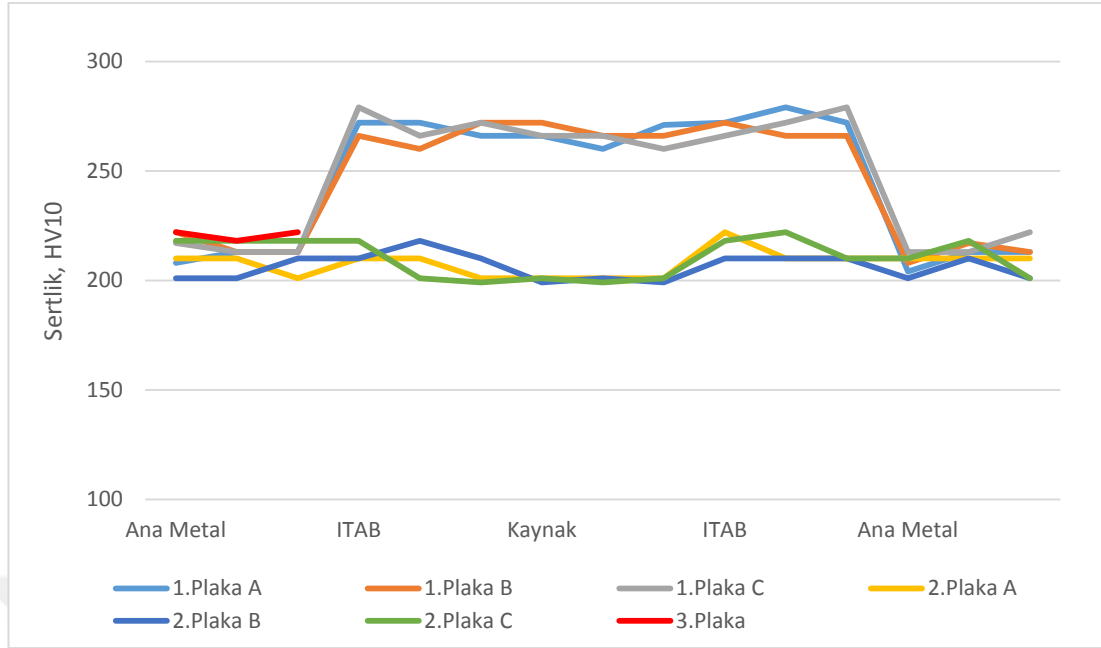
Şekil 6.3. Numuneler üzerinden ölçülen sertliklerin konumları

Tablo 6.2. 1 numaralı plakanın sertlik değerleri (HV10)

Hat	Ana Metal			ITAB		Kaynak Dikişi			ITAB		Ana Metal				
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
A	208	213	213	272	272	266	266	260	271	272	279	272	204	213	213
B	222	213	213	266	260	272	272	266	266	272	266	266	208	217	213
C	217	213	213	279	266	272	266	266	260	266	272	279	213	213	222

Tablo 6.3. 2 numaralı plakanın sertlik değerleri (HV10)

Hat	Ana Metal			ITAB		Kaynak Dikişi			ITAB		Ana Metal				
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
A	210	210	201	210	210	201	201	201	201	222	210	210	210	210	210
B	201	201	210	210	218	210	199	201	199	210	210	210	201	210	201
C	218	218	218	218	201	199	201	199	201	218	222	210	210	218	201



Şekil 6.4. Sertlik dağılım grafiği

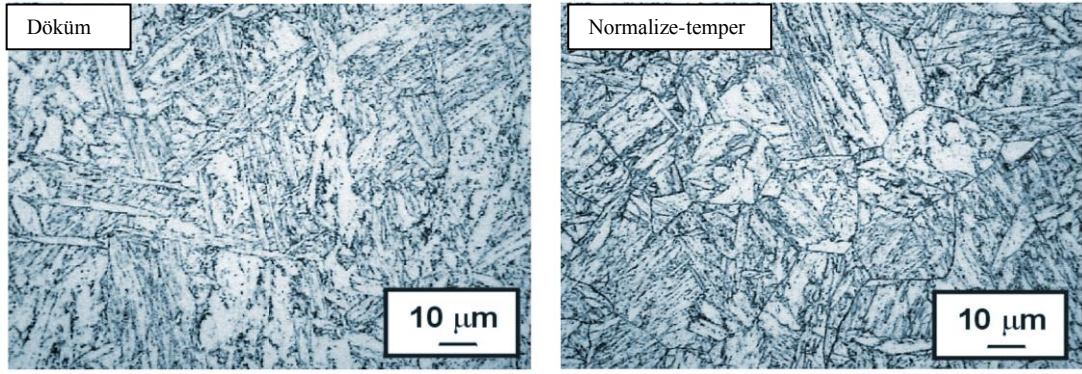
Sertlik ana metal esas alındığında, su verme-temper olan plakanın sertlik sonuçları gerilim giderme olan plakanın sertlik sonuçlarıyla yakın değerler bulunmuştur. Fakat gerilim giderme uygulanan plakanın ITAB bölgesi ve kaynak bölgesinde sertlik değerleri daha yüksek elde edilmiştir.

Sertlik dağılımı tüm bölgeleri içeren bir hat boyunca incelendiğinde, kaynak sonrası su verme-temper ısıl işlemi uygulanan 2 numaralı plakada daha homojen bir dağılım olduğu görülmektedir.

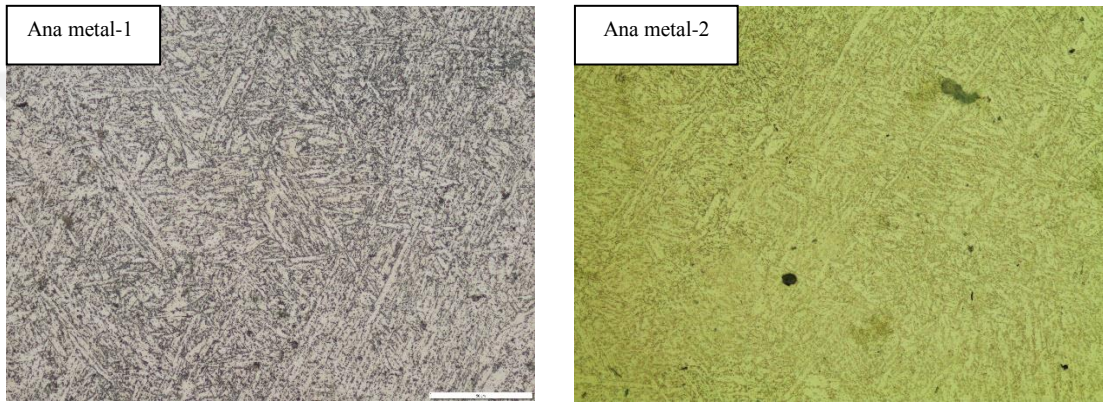
## 6.2. Metalografik İnceleme

### 6.2.1. Optik mikroskop görüntüleri

Çalıştığımız GX12CrMoVNbN9-1 çeliğimizin ana mikroyapısı tamamen martenzittir ve döküm sonrası ısıl işlem uygulanmamış ve ısıl işlem uygulanmış yapıların görüntüleri Şekil 6.6.'te verilmiştir. Bu çalışmada kaynak prosesi sonrasında uygulanan işlemlerin mikroyapı görüntüleri, 500X büyütmede ana metal için Şekil 6.6.'da, kaynak ve ısıdan etkilenen bölge için 6.7.'de verilmiştir.



Şekil 6.5. A217 C12A çeliğinin döküm sonrası ve kaynak öncesi su verme-temper mikroyapıları



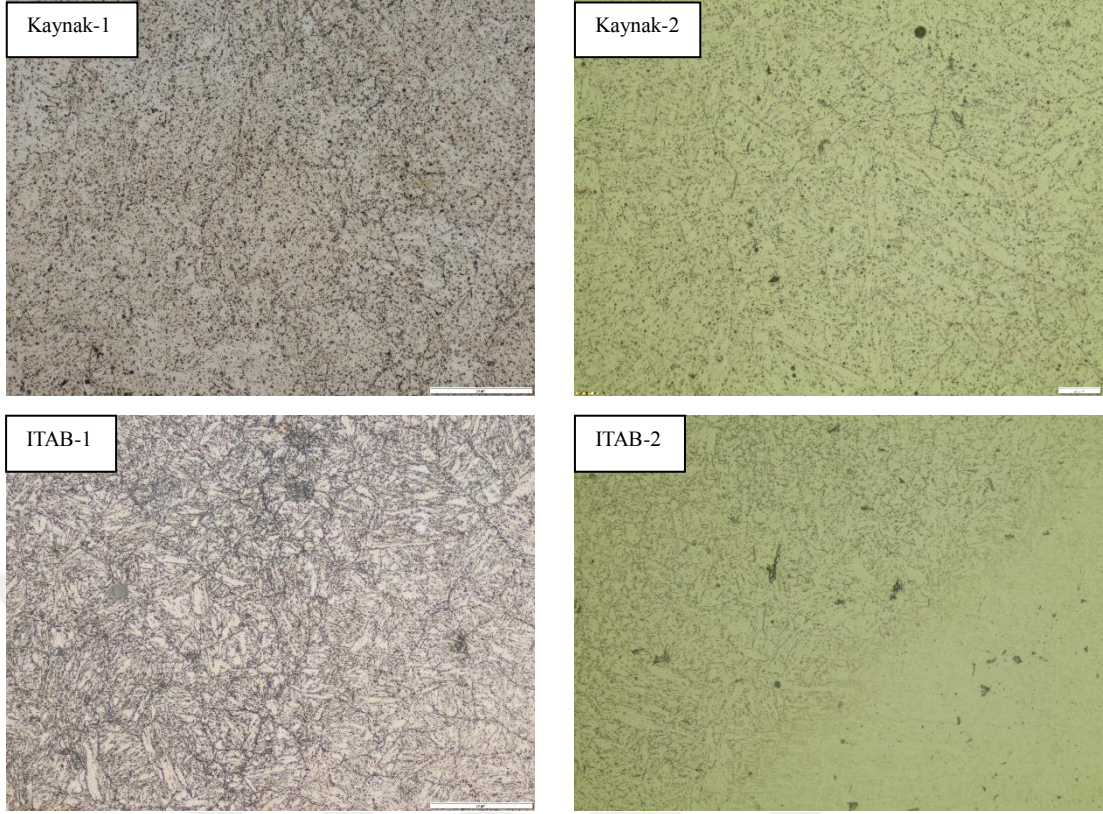
Şekil 6.6. 500X ölçekte optik mikroskop ile her iki plakadan alınan ana metal mikroyapıları

Ana metallerin mikroyapılarına bakıldığında, her iki ısıtma işlemi uygulaması sonucunda da temperlenmiş martenzit karşılaşılmıştır. Üç plakanın ana metalinin sertlik grafiğinde birbirine yakın veya benzer değerler sergilemesi, kaynak öncesi ve kaynak sonrası ana metalden alınan mikroyapılarının birbirine yakın olmasının bir sonucudur.

Tüm plakalara uygulanan ısıtma işlemleri sonucu ana metalin döküm sonrası yapısının temperlenmiş martenzite dönüştürdüğü ve ısıtma işleminin etkisiyle yapıdaki ferrit ve sementitler mikroyapıda daha belirgin ve ince olarak görülmektedir.

Darbe çentik testlerinde elde edilen ana metal değerlerinin diğer plakalara nazaran 2. plakada daha yüksek olması, ikinci kez yapılan su verme-temper ısıtma işlemi, yüksek sıcaklıkta iç yapıdaki kusurların giderilmesini sağlayarak yapının darbe mukavemetini arttırmıştır.





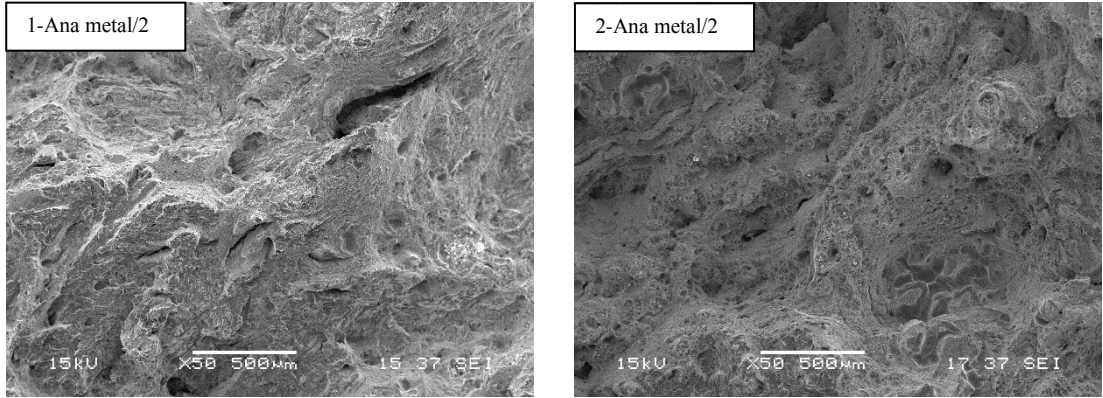
Şekil 6.7. 500X optik mikroskop ile her iki plakadan alınan kaynak ve ITAB bölgeleri mikroyapıları

Kaynak ve ITAB bölgelerinin mikroyapılarını karşılaştırdığımızda, yapının temperlenmiş martenzit olduğu, gerilim giderme uygulanan plakanın su verme-temper uygulanan plakaya göre yapı içindeki sementitler daha yoğun, ince ve homojen dağıldığı görülmüştür. Bu bölgelerdeki çökelti yoğunluğu gerilim giderme yapılan plakada daha çok görülmektedir. Yapıda bulunan sementit malzemenin sertliğini artırırken, çözünmemiş sementitin sebep olduğu çökelti ise darbe dayanımını düşürmüştür. Bu çökelti ise kaynak sonrası uygulanan gerilim giderme işleminin sıcaklık ya da süre sebebiyle yapı içinde çözünmesine imkan tanınmadığının yani yetersiz kaldığının bir göstergesidir.

### 6.2.2. Kırılma yüzeylerinin SEM görüntüleri

Çentik darbe numunelerinin kırılma yüzeylerinden alınan görüntülerin bazıları Şekil 6.8. ve Şekil 6.9.'da verilmiştir.

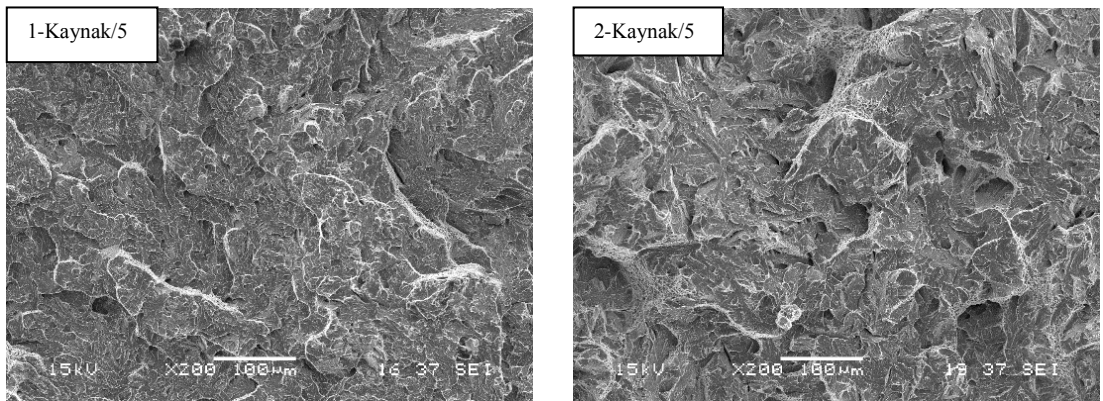




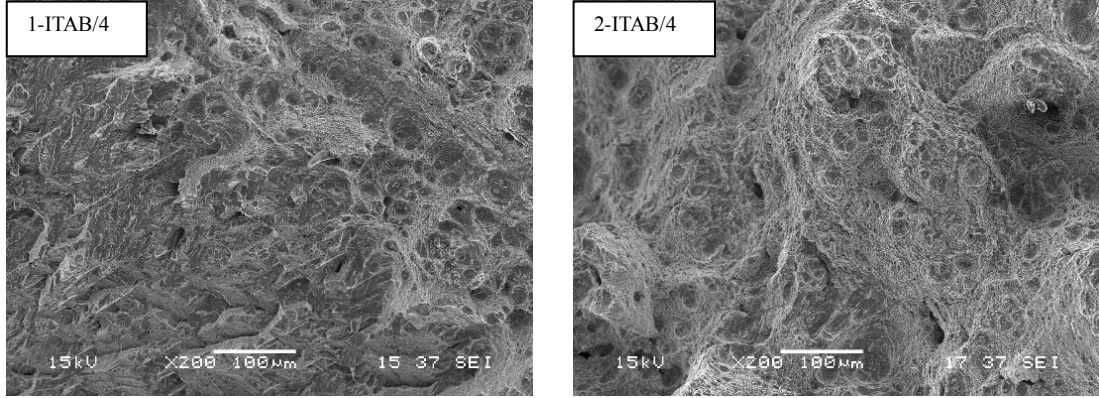
Şekil 6.8. SEM ile her iki plakanın ana metal bölgesinden alınan görüntüler

Ana metalde darbe enerjileri birbirine yakın değerlere sahip numunelerin kırılma yüzeyleri de birbiriyle benzerlik göstermektedir. Görüntülerde gevrek kırılma gözlemlenmemiş olup darbe absorbe edebilme kabiliyetiyle eşleştirilen sünek yapı göstergesi lifli yapılar ile karşılaşılmıştır.

Ana metalin mikroyapılarının uygulanan farklı ısıl işlemlere rağmen değişmediği her plakada benzer mikroyapıların olması ve kırılma yüzeylerinin de birbirine yakın görüntülere sahip olmasıyla da görülmektedir.



Şekil 6.9. SEM ile iki plakanın kaynak ve ITAB bölgelerinden alınan görüntüler



Şekil 6.10. SEM ile iki plakanın kaynak ve ITAB bölgelerinden alınan görüntüler(devamı)

Su verme-temper yapılan plakanın kaynak kısmından alınan kırılma görüntülerinde sünek kopmayı ifade eden çukurcuklar sıklıkla görülmektedir. Gerilim gidermenin kırılma yüzeyinde ise daha keskin kopmaların ve daha az çukurcukların olduğu görüntüler elde edilmiş olup, daha gevrek bir kırılmanın olduğu görülmüştür. Bu görüntüler kaynak bölgesinden alınan darbe çentik değerleriyle beraber değerlendirildiğinde, gerilim giderme plakasının darbe mukavemetinin su verme-temper olan plakadan çok daha düşük değerlere sahip olmasıyla doğrudan bağlantılıdır.

ITAB bölgesi görüntülerinde, su verme-temper plakasının çoklukla çukurcuklar içerdiği, yapının oldukça lifli görüntülerden oluştuğu yapının sünek olmasıyla nihayetlendirilir. Gerilim giderme plakasında daha düz ve daha az lifli görüntüler ile karşılaşmış, diğer plakaya nazaran daha gevrek kırılma olduğu görülmektedir. Gerilim giderme plakasının yapısındaki yoğun sementitin etkisiyle oluşan düşük darbe dayanımı ve yüksek sertlik değerleri yapının diğer plakaya göre daha gevrek kırılmasına neden olmaktadır.

Çalışmamızın genel sonuçları;

1. A217 standardının çekme test değerleri ile 1., 2. ve 3. plaka test sonuçları beraber incelendiğinde, plakalara uygulanan kaynak öncesi ve sonrası ısı işlemlerin standartta istenen değerleri karşıladığı, kaynak sonrası tekrar su verme-temper uygulanan plakada uzama değerlerinde yaklaşık %20 artış olduğu görülmektedir.
2. Sertlik dağılımındaki 2 numaralı plakanın homojenliği, kaynak sonrası uygulanan su verme-temper ısı işleminin yüksek sıcaklıkta malzemenin iç yapısını tekrar düzenlenmesiyle sağlanmıştır.
3. Kaynak öncesi uygulanan su verme-temper ve kaynak sonrası uygulanan su verme-temper ile gerilim giderme ısı işlemlerinde ana metalin sertlik değerlerinin birbirine yakın olduğu görülmektedir. Su verme-temper ile yüksek sıcaklığa çıkılıp yapının değişmemesi kaynağın ana metal bölgesine etki etmediğiyle, gerilim giderme ile değişmemesi ise bu proses sıcaklığının östenit bölgesine çıkmamasıyla açıklanmaktadır.
4. Tüm plakalara oda sıcaklığında uygulanan darbe çentik testlerinin ana metal değerleri kıyaslandığında  $2 > 1 > 3$  olduğu, kaynak ve ITAB bölgelerinde ise,  $2 > 1$  olduğu görülmektedir. Yüksek sıcaklıktan ani soğutma ile yapıda daha ince martenzit oluşmasıyla su verme-temper plakasının darbe çentik dayanımları daha yüksek gelmektedir. Kaynak esnasında bozulan mikroyapı, gerilim giderme işlemi daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği için östenit bölgesine erişemediğinden tam olarak düzeltilememekte ve düşük darbe direnci ile daha gevrek kırılmaya neden olmaktadır.
5. Kaynak ve ITAB bölgelerinin sertlik değerleri karşılaştırıldığında, gerilim giderme olan plakanın kaynak esnasında maruz kaldığı ısının kaynak sonrası yapılan ısı işleme tam olarak giderilemediği ve bu bölgelerin iç yapı homojenliğinin bozulduğu belirlenmiştir. Kaynak bölgesindeki yüksek ısı girdisinin uygulanan gerilim giderme sıcaklık veya süresinin yetersiz olduğunu göstermektedir.

6. Kaynak sonrası tüm yapının düzenlenmesi için yüksek sıcaklıkta ısıl işlemin uygulanması yani yapıyı östenit faz bölgesinde homojenleştirmek yüksek dayanım için bir gerekliliktir.
7. Yüksek darbe dayanımı malzemenin sünek davranış göstermesiyle doğru orantılıdır. Kırılma yüzeylerindeki lifli görünümler darbe dayanımının yüksek olduğunu ve sünek kırılma olduğunu göstergesidir.
8. Yapıdaki süreksizlikler ve çukurcuklar sert bir yapı ve daha düz kırılma yüzeylerinin gözlemlenmesine neden olmaktadır.



## KAYNAKLAR

- [1] Zheng, F. H., Heat Resistant Steels, Microstructure Evolution and Life Assesment in Power Plants, Thermal Power Plants, Sf 195-197, 2012.
- [2] Gianfrancesco, A. D., Venditti D., Allen D. J. ve diğ., Applications of Advance Low Alloyed Steels for New High-temperature components. Office for Offical Publications of the Europenean Communities, ISBN 978-92-79-10006.2, Lüksemburg, 2009.
- [3] Kırbaş, C., AISI P11 ve AISI P91 kalite dikişsiz boru çeliklerinin mekanik özelliklerine gerilme giderme tavlama sıcaklığının etkisi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Yüksek Lisans Tezi, 2014.
- [4] Ersin, R. C., Isı Girdisinin ve Kaynak Sonrası Gerilim Giderme İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi. Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2009.
- [5] Turgut, O. K., Ç 1040 Çeliklerinde Isıl İşlem ve Kaynağın Mekanik Özelliklerine Olan Etkilerinin İncelenmesi. Kırıkkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2012.
- [6] Kesti, E., Ç-4140 Çeliğinin, Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Su Verme Ortamının Etkilerinin Araştırılması. Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2009.
- [7] Salemi, A., Abdollah-Zadeh, A., The Effect of Tempering Temperature on The Mechanicalproperties and Fracture Morphology of a NiCrMoV Steel, Materials Characterization, Vol. 59, Page 484-487, 2008.
- [8] Meydan, O., 20MnB4 Özel Alaşımılı Çelik Tel Çubukların Haddelenmesi Esnasındaki Soğuma Hızının ve Serme Kafa Sıcaklığının Tufal Yapısına Etkisi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2017.

- [9] Yang C., Glodowski J.R., Research, Production and application of V-N microalloyed high strength reinforcing bar for building in China, Central Iron & Steel Research Institute No.76, XueYuanNanLu Beijing 100081, P.R. China, Technical Services Stratcor Inc. 4955 Steubenville Pike Pittsburgh, PA 15205 USA.
- [10] Radovic N., Koprivica A., Glisic D., Fadel A., Drobnjak D. Influence of Cr, Mn and Mo on structure and properties of V microalloyed medium carbon forging steels, Association of Metallurgical Engineers of Serbia, Scientific paper, UDC: 669.15'26'74'28-194,2010.
- [11] Akgül, İ., “Petro-kimya endüstrisinde kullanılan CrMo çeliğinin korozyon davranışının incelenmesi”, Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 1-24, 2011.
- [12] Gündoğdu, S., CrMo çeliklerinin kaynaklı bağlantılarının mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 1-15, 2012.
- [13] Azevedo, C. R. F., Beneduce, Neto, F., Brandi, S. D. and. Tschiptschin, A. P., Cracking of 2.25Cr–1.0Mo steel tube/stationary tube-sheet weldment of a heatexchanger. Engineering Failure Analysis, 15 (6): 695–710, 2008.
- [14] Toda, Y., Seki, K., Kimura, K. and Abe, F., Effects of W and Co on long-term creep strength of precipitation strengthened 15Cr ferritic heat resistant steels. ISIJ International, 43 (1): 112–118, 2003.
- [15] ATB Riva Calzoni SpA, Presentation profile pressure vessel. ATB Riva Calzoni SpA, Rev.3: 1-9, 2006.
- [16] Yan W., Wang W., Shan Y. ve Yang K., Microstructural stability of 9-12%Cr ferrite/martensite heat-resistant steels. Front. Mater. Sci., Germany 7(1): 1–27, 2013.
- [17] Kara, İ. H., Ön Tavlmalı ve Ön Tavlamaşız TIG Kaynağı Yapılan P91 ve P92 Çelik Boruların Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerinin Karakterizasyonu. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2014.
- [18] Abe F, Araki H. and Noda T., The effect of tungsten on dislocation recovery and precipitation behavior of low-activation martensitic 9Cr steels. Metallurgical Transactions A, 22 (10): 2225–2235, 1991.
- [19] Morimoto H., Okita S .and Sakurai H., Creep rupture properties of welded joints in W-containing 9Cr ferritic heat-resistant steel. Welding International, 12:9, 688-697, 1998.

- [20] Shibuya M., Toda Y., Sawada K., Kushima H. and Kimura K., Effects of W and Co on Long-term creep strength of precipitation strengthened 15Cr ferritic heat resistant steels. Volume 528, Issues 16-17, Pages 5387-5393, 2011.
- [21] Onoro J., Weld metal microstructure analysis of 9–12% Cr steels. International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, 540–545, 2006.
- [22] Helis L., Toda Y., Hara T., Miyazaki H. and Abe F., Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants. Materials Science and Engineering A ,510–511, 88–94, 2009.
- [23] Arivazhagan B., Prabhu R., Albert S.K., Kamaraj M., Sundaresan S., Microstructure and Mechanical Properties of 9Cr-1Mo Steel Weld Fusion Zones as a Function of Weld Metal Composition. Journal of Materials Engineering and Performance,18:999–1004, 2009.
- [24] Oerlikon, Effect of various Factors on Toughness in P92 SAW Weld Metal. The technical journal of Oerlikon welding and cutting expertise, 5-12, 2009.
- [25] Ayvaz, S., Cr-Mo Çeliklerinin Aşınma Korozi Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2013.
- [26] Doğan, H., Farklı Kalitelerdeki Düşük C'lu Cr-Mo Çeliklerinin Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 2014.
- [27] Gözütok, E., Paslanmaz çeliklerin tig kaynağında argon-hidrojen gaz karışımının birleştirmelerin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkisi. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 15-23, 2009.
- [28] Harman, F. M., Çeliğin Isıl İşleminin Teorik ve Pratik Esasları. Ege Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2003.
- [29] Çakır, M., Su Verme Isıl İşleminde Çelik-Ortam Arasındaki Isı Transferinin İncelenmesi. Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2008.
- [30] Ulu, S., Karbonlu ve Düşük Alaşımli Çeliklerin Temel Özelliklerinin Araştırılması. Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2004.
- [31] Uslu, S., Ark Kaynak Parametrelerinin Optimizasyonu. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2010.

- [32] Tehçi, T., AISI 316 Serisi Ostenitik Paslanmaz Çeliklerde Kaynak Parametrelerinin Nufuziyete ve Mekanik Özelliklere Etkisi. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2011.
- [33] Arslan, A., Kimyasal Bileşimi Farklı SA 335 P91 / SA 106 Grade B Çeliklerinin Kaynaklı Birleştirme İşleminin Araştırılması. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2016.
- [34] Yıldırım, G., AISI 321 Paslanmaz Çeliğin TIG Ark Kaynak Yöntemiyle Birleştirilmesinde Kaynak İlave Metalinin ve Koruyucu Gazın Etkisi. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2010.
- [35] Gürcan, M., TIG Kaynağı, Sinaî Eğitim ve Geliştirme Merkezi Genel Müdürlüğü, Ankara, 1987.
- [36] Çevik, B., Kaynaklı Birleştirmelerin Mekanik Özelliklerine Kalıcı Gerilmelerin Etkisinin Deneysel Olarak Belirlenmesi, Gazi Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi, 2009.



## ÖZGEÇMİŞ

Merve Yangaz, 3.3.1992'de Adana'da doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini İstanbul'da tamamladı. 2010 yılında Dilnihat Özyeğin Lisesi'nden mezun oldu. 2010 yılında başladığı Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nü 1 yıl İngilizce hazırlık okuyarak 2015 yılında bitirdi. 2012 yılında Sakarya Üniversitesi Endüstri Mühendisliği Bölümü'nde çift anadal programına başladı ve 2016 yılında Endüstri Mühendisliği'nden mezun oldu. 2015 yılında Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nde başladığı yüksek lisans eğitimine, Akmetal Metalurji Endüstrisi A.Ş. firmasında 1 sene Kalite Mühendisi, sonrasında Üretim Planlama Mühendisi görevlerinde çalışırken devam etti. Halen Akmetal Metalurji Endüstrisi A.Ş. firmasında Üretim Planlama Mühendisi olarak görevine devam etmektedir.