



İSKENDERUN TEKNİK

ÜNİVERSİTESİ

LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK
LİSANS
TEZİ**

**SONDAJ TİJLERİNİN
ÜRETİMİNDE KULLANILAN
SAE/AISI 4130 ÇELİĞİNE
UYGULANAN SERTLEŞTİRME
PARAMETRELERİNİN MEKANİK
ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİNİN
İNCELENMESİ**

Ahmet Erdi GÖÇMEN

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI**

EYLÜL 2021





**SONDAJ TİJLERİNİN ÜRETİMİNDE KULLANILAN SAE/AISI 4130
ÇELİĞİNE UYGULANAN SERTLEŞTİRME PARAMETRELERİNİN
MEKANİK ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Ahmet Erdi GÖÇMEN

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**

EYLÜL 2021

Ahmet Erdi GÖÇMEN tarafından hazırlanan “SONDAJ TİJLERİNİN ÜRETİMİNDE KULLANILAN SAE/AISI 4130 ÇELİĞİNE UYGULANAN SERTLEŞTİRME PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile İskenderun Teknik Üniversitesi Makine Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Doç. Dr. Erdoğan KANCA

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, İskenderun Teknik Üniversitesi

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

Başkan: Prof. Dr. Gürel ÇAM

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, İskenderun Teknik Üniversitesi

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

Üye: Prof. Dr. Mustafa Sabri GÖK

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Bartın Üniversitesi

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

Tez Savunma Tarihi: 30.09.2021

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

.....

Doç. Dr. Ersin BAHÇECİ

Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

İskenderun Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

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

Ahmet Erdi GÖÇMEN

30/09/2021

SONDAJ TİJLERİNİN ÜRETİMİNDE KULLANILAN SAE/AISI 4130 ÇELİĞİNE
UYGULANAN SERTLEŞTİRME PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLER
ÜZERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ
(Yüksek Lisans Tezi)

Ahmet Erdi GÖÇMEN

İSKENDERUN TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
LİSANÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

Eylül 2021

ÖZET

Günümüzde sondaj işlemleri birçok farklı prosesler için kullanılmaktadır. Yer altını ilgilendiren her işlemde sondaj şarttır. En yaygın sondajlar; zemin etüdü, su arama, maden arama, jeotermal ve petrol ve doğalgaz derin kuyu sondajlarıdır. Maden cevheri aramalarında sondaj tijleri kullanılmaktadır. Sondaj işlemi başladıktan sonra zeminde ilerleme, eklenen yeni tijlerle yapılmaktadır. Yapılan çalışmalarda karotlu maden sondajlarında kullanılan sondaj tijlerinin, ERW metoduyla üretimi gerçekleştirilmiştir. SAE/AISI 4130 çeliğinden üretilen sondaj tijlerinin, hammadde seçiminden başlanarak, çelikhanedeki üretimi, üretilen slabların haddehanede bobin haline getirilmesi, boru fabrikasında bu bobinlerin uygun genişlikte dilinmesi, boru üretim yöntemi ve seçilen kalitenin sahada uygun ve güvenli bir şekilde sorunsuz çalışabilmesi için incelemeler yapılmıştır. SAE/AISI 4130 (25CrMo4) çeliğinden üretilen sondaj tijlerine ısıtma işlemlerinin uygulanmasıyla mekanik özelliklerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir. Bu amaçla sondaj tijlerine fırında ısıtma işlemi uygulanmıştır. 88,9 mm çapında, 5,55 mm et kalınlığında ve 300 mm uzunluğundaki 10 adet sondaj tiji numunesi, fırında ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Fırında, önceden belirlenen 3 farklı sıcaklık değerinde (950 °C, 1000 °C ve 1050 °C) 30 dakika süre ile bekletilen numuneler, tasarımı tamamen bize ait olan soğutma düzeneğine yerleştirilmiştir. 3 kW gücündeki bir motor, 2650 m³/h hava debisine sahip bir radyal fan ve belirli ölçülerdeki çelik malzemelerin kullanıldığı soğutma düzeneğinde, 3 farklı parametre (20 m/s, 40 m/s ve 60 m/s) ile soğutulan numuneler, daha sonra mekanik değerleri belirlenmek üzere laboratuvar testlerine tabi tutulmuşlardır. 9 adet numune ile oluşturulan karşılaştırmalı deney grubunda; 3 farklı ısıtma sıcaklığı ve 3 farklı soğutma parametresi ile çalışılırken, 1 adet numune ise 1000 °C’de fırında ısıtıldıktan sonra, oda sıcaklığında bekletilerek soğutulmuştur. Numuneler laboratuvar ortamında çekme, mikro sertlik, metalografik muayene, çentik darbe ve aşınma deneylerine tabi tutulmuştur. Deneysel çalışmalar sonucunda, 1050 °C’de ısıtılan ve 60 m/s hızında soğutulan numunelerin, daha düşük sıcaklıklarda ısıtılan ve daha düşük hızlarda soğutulan numunelere göre, daha yüksek çekme dayanımı ve sertlik değerlerine sahip olduğu görülmüştür. Sertlik arttıkça malzemenin enerji absorbe etme yeteneği yani tokluğu düşer. Sonuç olarak daha yüksek sıcaklıklarda ısıtılan ve hemen sonrasında daha hızlı soğutulan numunelerin çentik darbe değerleri daha düşük olarak ölçülmüştür.

Anahtar Kelimeler : Sondaj tiji, SAE/AISI 4130, ısıtma, hava ile soğutma.
Sayfa Adedi : 102
Danışman : Doç. Dr. Erdoğan KANCA

INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF HARDENING PARAMETERS APPLIED TO
SAE/AISI 4130 STEEL USED IN THE PRODUCTION OF DRILLING DRILLS ON
MECHANICAL PROPERTIES
(M. Sc. Thesis)

Ahmet Erdi GÖÇMEN

İSKENDERUN TECHNICAL UNIVERSITY
INSTITUTE OF GRADUATE STUDIES

September 2021

ABSTRACT

Nowadays, drilling operations are used for many different processes. Drilling is essential in any operation conducting under ground. The most common drilling methods are: ground survey, water exploration, mineral exploration, geothermal and oil and natural gas deep well drilling. Drilling rods are used in mineral ore exploration. After the drilling process has started, progress on the ground is made with new rods added. In the studies it is carried out that the drilling rods used in core drillings are produced using the ERW method. Starting off with the raw material selection, the production of drill rods made of SAE/AISI 4130 steel in the steel mill, the coiling of the produced slabs in the rolling mill, the slitting of these coils in the pipe factory at the appropriate width, the pipe production method and the selected quality to work properly and safely in the field were studied. It is aimed to improve the mechanical properties of drilling rods made of SAE/AISI 4130 (25CrMo4) steel by applying heat treatments. For this purpose, the drilling rods were heated in the furnace. 10 drill rod samples with a diameter of 88,9 mm, a wall thickness of 5,55 mm and a length of 300 mm were heated in the furnace. The samples, which were kept in the oven for 30 minutes at 3 different predetermined temperatures (950 °C, 1000 °C and 1050 °C), were placed in the cooling mechanism of our own design. The cooling system has a 3 kW motor, a radial fan with an air flow capability of 2650 m³/h and steel materials of certain dimensions. The samples cooled with 3 different parameters (20 m/s, 40 m/s and 60 m/s) are then subjected to laboratory tests to determine their mechanical values. In the comparative experimental group formed with 9 samples; while working with 3 different heating temperatures and 3 different cooling parameters, 1 sample was heated in the oven at 1000 °C and then cooled at room temperature. The samples were subjected to tensile, microhardness, metallographic examination, notch impact and abrasion tests in the laboratory. As a result of the experimental studies; it has been observed that the samples heated at 1050 °C and cooled at 60 m/s have higher tensile strength and hardness values than the samples heated at lower temperatures and cooled at lower speeds. As the hardness increases the absorbing ability of the material, known as toughness, decreases. As a result, the notch impact values of the samples heated at higher temperatures and then cooled faster were measured to be lower.

Key Words : Drilling rod, SAE/AISI 4130, heating, air cooling.
Page Number : 102
Supervisor : Doç. Dr. Erdoğan KANCA

TEŞEKKÜR

Çalışmam süresince tez danışmanlığımı üstlenerek çalışmamın yürütülmesinde ve sonuçlandırılmasında bana yol gösteren, her türlü bilimsel ve manevi desteğini esirgemeyen, çok değerli danışmanım Doç. Dr. Erdoğan KANCA'ya,

Tez çalışmamda tezin konusunun tespitinden, planlanmasına ve sonuçlandırılmasına kadar yanımda olan, tezin sürdürülmesinde desteklerini esirgemeyen ve özellikle aşınma deneylerinin yapılması ve yorumlanmasındaki desteklerinden dolayı kıymetli hocam Doç. Dr. Ali GÜNEN'e ve Dr. Faruk ÇAVDAR'a,

Çalışmam süresince şirketimizin imkanlarını sınırsız şekilde kullanmamı sağlayan ve destekleyen Sayın İbrahim DERE'ye (Tosyalı Holding Ar-Ge Merkezi Müdürü),

İyi günlerimizde ve kötü günlerimizde daima birlikte olduğumuz Tosyalı Holding Ar-Ge Merkezi'ndeki mesai arkadaşlarım Olgun KENDİRCİOĞLU'na, Halil İbrahim KURT'a, Yusuf KAPLANKIRAN'a,

Çalışmam boyunca yaptığım deney çalışmalarında yardımcı olan Tosçelik Spiral Boru ve Tosçelik ERW Boru Üretim Tesisleri'ndeki mesai arkadaşlarıma,

Hayatım boyunca maddi manevi desteğini bana her zaman gösteren, beni hiç yalnız bırakmayan, bugünlere gelmemde en büyük katkıyı sağlayan aileme; kardeşim Batuhan GÖÇMEN, annem Ülkü GÖÇMEN ve babam Ragıp GÖÇMEN'e,

Sadece tez çalışmamda değil, hayatımın her anında sevgi ve anlayışını esirgemeyen, yanımda olan, bana inandığını hissettiren, iyi ki var dediğim sevgili eşim, hayat arkadaşım Aleksandra GÖÇMEN'e

En derin teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET.....	iv
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vi
İÇİNDEKİLER.....	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xi
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiv
1. GİRİŞ.....	1
2. KAVRAMSAL ÇERÇEVE VE ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR.....	9
2.1. SAE/AISI 4130 Çeliği	9
2.1.1. Düşük alaşımlı çelikler	10
2.2. Çeliklere Uygulanan Isıl İşlemler	11
2.2.1. Demir-karbon denge diyagramı	12
2.2.2. Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları.....	17
2.2.3. Çeliklere sertleştirme amaçlı uygulanan ısıl işlemler	21
2.2.4. Temperleme (menevişleme)	22
2.2.5. Martemperleme	24
2.2.6. Östemperleme	24
2.3. Yüksek Frekans Kaynağı ile Boru Üretimi.....	25
2.3.1. Hazırlık kısmı	25
2.3.2. ERW dilme hattı	26
2.3.3. Açıcı	26

	Sayfa
2.3.4. Akümülatör.....	27
2.3.5. ERW boru makineleri.....	28
2.3.6. Form verme grubu.....	28
2.3.7. Kaynak oluşturma grubu	29
2.3.8. Dış / iç çapak alma ünitesi.....	30
2.3.9. Soğutma grubu.....	30
2.3.10. Kalibre grubu	31
2.3.11. Testere	31
2.3.12. Hidrostatik test istasyonu.....	32
2.3.13. Tavlama hattı (Offline)	33
2.3.14. Doğrultma hattı	34
2.3.15. Soğuk çekme işlemi	34
2.3.16. Boy kesme işlemleri.....	35
2.3.17. Dış açma işlemleri.....	35
2.4. Yüksek Frekans Kaynağı ile Boru Üretimini Değerlendirildiği Çalışmalar	36
2.5. Değişik Yöntemlerle Kaynak Yapılmış SAE/AISI 4130 Çeliğinin Değerlendirildiği Çalışmalar	46
2.6. Isıl İşlem Yapılmış SAE/AISI 4130 Çeliğinin Değerlendirildiği Çalışmalar	51
2.7. Yüksek Frekans Kaynağı ile Boru Üretimini Sonrası Isıl İşlem Yapılmış Çalışmalar	57
3. MATERYAL VE YÖNTEM.....	61
3.1. Deney Öncesi Kesme İşlemleri	62
3.2. Deney Kapsamında Yapılan Isıl İşlem.....	62
3.3. Çalışma Kapsamında Tasarlanıp İmal Edilen Hava Debisi Kontrollü Soğutma Cihazı	63

	Sayfa
3.4. Deney Sonrası Numune Alma İşlemleri	65
3.5. Mikro Yapısal İnceleme	68
3.6. Mikro Sertlik Testi.....	69
3.7. Çekme Testi.....	70
3.8. Çentik Darbe Testi.....	71
3.9. Aşınma Testi.....	72
4. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	75
4.1. SAE/AISI 4130 Çeliğine Uygulanan Isıl İşlemin Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi	75
4.1.1. Sertlik verilerinin değerlendirilmesi	75
4.1.2. Çekme deney verilerinin değerlendirilmesi.....	77
4.1.3. Çentik darbe deney verilerinin değerlendirilmesi.....	78
4.1.4. Aşınma deney verilerinin değerlendirilmesi.....	81
4.2. SAE/AISI 4130 Çeliğine Uygulanan Isıl İşlemin Mikroyapı Üzerine Etkisi	83
4.2.1. Optik mikroskop görüntüleri	83
5. SONUÇ VE ÖNERİLER	89
KAYNAKLAR	92

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Çeliklerin sınıflandırılması.....	10
Çizelge 2.2. Full body normalizasyon sonrası HV10 sertlik tarama sonuçları	34
Çizelge 2.3. Full body normalizasyon sonrası mekanik test sonuçları	34
Çizelge 2.4. Soğuk çekme sonrası mekanik test sonuçları.....	35
Çizelge 3.1. Deneyleerde kullanılan SAE/AISI 4130 çeliğinin elementel analizi	61
Çizelge 3.2. Deneyleerde kullanılan SAE/AISI 4130 çeliğinin mekanik özellikleri	61
Çizelge 3.3. Sondaj tiji soğutma deney parametreleri.....	63
Çizelge 3.4. Soğutma düzeneği kapasitesi	65
Çizelge 4.1. Sondaj tiji numunesinin farklı noktalarından alınan sertlik değerleri	76
Çizelge 4.2. Sondaj tiji numunelerinin ısıtma işlemleri sonrası mekanik değerleri	77
Çizelge 4.3. Sondaj tiji numunelerinin ısıtma işlemleri sonrası tokluk değerleri.....	79
Çizelge 4.4. Aşınma sonucu elde edilen değerler	81
Çizelge 4.5. Aşınma deneyi sonucu sertlik değerleri.....	82

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 1.1. Çalışmanın grafik özeti.....	8
Şekil 2.1. Isıl işlemde genel olarak işlem prosesi	11
Şekil 2.2. Demir-karbon denge diyagramı	12
Şekil 2.3. SAE/AISI 4130 çeliğine ait ZSD diyagramı.....	17
Şekil 2.4. İçerdiği karbon oranlarına göre soğuma eğrileri	19
Şekil 2.5. Alt beynit ve üst beynit.....	20
Şekil 2.6. Martemperleme ısıl işleminin şematik gösterimi	24
Şekil 4.1. Sondaj tiji numunesinin sertlik değeri alınan bölgeleri.....	75
Şekil 4.2. Boru ucundan verilen havanın farklı noktalardaki sertlik değerlerine etkisi...	76
Şekil 4.3. Sertlik değerleri ile akma-çekme mukavemetinin ilişkisi.....	78
Şekil 4.4. Sertlik değerleri ile darbe tokluğunun ilişkisi.....	79
Şekil 4.5. Fırın ısıtma – hava soğutma debisinin sertlik değerleri ile ilişkisi.....	80
Şekil 4.6. Sürtünme katsayısı değerleri.....	81

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Ferrit fazının yapısı.....	13
Resim 2.2. Östenit fazının mikro yapısı.....	14
Resim 2.3. Perlit fazının mikro yapısında tane sınırlarındaki sementit fazı.....	14
Resim 2.4. Beynit fazının mikroyapısı.....	15
Resim 2.5. Martenzit fazının mikro yapıları.....	16
Resim 2.6. Demir-karbon denge diyagramı ve mikro yapıları.....	16
Resim 2.7. Su verilmiş düşük alaşımlı çeliğin kafes yapısı.....	21
Resim 2.8. Dilme hattı şematik resmi.....	26
Resim 2.9. Açıcı.....	27
Resim 2.10. Akümülatör.....	27
Resim 2.11. Form grubu BD1 ve BD2 üst makaraları.....	29
Resim 2.12. Kaynak grubu.....	30
Resim 2.13. Dış/İç çapak alma.....	30
Resim 2.14. Soğutma grubu.....	31
Resim 2.15. Kalibre grubu.....	31
Resim 2.16. Testere.....	32
Resim 2.17. Tavlama hattı.....	33
Resim 2.18. Doğrultma hattı.....	34
Resim 2.19. Boy kesme sonrası.....	35
Resim 2.20. Dış açılmış ve açılmamış numuneler.....	36
Resim 3.1. Sondaj tijleri numuneleri.....	62
Resim 3.2. Soğutma düzeneği profil çelik malzemeler.....	64
Resim 3.3. İmalat sonrası soğutma düzeneği.....	64
Resim 3.4. Boyama sonrası soğutma düzeneği.....	65
Resim 3.5. ATA Brillant 200 numune kesme cihazı.....	66
Resim 3.6. ATA Opal 410 bakalit alma cihazı.....	66
Resim 3.7. ATA Saphir 530 zımparalama ve parlatma cihazı.....	67
Resim 3.8. Dağlama işlemi sonrası kurutulan numune.....	67
Resim 3.9. Dağlanmış numunenin son hali.....	68
Resim 3.10. Nikon Eclipse MA 100 optik mikroskobu.....	69

Resim	Sayfa
Resim 3.11. Dura Scan 70 marka mikro sertlik test cihazı	70
Resim 3.12. Zwick Roel Z1200 marka çekme cihazı	70
Resim 3.13. Çekme deneyi numunesi	71
Resim 3.14. Zwick Roel RKP 450 marka çentik darbe cihazı	72
Resim 3.15. Çentik darbe deneyi numunesi	72
Resim 3.16. Turkyus POD & HT & WT pin-on disk aşınma test cihazı	74
Resim 4.1. Çekme deneyi uygulanmış numuneler	78
Resim 4.2. Çentik darbe deneyi uygulanmış numune	80
Resim 4.3. Aşınma deneyi sonrası numunenin optik mikroskop görüntüsü	82
Resim 4.4. Aşınma deneyi sonrası optik mikroskopta genişlik ve derinlik ölçümü	83
Resim 4.5. 1050 °C’de ısıtılmış ve 60 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	84
Resim 4.6. 1050 °C’de ısıtılmış ve 40 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	84
Resim 4.7. 1050 °C’de ısıtılmış ve 20 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	85
Resim 4.8. 1000 °C’de ısıtılmış ve 60 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	85
Resim 4.9. 1000 °C’de ısıtılmış ve 40 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	86
Resim 4.10. 1000 °C’de ısıtılmış ve 20 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	86
Resim 4.11. 950 °C’de ısıtılmış ve 60 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	87
Resim 4.12. 950 °C’de ısıtılmış ve 40 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	87
Resim 4.13. 950 °C’de ısıtılmış ve 20 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	88
Resim 4.14. 1000 °C’de ısıtılmış ve oda sıcaklığından kendiliğinden soğumuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü	88

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklamalar
A	Amper
Al	Alüminyum
Al₂O₃	Alüminyum oksit
B	Bor
°C	Santigrat derece
C	Karbon
CaO	Kalsiyum Oksit
cm	Santimetre
Co	Kobalt
Cr	Krom
Cr₂O₃	Krom oksit
Cu	Bakır
FeO	Vüstit
Fe₃C	Sementit
Fe₃O₄	Manyetit
g	gram
H	Hidrojen
H₂O	Su
HCl	Hidroklorik asit
HRC	Rockwell sertlik birimi
Hv	Vickers sertlik birimi
Hz	Hertz
IBQLN	Sıvı nitrojen soğutması
J	Joule
m	Metre
MgO	Magnezyum Oksit

Simgeler	Açıklamalar
ml	Mililitre
MnO	Manganez Oksit
Mn	Mangan
Mn₂SiO₄	Tefroit
MoO₃	Molibden trioksit
MPa	Mega Paskal
N	Azot
Ni	Nikel
NaCl	Sodyum klorür
NaOH	Sodyum hidro oksit
Ni	Nikel
O	Oksijen
OH	Hidroksit
P	Fosfor
Pd	Paladyum
pH	Asitlik bazlık derecesi
RB	Rockwell Sertlik Birimi
s	Saniye
S	Kükürt
Si	Silisyum
SiO₂	Silisyum dioksit
Ti	Titanyum
V	Volt
V	Vanadyum
W	Watt

Kısaltmalar**Açıklamalar**

AC	Alternatif akım
AISI	Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
API	Amerikan Petrol Enstitüsü
ASM	Amerikan Metal Derneği
ASME	Amerikan Makine Mühendisleri Derneği
ASTM	Uluslararası Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu
BOP	Emniyet vanası
CGHAZ	Kaba taneli ısıdan etkilenen bölge
CVN	Charpy V-çentik
DC	Doğru akım
ERW	Elektrik direnç kaynağı
FEM	Sonlu elemanlar yöntemi
GTAW	Gazaltı tungsten ark kaynağı
HAZ	Isı etki alanı
HF	Yüksek frekans
HFIW	Yüksek frekans indüksiyon kaynağı
HFW	Yüksek frekans kaynağı
HMK	Hacim merkezli kübik
ID	İç çap
IEB	Isı tesiri altındaki bölge
MAG	Metal aktif gaz kaynağı
MIG	Metal inert gaz kaynağı
MSC	Marc Mentat
OD	Dış çap
PWHT	Kaynak sonrası ısıtıl işlem
Q&T	Soğutma ve temperleme
SAW	Toz altı kaynağı
SEM	Taramalı elektron mikroskopu
SAE	Otomotiv Mühendisleri Topluluğu
TIG	Tungsten inert gaz

Kısaltmalar**Açıklamalar**

TMCR	Termal kontrollü haddelenmiş çelik
TTT	Zaman – sıcaklık – dönüşüm
TWIP	İkiz kaynaklı plastisite
XRD	X ışını kristalografisi
UHSS	Ultra yüksek mukavemetli çelikler
USA	Amerika Birleşik Devletleri
UT	Ultrasonik test
VAM	Östenitten martensite dönüşen hacim yüzdesi
VALB	Östenitten alt beynite dönüşen hacim yüzdesi
VAUB	Östenitten üst beynite dönüşen hacim yüzdesi
YMK	Yüzey merkezli kübik

1. GİRİŞ

Sondaj işlemleri günümüzde farklı prosesler için uygulanmaktadır. Yer altını ilgilendiren her proseste sondaj gerekli bir işlemdir. Sondajın en yaygın kullanım alanları, zemin etüdü, su arama, maden arama, jeotermal ve petrol ve doğalgaz derin kuyu sondajlarıdır (Balkaya ve diğerleri, 2018).

Sondaj çeşitleri genel olarak 2 ana gruba ayrılır. Bunlar: sığ seviye sondajı ve derin seviye sondajlarıdır. Sığ seviye sondajının, su sondajı ve maden arama sondajları gibi çeşitleri mevcuttur. Derin seviye sondajının ise, jeotermal sondajı, petrol ve doğalgaz kara sondajı ve deniz sondajları gibi çeşitleri mevcuttur.

Su sondajları, zeminin jeolojik yapısına bağlı olarak havalı veya çamur dolaşımı yöntemi ile uygulanan kuyu açma çalışmalarıdır. Kuyu açma işlemi tamamlandıktan sonra, kuyunun hidrolojik yapısına uygun olacak şekilde projelendirme gerçekleştirilir. Özel sondaj boruları ile kuyunun kılıf borulaması yapılır (Balkaya ve diğerleri, 2018).

Yeraltı ve yüzey madenciliğinde maden arama sondajları temel operasyonlardan birisidir. Yeraltı madenciliğinde, sondaj işlemi ile karotiyer örnekleri alınır ve yeraltındaki doğal kaynakların tespiti yapılır. Yüzey madenciliğinde ise sondaj işlemi gerçekleştirildikten sonra açılan kuyulara patlayıcılar yerleştirilir ardında patlatma ve üretim prosesleri uygulanır (Balkaya ve diğerleri, 2018).

Petrol ve doğalgaz arama ve üretim sondajları, dünya genelinde uygulanan en yaygın derin sondaj çeşididir. Eğer bir saha ilk kez inceleniyor ve orada daha önce herhangi bir sondaj işlemi gerçekleştirilmemişse, yapılan bu sondaj çalışmalarına arama sondajı adı verilir. Fakat, sondaj daha önce keşfedilen bir bölgeden üretimi artırmak amacıyla yapılıyorsa, bu tür sondajlara üretim sondajı denilmektedir. Petrol ve doğalgaz sondajlarının jeotermal sondajlarından farkı, fosil yakıtlar aranabilmesi ve yenilenebilir bir enerji türü olmamasıdır. Günümüzde enerji ihtiyacının en büyük kısmı petrol ve doğalgaz üretiminden karşılanmaktadır (Balkaya ve diğerleri, 2018).

Yenilenebilir enerji türlerinden biri olan jeotermal enerji, 2010 senesinden itibaren Türkiye’de büyük önem kazanmıştır. Yüksek sıcaklıktaki buhar ile elektrik enerjisi üretilir,

daha sonra soğuyan buharın yer altına tekrar enjekte edilmesiyle birlikte yenilenebilir bir döngü sağlanmaktadır. Ege Bölgesi ülkemizde jeotermal enerji çalışmalarının en aktif olarak yürütüldüğü bölgemizdir. Çoğunlukla kuyuların sondaj işlemlerinin uzun sürmesinin sebebi, metamorfik kayalardan üretimin sağlanmasıdır (ortalama 35-40 gün). Sondaj sırasında yer altında 250 °C, yüzey akış hatlarında ise 90 °C'ye kadar çamur sıcaklıkları ölçülebilmektedir (Balkaya ve diğerleri, 2018).

Deniz sondajları, su üzerinde çalışmaya uygun platformlar ile gerçekleştirilen sondaj uygulamalarıdır. İlk deniz sondajı, H.L. Williams tarafından 1897 yılında Santa Barbara Kanalı'nda (California/USA) bir kara sondaj kulesinin tahta ayaklar üzerine yerleştirilerek kazılması olarak bilinmektedir. Deniz sondajları iki gruba ayrılır. Bunlar kullanılan platform türlerinin su derinliğine bağlı olarak farklılık göstermesi nedeniyle, sığ deniz ve derin deniz sondajlarıdır (Balkaya ve diğerleri, 2018).

Sığ deniz sondajları deniz seviyesinden 100 metreye kadar olan su derinliklerinde yapılan sondaj çalışmalarıdır. Sığ deniz operasyonlarında maksimum deniz derinliğini sınırlayan faktör, kullanılacak olan platformun kapasitesidir. Sığ deniz sondaj çalışmaları ile kara sondaj çalışmaları arasında, önemli ölçüde benzerlik görülmektedir. Kuyubaşı yapısı, kullanılan BOP (emniyet vanası) çeşidi, muhafaza borularının iniş prensibi vb. oldukça benzerdir. Sığ deniz sondaj operasyonları su üzerinde durabilen bir platform üzerine yerleştirilmiş bir kule ile sondaj çalışmalarını yürütmek olarak adlandırılabilir. Derin deniz sondajları ise drillship (sondaj gemisi) ya da semi-submersible (yarı batır platform) ile yürütülen çalışmalardır. Derin deniz sondaj platformlarının, sığ deniz sondaj platformlarından en belirgin farkı; ağırlıklarını dengelemek için deniz tabanından destek almak yerine, yüzer konumda olmalarıdır. Bu nedenle yüzer platformlar olarak da adlandırılmaktadırlar. (Balkaya ve diğerleri, 2018).

Maden aramalarında kullanılan karotlu sondaj tekniğinde zemini delerek ilerleyen bir takım bileşenler bulunmaktadır. Sondaj işlemi başladıktan sonra zeminde ilerleme, eklenen yeni tijlerle yapılmaktadır. Motorun yüksek devirlerde takım elemanlarını döndürmesi ve yukarıdan aşağıya doğru uygulanan baskı kuvveti ile matkap zemini delerken tüm takım aşağıya doğru hareket eder. Eklenen son tij zemine yaklaştığında su başlığı çıkartılarak elmasın son kestiği kayaç, makinanın kule vinci ekipmanların içinden aşağıya doğru gönderilir ve numune yukarı alınır. Sonrasında alınan numune, numune sandıklarına

yerleştirildikten sonra delme işleminin devamı için yeni bir tij eklenir ve su başlığı bağlanarak makinaya tekrar yol verilir.

Tijlerin hem yüksek devirlerde dönerken makinaya balans yaptırmayacak kadar doğrusal, hem de takımın ağırlığını çekebilecek kadar mukavemetli olması beklenir. Bu gereklilikler de göz önünde bulundurulduğunda sondaj tijlerinin SAE/AISI 4130 çelik malzemesinden üretilmesi sağlanarak, daha çok yurtdışında yapılan bu üretim ve iyileştirmelerin ülkemizde de uygulanarak yaygınlaştırılması hedeflenmektedir.

Günümüzde boru hatları, uzun mesafelerde en uygun maliyetli ve en güvenli sıvı transfer yöntemi olmaya devam etmektedir (Cheng, 2013). Doğalgaz ve petrolün taşınmasında kullanılan boru hatları, yüksek frekanslı elektrik direnç kaynağı (HF-ERW) kullanılarak üretilmektedir (Pouraliakbar, Khalaj, Jandaghi ve Khalaj, 2015). Sıvı, petrol ve gaz çoğunlukla, nispeten yüksek üretim hızı, yüksek enerji verimliliği ve düşük maliyeti nedeniyle genellikle elektrik direnç kaynağı (ERW) işlemiyle üretilen boyuna dikişli borularla taşınır (Yan, Güngör, Thibaux, Liebeherr ve Bhadeshia, 2011; Khvan ve diğerleri, 2016; Tian ve diğerleri, 2018). İmalat sırasında, Amerikan Petrol Enstitüsü'nün (API, 2013) gereksinimlerini karşılayan çelik şeritler, yüksek sıcaklıklarda mekanik olarak boru şekline getirilir. Daha sonra çeliğin erime noktası üzerinden ERW ile herhangi bir kaynak teli gerekmeden hızlı bir şekilde ısıtılarak sıkıştırılmış kenarları birleştirilir (Choi, Chang, Kim, Oh ve Kim, 2004; Karani, Koley ve Shome, 2019).

Yüksek Frekanslı Direnç Kaynağı (HFRW), boru üretim hattı, şekillendirme, kaynak, inceleme işlemlerinden oluşmaktadır. HFRW işlemi, boru üretimi sırasında en önemli işlemdir, bu nedenle değişkenler (et kalınlığı, hız, kaynak frekansı vb.) değerler ayarlanarak uygun ısı girdisi yönetiminin kontrolü gereklidir (Eun, Cho, Kim ve Lee, 2012).

Yüksek frekanslı Direnç Kaynağı (HFRW), borularda kullanılan en yaygın kaynak işlemidir. Dolayısıyla bu işlemin kalitesi, nihai ürünlerin kalitesini doğrudan etkilemektedir. HFIW işlemi, kapalı profillerin kenarlarını birleştirmek için merdaneli şekillendirme işleminin bitiş istasyonunda gerçekleşir. Dolayısıyla üretilen nihai profillerin kalitesi üzerinde kritik bir etkiye sahiptir. HFIW işlemi, yüksek hızlı, otomatik ve sürekli bir üretim yöntemi olduğu için boru ve profil endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Yüksek frekanslı elektrik akımı vasıtasıyla borunun kenarlarını birbirine bağlamak için bir yüksek frekanslı

indüksiyon bobini kullanılır. HFIW süreci sürekli bir süreç olarak gerçekleşir. Bu süreçte, elektrik akısı girdabı boru yüzeyinde akar ve yüksek frekanslı elektrik akısı nedeniyle kenarlar son derece yüksek bir sıcaklığa maruz kalır (Ghaffarpour, Akbari, Naeeni ve Ghanbari, 2019).

Yüksek frekanslı direnç kaynağı (HFRW) çelik borular, her ikisi de artan üretkenlik sağlayan temiz yüzey ve doğru şekil boyutları gibi birçok mükemmel özelliğe sahiptir. HFRW çelik borular için kullanılan üretim süreçleri ve kalite kontrol teknolojileri, birçok araştırma ve teknolojik gelişmeyi önemli ölçüde ilerletmiştir. Sonuç olarak, HFRW çelik borular, makine yapılarının yanı sıra hat boruları gibi çok çeşitli uygulamalarda kullanılmaktadır (Okabe ve diğerleri, 2014).

HFRW çelik boru üretiminde kullanılan malzeme tasarımı, üretim süreçleri ve kalite kontrol teknolojisi, yıllar boyunca araştırma ve teknolojik gelişmelerle önemli ölçüde ilerlemiştir. Sonuç olarak, bu borular enerji alanı, makine yapıları ve sıradan borular dahil olmak üzere geniş uygulamalarda kullanılmaktadır. Son yıllarda soğuk bölge doğalgaz alanının artırılmasıyla düşük sıcaklık tokluğuna sahip HFRW borulara olan talep artmıştır (Teikou, 1987).

Bu tür imalat işlemlerinde kullanılan çeşitli çelikler vardır; ancak, yüksek mukavemetli çelikler kategorisine ait olan mikro alaşımlı çelikler, boru hattı endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır (Pouraliakbar ve diğerleri, 2015; Pouraliakbar, Khalaj, Nazerfakhari ve Khalaj, 2015; Khalaj, Yoozbashizadeh, Khodabandeh ve Tamizifar, 2014; Faizabadi, Khalaj, Pouraliakbar ve Jandaghi, 2014). ERW boruları, toz altı ark kaynağı (SAW) gibi diğer işlemlere kıyasla daha düşük maliyet ve daha yüksek verimlilik avantajları nedeniyle yaygın olarak kullanılmaktadır (Komine, Takahashi ve Ishiro, 1987; Kim ve diğerleri, 2007; Song, Zhang ve Bay, 2005; Abson, Tkach, Hadley, Wright ve Burdekin; 2006). Son yıllarda, soğuk bölgelerin ve deniz sahalarının gelişmesi, iyi, düşük sıcaklık tokluğuna ve korozyon direncine sahip borular gerektiren ERW borularının geliştirilmesi için daha geniş bakış açıları sağlamaktadır (Olabi ve Hashmi, 1996).

Kaynaklı borular, sıcak haddelenmiş levhaların soğuk şekillendirilmesi ve ardından kenarların dikiş kaynağı ile üretilir. Elektrikli Direnç Kaynağı (ERW) olarak da adlandırılan Yüksek Frekanslı İndüksiyon Kaynağı (HFIW) ve Tozaltı Ark Kaynağı (SAW), en yaygın

uygulanan iki kaynak yöntemidir (Revie, 2015). HFIW işleminde, çelik sac aşamalı olarak bir dizi şekillendirme işleminden geçirilerek boru haline getirilir. Kaynak noktasının önünde bulunan bir indüksiyon bobini vasıtasıyla dikiş ağzında, 400 kHz yüksek frekanslı akım ile indüksiyon uygulanır (Nichols, 1994). Dış katman ve yakınlık etkisi nedeniyle, akım kenarlarda lokalize olur ve onları eritir. Kaynak noktasındaki birleştirme makaraları, bitişik kenarları birbirine sıkıştırır ve oksitleri içeren erimiş metal borunun, iç çapına (ID) ve dış çapına (OD) doğru sıkıştırılır ve kenarlar bir bağlantı oluşturmak için birlikte dövülür (Pei, 2011).

SAE/AISI 4130 (25CrMo4) çeliği orta karbonlu düşük alaşımlı çelikler sınıfına girmektedir. Genellikle otomobil ve taşıt yapımında, aks mili, aks kovanı, türbin kanadı gibi parçaların üretiminde kullanılmaktadır. Sondaj tijlerinin üretiminde de kullanılacak olan düşük alaşımlı ötektoid altı bir çelik olan SAE/AISI 4130 (25CrMo4) çeliğinin, Cr ve Mo içeriği sayesinde süneklik, tokluk ve mukavemet gibi mekanik özellikler açısından oldukça avantaj sağlamaktadır.

Bir krom-molibden alaşımı olan AISI 4130 çeliği, su verilmiş ve temperlenmiş (Q&T) koşullarda yüksek mukavemet ve iyi tokluk kombinasyonu nedeniyle araç yapımında en yaygın kullanılan çeliklerden biridir. Tavlama işlemi 205 - 370 °C (400 - 700 °F) aralığında gerçekleştirildiğinde, Fe₃C çökmesinin ve safsızlıkların ayrışmasının birleşik etkileri, temperlenmiş martensit gevrekleşmesine (TME) neden olur (Klingler, Barnett, Frohberg ve Troiano, 1954; Briant ve Banerji, 1979; Horn ve Ritchie, 1978; Banerji, McMahon, Jr. ve Cheng, 1978; Briant, Banerji ve Ritter, 1982; Briant ve Banerji, 1981; Brown, 1991). Sert ve kırılğan martensit, çeliğin otojen kaynağından sonra kaynaklı metalde ve HAZ'da oluşur. Yanlış tipte kaynak sonrası ısıtım işlemi (PWHT) seçildiyse, darbe tokluğu iyileştirilemez ve çatlak büyüme oranı (da/dN) azaltılamaz (Tsay, Li, Chen ve Cheng, 1992).

AISI 4130, orta karbon içeriğine sahip ultra yüksek mukavemetli bir çeliktir ve normalde su verilmiş ve temperlenmiş bir durumda kullanılır (Philip, 1979). Yüksek mukavemet, iyi kaynaklanabilirlik ve düşük alaşım içeriği sayesinde düşük üretim maliyeti, birçok endüstriyel uygulamada yaygın olarak kullanılan bir çelik olmasını sağlar. Bununla birlikte, birçok uygulamada uygun bir mukavemet ve tokluk kombinasyonuna ihtiyaç vardır. Su verilmiş ve temperlenmiş çeliğin düşük sünekliği nedeniyle, uygulama alanını arttırmak için mukavemet azalmadan sünekliğin iyileştirilmesi gerekmektedir. Bu, modifiye edilmiş ısıtım

işlemler, kırılğan fazların kullanılması ve giderilmesi, termo mekanik işlem ve kimyasal bileşimin modifikasyonu gibi farklı yöntemlerle sağlanabilir (Lai, Wood, Clark, Zackay ve Parker, 1974; Tomita, 1990; Tomita 1989).

AISI 4130 gibi ticari Ultra Yüksek Mukavemetli Çelikler (UHSS), havacılık endüstrisinde ve açık deniz platformlarında, gemilerde ve basınçlı kap yapımında yapısal parçalar olarak kullanılır. Mikroyapıları genellikle martensit ve alt beynitten oluştuğu için, su verilmiş ve temperlenmiş durumda bile düşük tokluk özelliklerine sahiptirler (Tomita, 1989; Bechere ve Witheford, 1991; Philip ve Mc Caffrey, 1991). Sonuç olarak, bu çeliklerin kırılma tokluğu özelliklerinin iyileştirilmesine yönelik önemli çabalar yönlendirilmiştir (Donachie ve Ansell, 1975; Naylor, 1979; Tomita ve Okobayashi, 1985; Tomita ve Okobayashi, 1987; Debray, Trechar ve Jonas, 1994; Bandyopadhyay ve McMahon, 1983; Tomita, 1993). Termomekanik işlem, optimum mukavemet-tokluk kombinasyonunu elde etmek için güçlü bir yöntem olduğunu kanıtladığından, bazı çalışanlar, mikro yapının dikkatli bir şekilde kontrol edilmesiyle tokluk ve diğer mekanik özelliklerin en iyi kombinasyonunu elde etmek için prosedürler geliştirmek için bu işlemi kullanmışlardır (He, Djahazi, Jonas ve Jackman, 1991; Smallman, Harris ve Duggan, 1997; Korchynsky, 1988; Sellars, 1985; Pietrzyk, 1993).

Ortak mühendislik uygulamalarına sahip çelikler genellikle ticari olarak önemlidir. Bazen belirli bir uygulama alanı için belirli çelik sınıflarının büyük gereksinimleri, onları imalat endüstrileri için çekici hale getirir. Tasarım felsefesinin paradigma kayması, ticari uygulamalar için daha az maliyetle yeni ve yüksek performanslı çelikler geliştirme talebini artırmıştır. Genel olarak, ticari açıdan önemli çelikler; yapısal çelikler, otomotiv çelikleri, kritik uygulamalar için ultra yüksek mukavemetli çelikler, bir yıpranma ve darbeye dayanıklı çelikler ve hepsinden önemlisi paslanmaz çelikler; değişken karbonlu düşük, orta veya yüksek alaşımlı çelikler olarak gruplandırılabilir. Yukarıda bahsedilen ticari açıdan önemli çelikler, iyileştirilmiş mekanik ve mekanokimyasal özellikleri sağlamak için ısıl işlem uygulamalarında ek zorluklar ortaya çıkarmıştır (MK Banerjee, 2017).

İncelenen çeliklerin ısıl işlemi sırasında mikro yapının evrimi de daha iyi işleme ve yapı özelliklerinin anlaşılması için takip edilir. Dahası, faz dönüşümünün kritikliği çeliklerinin ısıl işlemiyle ilgili bu bölümde ayrıntılı olarak ele alınmıştır. Farklı paslanmaz çelik çeşitlerinin ısıl işlem süreçleri, sınırlamaları ve uygun mikro yapı geliştirme protokolü ayrı

ayrı tartışılmıştır. Endüstriyel ısıtma işlem uygulamasında her zaman bazı kısıtlamalar vardır. Genel olarak östenitik manganez çelikleri ve diğer çelik dökümleri örnek olarak, bir ısıtma işlemcinin gerçek hayatta endüstriyel durumda ideal mikro yapıya ulaşma zorluğunun üstesinden nasıl gelebileceğini açıklamak için çaba harcanmaktadır (MK Banerjee, 2017).

Genelde bu sınıftaki çelikler, su verilmiş ve temperlenmiş durumda kullanılır; ısıtma işlem sürecini kontrol ederek, çeliklerin gerekli özelliklerini elde etmek mümkündür (Murugan, 2013).

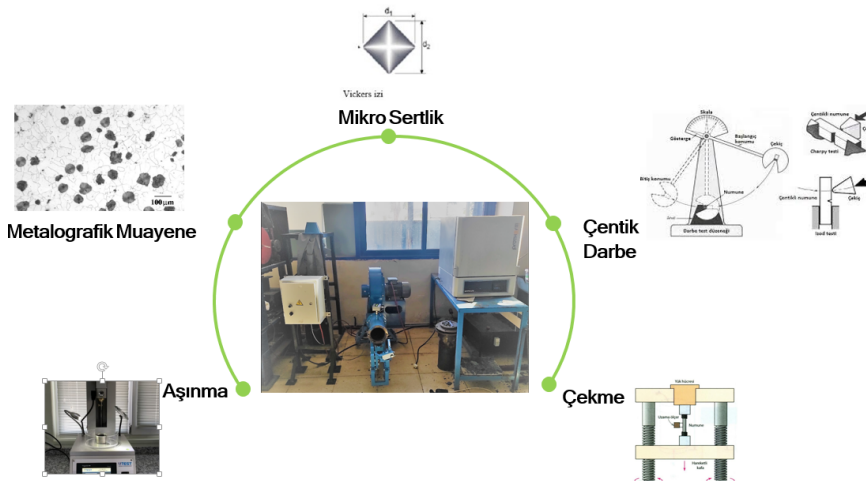
Orta karbonlu düşük alaşımlı çelikler, özellikleri kimyasal bileşime ve ısıtma işlemine bağlı olan, yüksek mukavemetli, yüksek tokluğa sahip çeliklerdir. Genel olarak bu çelikler, ağırlıkça % 0,30 veya % 0,35 ortalama karbon içerir. AISI 4130 veya 4140, (0,8 - ağırlıkça % 1,1) molibdenli (% 0,15 - 0,25), burada AISI 4340 ve değiştirilmiş versiyonu Ni - Cr - Mo çeliğidir. Bu çelik sınıfının bazı çeşitlerinde az miktarda vanadyum eklenir (0,05 - 0,05 ağırlıkça % 0,1). Nikel-krom çeliğinde, nikel ve krom, zaman sıcaklık dönüşümü (TTT) diyagramını sağa kaydırmada sinerjizm sergilediği için sertleşebilirlik oldukça yüksektir. Bu sınıftaki çeliğin büyük çoğunluğunda Ni-Cr oranı ağırlıkça % 1,6 - 2 arasında değişen Ni ile Cr 2:1 veya üzerinde tutulur. Bu çeliklerin uygulanmasıyla uyumlu olarak, sertleştirmeden önce işlenmesi gerekmektedir. AISI 4130, 4240, 4330, 4340 gibi düşük sertleşebilir bir alaşım ve bunların modifiye edilmiş versiyonları için, çeliğin işlenebilirliğini iyileştirmek için normalleştirme ve ardından temperleme gereklidir. Bu çelik sınıfında hava ile sertleşen çelikler de vardır. Bu çelikler ağırlıkça % 5 Cr, ağırlıkça % 1 - 3 Mo ve ağırlıkça % 1,6 - 1,8 V olan orta karbonlu orta alaşımlı çeliklerdir. Belirtilen bileşimler sadece nominaldir ve standart el kitabında verilen spesifikasyonlara göre değişebilir. Bu çelikler için talaşlı imalat öncesi tavlama tercih edilir. Bazen ciddi mekanik işlem gerekir ve bu durumlar için küreselleştirme işlemi gerçekleştirilir. Bu orta karbonlu ultra yüksek mukavemetli çelikler, düşük ila orta alaşım içerikleri içerir ve genel olarak sertleştirilir ve temperlenir. Ancak sertleştirmeden önce işleme gerekebilir. Normalleştirme ve tavlama, talaşlı imalat işleminden önceki ısıtma süreçleridir. Ayrıca sertleştirme ve temperlemeden önce kaynak sonrası gerilim giderme gerekebilir. 1400 MPa'dan daha yüksek mukavemete sahip çeliklerin bazıları, asitleme veya elektro kaplama sırasında genellikle hidrojene maruz kalır. Hidrojeni çıkarmak için tavlama da yapılır (MK Banerjee, 2017).

Bu tez çalışması için 2 farklı amaçtan bahsedilebilir:

Birinci amaç: Sondaj tijlerinin üretiminde kullanılabilirliği artırmak için SAE/AISI 4130 çeliğine uygulanacak ısıtıl işlem sonrasında mekanik özelliklerin nasıl değişeceği hakkında bilgi elde edilmesi amaçlanmıştır. Sondaj tijlerinin, ısıtıl işlemler sonrasında mekanik özelliklerinden özellikle tokluk değerlerinin değişimi ile kullanıldıkları alanlarda tahribata uğrayıp kırılmamaları hedeflenmiştir. Tijlerin uç kısımlarındaki bulunan dış açılmış bölgenin aşırı sert (gevrek) olmaması üzerine çalışmalar yapılmıştır.

İkinci amaç: Sondaj tijlerine uygulanan ısıtıl işlemler sonrasında, tijlerin çalışma koşullarında sürekli yapılan sök tak işlemlerinden dolayı, daha uzun sürelerde kullanabilmeleri için aşınma dirençlerinin yüksek olmaları amaçlanmıştır. Bu amaçla hangi ısıtıl işlemin daha uygun olacağı konusunda araştırmalar yapılmıştır.

Yapılan çalışmada, AISI 4130 çeliğinden ERW metoduyla üretilen sondaj tijlerinin fırında ısıtılma işleminden sonra farklı hızlardaki soğutma kapasiteleri ile mekanik özelliklerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir. Numunelere aşınma, metalografik muayene, mikro sertlik, çentik darbe ve çekme deneyleri uygulanmıştır. Yapılan deneyler sonucunda uygulanan ısıtıl işlemin AISI 4130 çeliğinin mekanik özelliklerini ne kadar iyileştireceği incelenmiştir. Çalışmanın grafik olarak özeti Şekil 1.1'de verilmiştir.



Şekil 1.1. Çalışmanın grafik özeti

2. KAVRAMSAL ÇERÇEVE VE ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

2.1. SAE/AISI 4130 Çeliği

Çelik en kolay tanımıyla, demir elementi ile genellikle düşük oranlarda karbon elementinin ve farklı alaşımları oluşturabilmek amacıyla, silisyum, kobalt, fosfor, molibden gibi elementlerin bileşiminden oluşan bir malzemedir. (ASM International Handbook Committee, 1993). Ancak çeliğin kimyasal yapısındaki yüksek orandaki karbon miktarı ve yüksek orandaki diğer elementler çeliğin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyerek daha dayanıksız ve kırılğan yapar. Bu olumsuzlukları ortadan kaldırmak amacıyla çeliğe krom, kobalt, tungsten, vanadyum gibi alaşım elementleri üretim aşamasında eklenerek mekanik özellikleri iyileştirilir (Kesti, 2009).

Çelikler, dünyada hammadde olarak çokça bulunan demir cevheri, erime sıcaklığı yüksek (1538 °C) ve üretim yöntemlerine göre, ısıl işleme, kaynak, kesme ve şekil verme işlemlerine göre ayarlanabilir mikro yapı, tokluk, süneklik, gerilme ve benzeri mekanik özelliklere sahip olmaları nedeniyle yaygın olarak kullanılan mühendislik malzemesidir (Dossett ve Boyer, 2006).

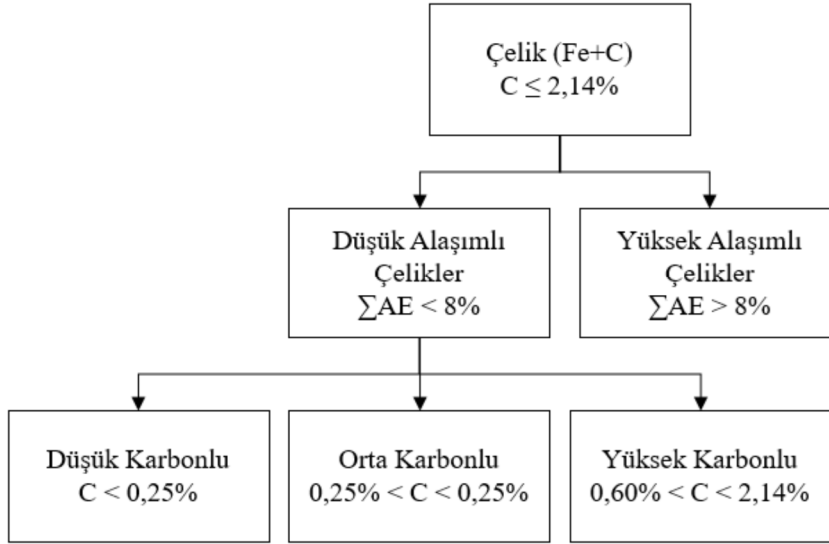
Çelikler kimyasal içeriklerindeki karbon miktarlarına ve tabii tutuldukları sıcaklıklara göre ferrit, perlit, martenzit, östenit, sementit, beynit fazlarını bulundurabilmektedirler (Güner, 2019). Çeşitli alaşım elementleri ve ısıl işlem uygulamaları ile östenit, ferrit ve sementit gibi çeşitli mikro yapılar ve bu mikro yapıyla birlikte farklı mekaniksel ve fiziksel özellikler de kazandırılabilir (Totten, 2006; Bramfitt ve Benschoter, 2002).

Çelikler, alaşım elementleri ilavesiyle veya ısıl işlem uygulamalarıyla farklı mikro yapı ve özellikler içeren demir-karbon alaşımlarını oluşturabilirler.

Genel olarak düşük ve yüksek alaşımlı çelikler, alaşım oranlarına göre ve düşük, orta ve yüksek karbonlu çelikler olarak içerdikleri karbon miktarlarına göre sınıflandırılırlar. Alaşımlı çelikler için genel olarak bilinçli bir şekilde daha fazla alaşım elementi eklenerek yeni özellikler kazandırılır. Çeliklerin karbon konsantrasyonuna ve alaşım elementlerine göre sınıflandırılması Çizelge 2.1’de verilmiştir (Callister, 2013).

Bu çalışmada düşük alaşımlı orta karbonlu çelik olarak bilinen SAE/AISI 4130 çeliği kullanılmış olup, bu çeliğin ait olduğu düşük alaşımlı çelikler hakkında detaylı bilgiler verilecektir.

Çizelge 2.1. Çeliklerin sınıflandırılması (Güner, 2019)



2.1.1. Düşük alaşımlı çelikler

% 8'den az alaşım elementi içeren düşük alaşımlı çelikler, üretim yöntemleri sonrası gelen az miktarda, azot, silisyum ve kükürt gibi elementler içeren demir karbon alaşımlarıdır. Uygun maliyetli ve kolay şekil alabilen düşük alaşımlı çelikler, mekanik özellikleri sahip oldukları karbon konsantrasyonuna bağlı olup, üç gruba ayrılmaktadır (Callister, 2013).

Orta karbonlu çelikler

% 0,25 - 0,60 aralığında karbon konsantrasyonuna sahip olan orta karbonlu çelikler temperleme, östenitleme, su verme, gibi ısıtım yöntemleri ile sertleştirilebilir. Isıtım işlemi ile sertleştirilmiş olan orta karbonlu çelikler düşük karbonlu çeliklere göre daha sert olup, tokluk ve sünekliği daha düşüktür (Callister, 2013).

Bu grupta 4130, 4140, 4330, 4340, 6150 ve 8640 çelikleri bulunmaktadır. Bu çelikler haddelenme işleminden sonra, menevişleme, temperleme gibi ısıtım uygulamalarında kullanılır veya sıcak dövülme yapılarak üretilir. Çelikler et kalınlıklarına ve büyüklüklerine

göre, uygulanan sertleştirme işlemleri sonrasında fırında veya yalıtkan bir ortamda yavaşça soğutulmalıdır (Totten, 2006).

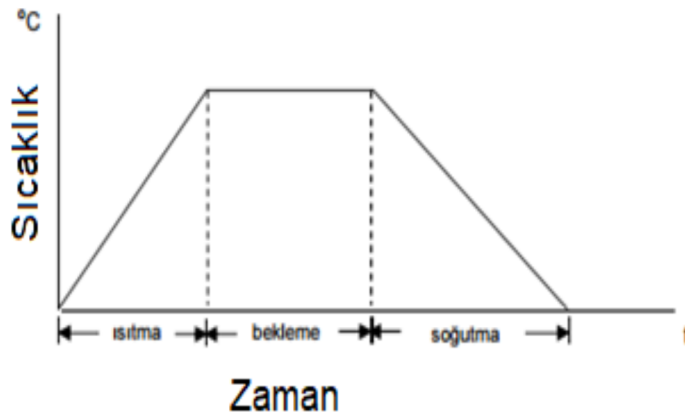
SAE/AISI 4130 çeliği

SAE/AISI 4130 (25CrMo4) çeliği düşük alaşımlı orta karbonlu, iyi mukavemet ve tokluk özellikleri gösterebilen, krom-molibden alaşımı içeren sertleşebilen bir çeliktir (Callister, 2013). Benzer yapıdaki orta karbonlu martensitik yapıdaki çeliklerde olduğu gibi, 4130'da düşük sıcaklıklarda sünekten kırılğan bir yapıya geçiş özelliği gösterir. Dişli çark, krank mili, aks kovanı ve bandaj gibi parçalarda, otomotiv ve havacılık sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır (Bryson, 2009).

2.2. Çeliklere Uygulanan Isıl İşlemler

Isıl işlemler, demir elementinin temel olarak kullanıldığı metal veya alaşımlara belirli mekanik özellikleri geliştirmek amacıyla, genellikle birden çok ve birbiri ardına uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleridir (TS 1112 EN 10052).

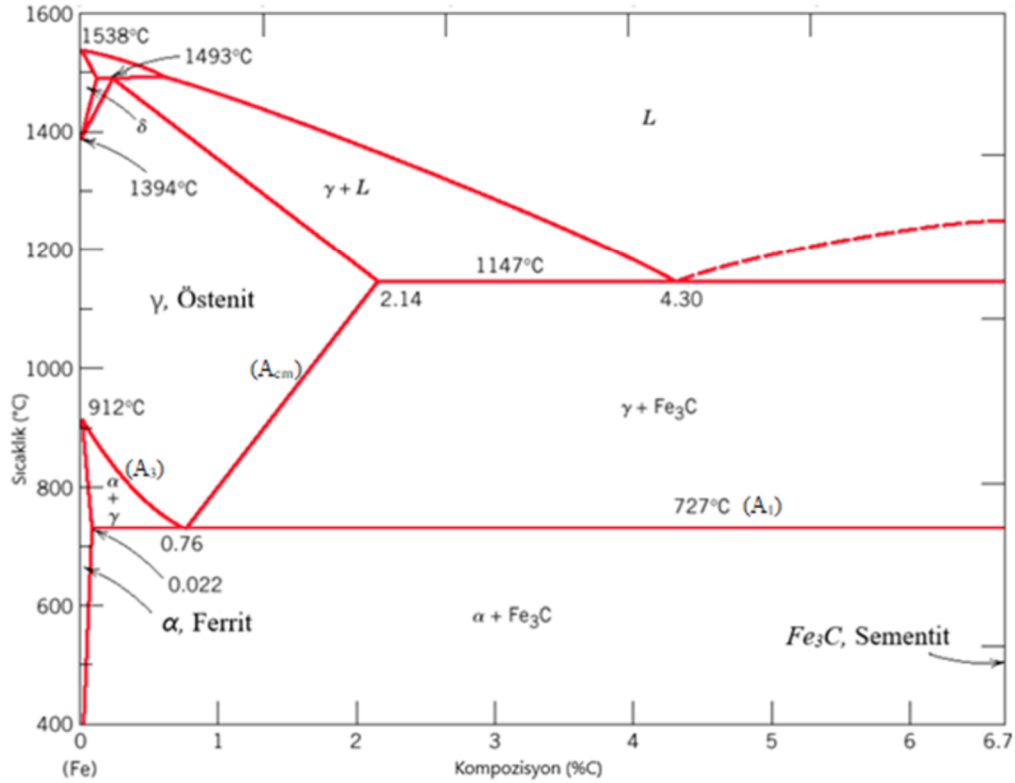
Isıl işlemler, genel olarak üç ana safhadan oluşur. Bunlar ısıtma, ısıtılan sıcaklıkta bir süre bekletme ve soğutma safhalarıdır. Isıl işlemlerin tamamında bu üç ana safha geçerlidir. Fakat uygulanan ısıl işlem çeşidine göre, ısıl işlem sıcaklığı, bekletme süresi, ısıtma ve tutma hızı gibi değişkenler bulunmaktadır. Isıtma, bekletme ve soğutma safhalarına ısıl çevrim adı verilir ve Şekil 2.1'de gösterilmiştir (Metals Handbook, 1993).



Şekil 2.1. Isıl işlemde genel olarak işlem prosesi (Metals Handbook, 1993). Bekletme süresi yaklaşık olarak 1 saat/inch'dir.

2.2.1. Demir-karbon denge diyagramı

Çelik, % 2'den daha az karbon içeren demir alaşımları olarak nitelendirilir ve demir-karbon denge diyagramında çelikler ihtiva ettikleri karbon miktarına göre sekiz farklı faz şeklinde bulunabilirler (Gencer, 2020) (Bkz. Şekil 2.2).



Şekil 2.2. Demir-karbon denge diyagramı (Gencer, 2020)

Demir karbon faz diyagramında faz dönüşümleri için belirlenen kritik noktalarda sıcaklıklar gösterilmektedir. Bu sıcaklıklar aşağıdaki gibidir (Gencer, 2020).

A_{cm}: Ötektoid üstü çeliklerin ısıtma işlemi sırasında östenitten sementite dönüşüm sıcaklığı.

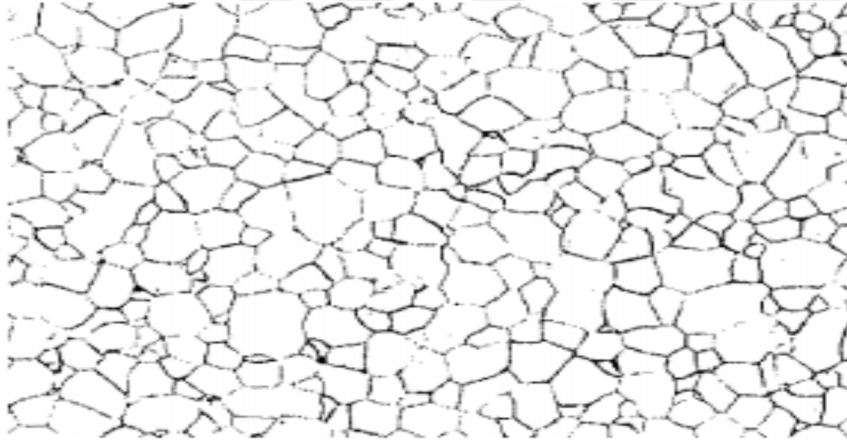
A₁: Isıtma sırasında östenit fazının oluşmaya başladığı sıcaklık noktası.

A₃: Ötektoid altı noktada, çeliklerin ısıtma sırasında ferritin östenite dönüşümünü tamamladığı sıcaklık (Callister, 2013).

Isıl işlem uygulamalarında istenen fazı elde etmek için, demir karbon denge diyagramında bulunan her faz ve mikroyapının getirdiği çeşitli özelliklerin bilinmesi gerekir (Gencer, 2020).

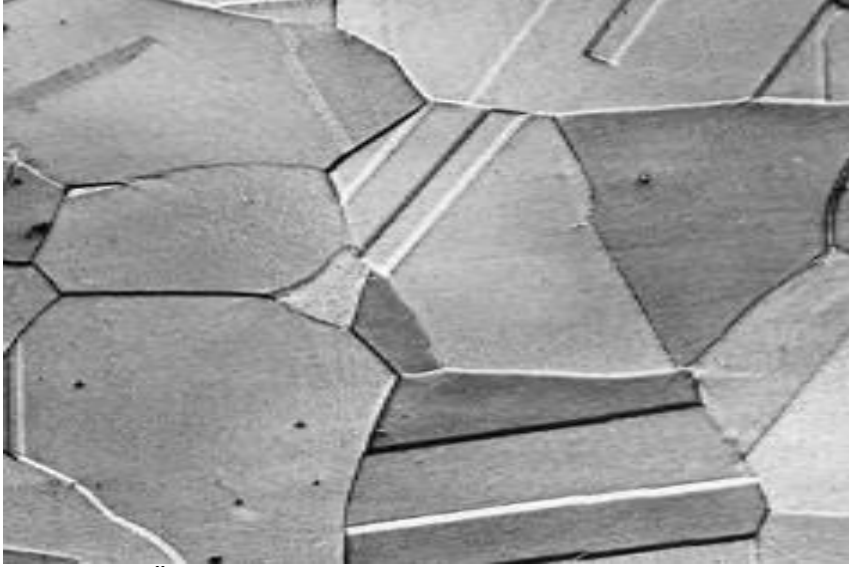
Demir-karbon denge diyagramında demir-sementit sisteminde görülen her faz ve mikro yapının getirdiği farklı özellikler mevcut olup, söz konusu bu fazların 12 adet olduğu, yapıların tür ve özelliklerinin ısıl işlem uygulamalarında istenen fazı elde etmek için bilinmesi gerekir.

α , Ferrit: Ferrit fazı, HMK yapıya sahip olan karbonun α demir içerisinde çözünmesiyle oluşan katı bir eriyiktir. Oda sıcaklığında ferrit fazının çözebileceği karbon oranı % 0,006'dır. Ferrit fazının 723 °C sıcaklıkta çözebileceği maksimum karbon oranı % 0,025'tir. Ferrit fazı sünektir ve sertlik özelliği göstermezler (Toptop, 2011) (Bkz. Resim 2.1).



Resim 2.1. Ferrit fazının yapısı (Toptop, 2011)

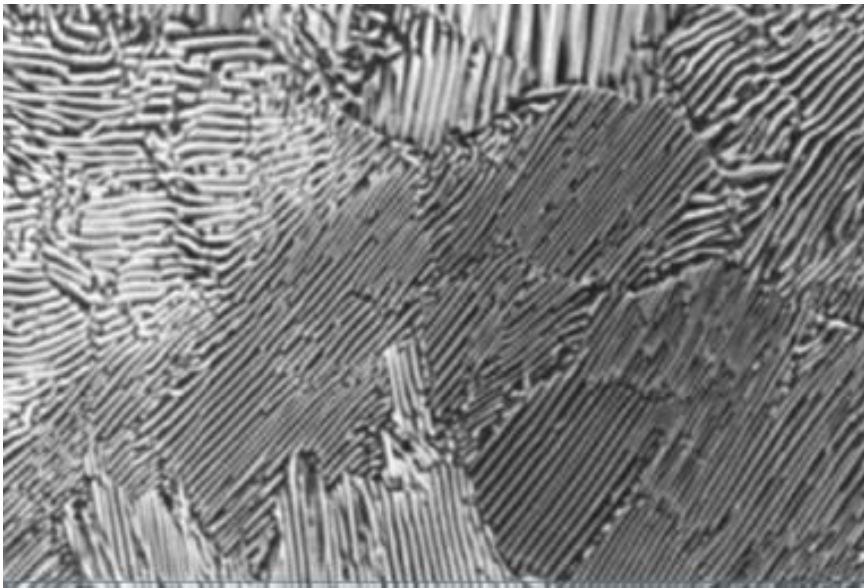
γ , Östenit: Östenit fazı, kübik (YMK) yapıya sahip karbonun γ demiri içerisinde çözünmesi sonucu meydana gelen katı bir eriyiktir. Östenit fazının 723 °C sıcaklıkta çözebileceği karbon oranı % 0,8'dir. Ötektik dönüşümün meydana geldiği 1147 °C sıcaklıkta ise maksimum % 2,06'dır. Östenit fazın şekillendirilebilirlik ve yüksek süneklilik gibi özellikleri vardır. Ayrıca östenit fazın yavaş veya hızlı soğutulmasıyla birçok farklı mikro yapı oluşmaktadır (Toptop, 2011) (Bkz. Resim 2.2).



Resim 2.2. Östenit fazın mikroyapısı (Toptop, 2011)

δ -Ferrit: Hacim merkezli kübik (BCC) yapıda olup α -ferrite ile aynı yapıdadır. 1394 °C üzerindeki sıcaklıkta kararlı halde bulunur ve 1538 °C'de erir (Gencer, 2020).

Fe_3C , Sementit: % 6,67 oranın karbon içeren sementit fazı içerisinde ortorombik kristal yapısına sahip intermetalik bir fazdır. Demir karbür (Fe_3C) olarak da bilinen sementit fazı demir-karbon denge diyagramının en sert fazıdır. Sementit fazı kırılğan ve sert bir yapıya sahip düşük çekme mukavemeti özelliği gösterir (Toptop, 2011) (Bkz. Resim 2.3).



Resim 2.3. Perlit fazının mikro yapısında tane sınırlarındaki sementit fazı (beyaz bölgeler) (Toptop, 2011)

$\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ (perlit):

% 0.8'den daha az karbon içeren çelikler (ötektoid altı çelikler) östenit fazından itibaren soğutulursa ferrit fazı çekirdeklenir ve ferrit+östenit karışımı bir yapı oluşur. Sıcaklık ötektoid sıcaklığına ulaştığında yapıdaki östenitte (γ) dönüşür. Bu dönüşümler sonucunda yapıda ferrit + perlit bileşenleri oluşmuş olur (Bramfitt ve Benschoter, 2002).

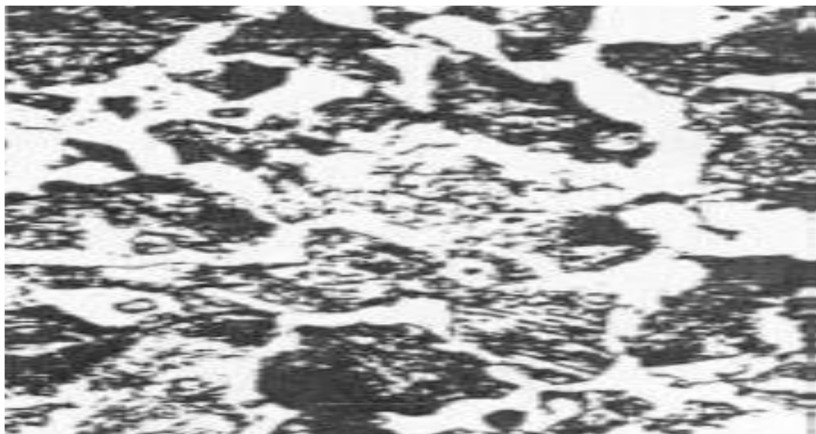
$\gamma \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ (perlit)

% 0,8'den daha fazla karbon içeren çeliklerde (ötektoid üstü çeliklerde) sıcaklığın artmasıyla östenit fazı içerisinde çözünen karbon miktarı da artmaktadır. Yüksek sıcaklıktan itibaren soğutulmaya başlanan ötektoid üstü çeliklerde 723 °C'ye kadar östenit sınırlarında sementit çökmesi görülür ve 723 °C'ye ulaştığında ise yapıdaki östenit fazı perlit fazına dönüşerek perlit+sementit mikro bileşenlerini oluşturur (Bramfitt ve Benschoter, 2002).

$\gamma \rightarrow \gamma + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ (perlit)

Ötektoid üstü çelikler sementit fazının sert ve gevrek olması nedeniyle, ötektoid altı çeliklere göre daha gevrek ve sert bir yapıdadır (Gencer, 2020).

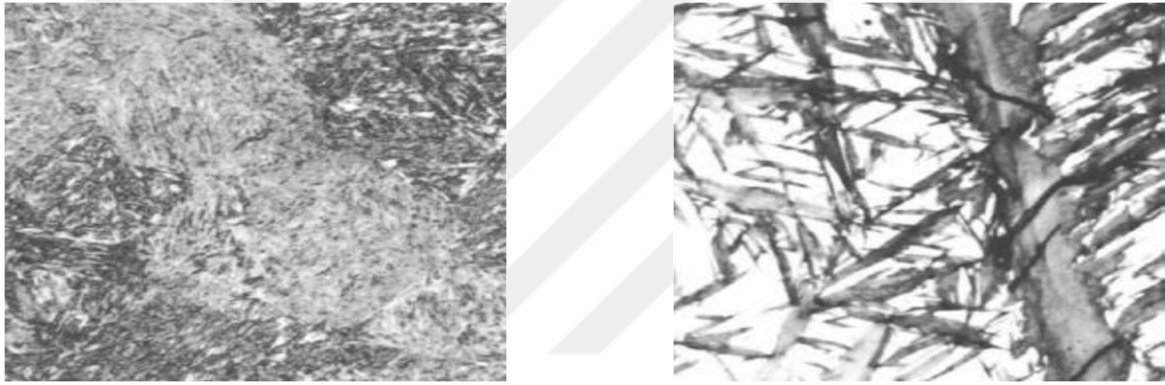
Beynit: Östenit fazın izotermal dönüşümü sonucunda meydana gelen yapıya beynit fazı adı verilmektedir. Ferrit ve sementit fazından meydana gelmektedir. Ancak beynit fazı lamelli olmayan ferrit ve sementit fazından oluşmaktadır. Beynit fazı, perlit fazının oluşum sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta meydana gelir (Toptop, 2011) (Bkz. Resim 2.4).



Resim 2.4. Beynit fazının mikroyapısı (Toptop, 2011)

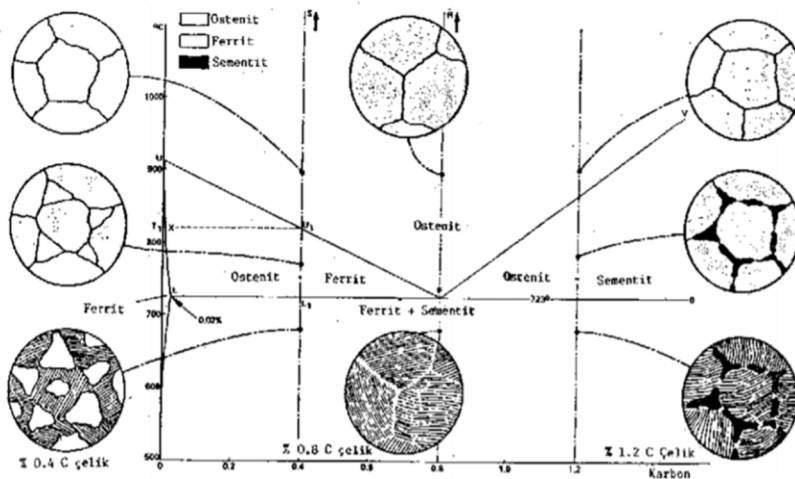
Martenzit: Martenzit fazı ikizlenme ve kayma mekanizmaları ile oluşturulan aşırı doymuş bir fazdır. Martenzit fazının oluşumu östenit fazdan hızlı soğutma ile olur. Martenzit fazının dönüşümü, (M_s) martenzit başlama sıcaklığında başlar, (M_f) martenzit bitiş sıcaklığı ile sonlanır.

Martenzit fazının yapısı karbon oranına bağlı olarak çita ve tabakalı martenzit olarak ikiye ayrılır. % 0,6 oranında karbon içeren martenzit yapısı çita martenzit, % 0,6 - % 1 oranında karbon içeren martenzit yapısı çita ve tabakalı martenzit, % 1'den daha fazla karbon içeren martenzit yapısı ise tabakalı martenzit yapısını içermektedir (Toptop, 2011) (Bkz. Resim 2.5).



Resim 2.5. Martenzit fazının mikroyapıları. (a) çita martenzit yapısı, (b) tabakalı martenzit yapısı (Toptop, 2011)

Tüm bu faz dönüşümleri ve mikro yapılar çeliklerin karbon oranlarıyla birebir ilişkilidir. Resim 2.6'da demir-karbon denge diyagramı ile ilişkili olarak çeliklerin yapısı gösterilmiştir (İnternet, 2021).



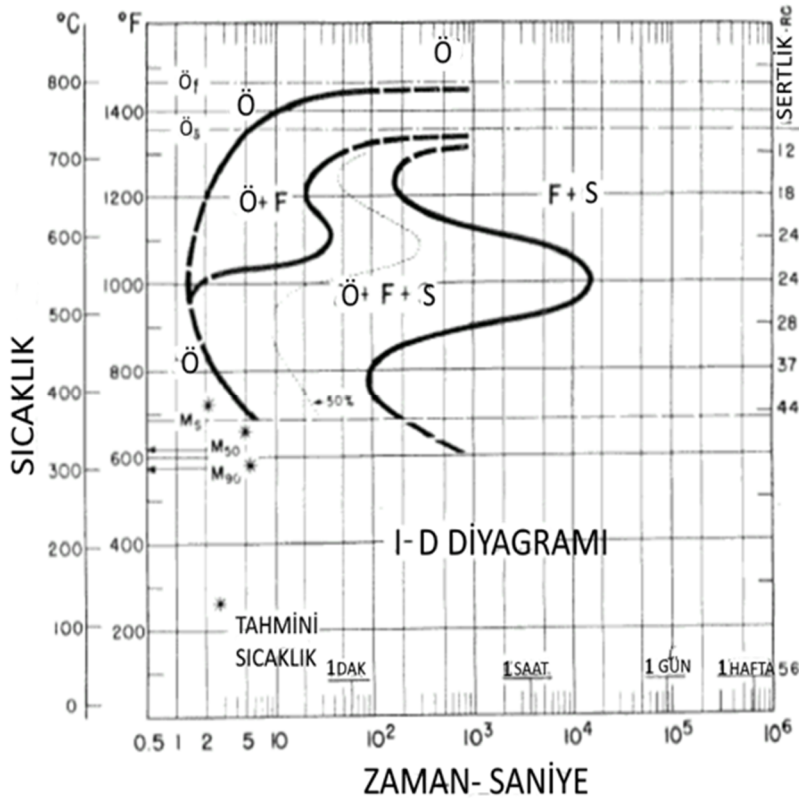
Resim 2.6. Demir-Karbon denge diyagramı ve mikro yapılar (Gencer, 2020)

Faz ve mikro yapı dönüşümleri sıcaklık ve zamanla ilişkili oldukları için yapısal bileşenlerin oluşumu hakkında araştırmalar yapılmış olup, tüm çelik sınıfları TTT diyagramları ile çizilmiştir. Faz diyagramları çok yavaş soğuma koşullarında çizildiği için soğuma hızı arttırıldığında ortaya çıkan ve faz diyagramında görünmeyen martensit ve beynit gibi kararsız fazlar da TTT diyagramları ile tanımlanabilmektedir (Gencer, 2020).

2.2.2. Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları

TTT eğrileri, çeliklerin uygun bir östenitleme sıcaklığında bekletilmesinin sonrasında hızlı bir şekilde tuz veya kurşun banyosuna transferiyle belirli bir süre bu ortamda tutulmasıyla elde edilmektedir. Soğutma ve bekletme sürelerine göre yapılar incelenir. Ferrit, perlit, martenzit ve beynit yapılarının başlayıp, sona ermiş olduğu noktalar tespit edilir (Bramfitt ve Benschoter, 2002).

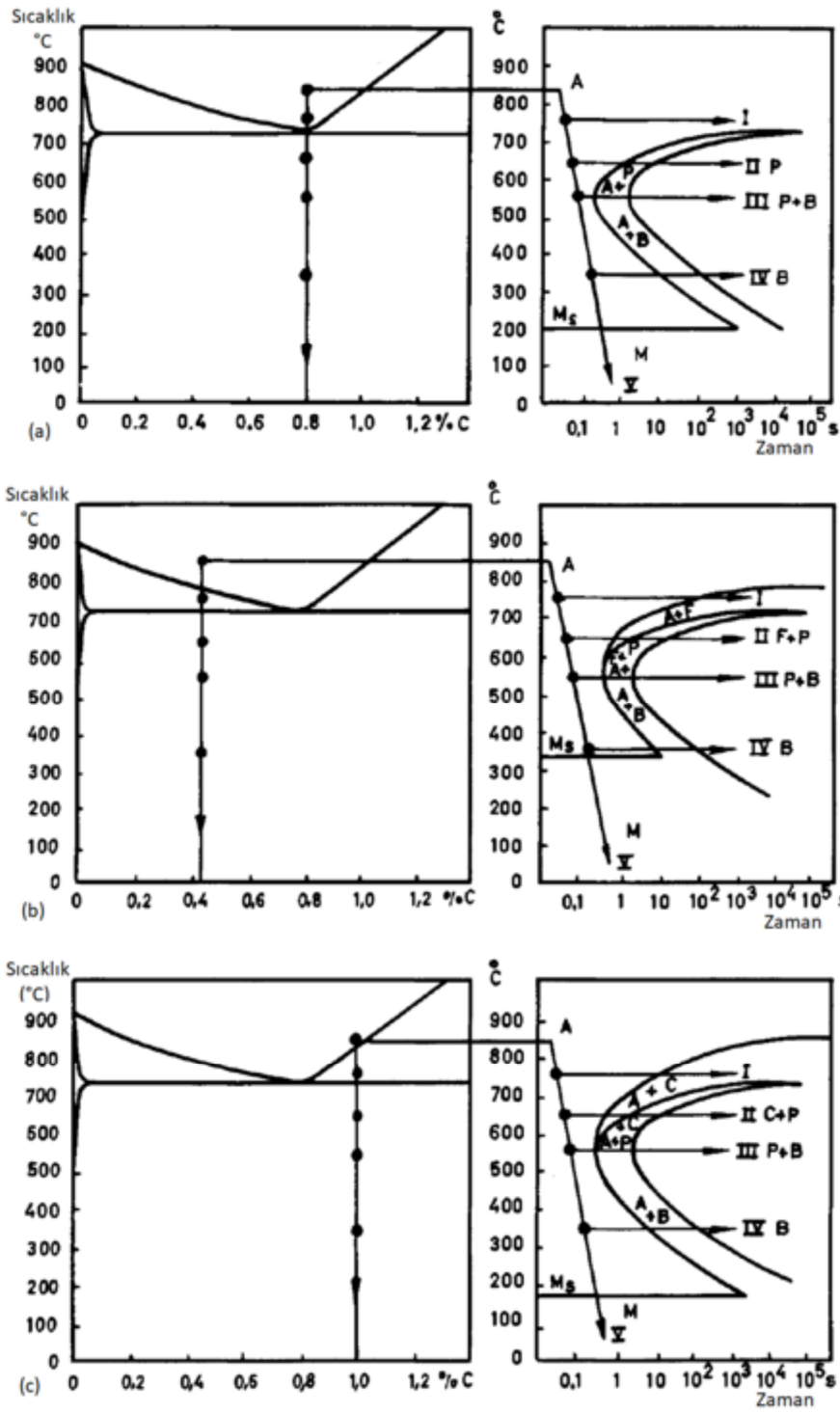
Şekil 2.3’de SAE/AISI 4130 çeliğinin ZSD diyagramı verilmiştir. ZSD diyagramında harflerle gösterilen alanlar aşağıdaki fazları tanımlamaktadır (İnternet, 2021).



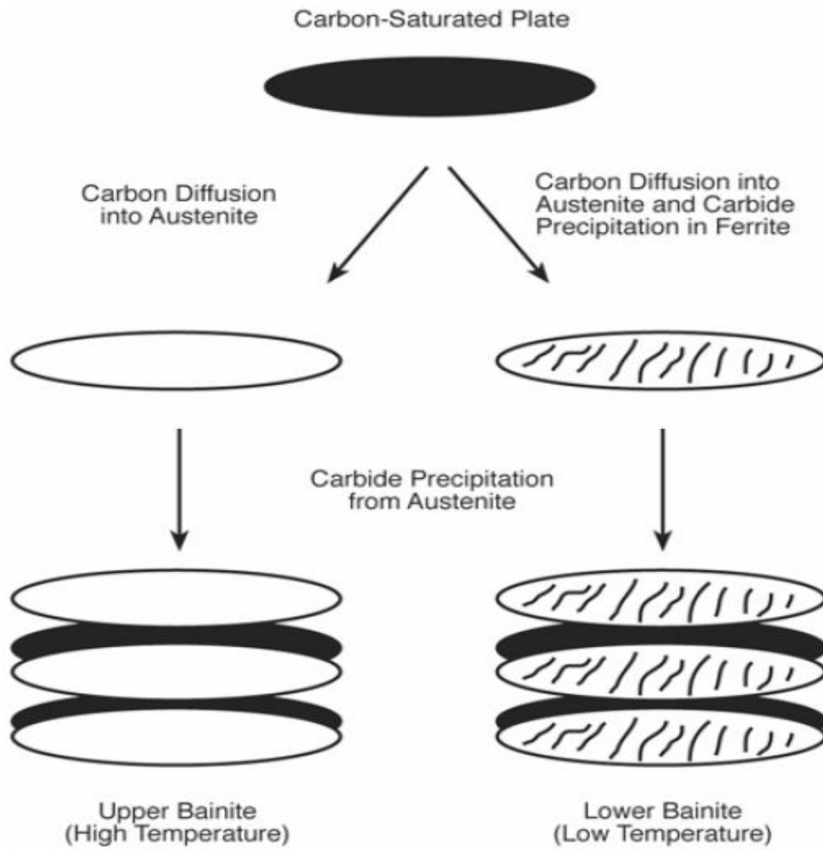
Şekil 2.3. SAE/AISI 4130 çeliğine ait ZSD diyagramı

Perlit Oluşumu: % 0,8 karbon içeren çelikler östenitleme sıcaklığından (850 °C) yaklaşık 750 °C'ye indirildiğinde yapıda herhangi bir dönüşüm gerçekleşmez (Bkz. Şekil 2.4.a-I). Sıcaklık 650 °C'ye düşürülürse 1 saniye sonra perlit oluşmaya başlar ve 10 saniye içerisinde dönüşüm tamamlanır (Bkz. Şekil 2.4.a-II). Perlit oluşumunun sıcaklığı düştükçe perlit lamelleri gittikçe daha ince hale gelir ve tüm yapı sertleşir. Şekil 2.4.b'deki % 0,4 karbon içeren çeliğin 750 °C 'de dönüşümü gerçekleşirse, sadece ferrit ayrılır ve ferrit ile östenit arasında bir denge durumu oluşur (Bkz. Şekil 2.4.b-I). Dönüşüm 650 °C'de gerçekleşirse, nihai dönüşümde mikro yapıda ferrit + perlit oluşmuş olur. (Bkz. Şekil 2.4.b-II) Aynı şekilde, % 1 karbon içeren çelikte de nihai dönüşümde mikroyapıda ferrit+sementit oluşmuş olur (Bkz. Şekil 2.4.c-II) (Honeycombe ve Bhadeshia, 2006).

Beynit Oluşumu: Beynit, perlite dönüşmeyecek kadar hızlı, ancak martensit yapısına dönüşmeyecek kadar da yavaş olan soğutma hızlarında atermal işlemler sırasında ortaya çıkar. Dönüşüm sıcaklığı düştükçe beynitin yapısı da değişir. Dönüşüm 550 °C - 400 °C sıcaklıklarında gerçekleştirildiğinde gevrek bir yapı olan üst beynit, 550 °C - 250 °C sıcaklıklarında gerçekleştirildiğinde ise sert yapıda bir alt beynit olarak iki farklı formda bulunabilir. Üst beynit, içinde küçük ferrit taneleri içerek plaka şeklindeki kılıflardan oluşur. Bu taneler yüksek sıcaklıkta oluşan sementit ile dağılmış durumda olur. Alt beynit, küçük karbür partiküllerin dağılımını içeren iğneli ferrit plakalardan oluşmaktadır. (Gandy, 2007; Thelning, 1975; Honeycombe ve Bhadeshia, 2006).

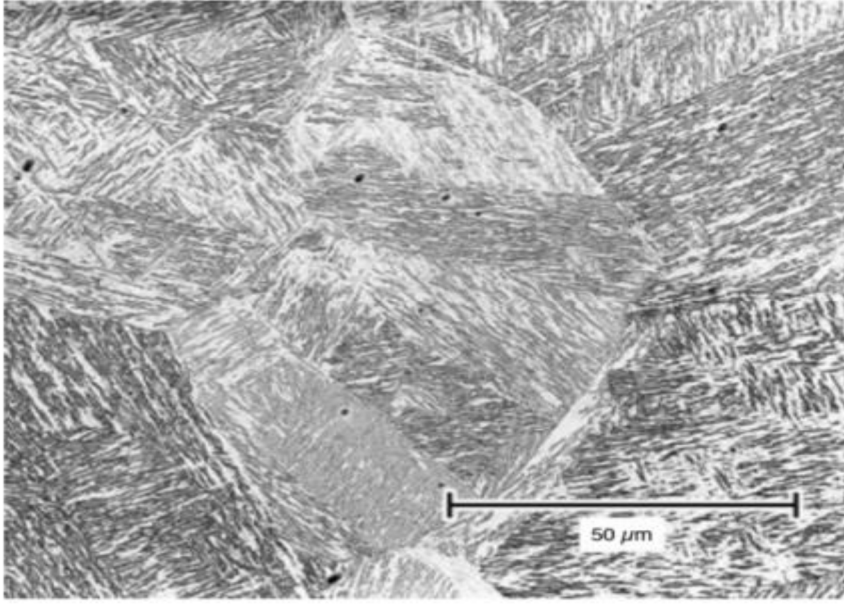


Şekil 2.4. İçerdiği karbon oranlarına göre soğuma eğrileri a) % 0,8 b) % 0,4 c) % 1 (Gencer, 2020)



Şekil 2.5. Alt beynit ve üst beynit (Gencer, 2020)

Martensit Oluşumu: Çeliğin östenit fazından oda sıcaklığına kadar hızla soğutulması ile martensit yapı oluşur. Martensit, östenit bölgesinde herhangi bir atom dağılımı olmadan deforme olmasıyla oluşur. Bu deformasyon, büyük bir kayma ve bir hacim genişlemesinden oluşup çeliğin yapısında şekil değişikliğine neden olmaktadır. Martensit oluşumu çevresi tarafından sınırlandırıldığında, deformasyon nedeniyle gerilme enerjisini en aza indirmek için Resim 2.7’den de görüleceği üzere ince plakalar veya kafesler oluşturur (Honeycombe ve Bhadeshia, 2006).



Resim 2.7. Su verilmiş düşük alaşımlı çeliğin kafes yapısı (%2 Nital ile dağlama ve 500x büyütme) (Gencer, 2020)

2.2.3. Çeliklere sertleştirme amaçlı uygulanan ısıll işlemler

Östenitleme

Çeliğin östenit faz bölgesine ısıtılması işlemidir. Bu işlemle çeliğin bünyesindeki sementitin parçalanarak, karbonun YMK östenit yapı içerisinde tamamen çözülmesi işlemidir. Çeliklerde östenitleme sıcaklığı çeliğin ötektoid altı, ötektoid veya ötektoid üstü olmasına göre değişmektedir (İnternet, 2021).

Sertleştirme (Su Verme)

Sertleştirme işlemi, östenit derecesine kadar ısıtılan çeliğin bir müddet bekledikten sonra hızlı bir şekilde soğutulmasıdır. %C < 0,8 olan çeliklerin östenit soğuması sonucu meydana gelen faz değişimleri çok yavaş soğuma sonucu mümkün olan dönüşümlerdir. Atomlar yavaş soğuma sonucu meydana getirebildikleri kristal şekillerini hızlı soğuma olması durumunda oluşturamazlar. Soğuma hızlandırıldığından difüzyon zor olmaktadır. Sertleştirme ile soğutma hızını kritik soğutma hızından yüksek tutarak kristal şekilleri değiştirilir (Ata Esener ve Çarboğa, 2017).

Havada Soğutma

Havada soğutma işleminin hızı oldukça yavaştır, perlitik yapı elde edilmesi için kullanılır (Gencer, 2020).

Genel olarak ince kesitli az alaşımlı çelikler ve yüksek alaşımlı çelikler, durgun hava veya basınçlı hava ile sertleştirilme işlemine tabi tutulabilirler. Hava ile soğutma hızı genellikle düşük olup ve iç gerilmelerden kaynaklanabilecek çarpılmalar ihmal edilebilir. Hava, genelde çok hızlı bir şekilde soğuması istenmeyen mamullerin fırın çıkışlarında kullanılır (Ata Esener ve Çarboğa, 2017).

Havada soğutma işlemlerinin avantajları, distirsiyonun ihmal edilebilir seviyede olması ve çeliğe soğuma sırasında doğrultma işleminin basit bir şekilde uygulanabilmesidir. Parça sabit basınçlı bir hava akımında döndürüldüğünde, uygun bir şekilde soğuması gerekmektedir. Havada soğumanın bir dezavantajı, soğuma sırasında yüzeylerin oksitlenebilmesidir (Ata Esener ve Çarboğa, 2017).

2.2.4. Temperleme (menevişleme)

Çeliklerde su verme sonrası oluşan martenzit yapısı oldukça gevrek ve serttir. Çalışma koşullarında kolay bir şekilde çatlak ve hasarlara yol açabilir. Bu sebeple çeliklere su verme sonrası temperleme adı verilen bir ısıl işlemle çeliğin sünekliği ve tokluğu arttırılabilir. Aynı zamanda sertlik değerinde de bir miktar azalma oluşabilir. Temperleme sıcaklığı çeliğin çeşidi ve parçanın kullanılacağı yere bağlı olarak 150 - 600 °C arasında değişir. Parçayı bekletme süresi parça kalınlığına bağlı olarak 1 - 2,5 saat arasında değişir. Genel olarak 1 inç (2,54 cm) kalınlığında bir parça için yaklaşık 1 saatlik bir temperleme süresi uygulanır. Bu sürenin sonunda parça fırından çıkarılarak havada soğumaya bırakılır. Temperleme bir difüzyon olayı olduğu için, temperleme sıcaklığı ve tutma süresi temperleme sonucunu etkilemektedir (Balıkçı, 2016).

Martensitik yapının temperlenmesi

Su verme sonucunda oluşan martensit yapısı gevrek olup, çatlak ve hasarı önlemek için, karbon oranı, alaşım elementleri ve mekaniksel özelliklerine bağlı olarak seçilen 150 °C - 700 °C aralığında bir sıcaklıkta temperleme işlemi uygulanır. Temperleme ısıl işlemi

sayesinde çelikte tokluk artarken, sertlik düşer. Ayrıca su verme sonunda hacimsel genişleme nedeniyle martenzite dönüşemeyen östenitler de temperleme ile martensite dönüşür. Martensite dönüşen kalıntı östenitler hacim değişiminden dolayı iç gerilmelere yol açabileceğinden çelik ikinci kez temperleme işlemine tabii tutulur (Thelning, 1975; Honeycombe ve Bhadeshia, 2006).

Östenit sıcaklığındaki çeliğin su verme ile hızlıca soğutulması martensite dönüştürülmesi sırasındaki hacimsel değişim aşağıdaki formül ile hesaplanabilir (ASM International Handbook Committee, 1993).

$$VAM = 4,64 - 0,53 (\%C) \quad (3.1)$$

Eş. 3.1 'de yer alan VAM östenitten martensite dönüşen yapıda gerçekleşen hacim değişim yüzdesini ifade etmektedir.

Beynitik yapının temperlenmesi

Martensit yapının aksine beynitik yapılarda katı çözültü içerisinde az karbon bulunması nedeniyle temperleme ile az miktarda çözülmüş karbon olmasından dolayı çeliğin mukavemet değerinde ciddi bir farklılık görülmez. Faz değişimi sırasında hacimsel genişleme ile dönüşemeyen kalıntı östenitler martensit yapıda olduğu gibi beynitik yapıda da temperleme ile giderilir ve yine ilk temperleme ile dönüşen fazlar sebebiyle olası iç gerilmeleri gidermek amacıyla ikinci temperleme işlemi gerçekleştirilir. Östenit sıcaklığındaki çeliğin perlit oluşturmayacak kadar hızlı ve martensitten daha yavaş soğutulması ile oluşan beynitik yapı için östenitten dönüşmesi sırasındaki hacimsel değişim aşağıdaki formül ile hesaplanabilir (ASM International Handbook Committee, 1993).

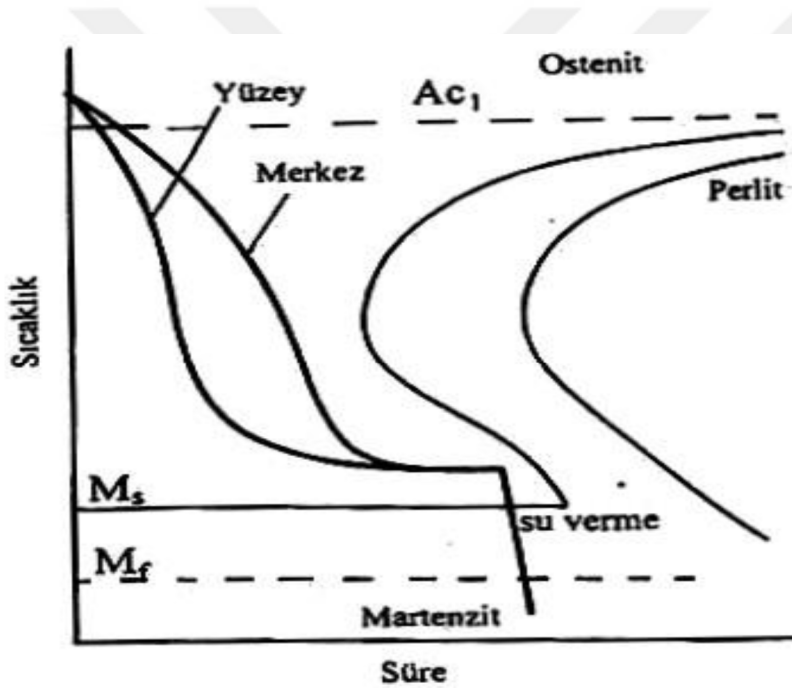
$$VALB = 4,64 - 1,43 (\%C) \quad (3.2)$$

$$VAUB = 4,64 - 2,21 (\%C) \quad (3.3)$$

Eş. 3.2 'de yer alan VALB östenitten alt beynite, Eş. 3.3 'de yer alan VAUB östenitten üst beynite dönüşen yapıda gerçekleşen hacim değişim yüzdesini ifade etmektedir.

2.2.5. Martemperleme

Aralıklı su verme yöntemlerinden olan martemperleme ısıl işleminde, parça çeliğin kritik soğuma hızından daha yüksek bir hızla M_s sıcaklığının biraz üzerindeki bir sıcaklığa ($200\text{ }^{\circ}\text{C}$ - $350\text{ }^{\circ}\text{C}$) soğutulur. Daha yumuşak olan beynit oluşmayacak kadar bir süre beklendikten sonra parça havada ya da yağda soğutulur. Martemperlemenin amacı, sertleştirme ısıl işlemi sırasında oluşabilecek çatlama ve distorsiyonu gidermektir. Ancak sertleştirme sırasındaki faz dönüşümlerinden kaynaklanan kaçınılmaz hacim değişimlerini engelleyemez. Özellikle yağda ve havada sertleşebilen çeliklere uygulanır. Martemperleme bir sertleştirme işlemidir, temperleme değildir ve işlem sonrası temperleme yapılmalıdır. Şekil 2.6'da martemperleme ısıl işleminde soğuma esnasındaki parça yüzeyi ve merkez bölgesi sıcaklık farklılığını ve şematik olarak martemperleme ısıl işlemi görülmektedir (Çelik, 2017).



Şekil 2.6. Martemperleme ısıl işleminin şematik gösterimi (Çelik, 2017).

2.2.6. Östemperleme

Östemperleme, beynit adı verilen metalurjik bir mikro yapıyı oluşturan, orta karbonludan yüksek karbonluya kadar değişen demir alaşımlarına uygulanan bir ısıl işlemdir. Dayanım ve tokluğu artırırken çarpılmaları azaltmak amacıyla kullanılır. Östenit fazına ısıtılan parçalar, sonrasında martenzit başlangıç sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa yeterince hızlı bir şekilde soğutulmasıyla istenilen beynit yapısı elde edilir ve bu sıcaklıkta yeterli sürede bekletilir. Daha sonra beynitik dönüşüm sağlandıktan sonra havada soğumaya bırakılır (Çelik, 2017).

Östemperleme, daha yüksek süneklik, tokluk oluşan sertliğe göre daha yüksek dayanım, termal şoklara karşı direnç, özellikle ince kesitli ve ince kalın kesit içeren Fe-C alaşımlarının distorsiyonunu engelleyen ve yüksek mekanik özellikleri kazandırmak için yapılan bir sertleştirme ısıl işlemidir. Ayrıca östemperleme çatlak oluşumuna elverişli karmaşık şekilli parçaların toklaştırılmasında kullanılan bir ısıl işlemidir. Östemperleme özellikle, çok yüksek tokluk isteyen ince kesitli karbonlu çelik parçalara da uygulanabilir. Sertlik değerlerinin 52 HRC sertliğine kadar çıkabildiği bu ısıl işlem genel olarak orta ve yüksek karbon içeren SAE 1045-1095, 4130, 4140, 4340, 5160, 6150 gibi demir esaslı alaşımlara ve östemperleme sonrası Austempered Ductile Iron (ADI) olarak adlandırılan küresel dökme demirlere uygulanır (Çelik, 2017).

2.3. Yüksek Frekans Kaynağı ile Boru Üretimi

Haddehane tesislerinde SAE/AISI 4130 çeliğinden üretilmiş olan bobinler, ERW Boru Üretim Tesisleri'nde aşağıda sıralanmış olan prosesler sonucu, istenilen sondaj tijlerinin nihai ürün hali elde edilmiştir. Daha önce de bahsedildiği gibi sondaj tijleri, yüksek frekans kaynağı ile birlikte makaraların şekillendirme işlemiyle üretilmiştir.

2.3.1. Hazırlık kısmı

Çelikhanelerde yüksek sıcaklıktaki ocaklarda ergitilerek kalıplardan slab olarak çıkan yarı mamül ürünler haddehane kısmında merdaneler yardımıyla ezilip şekil verilerek bant halini alır ve rulo halinde hazırlanır. Dilme bölümü, üretimi yapılacak boru ve profillerin et kalınlıkları ve bant genişliklerine göre rulo talebi yapar. Sevkiyat araçlarıyla getirilen rulolar tesis girişindeki rulo sahasında dilinmek üzere stoklanır. Bu sırada yüksek sıcaklıktaki rulolar bu sahada bekledikçe soğuyarak dilme için daha uygun hale gelir.

2.3.2. ERW dilme hattı

Dilme işlemine başlanır ve dilme esnasında ruloya kalınlık kontrolü yapılır. Dilmeden çıkan rulolara bant denir. Boru makinelerinde üretilecek ebada uygun genişlikte ruloların dilme işleminin gerçekleştiği istasyondur (Bkz. Resim 2.8).

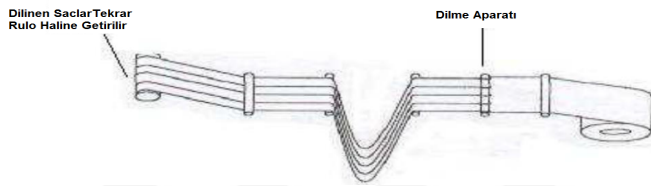
Üretilecek boru veya profil ebadına ilişkin dilinmesi gereken bant genişliği, boru sektöründe aşağıdaki formül kullanılarak yaklaşık bir değer hesaplanır:

Bant genişliği : $(\text{Boru çapı} - \text{et kalınlığı}) \times 3,14 + \text{et kalınlığı}$

Buna göre ilk olarak 101,6 x 6,35 ölçülerinde üretilecek borular için;

Bant genişliği : $(101,6 - 6,35) \times 3,14 + 6,35 = 305 \text{ mm}$

620 mm genişliğinde olan bantlar dilme işlemiyle iki eşit parçaya ayrılarak, 305 mm olarak belirlenen bant genişliğine ulaşmıştır.



Resim 2.8. Dilme hattı şematik resmi (Aydın, 2017)

2.3.3. Açıcı

Üretim sırası gelen bantlar boru makinelerinde çekilmek üzere açıcıya sarılır. Adından da anlaşılacağı gibi bantların açılarak hatta ilave edilmesini sağlayan ünedir. En az iki açıcıdan oluşur, birisi sistemi beslerken diğeri bir sonraki bant için hazırlanır. Açılan bantlar hattaki banda kaynak yapılmak suretiyle eklenir (Bkz. Resim 2.9).



Resim 2.9. Açıcı

2.3.4. Akümülatör

Kesintisiz üretimi sağlamak amacıyla yer alan bir sistemdir. Boru üretiminde sürekliliği sağlamak amacıyla uç uca kaynak yapılan bantların birbirine sarılması prensibi esastır (Bkz. Resim 2.10).



Resim 2.10. Akümülatör

2.3.5. ERW boru makineleri

Erw makineleri konvensiyonel ve üniversal olmak 2 çeşittir. SAE/AISI 4130 çeliğinden ürettiğimiz sondaj tijlerinin üretimi üniversal boru makinelerinde gerçekleştirilmiştir.

2.3.6. Form verme grubu

Malzemeye ilk formu kazandıran kısımdır. Üniversal makinalarda form grubu BD1, BD2 ve kılıçlı olmak üzere 3 gruptan oluşur. Form grubunun girişinde bandın form grubuna düzenli bir şekilde girebilmesi için 4 adet giriş yan kılavuz makarası bulunur. Bu makaralar avare olup her birinde 2'şer adet rulman bulunmaktadır. Kılavuz makaralarından geçen bant önce BD1 grubuna girer. BD1 grubu P1, P2 ve P3 olmak üzere üç pasajdan oluşur. Her pasajda 2 alt, 2 üst olmak üzere 4 makara bulunur. BD1 grubunda malzemenin kenarları her pasajda makaraların aynı hizada basmasıyla şekillenmeye başladıktan sonra malzeme BD2 grubuna girer. BD2 grubu malzemenin alt radiuslarını oluşturur. BD2 grubu BD1 de olduğu gibi P1, P2 ve P3 olmak üzere 3 pasajdan oluşur. Toplamda 12 makara bulunan BD2 grubunda 10 adet tahrik motoru bulunur. P1 ve P2 pasajlarında alt makaralar yaylıdır. P3 ayağında ise çapraz makaralar tahriksiz olup alt radiusları şekillendirirler. BD2 grubundan yaklaşık olarak U şeklinde çıkan malzeme kılıçlı grubuna girer. Kılıçlı grubu CL1 ve CL2 olmak üzere 2 kısımdan oluşur. CL1 de ve CL2 de 2 şer adet yan makara, 2 şer adet üst makara ve 3'er adet alt destek makarası bulunur (Bkz. Resim 2.11).

Kılıçlı grubu makaralarının her birinde 2'şer adet rulman bulunur. Üst makaralar 2 parçadan oluşur, aralarında kaynak grubuna giren malzemenin V şeklinde girebilmesi için belirli ölçülerde aralık vardır. Yan makaraların dönmesini sağlamak için milleri tahrik eden 4 adet tahrik motoru bulunur. Giriş ve çıkış üst makaraların baskılarını ayarlamak için 4 adet konumlandırma motoru, yan makaraların aralarını açmak için ise 2 adet konumlandırma motoru bulunmaktadır. Yan makaraların arası her ayakta birlikte açılıp kapatılır. Malzeme kılıçlı grubundan çıkarken artık kaynağa hazır hale gelmiş durumda olmalıdır. Kılıçlı çıkışında bulunan dik kılavuz makaraları sayesinde malzeme kaynak grubuna merkezli bir şekilde girer.



Resim 2.11. Form grubu BD1 ve BD2 üst makaraları

2.3.7. Kaynak oluşturma grubu

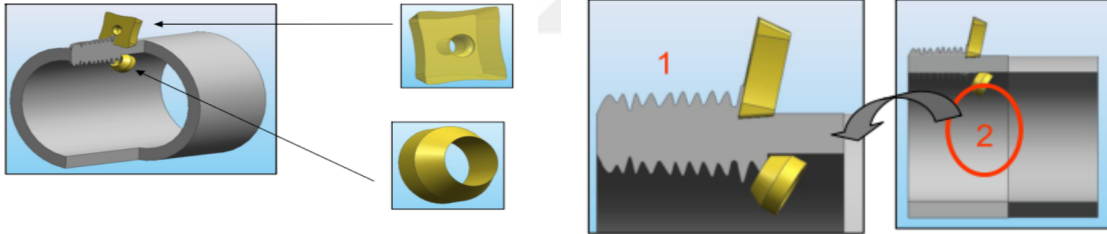
ERW veya yüksek frekans kaynağı form vermenin ardından yapılır. Kaynağın temel prensibi elik malzemenin üzerinden geçen akıma karşı oluşturduğu direncin bant kenarlarında yüksek sıcaklığa ve ergimeye yol aması ve bu noktada oluşturulan baskı ile kenar birleşmesinin sağlanmasıdır. Boru/Profil retiminde bu baskı kaynak merdaneleri ile sağlanır. Kaynak edilecek malzeme üzerinden akımın geçişi indüksiyon bobini ile sağlanır. İndüksiyon bobini boru üretiminde sıklıkla kullanılan bir veya çok sarımlı içi boş bakır çubuktur. Elektrik akımının meydana getirdiği manyetik alan içersinden geçen boru malzemesi üzerinde girdap akımı meydana getirir ve bu akımlar bant kenarlarında ısının artmasına ve ergimeye yol açar (Bkz. Resim 2.12).



Resim 2.12. Kaynak grubu

2.3.8. Dış/iç çapak alma ünitesi

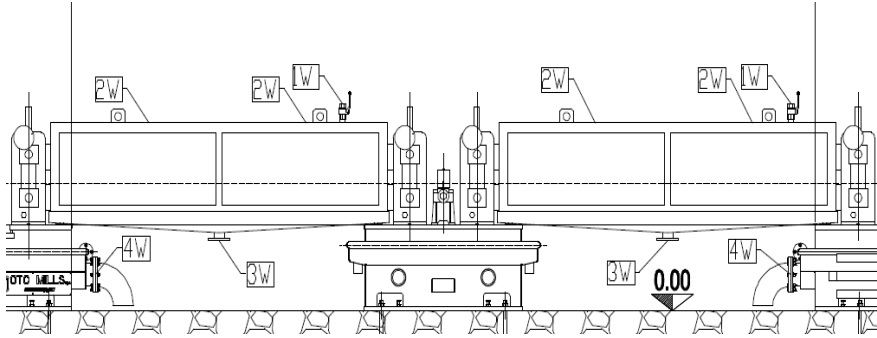
Kaynak grubundaki bir diğer eleman ise çapak alma aparatlarıdır. Kaynaktan hemen sonra boru dış yüzeyindeki dış çapak ve standart ya da müşteri isteğine bağlı olarak boru içinde kalan iç çapak, iç ve dış çapak aparatları ile alınır. Aşağıda resimde 1 ile gösterilen dış çapak alma aparatı, 2 ile gösterilen iç çapak alma aparatıdır (Bkz. Resim 2.13).



Resim 2.13. Dış/iç çapak alma

2.3.9. Soğutma grubu

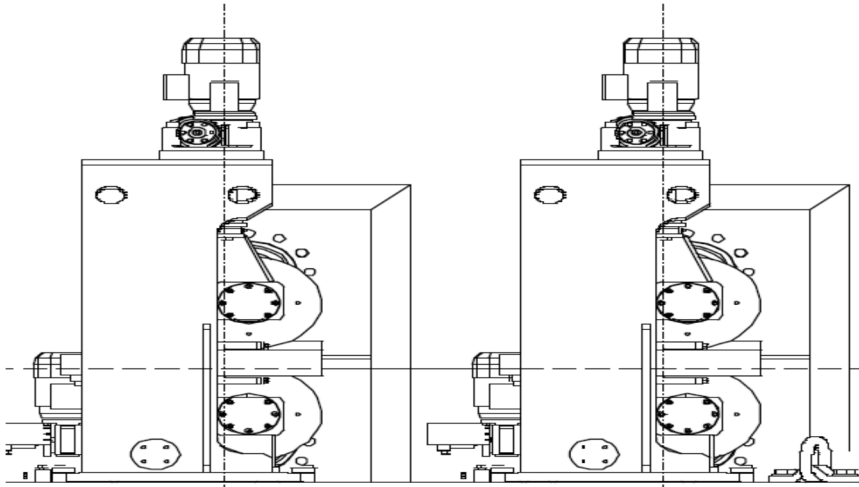
Kaynak grubunda yüksek ısıya maruz kalan malzeme kalibre grubuna girmeden önce soğutularak kaynak edilen bölgedeki taneciklerin homojen bir yapıya kavuşması amaçlanır. Bu nedenle soğutma ünitesi tasarlanmış olup burada malzeme üzerine püskürtme deliklerinden bor yağ su karışımı püskürtülür. Soğutma ünitesinin önünde, ortasında ve çıkışında malzemenin sağa sola kaymaması için dik kılavuz makaraları bulunur (Bkz. Resim 2.14).



Resim 2.14. Soğutma grubu (Aydın, 2017)

2.3.10. Kalibre grubu

Malzemeye nihai ölçünün verildiği kısımdır. 2 pasajdan oluşur. Her pasajda toplam 4 makara 2 yan 1 alt 1 üst şeklindedir. Yan makaralar avare olup alt ve üst makaralar tahrik motorları ve şaftlar yardımıyla hareketlidir. Her pasajda yan ve üst makaraların konumlandırılmasını sağlayan 2 konumlandırma motoru vardır. Ayrıca kalibre setini komple hareket ettiren konumlandırma motoru bulunur (Bkz. Resim 2.15).



Resim 2.15. Kalibre Grubu

2.3.11. Testere

Boy encoderinin komut vermesiyle dalma ve dairesel hareket yaparak istenilen boylarda kesim yapan kısımdır. Hat hızıyla senkronize halde çalışan testere, mengenerler yardımıyla sıkı tutulan malzemeyi üretim hızında hareket ederek keser. Dalma hareketini dalma motorunun redüktöre kayış kasnak mekanizmasıyla güç aktararak sağlayan testerenin dairesel hareketini rotasyon motoru sağlar. Testere kızığın üzerinde 4 adet kızak rulmanı ile hareket eden bir tabla üzerinde bulunan testerede sonsuz milin ileri geri hareket etmesiyle dalma işlemi gerçekleşir. Sonsuz milin boşluk yapması çapaklı kesime, malzemenin yığma

yapmasına, testerenin körelmesine hatta kırılmasına neden olabilir. Üniversal makinalarda kullanılan testerelelerin diş sayıları ise 140-300 arasında değişir. Körelen testere, atölyede testere bileme tezgahlarında işlenerek, belirli çaplara kadar tekrar kullanılabilir. Malzemenin et kalınlığı azaldıkça testerenin diş sayısı artar (Bkz. Resim 2.16).



Resim 2.16. Testere

2.3.12. Hidrostatik test istasyonu

Üretim sırasında boru içerisinde oluşan serbest çapakları hava ve su püskürtülerek temizlenir.

Profiller havşalamaya tabi tutulamazlar. Bu işleme sadece borular tabidir. Testere kesimi sonrası boru uçları burada düzeltilir ve/veya çaptan arındırılır. Müşteri isteğine göre boruya ya kaynak ağzı açılır ya da düz uçlu kesim yapılır.

Hidrostatik test boru içerisinde sıvı ile doldurduktan sonra basınçlandırma işlemidir. Boruların ne kadar basınçta test edileceği ilgili standartta boru çapı ve et kalınlığına bağlı olarak belirtilmiştir. Borulara uygulanan basınçlandırma işlemi buna göre yapılır. Tez çalışması kapsamında kullanılan tij borularına uygulanan hidrostatik test basıncı 205'bardır.

2.3.13. Tavlama hattı (offline)

Boru makinelerinde kaynak üstü tavı yapılan malzemelerin bütün boyutuna ekstra tüm normalizasyon tavı istenildiğinde offline olarak uygulandığı kısımdır. Üretimi yapılan sondaj tijlerine 880 °C - 900 °C sıcaklıkta normalizasyon ısıl işlemi yapılmaktadır (Bkz. Resim 2.17).

Normalizasyon tavlaması 3 - 14,5 metre aralığındaki ürünlere uygulanır. Tavlama hattı giriş besleme, fırın ve çıkış soğutma hattından oluşur.

Giriş besleme boruların çevre sıcaklığında fırın ağzına yakın olan bölmedir. Fırın bölgesi ise kapalı düzenekteki brülörler vasıtasıyla, doğal gaz kullanılarak ısıtma yapılan kısımdır. Fırın şartları fırına giren her malzeme için farklı olmaktadır. Bu şartlar malzemelerin et kalınlığı, çap ve boy ölçülerine göre değişiklik göstermektedir. Sondaj tijleri için şartlar fırın içi kalma süresi 21 dakika ve fırın içi malzeme hızı 0,52 m/dk şeklindedir. Fırın bölgesi sonrası hatta entegre olan soğutma hattında malzemeler, çevresi su ile dolanan paneller (40 °C - 50 °C) sayesinde 60 °C - 80 °C sıcaklıkta hattan çıkarlar.



Resim 2.17. Tavlama hattı

890 °C’de uygulanan normalizasyon işlemi sonrası borulara hem sertlik tarama testi, hem de mekanik testler yapılmıştır. Sertlik tarama test sonuçları Çizelge 2.2’de, mekanik test sonuçları ise Çizelge 2.3’teki gibidir.

Çizelge 2.2. Full body normalizasyon sonrası HV10 sertlik tarama sonuçları

HV10 Sertlik Testi			
	Kaynak Bölgesi (HV)	Haz Bölgesi (HV)	Malzeme (HV)
Full Body Normalizasyon Sonrası	237	224	218

Çizelge 2.3. Full body normalizasyon sonrası mekanik test sonuçları

Akma Mukavemeti (N/mm²)	Çekme Mukavemeti (N/mm²)	Uzama (%)
467	702	20,1

2.3.14. Doğrultma hattı

Normalizasyon tavı yapılarak içyapıdaki yumuşaklığı sağlanan malzemeler doğrultma hattına alınır. Doğrultma hattı 3 çift baskı makarasından oluşur. Giriş, orta ve çıkış baskı olarak 3 gruba ayrılır. Malzemeler için en fazla doğrultma orta baskı makaralarında yapılır. Alt makaralar sabit olup, üst makaralar hareketlidir (Bkz. Resim 2.18).



Resim 2.18. Doğrultma hattı

2.3.15. Soğuk çekme işlemi

Soğuk çekme işlemleri çelik borularda çok hassas toleransların sağlanması, yüzey kalitesinin yükseltilmesi ve şekillendirme özelliklerinin kazandırılması amacıyla uygulanır. SAE/AISI 4130 çeliğinden üretilen sondaj tijlerinin soğuk çekme işlemleri Kalibre Boru SAN. ve TİC. A.Ş. firmasında yapılmıştır. Soğuk çekme işleminden sonra sondaj tijlerinin ölçüleri 88,9 x 5,55 mm olarak değişmiştir (TS EN 10305-3, Soğuk Çekme Standardı). Soğuk çekme işlemi sonrası, mekanik test sonuçları Çizelge 2.4'de gösterilmiştir.

Çizelge 2.4. Soğuk çekme sonrası mekanik test sonuçları

Akma Mukavemeti (N/mm ²)	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	Uzama (%)
774,29	825,61	10,2

Soğuk çekim işlemi sonrası mekanik değerler istenilen seviyenin üzerine gelmiş fakat uzama miktarı beklenilenden fazla düşmüştür. Yapılan literatür taraması sonrası ASTM A513 standardında değinilen gerilim giderme işleminin uygulanmasına karar verilmiştir.

2.3.16. Boy kesme işlemleri

Gerilim giderme işlemleri uygulanan sondaj tijlerine, boy kesme işlemleri uygulanmıştır. Sondaj tijlerinin nihai boyları 3050 mm olarak belirlenmiştir (Bkz. Resim 2.19).



Resim 2.19. Boy kesme sonrası

2.3.17. Dış açma işlemleri

Sondaj tijlerine TS ISO 10097-1 Standartlarına uygun şekilde bir tarafı erkek, diğer tarafı dişi olmak üzere birbirine uyumlu 2 farklı görünümlü dış açma işlemleri uygulanmıştır. Dış açılmış ve açılmamış numuneler Resim 2.20’te gösterilmiştir.



Resim 2.20. Diş açılmış ve açılmamış numuneler

2.4. Yüksek Frekans Kaynağı ile Boru Üretimine Değerlendirildiği Çalışmalar

Yüksek frekans kaynağı Lenz Kanunu ve joule etkisi prensibine dayalı, değişik özelliklerdeki malzemelerin birleştirilmesinde kullanılan bir birleştirme tekniğidir. Yüksek frekans kaynak tekniğinde kullanılan kaynak makineleri, 50 kW - 2000 kW aralığında güce sahip makinelerdir. Bunlar düşük güç üniteleri için 800 kHz gibi yüksek ve en fazla 100 - 400 kHz frekans seviyesinde dikiş yapabilmektedir. Sistem hem indüksiyon hem de kontak kaynak metodu için ayarlanabilmektedir. Kaynak işleminde, kaynak indüktörü tarafından oluşturulan akımın etkisinde kalan bölgede bir elektromanyetik alan meydana gelir. İndüksiyon bobini içerisinden geçirilen şekillendirilmiş sacın içine yerleştirilen ve indüksiyon alanına direnç gösteren empeder direnç nedeni ile ısınır. Bu ısınma etkisine joule etkisi denir ve oluşturduğu ısı sacın kenar kısımlarında çeliği ergitir. Ergiyen sac kenar bölgesine baskı makaraları (kaynak röleleri) yardımıyla bir baskı uygulanarak sacın birleşmesi sağlanır. Böylece kaynak işlemi tamamlanmış olur. Yüksek frekans kaynağında bant kenarları ısı ve basınç etkisiyle herhangi bir ilave tel veya elektrot kullanılmaksızın birleştirme işlemi gerçekleşir.

Haga ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı elektrik direnç metodunda, kaynak hızının, ısı girdisi ve kaynak pozisyonu gibi parametrelerin optimum kaynak için uygunluğunu incelemişlerdir. Parametrelerin incelendiği 3 farklı üretim metodunu, dar aralık bölgesinin uzunluğuna, şekline ve aralıklı kaynaktaki zaman aralığına göre üç tipte sınıflandırmışlardır. İncelenen 3 farklı tip metod sonucunda, erimiş metal oluşturduğu anda elektromanyetik kuvvet ile kenar yüzeyinden plaka yüzeyine taşınmasıyla boşluklu bir bölge oluşturduğu ve kaynak noktasının hareketi, kaynak akımı devresinin empedansında artışa ve dolayısıyla kaynak akımında bir azalmaya yol açtığı, kaynak işleminin periyodikliğinin ve V birleşme

noktasında erimiş metal bir köprünün oluşmasına neden olduğu gibi sonuçlara vardıklarını belirtmişlerdir (Haga, Aoki ve Sato, 1980).

Haga ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı elektrik direnç metodunda kaynak hatalarının oluştuğu mekanizmaları netleştirmek için, yüksek hızlı kameralar kullanılarak kaynak olayları gözlemlenmesi ile ilgili üretilen kaynak kusurlarını incelemişlerdir. İncelenen 3 farklı tip metot sonucunda, 2 farklı kaynak hatasının bulunduğu; bunların soğuk kaynak ve delicilik olduğunu saptamışlardır. Soğuk kaynak hatasının, kenar yüzeylerinde oluşan ve aralarından sıkılmadıkları için kalan bir oksit kolonisinden oluştuğunu, delicilik hatasının ise doğası gereği, erimiş taneciklerin geri dönüş sürecinde erimiş cürufun boşluklu bölgeye çekildiği zaman üretilen bir cüruf inklüzyonu olduğunu belirtmişlerdir (Haga, Aoki ve Sato, 1981).

Choi ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı elektrik direnç kaynağı sırasında delici oluşumunda yer alan kaynak olaylarını araştırmışlardır. Yüksek frekanslı elektrik direnç işlemi sırasında kaynak olayları, yüksek hızlı fotoğraf teknikleri kullanılarak araştırılmıştır. İncelenen her kaynak koşulunda, şerit kenarları arasında uç noktasının yakınında 0,1 - 5 kHz arasında değişen bir frekansta meydana gelmiş olup 160 ila 375 m/dak arasında değişen bir hızla kaynak noktasına doğru giden bir erimiş metal köprüsünün oluşumuyla sonuçlandığını gözlemlemişlerdir. Köprü etrafındaki elektromanyetik alanın asimetric dağılımından kaynaklanabilecek hareket, dar aralıktan oksitlerle karıştırılmış erimiş metali süpürdü. Daha yüksek kaynak ısı girdisinde kaynak köprüsünde yapılan süpürme hareketinin düzensiz hale getirdiği ve erimiş metalin dar boşluğa geri doldurulmasına neden olduğunu belirtmişlerdir. Bu koşullarda kaynak kusurunun yoğunluğu, özellikle oksit inklüzyonu artırdığını saptamışlardır (Choi ve diğerleri, 2004).

Kim ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı elektrik direnç kaynağında (HF-ERW), v kaynak ağızı yakınlarında meydana gelen olayların kaynak kalitesini ne kadar etkilediği üzerine incelemeler yapmışlardır. Isıtılan alanın kaynak kalitesini değerlendirmek için 202 ile 258 kW arasında değişen beş farklı ısı girdisi değeri kullanılarak incelemelerde bulunmuş ve optimum ısı girdisi değeri tespit edilmiştir. Isı girişi çok küçük olduğunda bulunabilen kaynak kusurları, ısıtılan alan optimum ısıtılan alandan daha küçük olduğunda belirlenmiş olup yine aşırı ısı girdisi altında meydana gelen kaynak kusurları, ısıtılan alan

optimum alandan daha büyük olduğunda da bulunduğunu saptamışlardır (Kim ve diğerleri, 2007).

Kim ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı indüksiyon kaynağı ile üretilen bir boruda (HFIW), belirli bir hızda ile hareket eden borunun sıcaklık dağılımını, birleştirilmiş üç boyutlu elektromanyetik ve termal sonlu elemanlar (FE) analizi ile hesaplamış olup, HFIW işlemi sırasında kaynak değişkenlerinin etkilerini incelemişlerdir. Kaynak frekansı, kaynak hızı, et kalınlığı ve kaynak açısı belirli değer aralığında değiştirilerek yapılan deneyler sonucunda bu parametrelerin birbirleri ile uyumlu kombinasyonları ile kaynak kusurlarının önemli ölçüde azaltılabildiği ve daha yüksek üretim hızında daha kaliteli ürün elde edilebileceği belirlenmiştir. Boru içerisinde kullanılacak bir empeder (engelleyici) ile kaynak verimliliğinin artırıldığını, daha az elektrik gücü ile borunun sıcaklığı istenilen noktaya yükseltilebildiği, V açısı mümkün olduğu kadar küçük olduğunda, HAZ azaldığı için sadece daha iyi kaynaklı bir yapı elde edilmekle kalınmayıp, aynı zamanda yakınlık etkisi daha güçlü hale geldiğinden daha geniş bir erimiş bölge elde edilebildiğini belirtmişlerdir (Kim ve Youn, 2008).

Kim ve ark. çalışmalarında, çok sayıda düz dikişli küçük ve orta çaplı boruların üretiminin yapıldığı yüksek frekanslı elektrik direnç kaynağı (HF-ERW) işlemi ile ERW bağlantılarında bir delici oluşum mekanizmasını ayrıntılı olarak göstermek için ergimiş metal köprüsü etrafındaki elektromanyetik alanın üç boyutlu sayısal analizi kullanılarak ERW erime bölgesi davranışını incelemişlerdir. HF-ERW işleminde yüksek frekanslı elektrik akımı tarafından üretilen elektromanyetik kuvvetin, dar boşluk uzunluğu oluşumu, dar boşluk şekli, erimiş metal köprü oluşumu, erimiş metal süpürme gibi tüm ERW işlemi üzerinde güçlü bir etki verdiğini belirtmişlerdir. Ayrıca nüfuzun önlenmesi için, ERW ısı giriş gücünün, erimiş metal ve oksitin tamamen süpürülmesini sağlamak için köprü itici kuvvetinin belirli bir seviyenin üzerinde tutulduğu dar aralığı makul uzunluk ve şekle sahip olacak şekilde optimize edilmesi gerektiği sonucuna varmışlardır (Kim ve Kim, 2009).

Kim ve ark. çalışmalarında, HF-ERW işlemi sırasında, elektromanyetik kuvvetlerin dar aralık ve erimiş metal köprünün hareket davranışı üzerindeki etkisi açısından dar aralık oluşumu için yeni bir mekanizma araştırmışlardır. Et kalınlığı 10 mm, Mn/Si oranı 7,0 olan API X65 çelik malzemesinin, 16 m/dk - 20 m/dk kaynak hızlarında, kaynak açısının 4°, 5° ve 6° ve ısı girdisinin 180 kW - 270 kW olduğu kaynak işlemlerinde, soğuk kaynak ve delici

gibi 2 adet hatanın meydana geldiğini belirlemişlerdir. Yüksek ısı girdi aralığında, kaynak noktasında tepe noktasına göre daha yüksek akım yoğunluğu ile dar bir boşluk oluştuğu, tepe açısının artırılması ile ısı giriş aralığının optimizasyonu ile delici kusur oranını en aza indirmede çok etkili olduğunu saptamışlardır. Ayrıca düşük ısı giriş aralığında soğuk kaynaktaki oksitler bir FeO fazına; yüksek ısı giriş aralığında delici içindeki oksitler bir Fe₃O₄ fazına sahip olduğu, oksitlerin yüksek ısı girdi aralığında Fe₃O₄ fazına sahip olmasının nedeni, önceden var olan oksitler için daha uzun bir oksidasyon süresi sağlayan süpürme hızının gecikmesine neden olduğu, bu nedenle penetranlar FeO - MnO - SiO₂ fazlarından ziyade Fe₃O₄ - MnO₂ fazlarına sahip olduğunu belirtmişlerdir (Kim ve Kim, 2009).

Yi ve ark. çalışmalarında, HAZ sıcaklık dağılımı kaynak kalitesinin önemli olduğu HFIW boru üretiminde, manyetik alan sınır koşullarının kapsamlı bir şekilde ele alınmasına ve oldukça doğrusal olmayan ve diğer konuların malzeme özelliklerine dayalı, üç boyutlu bir sonlu eleman modelini incelemişlerdir. 219 mm çapındaki çelik borunun analizi yapılmış olup, kaynak ağzı açısı kesit şekillerinin (□, V, Λ ve X şekli) HAZ sıcaklık dağılımına etkisini incelemişlerdir. X şeklindeki kesitin, duvar boyunca kaynak yönü arasındaki sıcaklık farkını önemli ölçüde azalttığı, daha küçük çapak ve kaynak kalitesini iyileştirdiğini belirtmişlerdir (Han, Yu, Fan ve Zhao, 2010).

Güngör ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı indüksiyon kaynak işleminin ve hat içi kaynak sonrası ısıtılma işleminin kaynak özellikleri üzerindeki etkilerini anlamak için Arcelor Mittal X65 hat borusu çeliği üzerinde araştırmalar yapmışlardır. Mikro yapı, tane boyutu, çökelti, sertlik, kalıntılar ve doku gibi kaynak tokluğunu potansiyel olarak etkileyebilecek faktörleri, HFI kaynaklı boruların tokluğu ile kaynak mikro yapısını ilişkilendirmek için sistematik olarak değerlendirmişlerdir. Kaynak sonrası ısıtılma işleminden yapılmadan incelenen numunelerde Charpy darbe tokluğu değerlerinin düşük olduğu ve tüm test sıcaklıklarında gevrek kırılmaların meydana geldiğini, kaynak sonrası yapılan ısıtılma işlemi sonrası ise -30 °C üzerindeki sıcaklıklarda tokluk değerlerinin yüksek olduğunu ama yine de ana malzemedeki tokluk değerlerinin en yüksek olduğunu belirtmişlerdir (Güngör ve diğerleri, 2010).

Dughiero ve ark. çalışmalarında, boru indüksiyon kaynak işlemi için birleştirilmiş elektromanyetik ve termal problem ve 3D sonlu elemanlar yöntemi (SEY) olmak üzere iki simülasyon stratejisi uygulayarak çözümler gerçekleştirmiş ve ortaya çıkan güç yoğunluğu ve sıcaklık dağılımını incelemişlerdir.

Kaynak kenarlarına yakın güç yoğunluğu ve sıcaklık dağılımlarının değerlendirilmesi için iki farklı strateji ile elde edilen sonuçların karşılaştırılması yapılmış olup, her iki yaklaşım da güç yoğunluğu dağılımı ve sıcaklık dağılımı açısından karşılaştırılabilir sonuçlar sağladığını, EM ve termal problemler her iki stratejiyle de doğru bir şekilde çözülebildiğini belirtmişlerdir. İlk stratejinin nihai sıcaklık dağılımının doğrudan hesaplanmasına izin verdiği, ancak sabit öz direnç hipotezi gibi birçok yanlışlıklar ortaya çıkardığı, ayrıca kaynak noktasının ötesindeki sıcaklık dağılımının hesaplanmadığını belirtmişlerdir. İkinci strateji de ise malzeme özellikleri noktadan noktaya değişebileceğinden daha doğru sonuçlar verdiği, bununla birlikte, hesaplama maliyetlerinin önemli olduğu ve simüle edilen sistemin uzun zaman sabitleriyle karakterize edildiğinde engelleyici hale geldiğini ifade etmişlerdir (Dughiero, Forzan, Garbin ve Pozza, 2011).

Kasaei ve ark. çalışmalarında, sonlu elemanlar yöntemi kullanarak, HFW boruların kafes rulo şekillendirme işleminde deforme olmuş şeridin profiline başlangıç şerit genişliği etkisini araştırılmıştır. 609,6 mm dış çapında 14,27 mm et kalınlığına sahip X52 kalitesindeki çelik şerit malzemedan üretilen boruları, sürücü silindirlerinin dönüş hızının şeride 15 m/dk doğrusal hız verdiği bir simülasyon ile incelemişlerdir. Farklı başlangıç genişlikleri ile simülasyon işlemi, ilk şerit genişliğinin yalnızca fin pass aşamadaki şerit deformasyonu üzerinde etkili olduğunu, böylece ilk şerit genişliğinin artmasıyla, her bir fin pass geçiş standında deforme olmuş şeridin çevresel azalmasının yoğunlaştığını belirtmişlerdir (Kasaei, Naeini, Tehrani, Safdarian ve Hashemi, 2011).

Yan ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı indüksiyon işlemi kullanılarak kaynaklanmış X65 borularından, kaynak sonrası ısıtılmanın Charpy tokluk değerinin tam olarak geri kazanılmasına yol açmadığını, bunun nedenlerini belirlemeyi amaçlamışlardır. Farklı et kalınlıklarına sahip iki adet X65 kalite çelik borudan kaynak boyunca mikro yapı üniform olmasına ve kaynak sonrası ısıtılma işleminden sonra dekarburizasyon ve kalan östenit olmamasına rağmen, kaynak sonrası ısıtılma işleminden sonra yetersiz tokluğa sahip olduğunu ve araştırmalar sonucu olarak üç neden belirlemiş olup, bunların metalik olmayan inklüzyonların varlığı, kristalografik doku ve daha büyük tane boyutu olduğunu belirtmişlerdir. Manganez ve silisyum açısından zengin oksitlerin kalıcılığını, kaynağın mekanik özellikleri üzerinde olumsuz bir etkiye sahip olduğu, ancak bu kalıntıların sadece kaynak yönü boyunca ara sıra bulunduğunu, kaynak bağlantısındaki düşük tokluk, kırılmayı destekleyen tane oryantasyonu ile büyük ölçüde ilişkili olduğunu ifade etmişlerdir (Yan ve diğerleri, 2011).

Hasegawa ve ark. çalışmalarında, HF-ERW boruların kaynak dikişi kalitesini iyileştirmek için optik ve elektriksel ölçüm tekniklerini birleştiren bir izleme sistemi geliştirilmişlerdir. Kaynak işleminde kaynak hızına, giriş gücüne ve Vee yakınsama açısına bağlı olarak tip 1, 2 ve 3 olgusunun olduğunu bildirmişlerdir. Bunlar arasında, yalnızca 2 olgusunun aralığı altındaki koşul, kenar yüzeylerinin tüm alanında erimenin kanıtlanmasına ve kaynak dikişinden oksit inklüzyonlarının salınmasına izin verdiğini, kaynak mekanizmasının ardından kaynak dikişindeki hata oranını minimumda tuttuğunu belirtmişlerdir (Hasegawa ve diğerleri, 2012).

Eun ve ark. çalışmalarında, yüksek frekans elektrik direnç kaynağı ile üretilen ERW boru ürünlerinin kalite kontrolünü daha etkili yapabilmek adına, bir kıvılcım tespit cihazı üzerinde araştırma yapmışlardır. Farklı hız, kaynak sıklığı ve ısı girdisi parametreleri kullanılarak yapılan deneme çalışmalarında, kıvılcım tespit cihazı ile ERW üretim hattında gözlenen kaynak hatalarına neden olan sebepleri belirlemişlerdir (Eun ve diğerleri, 2012).

Fukami ve ark. çalışmalarında, yüksek frekans elektrik kaynağı üretim metodunda kaynak hatalarının azaltılması ile ilgili olarak kaynak olayları üzerine araştırmalar yapmışlardır. Farklı Vee açısı değerleri, kaynak hızı ve kaynak ısı girdisi parametrelerinin kullanıldığı, 1, 2, 2' gibi 3 çeşit olgunun birbirleri ile karşılaştırılmalarını incelemişlerdir. 2' olgusu ile incelenen kaynak morfolojisinin daha yüksek erimiş metal beslemesi ve diğer olgulara göre daha geniş kaynak ısı girdisi aralığına sahip olmasından dolayı tercih edilebileceğini belirtmişlerdir (Fukami ve diğerleri, 2012).

Han ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı indüksiyon kaynağında, kaynak kalitesini iyileştirmenin üzerine incelemelerde bulunmuşlardır. Sonlu eleman yöntemi ile yapılan çalışmalarda, ısıtma verimliliği ile manyetik çubukların konumu ve boyutu, bobin yarıçapı, bobin, kaynak frekansı ve akım yoğunluğu arasındaki nicel ilişkiyi incelemişlerdir. Kaynak kalitesini iyileştirmenin en etkili yolun, bir kaynak bağlantısının enine kesitleri arasındaki sıcaklık farkını azaltarak plakanın kenar şeklini ve boyutunu işlemek olduğunu belirtmişlerdir (Han ve Yu, 2012).

Takatoshi ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı elektrik direnç metoduyla üretilen çelik borularda, kaynak dikişi güvenilirliğine yönelik borulardaki ergimiş çelik ve oksidin davranışlarını netleştirmek için sayısal bir analiz modeli geliştirmişlerdir. Ergimiş çelikteki

oksitlerin hareket davranışı başarılı bir şekilde analiz edilmiş olup, çelik borunun sıcaklığının bir fonksiyonu olarak malzeme özellikleri, genel amaçlı simülasyon yazılımını kullanarak hesaplanmışlardır (Okobe ve diğerleri, 2014).

Kasaei ve ark. çalışmalarında, elektrik dirençli kaynaklı borular üretmek için gelişmiş bir işlem olan kafes rulo şekillendirmenin önemli parametresi olan ilk şerit genişliğini incelemiştir. Kafes rulo şekillendirme işlemini, MSC Marc Mentat yazılımında açık elastik-plastik sonlu elemanlar yöntemi ile simüle etmişlerdir. Başlangıç şerit genişliğinin artmasının, kenar bükme standında, ön şekillendirme bölümünde ve doğrusal şekillendirme bölümünde dış yüzeydeki çevresel uzunluğun artışını etkilemese de, dış yüzeydeki çevresel uzunluk azalmasını arttırdığını belirtmişlerdir (Kasaei, Naeini, Tafti ve Tehrani, 2014).

Okabe ve ark. çalışmalarında, geliştirilen boru için eleman teknolojileri olan HFW teknolojisinin, tahribatsız bir değerlendirme teknolojisinin ve HFW çelik borular için bir kalite değerlendirme teknolojisinin ana hatlarını sunmuşlardır. Kaynak kenarının ısınmasının iş bobininin merkezinden başladığını, sıcaklığın iş bobini çıkış tarafından kaynak noktasına doğrusal olarak arttığını, kaynak noktasından hemen öncesinden daha keskin bir şekilde yükseldiğini ortaya koymuşlardır. HFW kaynağı için geliştirilen sayısal analiz modelleri ile kaynak hızının arttırılmasının kaynak dikişindeki oksit kalıntılarını azaltmak için etkili olduğunu belirtmişlerdir (Okabe, Iizuka ve Igi, 2015).

Nikanoro ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı kaynaklı boru üretim prosesinde kaynak işleminin detaylı incelenmesi ve optimizasyonu ancak sayısal modellemeler ile yapılabildiğini incelemiştir. Sıcaklığa bağlı elektro ve termo-fiziksel malzeme özelliklerine sahip birleştirilmiş elektromanyetik ve termal analizlere dayanan bu modellemelerden; tam modellemenin, indüksiyon sistemi geometrisinin ve indüksiyon bobininin elektrik parametrelerinin parametrik çalışması ve optimizasyonu ile olduğunu; yerel modellemenin ise kaynak noktası etrafındaki elektromanyetik, termal ve diğer etkilerin araştırılması için çok etkili olduğunu belirtmişlerdir (Nikanorov, Baake ve Neumeyer, 2015).

Kyada ve ark. çalışmalarında, elektrik dirençli kaynak metoduyla üretilen boruların, kaynak hattı yakınında UT göstergesine sahip, metalurjik kök neden analizini yapmışlardır. Kaynak akış hattına paralel olduğu tespit edilen ERW çatlaklarında ince yüzey altı çatlakları gözlemlemiştir. Üretilen 406,40 mm (16 inç) çaplı, 7,40 mm et kalınlığına ve API

5L X70 PSL2 kalitesine sahip ERW borular üzerinde, belirlenen alanlarda UT uygulamışlardır. Hata analizi, optik mikroskop, enerji dağılımlı spektroskopi ve taramalı elektron mikroskobu ile yapılan incelemeler sonucunda, maksimum termal gerilime eğilimli levha dar yüzeyleri ve mikro çatlaklarla birlikte salınım izlerinin oluşumu, bobinlerin kenarında ince yüzey altı çatlaklara neden olduğunu gözlemlenmişlerdir. Soğuk şekillendirme üzerine, bobin kenarlarındaki ince mikro çatlaklar, kaynak hattı boyunca ultrasonik testlerle tespit edilen ve bazıları kanca çatlaklarına benzeyen ince yüzey altı çatlaklar olarak açılma eğiliminde olduğunu incelemiştir. Boru kaynak bölgesi / bobin kenarı yakınındaki yüzey altı çatlaklarında sodyum, kalsiyum ve magnezyum zirvelerinin varlığı, kalıp akısının veya pota cürufunun sıkışmasından kaynaklanıyor olabileceğini düşünmüşlerdir (Kyada, Shant, Goyal, Goyal ve Kathayat, 2015).

Park ve ark. çalışmalarında, HF-ERW yüksek Mn TWIP çelikten yapılmış bir borudaki mikro yapı ve kusurlarını karakterize etmişlerdir. Kaynaklı borunun çevresel sünekliğini değerlendirmek için bir havşa açma testi yapılarak çeşitli kusurlar araştırılmış ve kaynak dikişinin bozulma faktörlerini değerlendirmek için sınıflandırılmıştır. HF-ERW işlemi sırasında kusur oluşum mekanizması ile ilgili mevcut teoriyi araştırmak için mikro yapısal analiz de yapmışlardır. Sonuçlar incelendiğinde; yüksek Mn TWIP çelik borudaki çevresel sünekliğin bozulması, esas olarak kaynak sırasında oluşan bir deliciden kaynaklandığını, böylece hem oksijen kısmi basıncını hem de MnO'nun SiO₂'ye oranını düşürerek borunun çevresel sünekliğini iyileştirmek mümkün olacağını saptamışlardır. Ayrıca delici oluşum mekanizmasına ilişkin mevcut teorinin mikro yapısal kanıtı iki noktada sunmuşlardır. İlk olarak TEM (Geçirimli elektron mikroskobu) analizi, delicinin MnO'yu çevreleyen yuvarlak MnO ve Mn₂SiO₄'ten oluştuğunu kanıtlamışlardır. İkinci olarak, oldukça yüksek Mn ile ayrılmış östenitik bölge, delicinin farklı bir katılma zamanında oluştuğunu göstermişlerdir (Park, Kim, Kang, Kang ve Lee, 2016).

Okabe ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı elektrik direnç kaynağında, ısınma davranışını, erimiş metal ve püskürtme oluşumunu içeren kısa süreli kaynak davranışını araştırmışlardır. Ayrıca, hem analitik doğruluğu onaylamak hem de elektrik direnç kaynağı olayını ölçmek için elektrik direnç kaynağının sonlu eleman analiz modelini hazırlamışlardır. Analiz sonucunda, erimiş metali borunun çevresine doğru hareket ettiren elektromanyetik kuvvetlerin, önce kenar yüzeylerinde oluşturulduğunu gösterdiği, elektromanyetik kuvvetler, maksimum 0,35 N' ye ulaştığı duvar kalınlığının merkezinde ise

en büyük olduğunu belirtmişlerdir. Erimiş metalin hareket ettiğini ve bu elektromanyetik kuvvetler tarafından püskürtme damlalarına dönüştürüldüğünü ifade etmişlerdir (Okabe, Yasuda ve Nakata, 2016).

Aktaş çalışmasında, API 5L standartlarında boru üretimi için kullanılan çelikleri incelemiştir. Üretim aşamalarındaki termomekanik haddeleme, hızlı soğutma, mikro alaşımlandırma gibi mekanik özellik iyileştirme yöntemleri incelemiştir. Ayrıca, dikişli borulardaki kaynak parametrelerinin ana metal, HAZ bölgesi ve kaynak bölgesinde oluşturduğu etkiler araştırmış olup, bunlara ilaveten, boruların mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan muayene yöntemleri hakkında bilgiler vermiştir. Çalışmada ince taneli yapıların malzemelerin mekanik özelliklerini arttırdığı, parçanın kesit kalınlığının IEB bölgesini doğrudan etkilediğini, kaynak metalinin sertliğinin yüksek olmasının çekme testi sonrasında kaynaklı bölgenin deformasyona uğramasını engellediği, bu nedenle kopmanın ana malzeme de gerçekleştiğini belirtilmiştir. Yazar toz altı kaynak metodunda, ilave tel bileşiminin kaynak metalinin sertliğini doğrudan etkilediği, ilave edilen Mn'm kaynak metali sertliğini önemli oranda artırdığı, buna karşılık Ti ilavesinin kaynak metali sertliğini düşürdüğü, tokluğu ise arttırdığını ifade etmiştir (Aktaş, 2017).

Sabzi ve ark. çalışmalarında, API X52 mikro alaşım çeliğinin yüksek frekanslı elektrik direnci kaynağı ile birleştirilmesinde kaynak frekansı, sıkıştırma kuvveti ve Vee açısı parametrelerinin mekanik özellikler üzerine etkisini incelemiştir. Çalışmalarında 8 mm kalınlığında, 16'' çapındaki boruların üretim prosesinde 150, 200, 250 kHz kaynak frekansı, 2, 4 ve 6 puan değerlerinde sıkıştırma kuvveti ve 3°, 5° ve 7° Vee açısı değerlerini kullanmışlardır. Üretim prosesinde değişik kaynak frekansları uygulanarak hazırlanan kaynaklı borulara çekme ve Charpy darbe testlerini uygulamışlardır. Yapılan incelemeler sonunda API X52 mikro alaşım malzemesinden üretilen boruların kaynak birleşimi için en uygun optimum şartların 150 kHz kaynak frekansı, 4 puan değerinde sıkıştırma kuvveti ve 5° Vee açısı değerleri ile sağlandığını belirlemiştir. Uygulanan bu değerler ile en iyi mekanik özellikler elde edildiğini belirtmişlerdir (Sabzi ve diğerleri, 2018).

Ghaffarpour ve ark. çalışmalarında, yüksek frekans indüksiyon kaynağında, kaynak profilinin sıcaklık dağılımı ve şekli üzerindeki bağlantı tipinin etkisini araştırmışlardır. HFIW işleminin kalitesini etkileyen en önemli parametre bağlantı kenarlarındaki sıcaklık gradyanı olup, sıcaklık gradyanını azaltmak veya başka bir deyişle, bağlantının kenarındaki

sıcaklık dağılımının tekdüzeliğinin, süreci iyileştireceği ve kaynak bölgesinin kalitesini artıracakını belirtmişlerdir. Sonlu eleman modelinin kullanıldığı çalışmada, L210 çelik malzemesinden üretilen 5 mm et kalınlığı, 526 mm genişliğindeki şeritlerden alınan üç farklı parça için simüle edilmiş verilerden elde edilen kenar geometrisi deneysel numunelere uygulamışlardır. Kaynak kenarı geometrisinin iyileştirilmesinin bağlantı yüzeyindeki sıcaklık gradyanını sadece kenar modifikasyonu ile yaklaşık 600 °C azaldığını, bunun nedenin, enine kesitteki ısı transferinin azalması ve termal akının kenarlar ve ayrıca V-şekilli bölge boyunca homojenliği olduğunu belirtmişlerdir. Kaynak bölgesindeki farklı mikro yapıların incelenmesi, kaynak metali, ısıdan etkilenen bölge ve termomekanik bölgelerdeki tanelerin boyutunda bir azalma olduğunu, kenar şeklini değiştirerek, kaynak metalinde yaklaşık % 27 olarak tahmin edilen tane boyutunda bir azalma meydana geldiğini, ısıdan etkilenen ve termomekanik bölgelerde ortalama tane boyutundaki azalma sırasıyla % 18,5 ve % 17 olduğunu belirtmişlerdir (Ghaffarpour ve diğerleri, 2019).

Kang ve ark. çalışmalarında, teorik analiz, simülasyon ve üç boyutlu harmonik elektromanyetik alan ve üç boyutlu geçici sıcaklık alanının kullanılarak kuplaj analizine dayalı deneysel doğrulama yoluyla gerçek üretim sürecinde önemli kaynak işlemi parametrelerinin neden olduğu kaynak hatalarının nedenlerini analiz etmişlerdir. Yüzey ve yakınlık etkisinin altında, aynı akım frekansına sahip elektromanyetik alanda farklı açılara (4° ve 6°) sahip V tipi bağlantının tepe sıcaklık dağılımı bir bel tamburu şekli sunduğu, ancak açı ne kadar küçük olursa, ısıtma veriminin o kadar yüksek olduğunu ve sıcaklığın o kadar hızlı yükseldiğini gözlemlenmişlerdir. Farklı akım frekanslarına sahip elektromanyetik alanda (260 kHz - 300 kHz), daha yüksek akım frekansı, V-tipi bağlantı tepe noktasının sıcaklık yükselme hızını iyileştirebildiğini, ancak et kalınlığı daha fazla olduğunda kaynak kusurlarına neden olduğunu belirtmişlerdir (Kang ve diğerleri, 2020).

Ghaffarpour ve ark. çalışmalarında, yüksek frekanslı indüksiyon kaynağı yöntemiyle kaynak yapılmış haddelenmiş boruların dışarı çekilen dikişi üzerindeki bağlantı tipinin etkilerini incelemişlerdir. DOE yöntemleri kullanılarak çeşitli bağlantı tipleri test edilmiş olup ve yanıt yüzeyi metodolojisi (RSM) ile optimize etmişlerdir. 4,85 mm et kalınlığında, 114 mm çapında, hat hızının 20 m/dk ve Vee açısının 5° olduğu, S235 JR çelik malzemesinin farklı simülasyon parametreleri (kaynak dikiş formu, kaynak hacmi vb.) kullanılarak üretilen boru numunelerine yassılma, çekme, sertlik, kaynak bükme gibi laboratuvar testlerini uygulamışlardır. Değişen bağlantı tipi ile, çelikteki HAZ bölgesinin yanmasını ve

kabalaşmasını önlemek için kaynak metalinde oluşan ısının kontrol edilebildiğini, yüksek frekanslı dış katman ve yakınlık etkileri nedeniyle, bağlantı tipinin üst ve alt kısmındaki keskin kenarlar, bağlantı bölgesinde aşırı erime sıcaklıklarını oluşturduğunu, bu nedenle bağlantı tipi keskin kenarların erimesinden dolayı geometrisini kaybettiğini belirtmişlerdir (Ghaffarpour, Akbari ve Naeeni, 2021).

Çalışmaların genelinde farklı çelik kalitelere uygulanan veya yüksek frekanslı elektrik dirençli kaynak yöntemleri ile uygulanan kaynak işlemleri incelenmiştir. Yapılan çalışmalarda kaynak kalitesini geliştirmeye yönelik metodlar kullanılmış olup, çeşitli ölçülerdeki numuneler laboratuvar ortamındaki farklı deneylere tabi tutulmuşlardır. Ayrıca yapılan bazı çalışmalarda ise çeşitli alaşım elementlerinin ilavesi ile kaynak kalitesinin iyileştirilmesi de amaçlanmıştır.

2.5. Değişik Yöntemlerle Kaynak Yapılmış SAE/AISI 4130 Çeliğinin Değerlendirildiği Çalışmalar

Çeliklerin kaynak ile birleştirilmesi işleminde birçok farklı method kullanılabilir. Kaynak işlemlerinde kullanılan çeliklerin kalitelere ve üretim yöntemlerine göre; gaz altı kaynağı, MIG-MAG kaynağı, toz altı kaynağı, elektrot kaynağı, lazer kaynağı ve elektron ışın kaynağı gibi kaynak methodları kullanılabilir.

Doong ve ark. çalışmalarında, lazerle sertleştirme ile AISI 4130 çeliğinin yorulma çatlak yayılma oranını araştırmak ve artan yorulma direncini lazer kaynaklı mikroyapısal değişiklikler ve artan gerilme dağılımları ile ilişkilendirilmesini incelemiştir. Farklı deney parametrelerinin kullanıldığı çalışmada numuneler ilk olarak 1 saat süreyle 860 °C' de normalize işlemine tabi tutulmuşlardır. Daha sonra numunelere deney aralığı 1 - 2 kW lazer gücü, 600 mm/min - 4800 mm/min proses hızı gibi değişken parametrelerle lazer sertleştirme işlemleri uygulanmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda, soğurulan toplam enerji arttığında yüzey sertleşme derinliğinin arttığını, sertleşme derinliği arttıkça yüzey sertleştirme tabakasındaki basma artan gerilmelerinin artacağını belirtmişlerdir. Ayrıca sertleştirme tabakasındaki yüksek mukavemet ve basınç gerilmelerinin, yorulma çatlak büyüme hızının erken safhasında geciktirici bir etkiye sahip olduğunu saptamışlardır (Doong, Chen ve Tan, 1989).

Doong ve ark. çalışmalarında AISI 4130 çeliğine uygulanan elektron ışın kaynağı parametrelerinin yorulma çatlak büyüme hızına etkisini araştırmışlardır. Ana malzeme 550 °C'de 20 dakika ön ısıtmaya, 850 °C'de 20 dakika östenitleştirmeye, yağda soğutulmaya ve daha sonra 580 °C'de 1 saat temperlenmeye maruz bırakılmıştır. Sertleştirme ve gerilim gidermeden sonra, malzemelerde sertliği Rc 33 - 37, akma dayanımı 1055 MPa, çekme dayanımı 1155 MPa ve uzama % 11 olarak ölçmüşlerdir. Daha sonra cilalanmış örnekleri, 20 dakika boyunca 2 g Picral + 25 g NaOH + 100 ml H₂O kaynayan bir çözelti ile dağlamışlardır. 300 ve 800 Hz olarak belirlenen salınımlı elektron ışın kaynağı enine ve boyuna modellerde uygulama yapmışlardır. Sonuç olarak yorulma çatlak büyüme hızının artan kaynak hızı ile biraz arttığı, daha yüksek salınım frekansının, boyuna salınım modeli için daha düşük yorgunluk çatlak büyüme direncine sahip olduğu, ancak enine salınım modeli için bunun tersinin meydana geldiği gözlemlenmiştir (Doong, Chi ve Hwang, 1990).

Doong ve ark. çalışmalarında AISI 4130 çeliğinde, çeşitli kaynak hızları ve elektron ışını salınım modelleri kullanılarak, kırılma tokluğunun ve kaynak gözenekliliğinin iyileştirilip iyileştirilemeyeceğini değerlendirmişlerdir. Yapılan çalışmada numuneleri öncelikle 550 °C'de 30 dakika önısıtma, 850°C'de 40 dakika östenitleştirme, yağda soğutma ve daha sonra 580 °C'de 1 saat temperlendikten sonra suda soğutma işlemlerine tabi tutmuşlardır. 300 Hz ve 800 Hz frekanslı, 55 kV ve 12,39 kJ/cm ısı girdili 2 farklı deney grubunda 5 farklı elektrik ışın salınımlı kaynak modelini uygulamışlardır. Kırılma tokluğu ve çatlak ilerleme hızı üzerindeki gözeneklilik etkisine odaklanılan çalışmada; salınım modeli, elektron ışını kaynağındaki gözeneklilik miktarını azaltabildiği ve kırılma tokluğu özelliğini önemli ölçüde iyileştirebildiği, az miktarda gözenekliliğin varlığı, kırılma sürecinde enerjiyi emerek daha yüksek kırılma tokluğu verisine sahip olmasını sağlayacağı ve gözenekliliğin, yorgunluk ömrünü azaltmak için çatlak yayılma oranını arttırdığını gözlemlenmiştir (Ji-Liang, Jing-Ming ve Yen-Hung, 1990).

Ren Hwang ve ark. çalışmalarında, AISI 4130 çeliğinde elektron ışını kaynağının eşik değerine yakın yorulma çatlak büyümesinin inceledikleri çalışmalarında kaynak sonrası 2 farklı ısıtma işleminin karşılaştırılmasını yapmışlardır. Birinci uygulama, kaynak işleminden hemen sonra vakum odasında gerçekleştirilen nokta deseni genişliği 6 - 12 mm arasında değişen elektron ışını temperleme işlemi olup, ikinci uygulama ise 400 - 550 °C arasındaki sıcaklıklarda geleneksel fırın ısıtma işlemidir. Yapılan incelemelerde; tüm kaynak sonrası fırın

ısıtıl işlem numuneleri için füzyon bölgeleri ve ısıdan etkilenen bölgeler temperlenmiş martensit olduğu, 9 ve 12 mm nokta desen genişliğine sahip elektron ışın kaynak sonrası ısıtıl işlem koşulları, orijinal merkez hattı katılaşma yapısını değiştirmediği ve sadece 6 mm nokta desen genişliğinde temperlenmiş martensitlerin olduğunu gözlemlemişlerdir. ASTM E837-85 standardına göre artık gerilmelerin bir delik delme ile ölçüldüğü yöntemde, kaynak havuzunun yüzey artık geriliminin ve ortalama artık gerilme değeri, sondaj derinliğinin artmasıyla arttığı ve kaynak sonrası fırın ısıtıl işlemleri ile de yüzey artık gerilimini azaltacağını belirtmişlerdir. 550 °C, 480 °C ve 400 °C sıcaklıklardaki kaynak sonrası fırın ısıtıl işlem koşullarının, eşik gerilim yoğunluk faktörlerinin % 26, % 22 ve % 7 sırasıyla arttığı, elektron ışını kaynak sonrası ısıtıl işlem için ise yalnızca 6 mm nokta deseni genişliği eşik gerilim yoğunluğunu % 14 oranında iyileştirebildiği ve diğer koşulların çok küçük enerji yoğunluğu nedeniyle tavlama etkisine sahip olmadığını belirtmişlerdir (Hwang ve Chang, 1993).

Santana ve ark. çalışmalarında, direnç nokta kaynağı için geleneksel bir güç kaynağı kullanarak ferritik paslanmaz çeliklerin yüksek frekanslı indüksiyon kaynağını simüle etmek için bir ekipman parçasını geliştirmeyi ve değerlendirmeyi amaçlamışlardır. Laboratuvarında yapılan çalışmalarda 1,5 mm kalınlığa, 3 farklı genişliğe (16 mm, 18 mm ve 20 mm) ve 2 farklı uzunluğa sahip AISI 441 ferritik paslanmaz çeliği kullanılmış olup ve diğer malzemelerin kaynak değerlendirmesine izin veren, hammadde maliyetini düşürmeyi ve ekipman arıza süresini somutlaştıran, basit, düşük maliyetli bir ekipman üzerinde deneysel bir prosedür geliştirilmesi hedeflenmiştir. Geliştirilen sistem ile tatmin edici tekrarlanabilirlik sunan değişken enine kesitli iş parçalarında direnç kaynağına izin verdiği, ana sistem değişkenleri, iş parçası enine kesiti, çeneler arasındaki serbest uzunluk, mevcut zaman, ön şarj ve yük değerlerinin belirlenebildiği görülmüştür. Ortaya çıkan mikro yapının, endüstriyel işlemden elde edilene benzer, ancak HAZ uzantısının daha büyük ve daha iri taneli olma eğiliminde olduğunu saptamışlardır (De Santana, Paulo ve Modenesi, 2006).

Nascimento ve ark. çalışmalarında, uçuş güvenliğine açısından kritik olan bileşenlerde yaygın olarak kullanılan AISI 4130 çeliğinin ters eğilme yorulma dayanımı üzerindeki ardışık TIG kaynak onarımlarının etkisini analiz etmişlerdir. "Motor beşiği" olarak adlandırılan belirli bir uçak bileşeninin kaynaklı bağlantılarında döngüsel eğilme yükleri oluştıran ani manevralar, rüzgar patlamaları, motor titreşimi ve helezon çabalarını simüle etmek için, numuneler üzerinde deneysel ters eğilme yorulma testleri yapmışlardır. SCHENK PWS

ekipmanı aracılığıyla, yük oranı $R = -1$ olan, sabit genlik altında, 30 Hz frekansta ve oda sıcaklığındaki 1,10 mm (0,043 inç) kalınlığındaki AISI 4130 çeliğine TIG kaynak işlemi uygulandıktan sonra eğilme yorulma dayanımının azaldığını, ardından tekrar kaynak sırasına bağlı olarak da azaldığını gözlemlemişlerdir (Nascimento, Voorwald ve Pereira, 2010).

Nascimento ve ark. çalışmalarında, veri ve analiz eksikliğini ele alarak, deneysel verilere dayanarak, başlangıçta 0,89 mm kalınlığında sıcak haddelenmiş çelik levhadan yapılmış AISI 4130 çelik numunelerinin aksenal yorulma mukavemeti üzerindeki ardışık GTAW onarımlarının etkilerini araştırmışlardır. Çalışmalarında kusurlu/çatlamış kaynak dikişinin üst üste binmesiyle karakterize edilen (uçakların çalışma ömrü boyunca uygulanan) yaygın olarak kullanılan bir bakım kaynak onarım prosedürüne özel önem vermişlerdir. AISI 4130 çeliği üzerine GTAW uygulaması sonucunda tüm mekanik özelliklerde, özellikle çok düşük bir değer sunan (% 3,8 ortalama) uzamada azalma ve ana malzemedan alınan numunelerle karşılaştırıldığında, kaynaklı numuneler için aksenal yorulma mukavemetinde önemli bir azalma gözlemlemişlerdir (Nascimento, Voorwald ve Filho, 2011).

Neto ve ark. çalışmalarında, kaynak işlemi olarak kullanılan TIG ve lazer kaynak yöntemlerinde, temperleme etkisine erişmek için mekanik davranış, kaynak ve ısıl işlem görmüş durumları incelemişlerdir. Çalışmalarında 1 mm kalınlığındaki 2 adet AISI 4130 çeliğine, önce 60 mm.s^{-1} hızında ve 750 W gücünde lazer kaynağı ve $1,65 \text{ mm.s}^{-1}$ hızında ve 148 W gücünde TIG kaynağı işlemi, daha sonra $400 \text{ }^\circ\text{C}$ 'de 2 saat süre ile temperleme işlemi uygulanmışlardır. Yazarlar, 4130 çelik sac için kullanılan iki kaynak işleminin de mekanik özelliklerde çok az kayıpla uygulanabilir olduğu, lazer kaynak işleminin daha hızlı otomatikleşebildiği ve TIG kaynak işleminden yaklaşık on kat daha küçük alan faz dönüşüm alanı ürettiği, sertlik değerlerinin her iki işlem için de oldukça yüksek olduğu, ancak temperleme sonrası lazer kaynaklı çelikte yaklaşık 200 HV'ye, TIG işleminde ise yaklaşık 100 HV'ye düştüğü, kaynak sonrası uygulanan tavlamanın, çeliğin sünekliğini iyileştirdiği, lazer kaynağındaki etkinin daha fazla görüldüğü martenzite dönüşüm ve fazlar arasındaki uyumluluğun arttığı gibi sonuçlara ulaşmışlardır (Neto, Neves, Silva, Lima ve Abdalla, 2015).

Tseng ve ark. çalışmalarında, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin TIG kaynağının ortak penetrasyonu üzerinde toz oksitlerin termal stabilitesinin etkisini araştırmışlardır. MoO_3 , Cr_2O_3 , Al_2O_3 , MgO ve CaO tozlarının AISI 4130 çelik TIG-PF kaynaklı bağlantıların

bağlantı penetrasyonu ve metalurjik özelliği üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. MoO_3 ve Cr_2O_3 ile üretilen AISI 4130 çelik TIG kaynaklarının, Al_2O_3 , MgO ve CaO ile üretilen TIG kaynaklarına kıyasla bağlantı penetrasyon kabiliyetinde (JPA) daha büyük bir gelişme olduğunu gösterdiği, CaO ile TIG kaynağı, toz oksit içermeyen TIG kaynağına kıyasla kaynak şeklinin nispeten sığ ve geniş olmasına neden olan ark hattının genişlemesine neden olduğu, AISI 4130 çelik kaynağının kaynak metalinde (WM) ve kısmi ısıdan etkilenen bölgesinde oluşan sert mikro yapılar, önemli bir mikrosertlik değeri (>370 HV) sergilediği sonuçlara ulaşmışlardır (Tseng ve Shiu, 2015).

Dornelas ve ark. çalışmalarında, AISI 4130 çelik kaynaklı borunun iri taneli ısıdan etkilenen bölgesinin (CGHAZ) mikro yapısı ve Charpy V-çentik (CVN) darbe enerjisi üzerindeki kaynak geçiş sıcaklığına etkilerini analiz etmişlerdir. Kaynak işlemini, sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak sayısal olarak simüle etmiş olup, kaba taneli ısıdan etkilenen bölge, optik ve taramalı elektron mikroskobu, elektron geri saçılım kırınım analizi, Vickers mikrosertliği ve CVN etkisi yoluyla fiziksel olarak değerlendirmişlerdir. Geçiş sıcaklığındaki artışın, mikro yapıyı beynit (B) ve martensitten (IT 315 °C) B'ye, hizalanmış martensit-östenit-karbür (AC) ile ferrit ve ötektoid öncesi ferrit (FP) (IT 400 °C) olarak değiştirdiğini gözlemlemişlerdir. Mikro yapıdaki bu değişikliklerin CGHAZ'ın CVN darbe enerjisini doğrudan etkileyen etkili tane boyutu ve tane sınırı karakter dağılımını önemli ölçüde etkilediğini saptamışlardır. Geçiş sıcaklığının 315 °C, en yüksek CVN darbe enerjisini (89 J) sergilediğini ve 400 °C'den yüksek geçiş sıcaklıklarının ASME 31.3 standardını karşılayamadığını, bu nedenle AISI 4130 çelik borular için kaynak maliyetini azaltmak için geçiş sıcaklığının ayırım gözetmeksizin artırmanın uygun bir yöntem olmadığına karar vermişlerdir (Dornelas ve diğerleri, 2020).

Satputaley ve ark. çalışmalarında AISI Chromoly 4130 ve Al 7075-T6 üzerinde TIG kaynak işleminin incelemelerinde bulunmuşlardır. Deneysel çalışmada 29,11 mm dış çapa ve 1,65 et kalınlığına sahip Chromoly 4130 ve 25,4 mm dış çapa ve 3 mm et kalınlığına sahip Al 7075-T6 malzemenin borular incelenmiştir. Chromoly 4130'un kaynağı için kullanılan dolgu metali ER70S-2 ve Al 7075-T6 için ER5183'tür. Gerçekleştirilen aynı kaynak prosedürleri sonucu; yapılan çekme testlerinde Chromoly 4130 için kaynak mukavemetinin 396,69 MPa olduğu, Al 7075-T6 için ise düşük kaynak mekanik özellikleriyle, kaynak uygulamaları için uygun olmadığını gözlemlemişlerdir. Genel olarak, Al 7075-T6 malzemesi yüksek mukavemet için zayıf kaynak penetrasyonuna neden olurken, Chromoly

4130 malzemesi ise TIG kaynağı ile malzeme özelliklerinden ödün verme riski olmaksızın çok iyi kaynak penetrasyon özellikleri gösterdiğini belirtmişlerdir (Satputaley, Waware, Ksheersagar, Jichkar ve Khonde, 2020).

Arun ve ark. çalışmalarında, farklı kesitler için farklı malzemeler kullanılarak araç şasisinin tasarımını ve analizini anlatmışlardır. Modelleme ve analiz için bir kamyon şasesinin alındığı çalışmada I, C ve normal kutu tipi olmak üzere üç farklı kesit için çelik ve alüminyum olmak üzere AA 7068 ve AISI 4130 malzemelerini ele almışlardır. Solidworks ve Ansys yazılımlarının kullanıldığı çalışmanın sonucunda, AA 7068'in AISI 4130'a kıyasla daha yüksek deformasyona sahip olduğunu ancak yine de AA 7068, çelik alaşımı (AISI 4130) için uygun bir yedek olarak kabul edilebildiğini, çünkü bize %50'den fazla ağırlık azalması sağladığını belirtmişlerdir (Arun, Kumar ve Velmurugan 2021).

Çalışmaların genelinde SAE/AISI 4130 çeliği malzemelerine TIG, lazer kaynaklı, elektron ışın, direnç nokta gibi farklı kaynak metodları uygulanmıştır. Uygulanan kaynak işlemleri sonucunda farklı kimyasal kompozisyonlara sahip olan çeliklerin mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Bazı çalışmalarda ise çeliklere uygulanan farklı modelleme işlemleri (sonlu elemanlar vb.) incelenmiştir.

2.6. Isıl İşlem Yapılmış SAE/AISI 4130 Çeliğinin Değerlendirildiği Çalışmalar

Isıl işlemler genel olarak, malzemelerin mikro yapısı, sertliği ve mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleridir. Çeliklerin sahip oldukları %C miktarına göre, uygulanan farklı ısıl işlemler bulunmaktadır. Bunlar; tavlama, sertleştirme, ıslah etme, menevişleme, sementasyon, indüksiyonla yüzey sertleştirme vb. işlemlerdir.

Lax çalışmasında, 1200 °C'de 1 saat östenitlenen ve ardından sıvı nitrojen soğutması (1200 °C IBQLN) ile buzlu tuzlu su içinde söndürülen numunelerin mikroyapısal karakterizasyonu için transmisyon elektron mikroskobu ile inceleme yapmışlardır. Yüksek mukavemet seviyelerinde yüksek kırılma tokluğu için hem proötektoid ferrit hem de üst beyrit oluşumundan kaçınılması gerektiği sonucuna varmışlardır. Arzu edilen martensit yapısı, iğne yapısı arasında kalan östenit filmleriyle birlikte otomatik temperlenmiş yerinden çıkmış iğne martensitinden oluştuğunu saptamışlardır (Lax, 1974).

Wilde ve ark. çalışmalarında sertleştirme ve menevişleme işlemleri sonrası 690 MPa akma dayanımlı AISI 4130 çeliğine, bakır, gümüş, paladyum ve nikel ilaveleri ile bu elementlerin hidrojenin çeliğe absorpsiyonu ve sonraki çatlama davranışı üzerindeki etkilerinin değerlendirmişlerdir. Kimyasal özellikleri belirlenen AISI 4130 çeliğinin, mekanik özellikleri 1 saat boyunca 870 °C’de östenitleme ve sonrasında 2 saat boyunca 648 °C’de sertleştirme ve yağda soğuma işlemlerinin ardından belirlenmiştir. Sonuç olarak ağırlıkça yüzde olarak 0, 0,05, 0,1, 0,5 ve 1 konsantrasyon seviyelerinde bakır, gümüş ve nikel ilavelerinin sülfür çatlama performansı üzerinde hiçbir etkisinin olmadığını göstermişlerdir. Bununla birlikte palladyum ve platin yüzde 0,5’in üzerindeki konsantrasyonlarda, çelikleri hem sülfür gerilim çatlama hem de hidrojenin neden olduğu kabarcık çatlama karşı etkilenmeyen hale getirdiğini belirtmişlerdir (Wilde, Kim ve Turn, 1982).

Lumsden ve ark. çalışmalarında, hidrojenin penetrasyonunu azaltmayı veya emilen hidrojeni zararsız hale getirmeyi amaçlayan yüksek mukavemetli çelikler üzerindeki çalışmalarını incelemişlerdir. AISI 4130 çeliğine paladyum ilavelerinin, sülfür stres çatlak duyarlılığı üzerindeki etkilerini belirlemek ve bu etkileri sülfür kapanımlarının bileşim ve morfolojisindeki değişikliklerle ilişkilendirmek için bir araştırma yapmışlardır. Bu amaçla sıcak hadde yoluyla 927 °C’de 12,7 mm kalınlığında üretilen çelikleri 871 °C’de 1 saat östenitleştirildikten sonra yağda soğuma işlemine tabi tutmuşlardır. Daha sonra çelikleri 648 °C’de 2 saat menevişleme işlemine tabi tutularak istenilen mukavemet değerlerine getirmişlerdir. Sonuçlar incelendiğinde 0,1 W/O’ya kadar olan paladyum ilavelerinin SSC direnci üzerinde hiçbir etkisi olmadığını ancak 0,6 ve 1,0 W/O paladyum içeren örneklerde çatlakların başlamadığını belirtmişlerdir. Palladyum, 1,0 W/O Pd ile çelik için kullanılanlarla aynı alet parametreleri kullanılarak 0,1 W/O paladyum içeren çeliğin sülfür ilavesinde tespit edilemediğini, kazancın 5 kat artırıldığında gözlemleneceğini saptamışlardır (Lumsden, Wilde ve Stocker, 1983).

Craig çalışmasında, ağırlıkça % 0,017 P içeren AISI 4130 çeliğinin farklı sıcaklıklarda tavlama numunelerinin kimyasal aşınma davranışlarını incelemiştir. Numuneler öncelikle 930 °C’de normalize edilerek havada soğutmuş, ardından 900 °C’de östenitlemenin ardından suda soğutmuştur. Temperleme sıcaklığını 300 °C ile 700 °C arasında 100 °C’lik artışlarla 1 saat boyunca uygulamıştır. Numuneleri metalografik olarak elmasla 1,0 µm cilayla parlatılmış olup, daha sonra 100 mL doymuş pikrik asit çözeltisi başına 1 g sodyum tridesil benzen sülfonat ilavesiyle doymuş bir pikrik asit çözeltisi içinde oymuştur. Numuneleri

solüsyona oda sıcaklığında 1 - 6 saat arasında süre ile maruz bırakmıştır. Yapılan çalışmada tane sınırı oluk açma derinliği için 1 saat sürenin optimum olduğu belirlenmiş olup, 400 °C tavlama ve 700 °C'deki temper sıcaklıklarında oluk açmanın olmadığını gözlemlemiştir. 500 °C ve 600 °C'de temperlenen numuneler, iki farklı seviyede tane sınırı oluşu sergilemiştir. Sonuç olarak oluk derinliğinin (P içeriği) 500 °C 'de maksimuma ulaştığını ve ardından artan meneviş sıcaklığı ile azaldığı gözlemlemiştir (Craig, 1988).

Jahazi çalışmasında, termomekanik işleme parametrelerinin AISI 4130 çeliğin mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini incelenmiş ve mukavemet ve tokluğun en iyi kombinasyonunun elde edilebileceği işleme koşullarını belirlemiştir. 3 tonluk bir indüksiyon fırınında hazırlanan slabdan alınan 200 x 100 x 15 ölçülerindeki plakalara bir delik açılmış ve termokupl numune ile temas halinde deliğin içine yerleştirmiştir. Çözelti işleminden sonra, 900 °C ile 1230 °C sıcaklık aralıklarında arasında, plakalar 70 tonluk iki merdane arasında haddelenmiş olup, 810 °C ile 620 °C sıcaklıklarında hadde bitiş sıcaklığında üretmiştir. 4130 çeliğinin termomekanik işlem sırasında mukavemet ve tokluk değerleri artmış olup, özellikle haddeleme bitiş (ikmal) sıcaklığının 620 °C'ye düşürüldüğü denemelerde, östenit-ferrit bölgesinde ortalama çapı 10 mikron olan ince ve eş eksenli ferrit taneciklerin oluştuğu gözlemlemiştir. Bu sebeple daha düşük hadde bitirme sıcaklıklarının uygulanması, daha düşük soğutma hızlarına neden olmasına ve bunun da daha yüksek ferrit tane boyutuna yol açan karışık tane boyutlarına yol açtığını bildirmiştir (Jahazi, 1998).

Rajan ve ark. çalışmalarında, 4130 çeliğine flow form (sıvama) yöntemiyle artan bir dönme noktası deformasyonu tekniği ile talaşsız metal şekillendirme uygulanan boruların öncelikle mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla çeşitli ısı işlemlerin uygulanmasını incelemiştir. Numunelere tavlama, normalizasyon ve sertleştirme ve temperleme ısı işlemleri uygulanmış olup, sertlik, akma ve çekme değerlerini karşılaştırmışlardır. Genel olarak incelendiğinde, tavlama işleminin şekil vermeyi geliştirdiği ve şekil verme sırasında akış gerilimini azalttığı gözlemlemiştir. Bununla birlikte normalizasyon işleminin, sertleştirme ve temperleme işlemi kadar form verme sırasında yüksek akış sertliği ancak daha yüksek mukavemet (çekme noktası) gösterdiği bildirmiştir. Buna rağmen sertleştirme ve temperleme işleminin bütün orta karbonlu düşük alaşımlı çeliklere daha yüksek mukavemet özellikleri sağladığı belirtmişlerdir. Yine çalışmanın sonucunda, düşük alaşımlı % 0,4'dan fazla C içeren çeliklerin, soğuk çalışma şartlarında flow forming işlemine uygun olmadığı bildirmiştir (Rajan, Deshpande ve Narasimhan, 2002).

Bhattacharjee ve ark. çalışmalarında, bir Nb mikro alaşımlı TMCR çelikte, gevrek çatlak başlangıcının ve körleşmiş çentik ucunun önündeki ilerlemenin mikromekanizmalarını araştırmışlardır. Numunelere başlangıçta uygulanan 1150 °C'de 2 saat ısıl işleminin ardından, tekrarlanan ve son aşamada farklı sıcaklık değerlerinde (1200 °C - 1150 °C -1044 °C - 1043 °C - 1024 °C - 1012 °C) haddeleme işlemlerini incelemişlerdir. Gevrek çatlakların başlaması için kırılma gerilimi, termomekanik olarak kontrol edilen haddeleme programı ve plakadaki konumundan bağımsız olarak deneysel olarak 1900 MPa civarında olduğunu belirtmişlerdir. % 50 ITT ve 27 J geçiş sıcaklığının, tane sınırı karbür kalınlığı ve mezo doku dikkate alındığında en iyi şekilde tahmin edilebildiğini saptamışlardır (Bhattacharjee, Knott ve Davis, 2004).

Mandkarian ve ark. çalışmalarında, oksidasyon sonrası gaz karışımının AISI 4130 plazma nitrokarbürize çeliğin korozyon direncine etkisini incelemişlerdir. Plazma nitrokarbürleme, hacimce % 49 nitrojen, % 49 hidrojen ve % 2 karbon dioksit içeren bir atmosferde 5 saat süreyle 520 °C'de gerçekleştirilmiş olup nitrokarbürize edilmiş numuneler, farklı O₂:H₂ oranları (5:1, 1:1, 1:3, 1:5 ve 1:7) altında 450 °C'de 1 saat süreyle oksitleme işlemine tabi tutmuşlardır. X-ışını kırınım desenleri, O₂:H₂ oranının 5:1'den 1:5'e düşürülmesiyle manyetit faz miktarının ve numunelerin korozyon direncinin arttığını ortaya koymuşlardır. O₂:H₂ oranının artmasıyla oksit tabakasının kalınlığının arttığını ve yüzey pürüzlülüğünün azaldığını gözlemlemişlerdir (Mandkarian ve Mahboubi, 2009).

Bultel ve ark. çalışmalarında, bir ısıl işlemin 4130 çeliğinde yüksek sıcaklıktaki yorulma davranışı üzerindeki etkisini karakterize etmişlerdir. 1000 bar basınç altında, 1155 °C'de 3 saat boyunca östenitleştirilen numuneleri, fırın içerisinde yavaşça soğumaya bırakmışlardır. Yorulma deneyi, 10 mm uzunluğunda ve 6 mm çapındaki silindirik numunelerin, % 0,8 - % 1,2 arasında değişen toplam eksenel gerinim kontrolü altında 250 kN yük kapasiteli bir Schenk hidrolik makinesini kullanarak gerçekleştirmişlerdir. Beynitik çelikte, ferritin plastisiteyi beynitten daha fazla barındırmasına neden olan bir yük transferinin var olduğunu, yüksek sıcaklıkta termo-mekanik işlem, beynitik çeliğin mikro yapısını ferritik perlitik bir yapıya dönüştürdüğünü saptamışlardır (Bultel ve Vogt, 2010).

Gök ve ark. çalışmalarında, SAE/AISI 4130 çeliğine uygulanan sertleştirme ısıl işlemi sonrası oluşan mekanik değerleri ve oluşan mikroyapıları incelemişlerdir. Yapılan çalışmalarda SAE/AISI 4130 çeliğini 900 °C'de 30 dakika ısıtıldıktan sonra farklı noktalardan su vererek

soğutma işlemlerine tabi tutmuşlardır. Su verme işleminden sonra numunenin farklı noktalarından sertlikler ölçülmüş olup, sertlik değerleri mikroyapılarla desteklemiştir. Sertlik sonuçlarına bakıldığında numunenin uç kısmındaki sertlik değeri 51,7 iken, numune yüzeyinden 60 mm içerideki bölgenin sertlik değeri 18,1 HRC olarak tespit etmişlerdir. Toplamda 60 mm bölgede yapılan mikro yapı incelemelerinde; işlem görmemiş yapının perlit ve ferritten oluştuğunu, sertleştirme uygulanan numunenin uçtan 2 mm mesafede %99 ile en yüksek martenzitik hacme, uçtan 13 mm mesafede ise %50 oranında martenzitik yapıya sahip olduğu gözlemlenmiştir (Gök, Ulu ve Said, 2011).

Yasavol ve ark. çalışmalarında, düşük alaşımlı AISI 4130 çeliğinin plazma nitrürleme ve oksitleme sonrası çift yönlü uygulamasını incelemiştir. 20 mm çapındaki, 6 mm kalınlığındaki numuneler, plazma nitrürleme işlemini ile 550 °C'lik değişmez sıcaklıkta, N₂/H₂:3/1 sabit hacim oranı kullanılarak 4 mbar basınçla 5 kW'lık bir geleneksel DC gücünde gerçekleştirmişlerdir. Nitrürleme işleminden sonra, oksitleme sonrası işlemleri, nitrürleme atmosferinin boşaltılması ve işlem odasının, bir basınç altında O₂/H₂:1/3 ve 1/9 ve O₂:100% hacim miktarına sahip oksitleyici gaz karışımları ile değiştirilmesi yoluyla, 400 ve 500 °C sıcaklıklarda 4 mbar basınç altında gerçekleştirmişlerdir. X-ışını kırınımı, nitrürleme sırasında gama prime ve epsilon demir nitür fazlarının ve oksitleme işlemi altında hematit (Fe₂O₃) ve manyetit (Fe₃O₄) fazlarının gelişimini doğrulamıştır. O₂/H₂ hacim oranı 1/3 altında oksitlenen numune, bileşik tabakanın üstünde neredeyse tek fazlı bir manyetit oksit tabakasının oluşumuna atfedilen en iyi korozyon direncini gösterdiğini saptamışlardır. Ayrıca oksitlenmiş numunelerin yüzey mikrosertliğinin, nispeten düşük demir oksit sertliğine atfedilebilecek plazma nitrürlenmiş numuneye kıyasla biraz azaldığını belirtmişlerdir (Yasavol ve Mahboubi, 2012).

Banerjee çalışmasında, bazı önemli ticari çeliklerin ısıl işleminin altında yatan temel ilkeleri tartışmaya çalışmıştır. Düşük alaşımlı orta karbonlu, yay, rulman, paslanmaz çeliklere uygulanan farklı sıcaklıklardaki ısıl işlemlerle ortaya çıkan faz dönüşümlerini incelemiştir. Özellikle AF1410 ve AerMet1000 çeliklerine uygulanacak ısıl işlemleri sıcaklıklarını belirlemiş olup, daha sonra oluşan mikroyapıları incelemiştir (Banerjee, 2017).

Zamani çalışmasında, kritik tavlamanın AISI 4130 çeliğinin mikro yapısı, mekanik özellikleri ve kırılma davranışı üzerindeki etkisini incelemiştir. Öncelikle AISI 4130 çeliğini 1050 °C'deki fırında 15 dakika süreyle bekletip ardından soğutmuş, daha sonra da 740 °C -

830 °C sıcaklıkları arasında 30 dakika süreyle tavlayıp suda soğutmuştur. Kritik tavlama sırasında ferrit ve perlit miktarı azalırken, martensit miktarı artmış olup, daha sonra 830 °C'de bekletip suda soğuttuktan sonra tamamen martenzit yapıya erişildiğini gözlemlenmiştir. Martensit bölgede 595±15 HV, perlit-martensit bölgede 370±80 HV ve ferritik bölgede 200±7 HV sertlik değerlerini ölçmüştür (Zamani, Mirzadeh ve Ghasemi, 2018).

Rybakov çalışmasında, yüksek basınçlı sondaj sıvısı sistemi için kullandığı AISI 4130 çeliğine, kaynak sonrası yapılan ısıt işlemlerin mekanik özellikleri geliştirmesini incelemiştir. Kaynak işlemi sonrası, numuneler 650 °C sıcaklıkta 150 dakika bekletilmiş olup, maksimum 250 °C sıcaklığa kadar düşen soğutma parametreleriyle, malzemenin az gevrek ve daha sert olmasını beklemiştir. Kaynak sonrası uygulanan ısıt işlem sıcaklığının seçiminin, üretim sürecinde uygulanan ısıt işlemlerden oldukça etkilendiğini, temperleme sıcaklığı, düşük kritik sıcaklık A1'in (700°C) üzerinde olduğunda, bir miktar yeniden kristalleşmeye (östenizasyon) yol açmış olabildiğini ve oluşan bu yeni tanelerin, temperlenmiş martensit değerlerine yakın sertlik değerlerine sahip alt beynit şeklini alacak ve bize aynı sertlikte daha ince tane yapısı vererek malzemeyi daha sert ve daha güçlü hale getireceğini belirtmiştir. Bu mekanizmaya dayanarak, malzemenin istenen özelliklerini korumak için kaynak sonrası ısıt işleminden sonra beynitin sertliğini mümkün olduğunca yüksek tutmak istediğini, bu nedenle mümkün olan en düşük sıcaklığı ve bekletme süresini seçmesi gerektiğini (120 dakika bekletme süresi ile 650 °C'de ısıt işlem), birkaç girinti noktası, NACE / ISO 15156 tarafından belirtilen 250 HV kritik değerine çok yakın olduğunu ve bir noktada biraz üzerinde olmasına rağmen, yine de HAZ'ın ortalama değerinin 233 HV geldiğini belirtmiştir (Rybakov, 2019).

Heidary ve ark. çalışmalarında, otomotiv sınıfı AISI 4130 çeliğinin mikroyapısal gelişimi ve mekanik özelliklerini, çeşitli ısıt işlem yollarıyla araştırmışlardır. Bu kapsamda öncelikle östenitleme sıcaklığının ve süresinin mekanik özelliklere etkisi değerlendirmiş olup, daha sonra 400 °C 'de 20, 40 ve 60 dakikalık östemperleme için optimum östenitleme sıcaklığı elde etmişlerdir. Son olarak, optimum östenitleme koşulu altında, 300 °C'den 500 °C'ye kadar 50 °C aralıklı östemperleme sıcaklıkları, mekanik özellik değişiklikleri ve mikroyapısal gelişimi açısından değerlendirmişlerdir. Östenitlemenin en yüksek sertlik değerini 900 °C 'de 15 dakikada gösterdiğini, bunun martensit pahasına beynit mikro yapısının gelişmesiyle ilgili olduğunu ayrıca farklı östenitleme sıcaklıklarında 400 °C 'de 20 dakikalık

östemperleme süresi en yüksek mukavemet seviyesini sağladığını belirtmişlerdir (Heidary, Mirzaee, Raouf ve Borhani, 2020).

Çalışmalarda bahsedildiği gibi AISI 4130 çeliğine farklı sıcaklık aralıklarında (500 °C – 1200 °C) ısıtma işlemleri uygulanabilmektedir. Uygulanan ısıtma işlemleri sonucunda çeşitli elementlerin takviyesi ile de çelik kalitesinin artırılması amaçlanmaktadır. Genel olarak östenitleştirme sıcaklıklarında (900 °C - 1200 °C) uygulanan ısıtma işlemlerinin ardından, çeşitli mekanik testler gerçekleştirilmektedir. Ayrıca alınan numunelerden metalografik muayene yöntemi ile mikroyapılar incelenmektedir. Bu sayede ısıtma işleminin amacına uygun olarak uygulandığında mekanik özellikleri iyileştirebilme kabiliyeti saptanmaktadır.

2.7. Yüksek Frekans Kaynağı ile Boru Üretiminin Sonrası Isıtma İşlemi Yapılmış Çalışmalar

Boru üretiminde kullanılan yöntemlerden biri olan yüksek frekans kaynağı sırasında, dilinmiş rulo bantlar 1300 °C sıcaklıkta, şekillendirme makaralarının yardımı ile dikişli bir şekilde birleştirme işlemine tabi tutulurlar. Üretimi yapılan boruların mekanik özelliklerini geliştirebilmek amacıyla çeşitli ısıtma işlemleri uygulanmaktadır. Uygulanan ısıtma işlemleri sonucunda, üretim sonucu oluşan kaynak kusurlarının giderilmesi hedeflenmektedir.

Wang ve ark. çalışmalarında, elektron ışın kaynaklı AISI 4130 çeliğinin yorulma özelliklerini iyileştirmek için kaynağı temperlemek ve kalan gerilimi serbest bırakmak için oda içi EB kaynak sonrası ısıtma işlemi (EBPWHT) ve eşanjörlü fırın sonrası ısıtma işlemi (FPWHT) olmak üzere kaynak sonrası iki ısıtma işlemi kullanılmışlardır. AISI 4130 çeliği 200 X50X3 mm ölçülerindeki numunelere, 490 °C 'de 3 saatlik sertleştirme ve temperleme işlemlerinden sonra (33 - 37 HRC), 50 kV gerilim , 70 mA ışın akımı ve 103 J/mm ısı girişi ile elektron ışın kaynağını uygulamışlardır. İlk işlem kaynaktan hemen sonra gerçekleştirilen vakum odasındaki EBPWHT'dir. Bu yöntemle eşit bir sıcaklık dağılımı elde etmek ve elektron ışın temperleme sırasında yüzeyin yeniden erimesini önlemek için, bilgisayar kontrollü bir mikro nokta deseni, desen genişliğini, ışın enerjisi ve tarama hızını değiştirerek numuneyi taramak için kullanılmışlardır. Diğerleri ise numuneyi vakum haznesinden alıp farklı temperleme sıcaklıklarında geleneksel ısıtma fırınına koyarak yapılan FPWHT'dir. Hem elektron ışın hem de fırın sonrası kaynak ısıtma işlemleri, merkez hattı kaynak mikro yapısını tavlama martensit haline getirmek için tavlama olup, mukavemet ve merkezi bölgedeki

mikrosertlik azaldığı, ancak sünekliğin arttığını görmüşlerdir. Hem elektron ışın hem de fırın tavlama ile kaynak sonrası ısıt işlemlerin, yorulma çatlağı büyümesine karşı direnci gerçekten iyileştirdiği, tavllanmış martensit oluşturmak için tavlama etkisinden ve artık gerilme durumunun başlangıçtaki gerilmeden nihai durumda daha fazla sıkıştırma gerilimine değişmesinden kaynaklandığını belirtmişlerdir (Wang ve Chang, 1996).

Khalaj ve ark çalışmalarında, yüksek frekanslı elektrik direnci kaynağı yöntemi ile API X60 çeliğinden üretilen hat borularından alınan numuneleri incelemişlerdir. Üretim sonrasında uygulanan kaynak sonrası ısıt işlemlerinde, soğutma hızları ve sıcaklıkları değiştirilerek malzemelerin mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla çalışmaları yapmışlardır. Alınan numuneler sıralandığında; ERW yöntemi ile üretimi sonrası suda soğutulan, 950 °C 'de 12 saniye süre ile normalizasyon işlemi sonrası suda soğutulan, 950°C'de 12 saniye süre ile normalizasyon işlemi sonrası oda sıcaklığında havada soğutulan, 950 °C'de 12 saniye süre ile normalizasyon işlemi sonrası suda soğutulan ardından 500 °C'de 20 dakika temperleme (sertleştirme) işlemine tabi tutulan, 950 °C'de 12 saniye süre ile normalizasyon işlemi sonrası suda soğutulan ardından 500 °C 'de 30 dakika temperleme (sertleştirme) işlemine tabi tutulan, 950 °C'de 12 saniye süre ile normalizasyon işlemi sonrası suda soğutulan ardından 600 °C'de 20 dakika temperleme (sertleştirme) işlemine tabi tutulan, 950 °C'de 12 saniye süre ile normalizasyon işlemi sonrası suda soğutulan ardından 600 °C 'de 30 dakika temperleme (sertleştirme) işlemine tabi tutulan ve 950 °C'de 12 saniye süre ile normalizasyon işlemi sonrası 350 °C'ye kadar havada soğutulan ardından oda sıcaklığına kadar suda soğutulan şeklindedir. Alınan numunelere Charpy darbe, sertlik ölçümü ve mikroskopik inceleme testleri yapmışlardır. Kaynaklı numunelerin mikro yapılarında martensit ve bainit gibi sert fazların görülmesi beklendiğinden, sadece yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip lata tipi martensit gözlemlenmiştir Normalizasyon uygulanmış numunelerin mikro yapıları, az miktarda perlit ile birlikte poligon ferriten oluşmaktadır. Bununla birlikte, temperlenmiş numunenin suyla söndürüldükten sonra mikro yapıları, çoğunlukla tavllanmış lata tipi martensitten oluşmaktadır. Ortalama sürede, tavlama sonrası tokluk değerleri iyileştirilmesiyle su verilmiş ve temperlenmiş numunelerin mikro yapıları arasında önemli farklar belirlemişlerdir. 500 °C'de 20 dakika temperlemenin herhangi bir mikroyapısal değişim için yeterli olmadığını görmüşlerdir. Kaynak sonrası ısıt işlem sıcaklığının 600 °C'ye çıkarılmasıyla, darbe özellikleri önemli ölçüde iyileştirilmiş olup, sıcaklık arttıkça sertliğin azaldığı gözlemlenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre 600 °C ve 30 dakika süreyle yapılan işlemlerin en uygun sonuçları sağladığını belirlemişlerdir. API

X60 kalite çelik için, tüm ısıl işlem koşulları $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de 17 J'lik tatmin edici sonuçlar vermiştir. Bu nedenle, bu çalışmada verilen yeni arıtma döngüsü, iki aşamalı su verme ve tavlama ısıl işleminden oluşan, klasik işlem olarak gerçekleştirilen X60 kalite çelikler için tek aşamalı normalleştirme ısıl işleminden daha etkili olduğunu bulmuşlardır. (Khalaj, Pouraliakbar, Jandaghi ve Gholami, 2017).

Karani ve ark çalışmalarında, API Standartlarında üretimi ERW metoduyla üretilen boruların kaynak birleşimindenki hataları belirlemeye yardımcı olan yassılma testini incelemiştir. Yapılan çalışma 8,2 mm et kalınlığında 203,2 mm ve 406,4 mm çaplarındaki API boruları, indüksiyon ısıtma sistemiyle normalizasyon ısıl işlemine tabi tutulmuş olup, kaynaklı borudaki dikiş normalleştirme işlemi $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ ile Ae3'ün ($950\text{ }^{\circ}\text{C}$) üzerindeki sıcaklıklara hızlı ısıtılıp, kısa bir bekleme süresi ve ardından hava soğutmayı içermektedir. Optik ve elektron mikroskobu ile incelenen çalışmada, kaynak birleşiminde özellikle renkli olarak dağılan uzun merkez bandında yüksek oranda fosfor olduğu gözlemlenmiştir. Boru et kalınlığının büyük bir bölümünü kaplayan bu gevrek bant, yassılaştırma testi sırasında başarısızlığın nedeni olarak atfedilmiştir. Mevcut çalışmada, HFIW API borunun yassılaştırma testi sırasında gevrek kırılmasının nedeni, artık / emprüte elementleri açısından araştırılmıştır (Karani ve diğerleri, 2019).

Kaba ve ark. çalışmalarında, $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de mekanik şekillendirme yapıldıktan sonra yüksek frekanslı indüksiyon ERW işlemi ile üretilen çelik boruların, kaynak dikişinde oluşan uzunlamasına çatlaklara odaklanmışlardır. Üretimi yapılan borular sonra üç aşamalı normalleştirme işlemine ($450\text{ }^{\circ}\text{C}$, $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ve $940\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de) tabi tutulmuş olup, havada soğutulmuş ardından sertleştirme ve menevişleme işlemleri uygulamışlardır. Optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu ve X-ışını difraktometresi kullanılarak yapılan yapısal incelemelerin ardından, sertleştirilmiş ve temperlenmiş ERW çelik borulardaki çatlaklar, kaynak dikişindeki kaba manganez silikat tipi kompleks oksit oluşumu ve sertleştirme sırasında östenitleştirme sıcaklığından hızlı soğumanın neden olduğu yüksek termal gerilmelerin kombinasyonu ile ilişkilendirmişlerdir. Boru çeliğinin % 8,35'inden daha düşük Mn/Si oranı, ERW işlemi sırasında kaynak dikişinde yüksek erime noktalı kompleks oksitlerin sıkışmasını tercih ederken, borunun iç yüzeyinin müteakip sertleştirme sırasında çekme tipi termal streslere maruz kalmasına neden olarak, kompleks oksitlerin oluşmasına veya oksitlerine saçılmasını sağladığını saptamışlardır (Kaba, Altay ve Çimenoglu, 2020).

Çalışmalarda bahsedildiği gibi yüksek direnç kaynağıyla üretilen borularda mekanik özellikleri geliştirebilmek amacıyla çeşitli ısı işlemler uygulanmaktadır. AISI 4130 çeliğine normalizasyon, sertleştirme ve menevişleme gibi ısı işlemler uygulanabilmektedir. Isıl işlemler sonucunda özellikle kaynak bölgelerinde çatlak, oksitlenme gibi hataların giderilmesi hedeflenmiştir. Martenzit, beynit gibi mikro yapılar oluşurken, daha kararlı ve homojen fazların elde edilmesi amaçlanmıştır.



3. MATERYAL VE YÖNTEM

Çalışmanın amacı, AISI 4130 çeliğinden ERW metoduyla üretilen sondaj tijlerinin fırında ısıtma işleminden sonra farklı hızlardaki soğutma kapasiteleri ile mekanik özelliklerinin geliştirilmesidir. Bu çalışmada sondaj tijlerinin üretiminde ve deney uygulamalarında kullanılan SAE /AISI 4130 (25CrMo₄) çeliğinin, kimyasal ve mekanik özellikleri Çizelge 3.1 ve 3.2’de verilmiştir.

Bu çalışmada, SAE/AISI 4130 (25CrMo₄) ıslah çeliğinden ERW metoduyla üretilen sondaj tijleri, 950 °C, 1000 °C ve 1050 °C sıcaklığında fırında ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Sondaj tijleri daha sonra oda sıcaklığındaki ortamda bir radyal fan ile 20 m/s, 40 m/s ve 60 m/s hızlarında hava üflenerek soğutulmuştur. Soğutulan numuneler, mikro yapılarının incelenmesi için metalografik muayeneye tabi tutulmuştur. Isıl işlem uygulanan çeliğin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla numuneler mikrosertlik, çentik darbe, çekme ve aşınma testlerine tabi tutulmuştur.

Çizelge 3.1. Deneylerde kullanılan SAE/AISI 4130 çeliğinin elementel analizi (%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
0,279	0,242	0,684	0,0068	0,0044	0,980	0,101	0,0443
Co	Cu	Ti	V	Pb	Sn	Mg	Fe
0,0125	0,135	0,0031	0,0042	0,0022	0,0067	0,0016	97,26

Çizelge 3.2. Deneylerde kullanılan SAE/AISI 4130 çeliğinin mekanik özellikleri

Özellikler	Değer
Yoğunluk	7,85 g/cm ³
Uzama Değeri	21,50 %
Çekme Dayanımı	560 Mpa
Akma Dayanımı	460 Mpa
Elastik Modülü	190-210 Gpa
Poison Oranı	0,27-0,30
Sertlik	228 HV

3.1. Deney Öncesi Kesme İşlemleri

Sondaj tijlerine, soğutma işlemlerinden önce laboratuvar deneylerine uygun şekilde numune kesme işlemleri uygulanmıştır. Buna göre 3000 mm uzunluğundaki sondaj tijleri ilk olarak 300 mm uzunluğunda olacak şekilde 10 adet parçaya ayrılmıştır. Sondaj tijleri şerit testere (3/4 diş) ile istenilen uzunlukta kesilmiştir (Bkz. Resim 3.1).



Resim 3.1. Sondaj tijleri numuneleri

3.2. Deney Kapsamında Yapılan Isıl İşlem

SAE/AISI 4130 (25CrMo4) çeliğinden üretilen sondaj tijlerine fırında ısıtma işleminin uygulanmasıyla mekanik özelliklerinin geliştirilmesi hedeflenmiştir. Bu amaçla ERW metoduyla üretilen sondaj tijlerine deney kapsamında fırında ısıtma işlemi uygulanmıştır. 88,9 mm çapında, 5,55 mm et kalınlığında ve 300 mm uzunluğundaki 10 adet sondaj tiji numunesi, fırında ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Fırında, önceden belirlenen 3 farklı sıcaklık değerinde (950 °C, 1000 °C ve 1050 °C) 30 dakika süre ile bekletilen numuneler, tasarımı tamamen bize ait olan soğutma düzeneğine yerleştirilmiştir. 3 kW gücündeki bir motor, 2650 m³/h hava debisine sahip bir radyal fan ve belirli ölçülerdeki çelik malzemelerin kullanıldığı soğutma düzeneğinde, 3 farklı parametre (20 m/s, 40 m/s ve 60 m/s) ile soğutulan numuneler, daha sonra mekanik değerleri belirlenmek üzere laboratuvar testlerine tabi tutulmuşlardır. 9 adet numune ile oluşturulan karşılaştırmalı deney grubunda; 3 farklı ısıtma sıcaklığı ve 3 farklı soğutma parametresi ile çalışılırken, 1 adet numune ise 1000 °C'de fırında ısıtıldıktan sonra, oda sıcaklığında bekletilerek soğutulmuştur (Bkz. Çizelge 3.3).

Çizelge 3.3. Sondaj tiji soğutma deney parametreleri

Numune No	Fırın Isıtma Sıcaklığı (°C)	Numune Soğutma Süresi (sn)	Hava hızı (m/s)	Soğutma İşleminde Üflenen Hava Sıcaklığı (°C)
1.	1050	30	60	30,2
2.	1050	30	40	30,1
3.	1050	30	20	30,1
4.	1000	30	60	29,2
5.	1000	30	40	29,3
6.	1000	30	20	29,4
7.	950	30	60	29,1
8.	950	30	40	29,2
9.	950	30	20	29,1
10.	1000	30	Oda sıcaklığında kendiliğinden soğutma	29,2

3.3. Çalışma Kapsamında Tasarlanıp İmal Edilen Hava Debisi Kontrollü Soğutma Cihazı

Sondaj tijleri, fırında ısıtma işlemleri sonrasında radyal bir fan ile soğutma işlemine tabi tutulmuşlardır. Soğutma işleminin gerçekleştirildiği deney düzeneğinin tasarımı için SolidWorks çizim programı kullanılmıştır. Üretim aşamasında ise tasarımı yapılan düzeneğin oluşturma süreçleri takip edilmiştir. Öncelikle deney düzeneğini oluşturan çeşitli uzunluktaki profil çelik malzemelerin üretimi yapılmıştır. Daha sonra çelik malzemelerden oluşturulan düzeneğe radyal fan ve fanın oluşturduğu hava debisini ölçen bir debimetre monte edilmiştir. Hava debisini istenilen hızda kontrol edilebilmesi için 400 x 300 x 200 mm ölçülerinde pano hazırlanmıştır. Panoda 4 kW sürücü, 10 amper sigorta, 220/24 V DC güç kaynağı, fan hız kontrol anahtarı gibi malzemeler bulunmaktadır. Resim 3.2, Resim 3.3 ve Resim 3.4'te soğutma cihazına ait imalat ve boyama aşamalarına ait görseller paylaşılmıştır.



(a)



(b)

Resim 3.2. Soğutma düzeneği profil çelik malzemeler a) ana şase b) yuvarlak fan borusu



Resim 3.3. İmalat sonrası soğutma düzeneği



Resim 3.4. Boyama sonrası soğutma düzeneği

Oluşturulan soğutma düzeneğinin kapasite bilgileri aşağıdaki çizelgededir (Bkz. Çizelge 3.4).

Çizelge 3.4. Soğutma Düzeneği Kapasitesi

Sondaj Tiji Soğutma Düzeneği Ekipman Kapasiteleri		
Debimetre Ölçüm Aralığı	Ortam Sıcaklığı	Sürücü Hızı
0-65 m/s	0-40 °C	0-70 Hertz

3.4. Deney Sonrası Numune Alma İşlemleri

Yapılan ısıl işlem sonrasında numuneler boyuna iki eşit parçaya ayrıldıktan sonra preslenmiştir. Daha sonra numuneler, mikro yapı analizleri, aşınma, sertlik, çentik darbe, X-ışını analizleri için gerekli ebatlarında metalografik numune kesme cihazı kullanılarak kesilmiştir (Bkz. Resim 3.5).



Resim 3.5. ATA Brilliant 200 numune kesme cihazı

Kesilen numuneler bakalite alma işlemlerine tabi tutulmuşlardır. Bakalit cihazına eklenen toz ile birlikte bağlanan numune 180 °C sıcaklıkta 4 dakika süre ile ısıtılır (Bkz. Resim 3.6).



Resim 3.6. Ata Opal 410 bakalit alma cihazı

Numunelere zımparalama ve parlatma işlemleri uygulanır. Numuneler 5 farklı kalınlıktaki (120-220-600-1200-2400 mikron) zımpara diskleri ile zımparalanır (Bkz. Resim 3. 7). Daha sonra alüminyum süspansiyon ile kumaşın üzerinde numune ısınmayacak şekilde ara ara parlatılır. Korozyonu ve pası engellemek için numuneler hava ile kurutulur.



Resim 3. 7. Ata Saphir 530 zımparalama ve parlatma cihazı

Numunelere dağlama işlemi uygulanmıştır. 1,6 gram nitrik asit (% 65) ile 18,4 gram etil alkol (% 99) karışımı pamuk yardımı ile numunelerin üstüne dağlandıktan sonra 2-3 bar hava basıncı ile kurutulmuştur (Bkz. Resim 3.8, 3.9).



Resim 3.8. Dağlama işlemi sonrası kurutulan numune



Resim 3.9. Dağlanmış numunenin son hali

3.5. Mikro Yapısal İnceleme

Metalografik işlemler gördükten sonra dağlanan numunelerin mikroyapıları Tosyalı Holding Tosçelik ERW Boru retim Tesislerinde bulunan kalite kontrol laboratuvarında incelenmiştir. İncelemeler ASTM E112 tane boyutu standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Nikon Eclipse MA 100 marka cihaz ile yapılan ölçümlerde 200X ve 500X büyütme ile fotoğraflar çekilmiştir. Görüntü sistemi, Resim 3.10'da gösterilmiştir.



Resim 3.10. Nikon Eclipse MA 100 optik mikroskobu

3.6. Mikrosertlik Testi

Numunelerin mikrosertlik ölçümlerinde Vickers sertlik ölçme yöntemi kullanılmıştır. Vickers sertlik ölçme yönteminde kare tabanlı 136° lik tepe açısına sahip elmas piramit uç kullanılmaktadır. Vickers testinde elde edilen sertlik HV olarak gösterilir ve izin köşegenleri ölçülerek bulunur. HV değerini hesaplamak için kullanılan formül Eş. 3.4'te verilmiştir.

$$HV = 0,1897 P d^2 \quad (3.4)$$

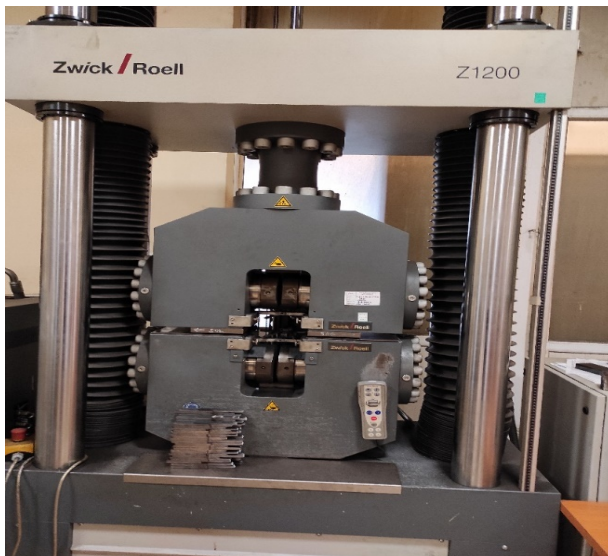
Burada P, malzemede kullanılan kuvvettir ve d iz üzerindeki köşegen uzunluklarının ortalamasıdır. Elde edilen numunelerin Vickers sertlikleri 50 g yük altında 5 saniyelik bekleme süresi ile tespit edilmiştir. Deneyler ASTM A-370 Standardına uygun şekilde gerçekleştirilmiştir. Deneylerde Resim 3.11'de gösterilen Duro Scan 70 marka mikro sertlik cihazı kullanılmıştır.



Resim 3.11. Dura Scan 70 marka mikro sertlik test cihazı

3.7. Çekme Testi

Çekme deneyleri malzemelerin akma, çekme ve % uzama değerlerinin görüldüğü deneylerdir. Deneyler ZWICK ROEL Z1200 deney cihazında TS EN ISO 6892-1 standardına göre yapılmıştır. Çekme cihazının ve 1 adet çekme numunesinin görüntüleri Resim 3.12 ve Resim 3.13'te gösterilmiştir. Çekme numunesinin boyutları 300 mm uzunluğunda ve 20 mm enindedir. Numune boyu 300 mm olduğu için alınan numunenin tamamı kullanılmıştır.



Resim 3.12. Zwick Roel Z1200 marka çekme cihazı

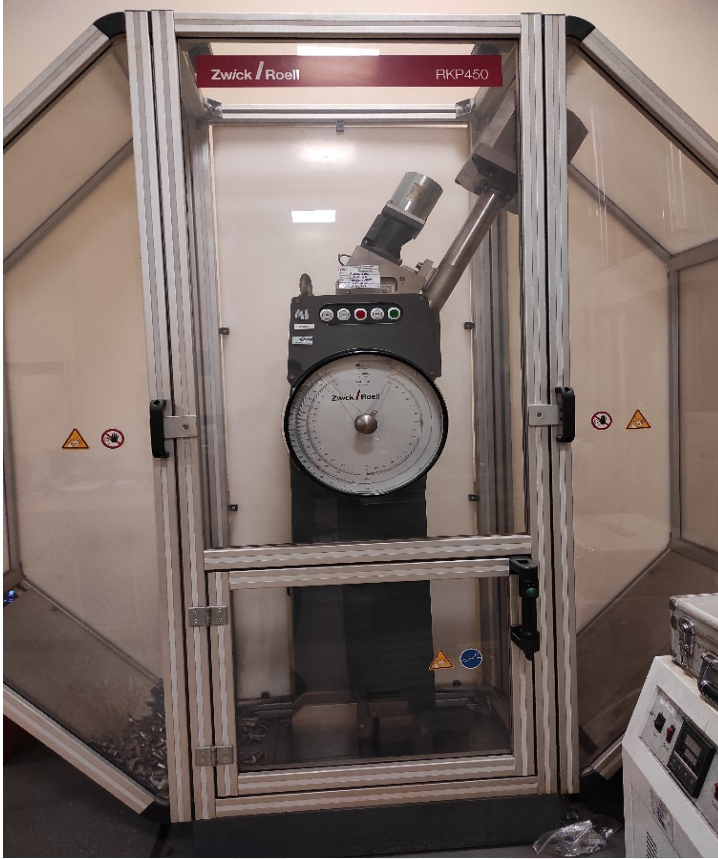


Resim 3.13. Çekme deneyi numunesi

3.8. Çentik Darbe Testi

Çentik darbe deneylerinde (Charpy ve Izod olmak üzere iki çeşit olup aralarındaki tek fark numunenin mesnetlenme şeklidir) malzemelerin kırılma eğilimini arttıran koşulları sağlayacak şekilde tasarlanmıştır. Standart deney teknikleri ile çentikli bir numunede, çentik tabanına bir sarkacın ucundaki çekiçle darbe yapılması ve çentik tabanında meydana gelen dinamik zorlanmaların (çok eksenli gerilmelerin) etkisi ile malzemelerin belirli bir sıcaklıkta kırılması için gerekli enerji (darbe mukavemeti) ve kırılma tipi (sünek-gevrek) belirlenmektedir (Gencer, 2020).

Yapılan deneylerde Zwick Roell RKP 450 marka çentik darbe cihazı kullanılmıştır. Numunelere öncelikle 2 mm derinlikte çentikler açılmıştır. Deney numuneleri EN ISO 148-1 Standardına göre, 10 mm eninde ve 55 mm boyunda olacak şekilde hazırlanmıştır. Numuneler soğutma işleminin yapıldığı boru ucundan 20 mm mesafede alınmıştır. Çentik darbe cihazına ve 1 adet çentik darbe deneyi numunesine ait görüntüler sırasıyla Resim 3.14 ve Resim 3.15'te gösterilmiştir.



Resim 3.14. Zwick Roell RKP 450 marka çentik darbe cihazı



Resim 3.15. Çentik darbe deneyi numunesi

3.9. Aşınma Testi

Bu deney ile birbirleri ile temas halinde bulunan iki malzemenin biri birlerine göre bağlı hareketi sonucunda meydana gelen aşınma miktarları hesaplanmakta ve metalik malzemenin aşınma özellikleri tespit edilmektedir. (Saraç, 2019).

Aşınma, temas yüzeylerinden mekanik etkilere bağlı olarak mikro partiküllerin ayrılmasından dolayı malzemedeki istenmeyen değişimlerdir. Temas yüzeylerinde, sürtünme kuvvetleri güç kaybına sebep olur ve böylece aşınma, çalışma toleranslarının bozulmasını ve makine parçalarının işlevlerini tam olarak yerine getirememesini sebep olur. Aşınma olayı; hareket aktarma elemanı olarak kullanılan şaftlarda, kaymalı ve makaralı rulmanlarda, motor pistonlarında ve silindirlerde, dişlilerde ve türbin bıçaklarında görülebilir. Farklı mühendislik malzemeleri ömrünü önemli derecede etkileyen aşınma kaybı, malzeme tipi, aşınma ortamı, aşınma mekanizması, yük miktarı ve makine elemanları hızı, yüzey filmi özellikleri ve sürtünme sırasında oluşan sıcaklık gibi birçok faktöre bağlıdır. 5 farklı aşınma türü vardır (Saraç, 2019).

Abrasiv Aşınma: Malzeme yüzeyinin daha sert taneciklerle basınç altında etkileşmesi sonucu bunların malzeme yüzeylerinden talaş kaldırılması olarak tanımlanır.

Adhesiv Aşınma: Birbirleri üzerinde kayma yapan yüzeylerde soğuk kaynama veya bölgesel bağlanmalar ile bir yüzeyden diğerine malzeme aktarımı ve kayma hareketi ile malzeme kopması durumudur.

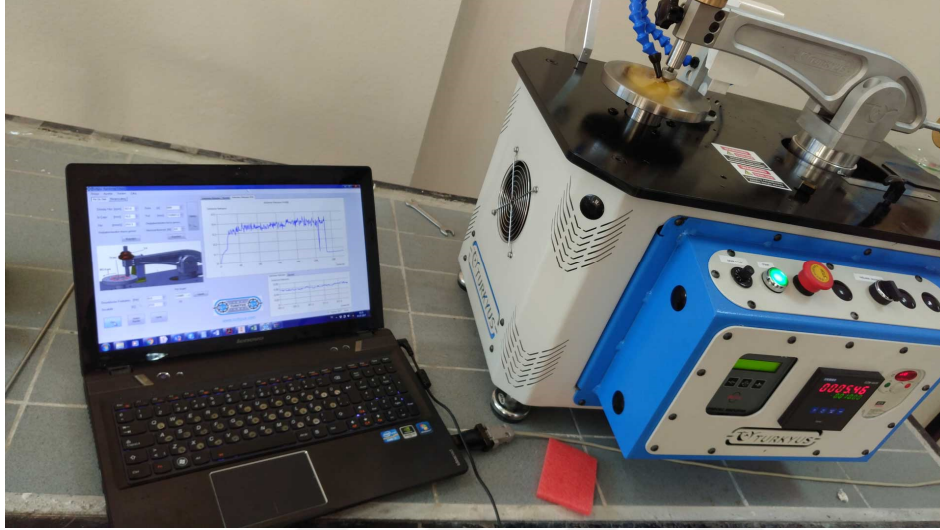
Korozif Aşınma: Aşınan yüzeyler, aynı zamanda korozif etkilere de maruz kalırsa bu durumda korozif aşınma oluşmaktadır.

Yorulma Aşınması: Dişli çarklar, rulmanlı yataklar ve kam mekanizmaları gibi birbirleriyle temas halinde olan yüzeylerde görülen bir aşınma türüdür.

Erozyon Aşınması: Bir akışkan içerisinde bulunan aşındırıcı partiküller, yüksek hızla yer değiştiren sıvı damlacıkları ve yüksek hızdaki gaz tanecikleri tarafından oluşturulan bir aşınma türüdür (Saraç, 2019).

Aşınma testleri kuru ortamda 100 metrelik kayma mesafesi ile 20 N yük altında gerçekleştirilmiştir. Deneylede dönüş hızı 300 rpm ve 6 mm çapa sahip aşındırıcı 52 100 rulman çeliğinden bilyeler kullanılmıştır. Numuneler soğutma işleminin yapıldığı boru ucundan 10 mm mesafede alınmıştır. Ayrıca deneyler, 25 °C'lik oda sıcaklığında ve İskenderun Teknik Üniversitesi'nde yer alan bilye tipi TURKYUS POD & HT & WT (Türkiye) aşınma test cihazında 109,95 mm/s hızında gerçekleştirilmiştir (Bkz. Resim 3.36).

Deney çalışmalarında kullanılmak üzere 1, 5 ve 10. boru numuneleri seçilmiştir. Aşınma testlerinden sonra, hacimsel aşınma kayıplarını belirlemek için optik mikroskop ile aşınma genişlikleri ve derinlikleri görüntülenmiştir. Daha sonra bu veriler kullanılarak aşınma miktarları alan ve hacim olarak hesaplanmıştır.



Resim 3.16. Turkeyus POD & HT & WT pin-on disk aşınma test cihazı

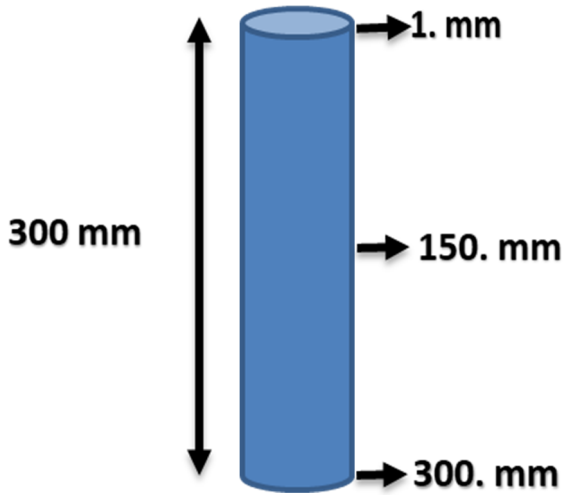
4. ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

4.1. SAE/AISI 4130 Çeliğine Uygulanan Isıl İşlemin Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi

Bu tez çalışmasında SAE/AISI 4130 çeliğinden ERW yöntemi ile üretilen sondaj tijlerine uygulanan ısıtma ve hava akımı ile soğutma işleminin mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir. Isıtma işlemi sonucunda AISI 4130 çeliklerine ait mekanik özellikleri belirlemek amacıyla yapılan deneyler aşağıdaki başlıklar altında incelenmiştir.

4.1.1. Sertlik verilerinin değerlendirilmesi

3 farklı sıcaklıkta (950 °C, 1000 °C, 1050 °C) uygulanan ısıtma işlemi ve 3 farklı hızda gerçekleştirilen soğutma işlemi sonrasında numunelere sertlik deneyleri yapılmıştır. Deney sonrası numunelerin 3 farklı noktasından Vickers (HV-10) sertlik değerleri alınmıştır. Numuneler sondaj tijlerinin kaynak ve malzeme bölgelerinden alınmış olup, buna göre elde edilen sertlik değerleri karşılaştırılmıştır. Sondaj tiji numunesinin sertlik değeri alınan bölgeleri Şekil 4.1’ de ve alınan sertlik değerleri Çizelge 4.1’de gösterilmiştir.

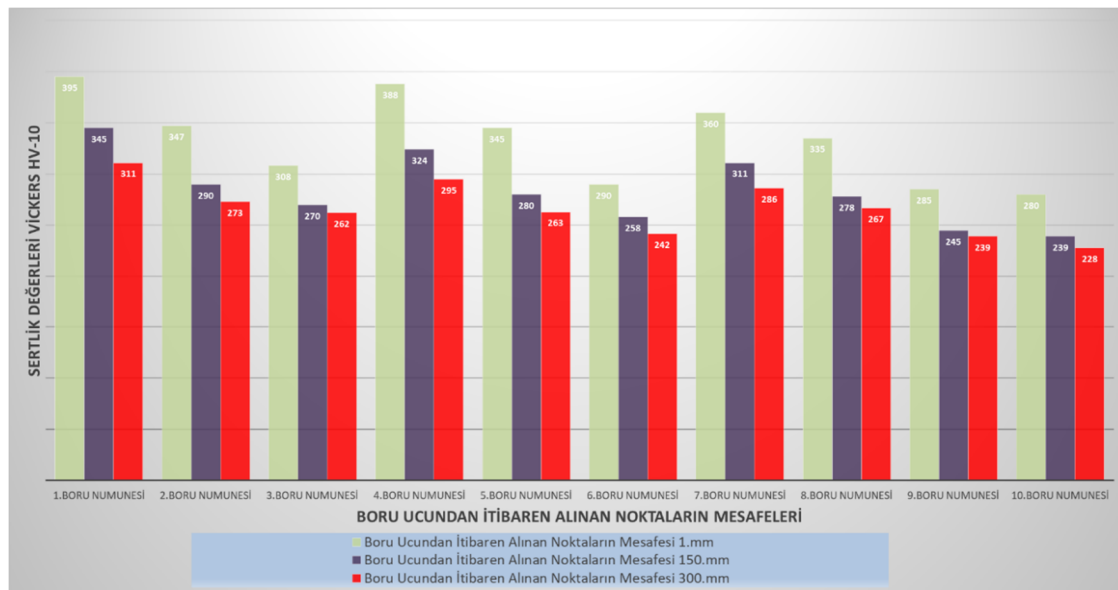


Şekil 4.1. Sondaj tiji numunesinin sertlik değeri alınan bölgeleri

Çizelge 4.1. Sondaj tiji numunesinin farklı noktalarından alınan sertlik değerleri

Numune No	SERTLİK DEĞERLERİ (VİCKERS-HV-10)		
	1.mm (Kaynak- Malzeme)	150.mm (Kaynak- Malzeme)	300.mm (Kaynak-Malzeme)
1.	413-395	358-335	333-308
2.	369-345	312-284	303-264
3.	321-299	284-262	274-253
4.	405-384	348-316	317-289
5.	357-339	302-274	292-258
6.	309-287	270-242	261-239
7.	385-353	333-309	313-278
8.	350-331	292-271	284-251
9.	312-293	268-241	257-233
10.	295-274	263-237	250-229

Şekil 4.2’de boru numunelerine uygulanan soğutma işleminin ardından, boru parçalarının hava nozuluna yakın uçtan başlayarak ardışık 3 noktadan alınan sertlik değerlerinin değişimi ifade edilmiştir. Birinci boru numunesine uygulanan ısıtma ve soğutma işlemlerine göre (1050 °C ısıtma - 60 m/s soğutma), boru ucundan 1 mm uzaklıkta ortalama 395 HV-10 sertlik değeri elde edilirken, 150 mm uzaklıkta ortalama 345 HV-10 sertlik değeri, 300 mm uzaklıkta ortalama 311 HV-10 sertlik değeri elde edilmiştir. 10. boru numunesinde ise (1000 °C ısıtma ve oda sıcaklığında kendiliğinden soğuma) boru ucundan 1 mm uzaklıkta ortalama 280 HV-10 sertlik değeri elde edilirken, 150 mm uzaklıkta ortalama 239 HV-10 sertlik değeri, 300 mm uzaklıkta ortalama 228 HV-10 sertlik değeri elde edilmiştir.



Şekil 4.2. Boru ucundan verilen havanın farklı noktalardaki sertlik değerlerine etkisi

4.1.2. Çekme deney verilerinin değerlendirilmesi

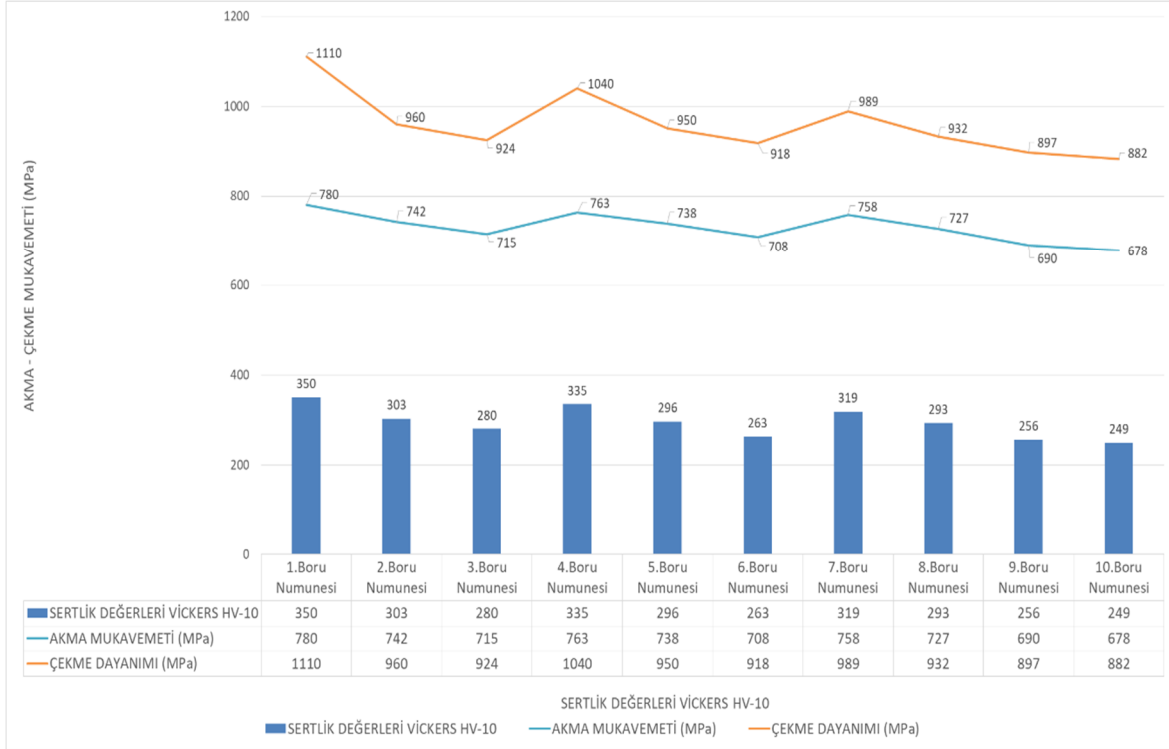
Çizelge 3.3'de belirtilen parametrelere göre gerçekleştirilen ısıtma işlem uygulamaları sonrasında numunelere çekme deneyleri yapılmıştır. Yapılan deneylerle numunelerin akma-çekme mukavemeti ve % uzama değerleri tespit edilmiştir. Akma ve çekme mukavemeti değerleri Çizelge 4.2' de gösterilmiştir.

Çizelge 4.2. Sondaj tiji numunelerinin ısıtma işlemi sonrası mekanik değerleri

NUMUNE NO	AKMA MUKAVEMETİ (MPa)	ÇEKME DAYANIMI (MPa)	UZAMA (%)
1.	780	1110	8,5
2.	742	960	12,1
3.	715	924	14,3
4.	763	1040	9,7
5.	738	950	12,5
6.	708	918	14,8
7.	758	989	11,5
8.	727	932	13,2
9.	690	897	15,2
10.	678	882	16,4

SAE/AISI 4130 çeliğinin deney öncesi akma ve çekme mukavemeti sırasıyla 460 MPa - 560 MPa iken, en yüksek ısıtma derecesi (1050 °C) ve en yüksek soğutma debisi (60 m/s) ile yapılan deney sonrası değerleri maksimum 780 - 1110 MPa olarak elde edilmiştir.

Şekil 4.3'te sertlik değerleri ile akma-çekme mukavemeti arasındaki ilişki irdelenmiştir. 1. boru numunesinin ortalama sertlik değeri 350 HV-10 ve akma - çekme mukavemeti sırasıyla 780 MPa ve 1110 MPa olarak elde edilmiştir. 10. boru numunesinin ortalama sertlik değeri 249 HV-10 iken, akma - çekme mukavemeti sırasıyla 678 MPa ve 882 MPa olarak elde edilmiştir.



Şekil 4.3. Sertlik değerleri ile akma-çekme mukavemetinin ilişkisi



Resim 4.1. Çekme deneyi uygulanmış numuneler

4.1.3. Çentik darbe deney verilerinin değerlendirilmesi

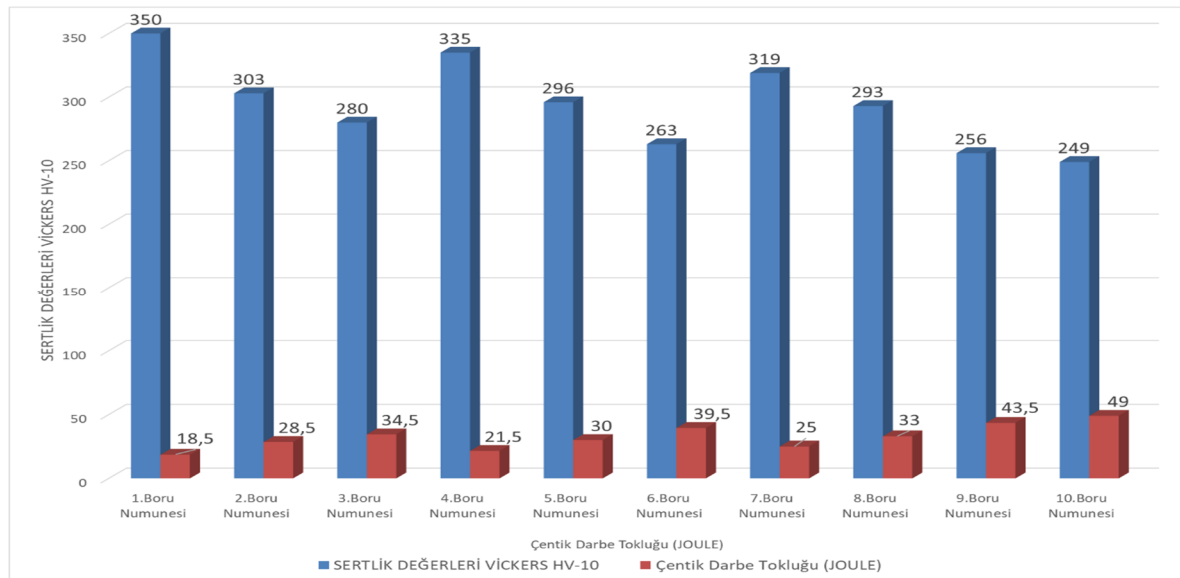
3 farklı sıcaklıkta (950 °C, 1000 °C, 1050 °C) uygulanan ısıtma işlemi ve 3 farklı hızda gerçekleştirilen soğutma işlemi sonrasında numunelere çentik darbe deneyleri yapılmıştır. Yapılan deneyde numunelerin darbe tokluk değerleri incelenmiştir. Tokluk değerleri Çizelge 4.3'te gösterilmektedir.

Çizelge 4.3. Sondaj tiji numunelerinin ısıtılma sonrası tokluk değeri

Numune No	Çentik Darbe Tokluğu (Joule)	
	Kaynak	Malzeme
1.	17	20
2.	27	31
3.	28	41
4.	19	24
5.	27	33
6.	34	45
7.	23	27
8.	29	37
9.	35	52
10.	41	57

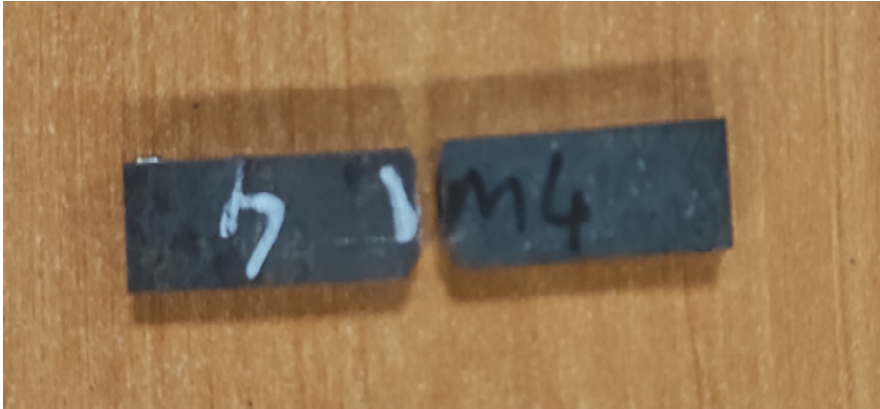
SAE/AISI 4130 çeliğinin deney sonrası kaynak bölgesinde 17 - 41 Joule ve malzeme bölgesinde 20-57 Joule değeri ölçülmüştür.

Şekil 4.4'te sertlik değeri ile darbe tokluğu arasındaki ilişki gösterilmiştir. 1. boru numunesinin ortalama sertlik değeri 350 HV-10 ve ortalama darbe tokluğu 18,5 Joule elde edilmiştir. 10. boru numunesinin ortalama sertlik değeri 249 HV-10 iken, ortalama darbe tokluğu 49 Joule elde edilmiştir.



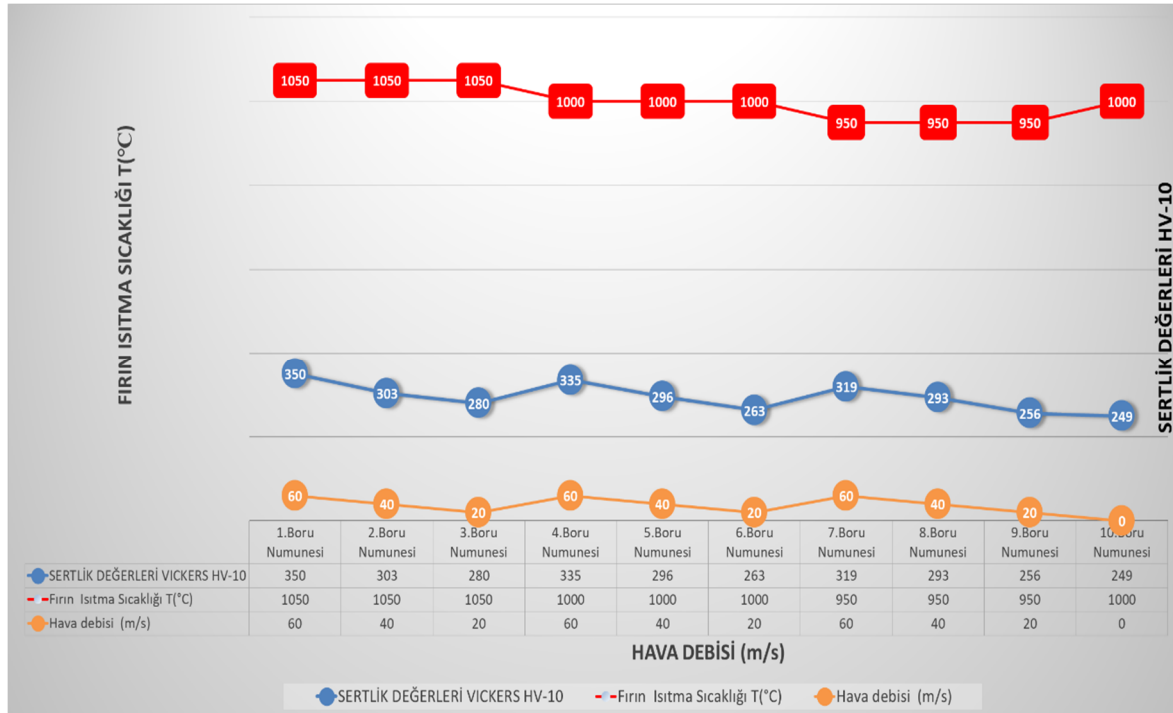
Şekil 4.4. Sertlik değeri ile darbe tokluğunun ilişkisi

Çentik darbe deneyi uygulanmış numunenin görseli Resim 4.2’de gösterilmiştir.



Resim 4.2. Çentik darbe deneyi uygulanmış numune

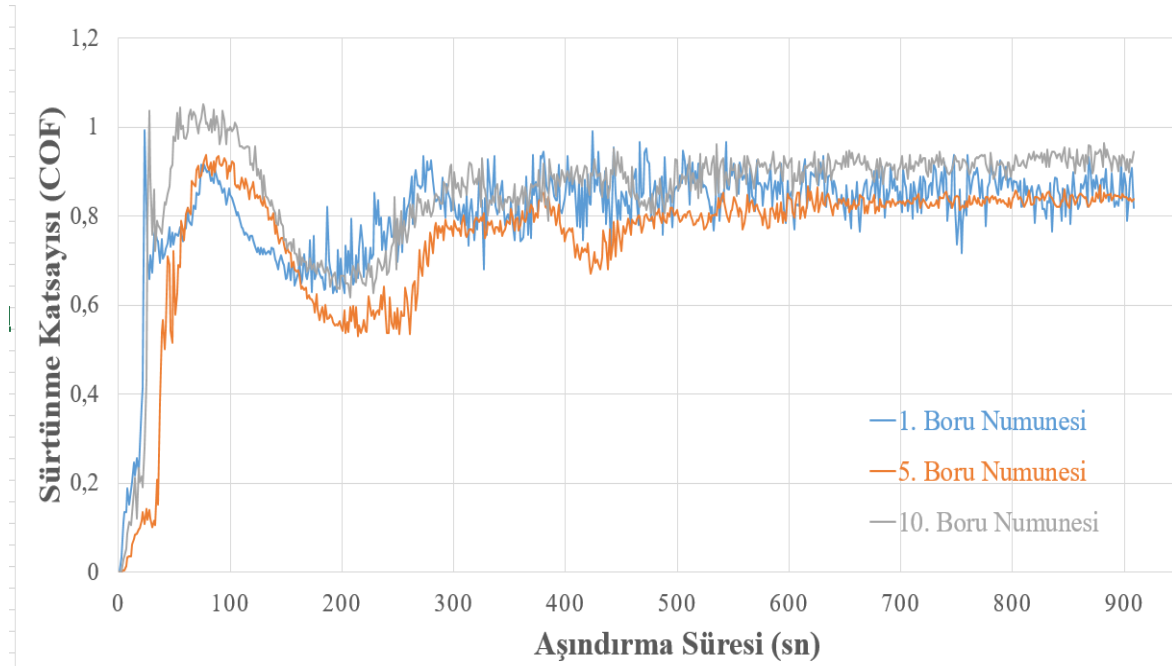
Şekil 4.5’te numunelere uygulanan ısıtma sıcaklığı ve hava ile soğutma parametrelerine göre elde edilen ortalama sertlik değerleri belirtilmiştir. 1. boru numunesine uygulanan deney parametreleri (1050°C ısıtma - 60 m/s soğutma) sonucunda ortalama 350 HV-10 sertlik değerleri elde edilirken, 10. boru numunesine uygulanan deney parametreleri (1000 °C ısıtma - oda sıcaklığında kendiliğinden soğuma) sonucunda ortalama 249 HV-10 sertlik değerleri elde edilmiştir.



Şekil 4.5. Fırın ısıtma-hava soğutma debisinin sertlik değerleri ile ilişkisi

4.1.4. Aşınma deney verilerinin değerlendirilmesi

1, 5 ve 10. deney numunelerine aşınma deneyi uygulanmıştır. Deney sonrası 3 numunenin sahip olduğu sürtünme katsayısının aşındırma süresi ile değişim grafiği Şekil 4.6'da gösterilmiştir.



Şekil 4.6. Sürtünme katsayısı değerleri

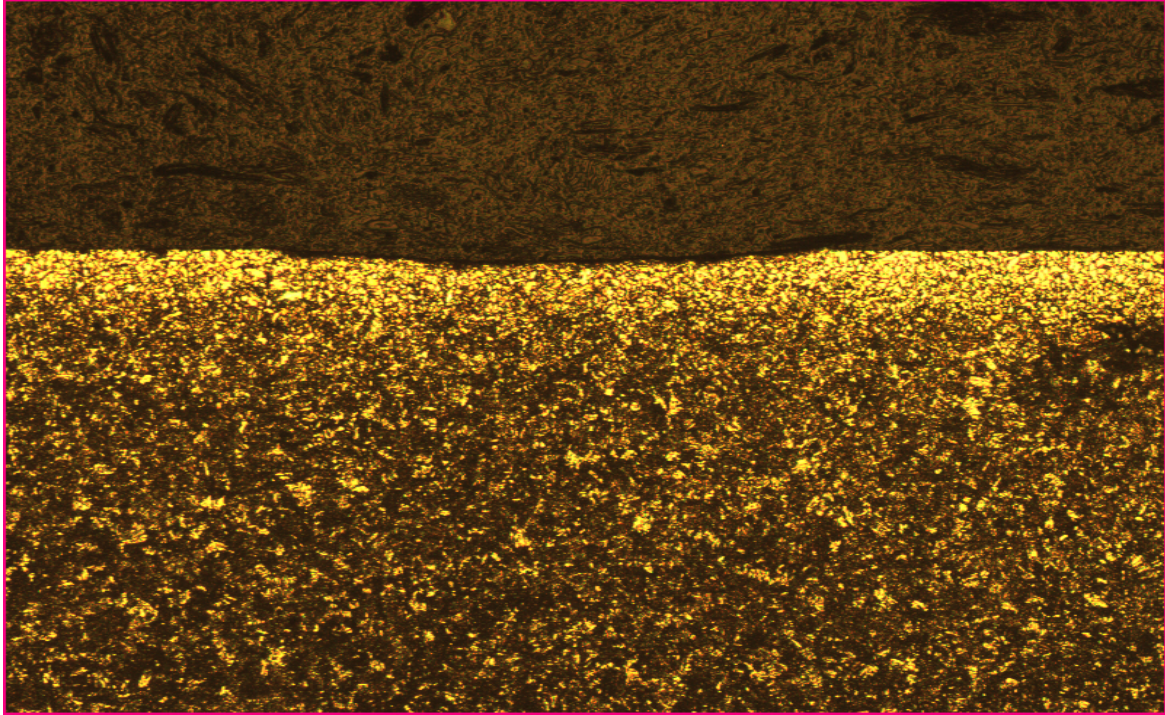
Aşınma deneyi sonrası, 3 numuneye (1, 5 ve 10. boru numuneleri) ait aşınma derinlik ve genişlik ölçülerinin görüntüleri Resim 4.3 ve Resim 4.4'te verilmiş olup buna bağlı aşınma hacim kayıpları Çizelge 4.4'te gösterilmiştir. Numunelerde aşınma öncesi ve sonrası belirlenen noktalardan sertlik alma işlemleri uygulanmıştır. Sertlik değerleri Çizelge 4.5'te gösterilmiştir.

Çizelge 4.4. Aşınma sonucu elde edilen değerler

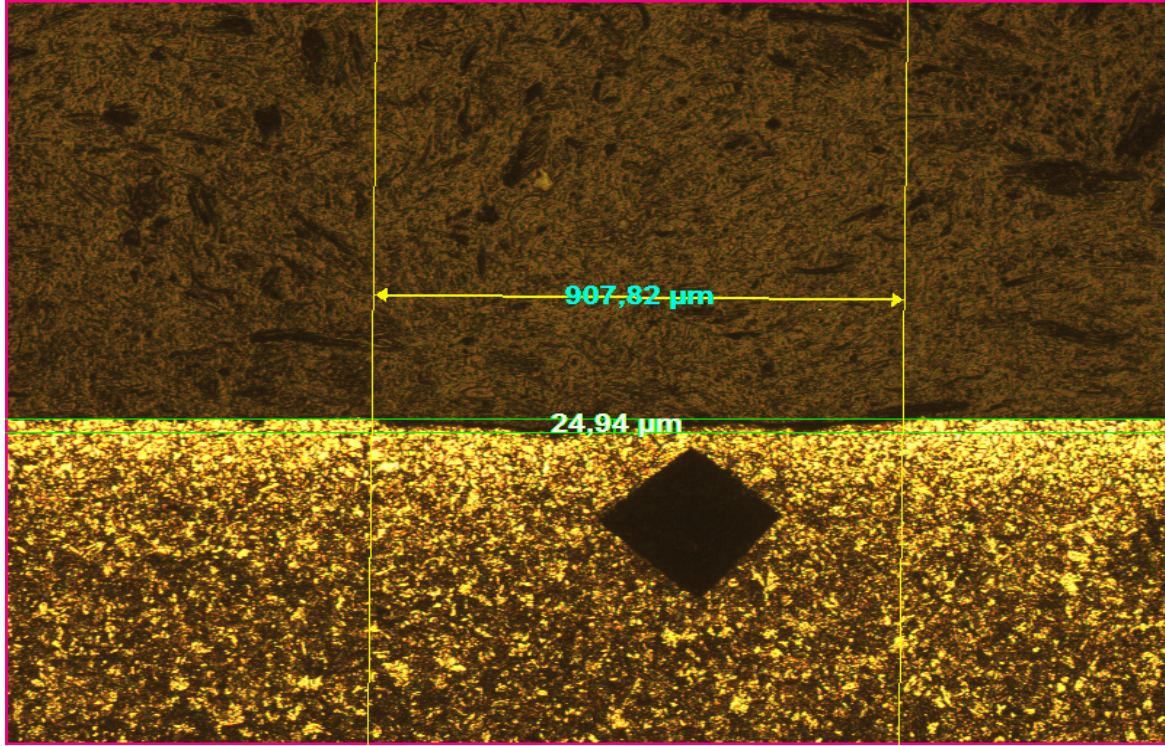
Numune No	Aşınma Genişliği (10^{-3} mm)	Aşınma Derinliği (10^{-3} mm)	Aşınma Alan Kaybı (10^{-6} mm ²)	Aşınma Hacim Kaybı (10^{-9} mm ³)
1	880,46	26,19	15358,19	385.993.420
5	930,21	33,67	20933,50	526.124.741
10	922,74	27,43	16602,92	417.276.699

Çizelge 4.5. Aşınma deneyi sonucu sertlik değerleri

AŞINMA DENEYİ SONUCU SERTLİK DEĞERLERİ (HV-10)					
1. boru numunesi		5. boru numunesi		10. boru numunesi	
aşınma öncesi	aşınma sonrası	aşınma öncesi	aşınma sonrası	aşınma öncesi	aşınma sonrası
332	314	305	284	278	262



Resim 4.3. Aşınma deneyi sonrası numunenin optik mikroskop görüntüsü



Resim 4.4. Aşınma deneyi sonrası optik mikroskopta genişlik ve derinlik ölçümü

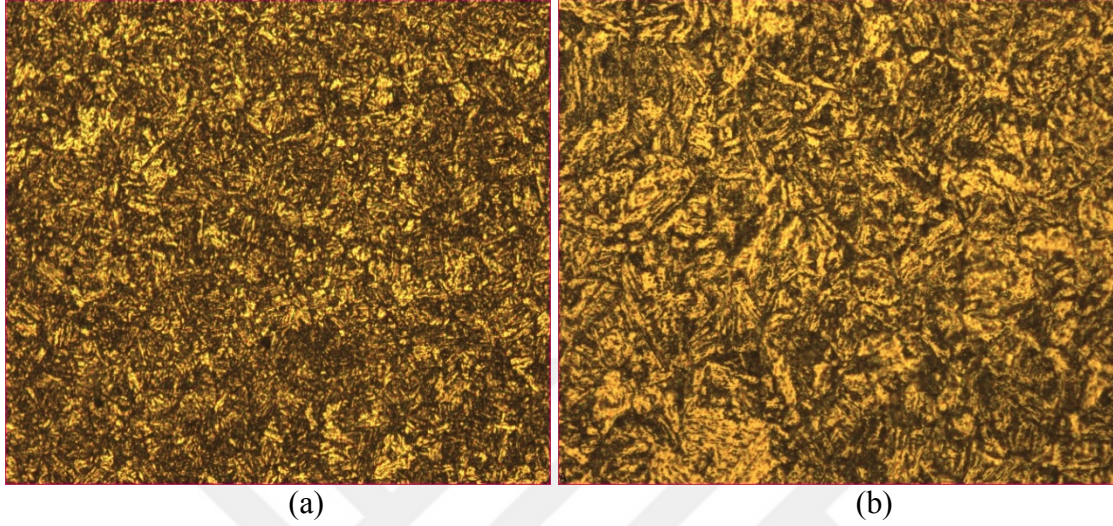
4.2. SAE/AISI 4130 Çeliğine Uygulanan Isıl İşlemin Mikroyapı Üzerine Etkisi

SAE/AISI 4130 çeliğinden ERW yöntemi ile üretilen sondaj tijlerine uygulanan ısıtma işleminin mikroyapı üzerindeki etkisi incelenmiştir. Isıtma işlemi sonucunda AISI 4130 çeliklerine ait mekanik özellikleri belirlemek amacıyla yapılan deneyler aşağıdaki başlıklar altında incelenmiştir.

4.2.1. Optik mikroskop görüntüleri

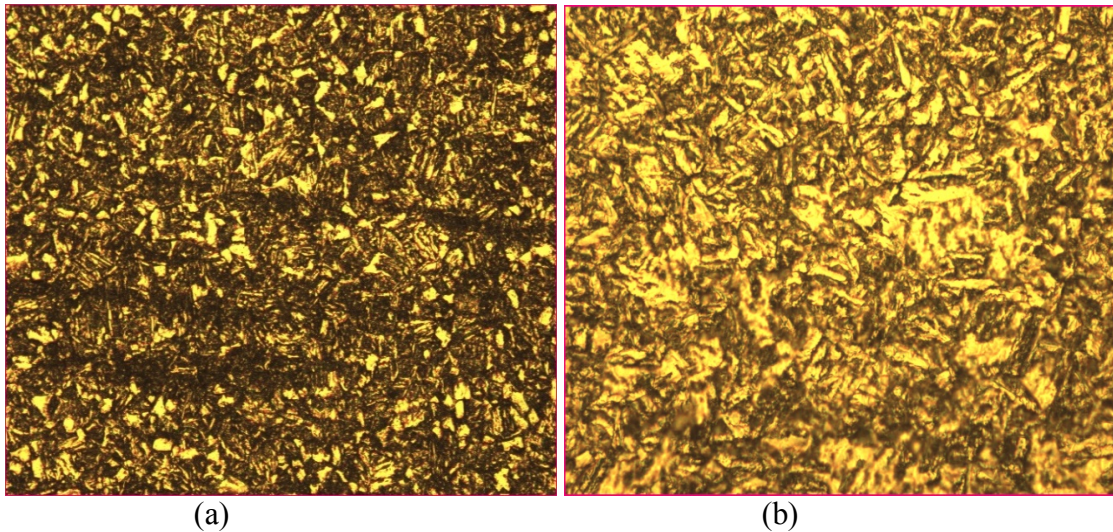
3 farklı sıcaklıkta (950 °C, 1000 °C, 1050 °C) uygulanan ısıtma işlemi ve 3 farklı hızda gerçekleştirilen soğutma işlemi sonrasında numunelerin optik mikroskop görüntüleri 200X ve 500X büyütme ile aşağıdaki verildiği gibidir.

Resim 4.5'te sondaj tiji numunesinin 1050 °C'de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 60 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir.



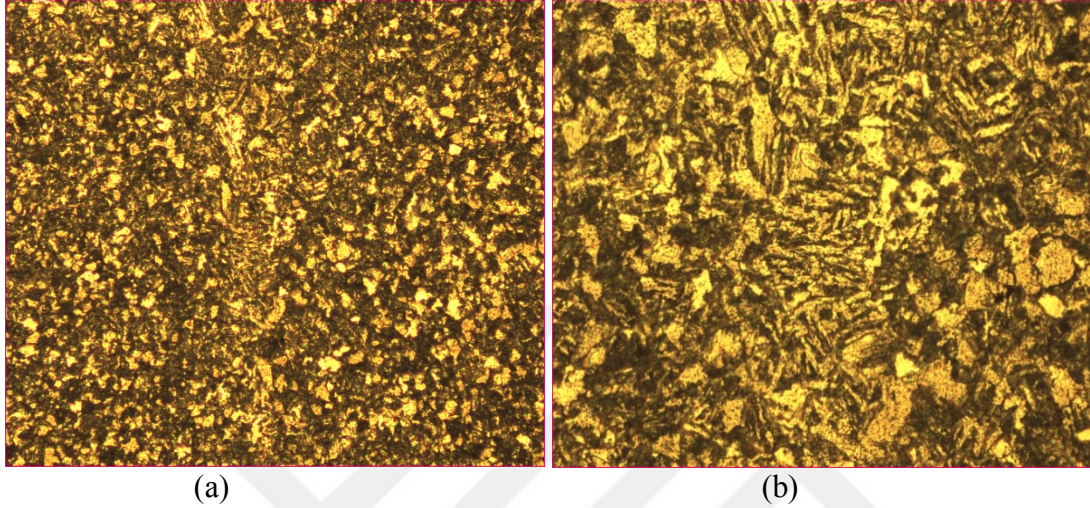
Resim 4.5. 1050 °C'de ısıtılmış ve 60 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

Resim 4.6'da sondaj tiji numunesinin 1050 °C'de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 40 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir.



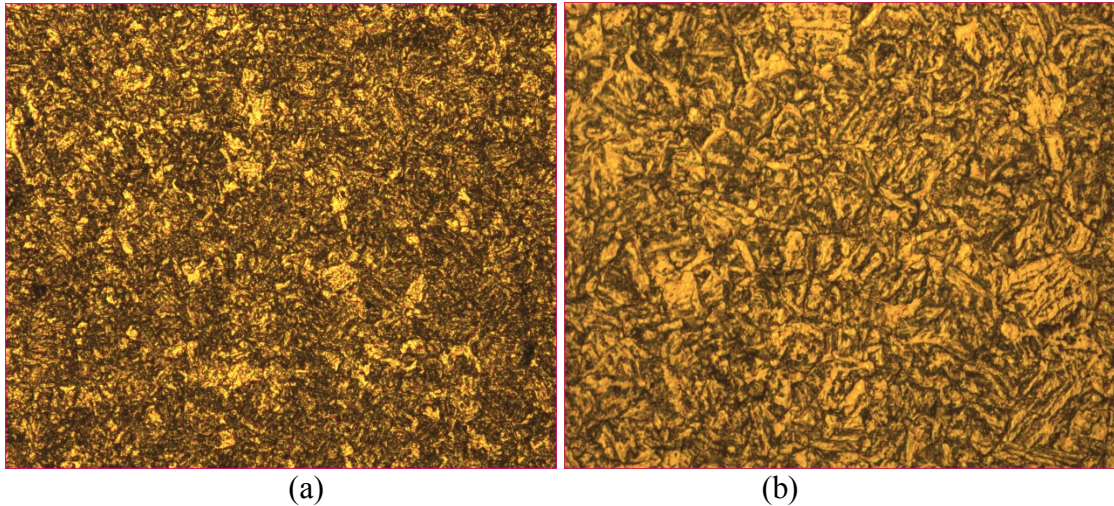
Resim 4.6. 1050 °C'de ısıtılmış ve 40 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a)200X b)500X

Resim 4.7’de sondaj tiji numunesinin 1050 °C’de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 20 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iri taneli iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir. Ayrıca belli miktarda ferrit ve perlit fazlarının da ortaya çıktığı gözlemlenmiştir.



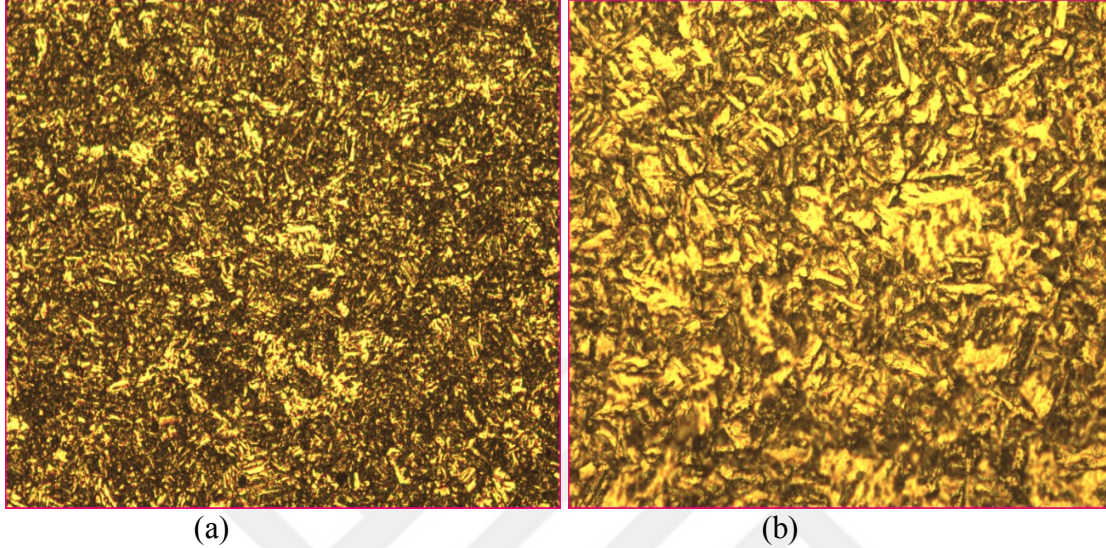
Resim 4.7. 1050 °C’de ısıtılmış ve 20 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

Resim 4.8’de sondaj tiji numunesinin 1000 °C’de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 60 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir.



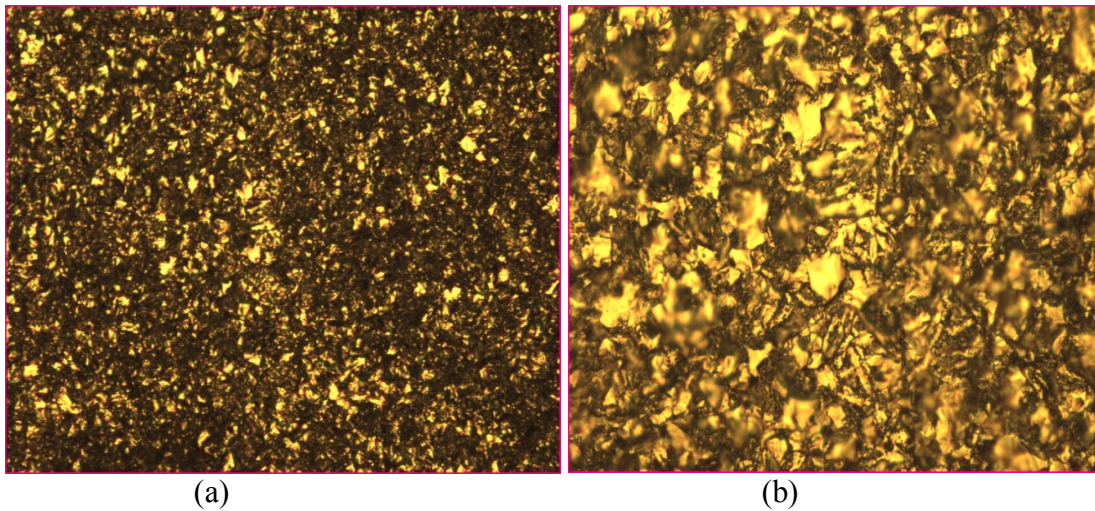
Resim 4.8. 1000 °C’de ısıtılmış ve 60 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

Resim 4.9'da sondaj tiji numunesinin 1000 °C'de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 40 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir.



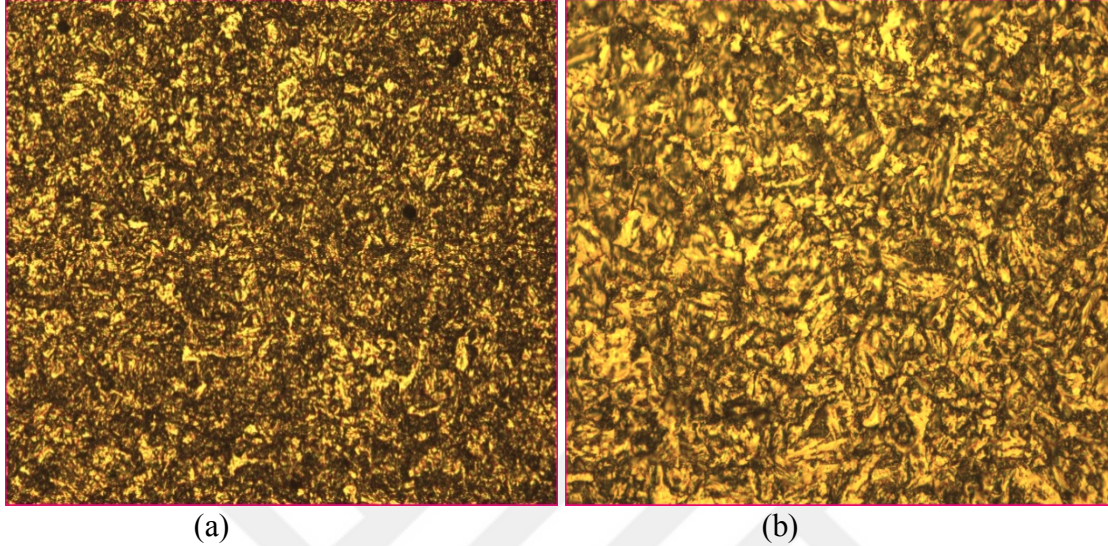
Resim 4.9. 1000 °C'de ısıtılmış ve 40 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

Resim 4.10'da sondaj tiji numunesinin 1000 °C'de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 20 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iri taneli iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir. Ayrıca belli miktarda ferrit ve perlit fazlarının da ortaya çıktığı gözlemlenmiştir.



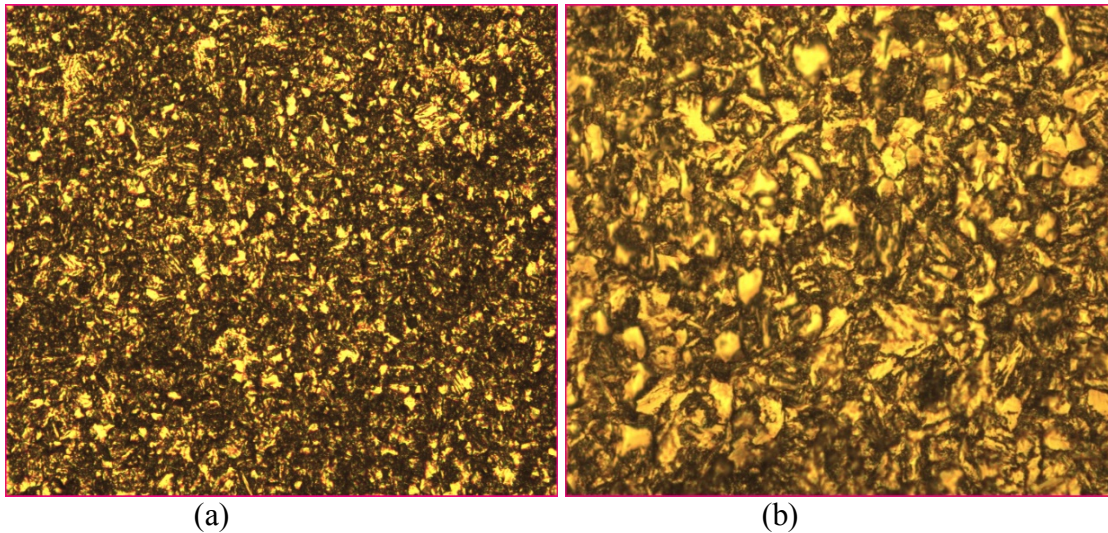
Resim 4.10. 1000 °C'de ısıtılmış ve 20 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

Resim 4.11’de sondaj tiji numunesinin 950 °C’de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 60 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir.



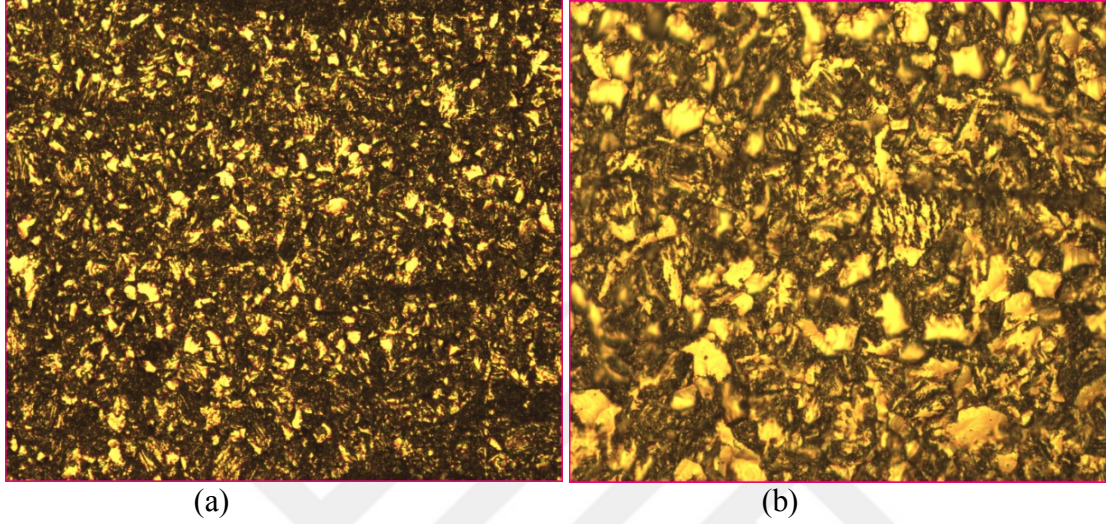
Resim 4.11. 950 °C’de ısıtılmış ve 60 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

Resim 4.12’de sondaj tiji numunesinin 950 °C’de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 40 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iri taneli iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir.



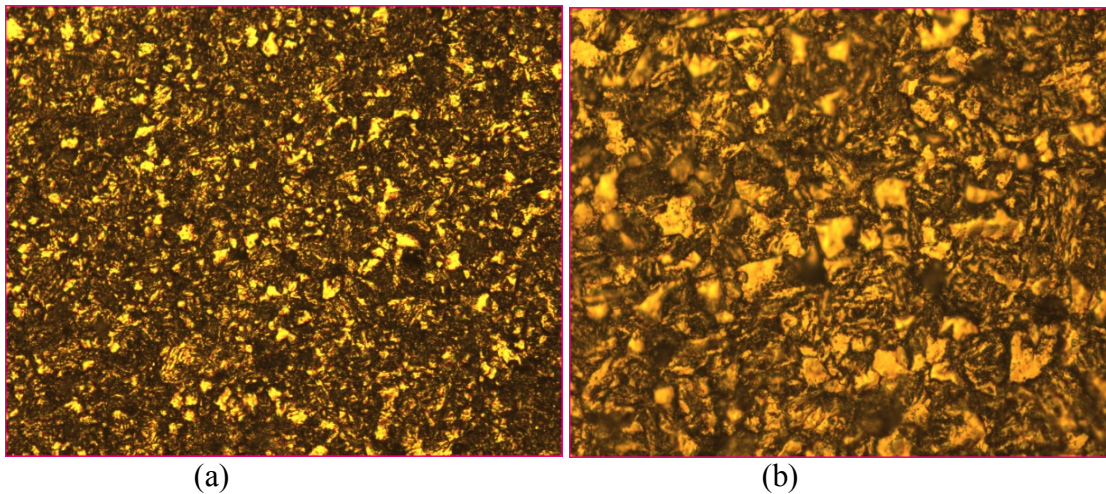
Resim 4.12. 950 °C’de ısıtılmış ve 40 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

Resim 4.13'de sondaj tiji numunesinin 950 °C'de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu 20 m/s hızla soğutulması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iri taneli iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir. Ayrıca belli miktarda ferrit ve perlit fazlarının da ortaya çıktığı gözlemlenmiştir.



Resim 4.13. 950 °C'de ısıtılmış ve 20 m/s hızla soğutulmuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

Resim 4.14'de sondaj tiji numunesinin 1000 °C'de fırında ısıtma işlemine tabi tutulması sonucu oda sıcaklığında bekletilmesi ile kendiliğinden soğuması sonrası 200X ve 500X büyütmelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde iri taneli iğnemsiz martenzitik yapılar dikkat çekmektedir. Ayrıca belli miktarda ferrit ve perlit fazlarının da ortaya çıktığı gözlemlenmiştir.



Resim 4.14. 1000 °C'de ısıtılmış ve oda sıcaklığından kendiliğinden soğumuş numunelere ait optik mikroskop görüntüsü a) 200X b) 500X

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

SAE/AISI 4130 çeliğinin, farklı sıcaklıklarda ısıtılıp değişik hızlarda hava ile soğutulması sonrası laboratuvar ortamında yapılan deneylerin farklı sonuçları yorumlanmıştır.

Literatürle uyumlu olarak sertlik değerleri, numune uç kısmından içeriye doğru gidildikçe azalmaktadır (Said, 2005). Deney sonuçlarına göre, soğutma işleminin yapıldığı uç kısmından diğer uca doğru gidildikçe sertlik değerlerinin azaldığı görülmektedir.

Bütün boru numunelerinde kaynak bölgesindeki sertlik değerleri, malzeme bölgesindeki sertlik değerlerinden daha yüksektir.

Akma-çekme mukavemet değerleri daha yüksek olan numunelerin, uzama değerleri ise daha düşük olarak gözlemlenmiştir.

Numunelere uygulanan Charpy deneyi sonucunda 1. boru numunesinde 17-20 Joule (kaynak-malzeme) değerleri elde edilirken, 10. boru numunesinde ise 41-57 Joule değerleri elde edilmiştir. Buna göre numunelerin malzeme kısmından alınan tokluk değerleri, kaynak kısımlarından alınan tokluk değerlerine göre daha yüksek çıkmıştır.

3, 6, 9 ve 10. boru numunelerine (Bkz. Resim 4.7, Resim 4.10, Resim 4.13 ve Resim 4.14) uygulanan soğutma parametrelerinden dolayı, kritik soğuma hızına ulaşılamadığından difüzyona zaman tanınmış ve martenzit yapıların diğer numunelere göre daha az elde edildiği mikroyapı görüntülerinde gözlemlenmiştir. 1, 4 ve 7. boru numunelerinde (Bkz. Resim 4.5, Resim 4.8 ve Resim 4.11) ise oluşan daha fazla miktardaki martenzit yapının dönüşümü mikroyapılardan anlaşılmaktadır.

Deney çalışmalarında uygulanan soğutma işleminde, numunenin uç kısmından elde edilen sertlik değerleri, diğer uçtan alınan sertlik değerlerine göre daha yüksektir.

Sertlik değerleri ile akma-çekme mukavemeti arasındaki ilişki incelenmiştir. Hem sertlik, hem de çekme dayanımı metallerin plastik deformasyona karşı direncini gösterir. Bu iki değer kabaca orantılıdır (İnternet, 2021). Sertlik değeri daha yüksek olan numunelerin akma ve çekme mukavemetleri de daha yüksek değerlerde elde edilmiştir.

Sertlik değerleri ile darbe tokluğu direnci arasındaki ilişki incelenmiştir. Tokluk bir malzemenin kırılmadan önce sönümlediği enerjinin bir ölçüsüdür. Sertlik ise malzemenin çizilmeye, batmaya karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır. Malzemelerde (özellikle kesici takım malzemelerinde) sertlik ile darbeye karşı direnç (tokluk) arasında ters bir ilişki vardır. Sertlik arttıkça tokluk azalır, tokluk arttıkça aşınmaya karşı direnç azalır (İnternet, 2021).

Numunelere uygulanan ısıtma sıcaklığı ve hava ile soğutma parametrelerine göre elde edilen ortalama sertlik değerleri belirtilmiştir. Deney sonuçlarına göre daha yüksek sıcaklıklarda ısıtılan ve daha yüksek hava debisi ile soğutulan numunenin en yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu gözlemlenmiştir.

1, 5 ve 10. boru numunelerine aşınma deneyi uygulanmıştır. Deney sonrası numunelerde oluşan aşınma kayıpları karşılaştırılmıştır. Numunelerde oluşan aşınma hacim kayıpları hesaplanarak sırasıyla 5. numune > 10. numune > 1. numune sonucu elde edilmiştir.

1, 5 ve 10. boru numunelerine uygulan aşınma deneyi sonrasında numunelerde sertlik değerleri de incelenmiştir. Aşınma öncesi ve sonrası sertlik değerleri incelendiğinde, 3 boru numunesinde de aşınma öncesi sertlik değerlerinin aşınma sonrası sertlik değerlerinden daha yüksek olduğu sonucuna ulaşılmıştır.

Boru numunelerine uygulanan 3 farklı ısıtma sıcaklığının (950 °C, 1000 °C ve 1050 °C) soğutma işleminin ardından sertlik değerlerini arttıracakı deney öncesinde tahmin edilmektedir. Yüksek debili bir fan ile yapılan havada soğutma işlem parametrelerinin (60 m/s, 40 m/s, 20 m/s) ısıtma işlem koşullarına göre, elde edilen mekanik değerlere daha çok etkisi olduğu gözlemlenmiştir.

Sondaj tijlerinin üretimi ASTM A-513 (American Society for Testing and Materials) standardına göre yapılmıştır. EN ISO-6892-1 standardına göre hazırlanan çekme deneyi numunelerinden bazıları (2, 3, 5, 6, 7, 8, 9, 10), ASTM A-513 standardına göre gerekli minimum akma-çekme mukavemeti ve uzama değerlerini sağladığı görülmüştür (550 MPa-620 MPa-%10). Boru numunelerine uygulanan sertlik deneyleri sonucunda, yine ASTM A-513 standardına göre numunelerin tümü gerekli minimum sertlik değerlerini sağladığı görülmüştür (90 RB = 200 HV).

ASTM A-513 standardında çentik darbe deneyine ait gereklilikler bulunmadığından, EN ISO 148-1 standardına göre hazırlanan çentik darbe numunelerinin, EN ISO 10217 standardına göre gerekli minimum 27 Joule değerini sağlaması gerektiği düşünülmüştür. Buna göre 2, 3, 5, 6, 8, 9 ve 10. numunelerin minimum 27 Joule değerini sağladığı gözlemlenmiştir.

Uluslararası firmaların genel olarak satış piyasasında, hazırlanan sondaj tiji teknik şartnamelerine göre, sağlanması gereken mekanik test değerleri belirlenmiştir. Bu özellikler, minimum akma dayanımı 630 N/mm², minimum çekme dayanımı 770 N/mm², minimum uzama %12 ve minimum diş sertlik değeri 35 HRC (345 HV-10) şeklinde olmalıdır.

Uygulanan 3 mekanik deney sonucunda 2. boru numunesinin hazırlanan şartname gerekliliklerini en uygun şekilde sağladığı saptanmıştır (akma dayanımı = 742 MPa, çekme dayanımı = 960 MPa, uzama = %12,1 diş sertlik değeri = 369-345 HV = 37-34,5 HRC, çentik darbe tokluk değeri = 27-31 Joule).

Daha önce yapılan tez çalışmalarının incelenmesi sonucu, çeliklere uygulanan östenitleşme sıcaklığında uygulanan ısıtma işlemlerinin sonrasında, 2. bir ısıtma işleminin de mekanik ve mikroyapı özelliklerinin geliştirilmesine yardımcı olduğu gözlemlenmiştir. 2. ısıtma işleminin (menevişleme, temperleme vb.) etkisi ile genel olarak tokluk değerleri artarken, sertlik değerleri azalmaktadır (Balıkçı, 2016). Yapılan bu tez çalışmasında ise sondaj tijlerinin saha uygulamalarında ihtiyaç duyulan en önemli özelliğin, tijlerin uç kısımlarının yüksek sertlik değerlerine sahip olabilmesi öngörülmüştür. Bu sebeple sondaj tijlerine uygulanan ısıtma işleminin (östenitleştirme), gerekli olan sertlik değerlerine ulaşılmasında yeterli olduğu sonucuna varılmıştır.

Sondaj tijlerinin saha uygulamalarında, birbirleri arasındaki bağlantıları sağlamak amacıyla diş ve erkek olarak ifade edilen 2 farklı görünüşteki uç noktaları bulunmaktadır. Bu iki ucun birbirleri arasındaki sökme ve takma işlemleri sırasında aşınma olayları meydana gelmektedir. Bu aşınma olaylarının incelenmesi ve buna bağlı olarak aşınmanın azaltılması için farklı ısıtma işlemlerinin uygulanması ileride yapılacak çalışmaların araştırma konusu olacaktır.

KAYNAKLAR

- Abson, D. J., Tkach, Y., Hadely, I., & Burdekin, F. M. (2006). A review of post weld heat treatment code exemptions. *J. Weld*, 85, 63-69.
- Aktaş, O. (2017). *Petrol ve doğalgaz boru hatlarında kullanılan boruların mekanik özelliklerinin incelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi, İskenderun Teknik Üniversitesi/Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü/Makine Mühendisliği Anabilim Dalı).
- API, (2013). Specification for Line Pipe (*Am. Pet. Inst, Washington*, 2013), p. 153.
- Arun, G. V., Kumar, K. K., & Velmurugan, S. (2021). Structural Analysis of Chassis using AISI 4130 and AA 7068. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (Vol. 1059, No. 1, p. 012034). IOP Publishing.
- ASM International Handbook Committee, (1993), “ASM Handbook, Vol 1 Properties and Selection: *Irons Steels and High Performance Alloys*” , American Society for Metals..
- ASM International Handbook Committee, (1993), “ASM Handbook, Vol 4 Heat Treatin” , American Society for Metals.
- Ata Esener, P., & Çarboğa, C. (2017). *Farklı oranlarda bor ilave edilmiş AISI 4140 (42CrMo4) ıslah çeliğinin ısıtıl işleminin ve karakterizasyonu* (Yüksek Lisans Tezi, Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi).
- Aydın, S. E. (2017). *ERW boru üretim makinelerinde kullanılan kalibre makaralarının aşınma direncinin incelenmesi* (Yüksek Lisans Tezi, İskenderun Teknik Üniversitesi/Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü/Makine Mühendisliği Anabilim Dalı).
- Balıkçı, G. (2016). AISI 4140 çeliğinin sıcak dövme karakteristiğinin incelenmesi.
- Balkaya, A.T. Gül, S. İlgen, E. Dimez, A. B. Deniz, S. Heke, E. Yaşar, M. Uygur, Ö. Erşahin, A. (2018). *TMMOB Petrol Mühendisleri Odası, Sondaj El Kitabı*.
- Bandyopadhyay, N., & Kameda, J. (1983). c. J. McMAHON, *Jr. Metall. Trans. A*, 14, 1313.
- Banerjee, M. K. (2017). Heat treatment of commercial steels for engineering applications. *Compr. Mater. Finish.*, 2, 180-213.
- Banerji, S. K., McMahon, C. J., & Feng, H. C. (1978). Intergranular fracture in 4340-type steels: effects of impurities and hydrogen. *Metallurgical Transactions A*, 9(2), 237-247.
- Bechere, A. and Witheford, T. J. (1991). *Metals Handbook 10th ed.*, vol. 1, p. 208, ASM, Metals Park Ohio.

- Bhattacharjee, D., Knott, J. F., & Davis, C. L. (2004). Charpy-impact-toughness prediction using an “Effective” grain size for thermomechanically controlled rolled microalloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35(1), 121-130.
- Bramfitt B. L., Benschoter A.O., (2002), *Metallographer's Guide: Irons and Steels*, ASM International, 233.
- Brown, K.R. (1991). Aerospace Structural Metals Handbook, Code No 1201 (*Metals and Ceramics Information Center*, Battelle Columbus, OH,).
- Briant, C. L., & Banerji, S. K. (1979). Tempered martensite embrittlement in a high purity steel. *Metallurgical Transactions A*, 10(8), 1151-1155.
- Briant, C. L., & Banerji, S. K. (1981). Tempered martensite embrittlement and intergranular fracture in an ultra-high strength sulfur doped steel. *Metallurgical Transactions A*, 12(2), 309-319.
- Briant, C. L., Banerji, S. K., & Ritter, A. M. (1982). The role of nitrogen in the embrittlement of steel. *Metallurgical Transactions A*, 13(11), 1939-1950.
- Bryson W. E., (2009), “*Heat Treatment, Selection, and Application of Tool Steels*”, Hanser Gardner.
- Bultel, H., & Vogt, J. B. (2010). Influence of heat treatment on fatigue behaviour of 4130 AISI steel. *Procedia Engineering*, 2(1), 917-924.
- Callister W. D., (2013), *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği*, 8. Baskı, Nobel.
- Cheng, Y. F. (2013). *Stress corrosion cracking of pipelines*. John Wiley & Sons.
- Choi, J. H., Chang, Y. S., Kim, C. M., Oh, J. S., & Kim, Y. S. (2004). Penetrator formation mechanisms during high-frequency electric resistance welding. *Welding journal*, 83(1), 27-31.
- Craig, B. D. (1988). Chemical Etching to Reveal Phosphorus Distribution during Tempering of AISI 4130 Steel. *Corrosion*, 44(7), 465-467.
- Debray, B. Teracher P. and Jonas, J. J. (1994). in *35'th MWSP Conf.* (eds., ISS-AIME), p. 391, TMS-Warrendale, PA.
- De Santana, I. J., Paulo, B., & Modenesi, P. J. (2006). High frequency induction welding simulating on ferritic stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 179(1-3), 225-230.
- Donachie, S. J., & Ansell, G. S. (1975). The effect of quench rate on the properties and morphology of ferrous martensite. *Metallurgical transactions A*, 6(10), 1863-1875.
- Doong, J. L., Chi, J. M., & Hwang, J. R. (1990). Effect of electron beam welding on fatigue crack growth rate in AISI 4130 steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 13(3), 253-261.

- Dornelas, P. H. G., Farias, F. W. C., e Oliveira, V. H. P. M., de Oliveira Moraes, D., Júnior, P. Z., & da Cruz Payão Filho, J. (2020). Influence of welding interpass temperature on Charpy V-notch impact energy of coarse-grain heat-affected zone of AISI 4130 steel pipe. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 108, 2197-2211.
- Dossett J.L., Boyer H.E., (2006), “*Practical Heat Treating*”, 2nd Edition, ASM International.
- Dughiero, F., Forzan, M., Garbin, M., Pozza, C., & Sieni, E. (2011). a 3D numerical FEM model for the simulation of induction welding of tubes. *COMPEL-The international journal for computation and mathematics in electrical and electronic engineering*.
- Eun, S. S., Cho, M. H., Kim, K. H., & Lee, H. S. (2012, September). Development of optimum welding heat input device based on welding frequency and spark detection. In *International Pipeline Conference* (Vol. 45141, pp. 371-378). American Society of Mechanical Engineers.
- Faizabadi, M. J., Khalaj, G., Pouraliakbar, H., & Jandaghi, M. R. (2014). Predictions of toughness and hardness by using chemical composition and tensile properties in microalloyed line pipe steels. *Neural Computing and Applications*, 25(7), 1993-1999.
- Fukami, T., Mizuhashi, N., Hasegawa, N., Hamatani, H., Hasegawa, Y., Asano, T., & Yamamoto, K. (2012, September). Development of the New Welding Control Method for HF-ERW Pipes: Advanced Welding Process of HF-ERW 1. In *International Pipeline Conference* (Vol. 45141, pp. 229-236). American Society of Mechanical Engineers.
- Gandy D., (2007), “Carbon Steel Handbook”, Vol3, *Electric Power Research Institute*.
- Gencer, S. K. (2020). Sertleştirme Isıl İşlem Yöntemlerinin AISI 4140 Kalite Çeliğin Mekanik ve Aşınma Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi (Yüksek Lisans Tezi *Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı*, Gebze, 58s).
- Ghaffarpour, M., Akbari, D., Naeeni, H. M., & Ghanbari, S. (2019). Improvement of the joint quality in the high-frequency induction welding of pipes by edge modification. *Welding in the World*, 63(6), 1561-1572.
- Ghaffarpour, M., Akbari, D., & Naeini, H. M. (2021). Investigation on the effects of the joint type on the driven out bead in the welded pipes produced by high-frequency induction welding. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 235(3), 597-612.
- Gök, M., Ulu, S., & Said, (2011). G. SAE/AISI 4130 Çeliğinin Sertleşebilirliğinin Araştırılması.
- Güngör, O. E., Yan, P., Thibaux, P., Liebeherr, M., Bhadeshia, H. K. D. H., & Quidort, D. (2010, January). Investigations into the microstructure–toughness relation in high frequency induction welded pipes. In *International Pipeline Conference* (Vol. 44212, pp. 577-585).

- Haga, H., Aoki, K., & Sato, T. (1980). Welding phenomena and welding mechanisms in high-frequency electric resistance welding-1st report. *Welding Journal*, 59(7), 208s-16.
- Haga, H., Aoki, K., & Sato, T. (1981). The mechanisms of formation of weld defects in high-frequency electric resistance welding. *Welding Journal*, 60(6), 104s-109s.
- Han, Y., Yu, E., Fan, Y., & Zhao, Y. (2010, November). Effects of opening angle on temperature distribution of HFIW pipe. In *2010 International Conference on E-Product E-Service and E-Entertainment* (pp. 1-4). IEEE.
- Han, Y., & Yu, E. L. (2012). Numerical Analysis of a High-Frequency. Induction Welded Pipe. *Welding Journal*, 91(10), 270-277.
- Hasegawa, N., Hamatani, H., Mizuhashi, N., Fukami, T., Karube, Y., Miura, T., & Hasegawa, Y. (2012, September). Development of a New Optical Monitoring System of Welding Conditions for Producing HF-ERW Line Pipes With High Weld Seam Toughness: Advanced Welding Process of HF-ERW 2. In *International Pipeline Conference* (Vol. 45141, pp. 237-245). American Society of Mechanical Engineers.
- He, X. L., Djahazi, M., Jonas, J. J., & Jackman, J. (1991). The non-equilibrium segregation of boron during the recrystallization of Nb-treated HSLA steels. *Acta metallurgica et materialia*, 39(10), 2295-2308.
- Heidary, O., Mirzaee, O., Raouf, A. H., & Borhani, E. (2020). Texture development during austempering process of an AISI 4130 steel. *Materials Science and Engineering: A*, 793, 139751.
- Honeycombe R.W. K., Bhadeshia H. K. D. H., (2006), “*Steel Microstructure and Properties*”, 3rd Edition, Elsevier Ltd.
- Horn, R. M., & Ritchie, R. O. (1978). Mechanisms of tempered martensite embrittlement in low alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, 9(8), 1039-1053.
- Hwang, J. R., & Chang, H. H. (1993). Study on threshold fatigue crack growth characteristics of electron beam welding in AISI 4130 steel. *Engineering fracture mechanics*, 45(4), 519-527.
- İnternet, (2021), URL: <http://www.engineeringenotes.com/metallurgy/iron/ironcarbon-equilibrium-diagram-metallurgy/25764>, (Son Erişim Tarihi: 15.08.2021)
- İnternet, (2021), URL: http://www.inamlik.com/karbon_celikleri.asp, (Son Erişim Tarihi: 09.07.2021)
- İnternet, (2021), URL: <http://www.istanbul.edu.tr/eng/metalurji/duy/lab/cii.pdf>, (Son Erişim Tarihi: 16.08.2021).
- İnternet, (2021), URL: <https://otomotivlab.net/sertlik-ile-mukavemet-asinma-direnci-tokluk-arasindaki-iliski/>, (Son Erişim Tarihi: 12.07.2021).

- Jahazi, M. (1998). The influence of thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of aisi 4130 steel. *Metals and Materials*, 4(4), 818-822.
- Ji-Liang, D., Tsyur-Jang, C., & Yen-Hung, T. (1989). Effect of laser surface hardening on fatigue crack growth rate in AISI-4130 steel. *Engineering fracture mechanics*, 33(3), 483-491.
- Ji-Liang, D., Jing-Ming, C., & Yen-Hung, T. (1990). Fracture toughness behaviour in AISI 4130 steel of electron beam welding. *Engineering fracture mechanics*, 36(6), 999-1006.
- Kaba, M., Altay, M., & Çimenoglu, H. (2020). An investigation on the longitudinal cracking of electric resistance welded steel pipes. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 20, 657-662.
- Kang, C., Shi, C., Liu, Z., Liu, Z., Jiang, X., Chen, S., & Ma, C. (2020). Research on the optimization of welding parameters in high-frequency induction welding pipeline. *Journal of Manufacturing Processes*, 59, 772-790.
- Karani, A., Koley, S., & Shome, M. (2019). Failure of electric resistance welded API pipes—Effect of centre line segregation. *Engineering Failure Analysis*, 96, 289-297.
- Kasaei, M. M., Naeini, H. M., Tafti, R. A., & Tehrani, M. S. (2014). Prediction of maximum initial strip width in the cage roll forming process of ERW pipes using edge buckling criterion. *Journal of materials processing technology*, 214(2), 190-199.
- Kasaei, M. M., Naeini, H. M., Tehrani, M. S., Safdarian, R., & Hashemi, S. J. (2011). Investigation of initial strip width effect on the profile of deformed strip in the cage roll forming process of HFW pipes. In *14th International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies, Istanbul, Turkey*.
- Kesti, E. (2009). Ç - 4140 Çeliğinin, Mikro Yapı Ve Mekanik Özelliklerine Su Verme Ortamının Etkilerinin Araştırılması. Selçuk Üniversitesi *Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Yüksek Lisans Tezi*, Konya, 99s.
- Khalaj, G., Pouraliakbar, H., Jandaghi, M. R., & Gholami, A. (2017). Microalloyed steel welds by HF-ERW technique: Novel PWHT cycles, microstructure evolution and mechanical properties enhancement. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 152, 15-26.
- Khalaj, G., Yoozbashizadeh, H., Khodabandeh, A., & Tamizifar, M. (2014). Austenite grain growth modelling in weld heat affected zone of Nb/Ti microalloyed linepipe steel. *Materials Science and Technology*, 30(4), 424-433.
- Khvan, A. V., Dinsdale, A. T., Cheverikin, V. V., Kudashov, D., Stepanov, P. P., Watson, A., & Kondratiev, A. (2016). Oxide formation during electric resistance welding of low carbon steels. *Materials Science and Technology*, 32(6), 556-567.

- Kim, C. M., & Kim, J. K. (2009). The effect of electromagnetic forces on the penetrator formation during high-frequency electric resistance welding. *Journal of materials processing technology*, 209(2), 838-846.
- Kim, C. M., & Kim, J. K. (2009). The effect of heat input on the defect phases in high frequency electric resistance welding. *Metals and Materials International*, 15(1), 141-148.
- Kim, D., Kim, T., Park, Y. W., Sung, K., Kang, M., Kim, C., & Rhee, S. (2007). Estimation of weld quality in high-frequency electric resistance welding with image processing. *Welding Journal-New York-*, 86(3), 71.
- Kim, H. J., & Youn, S. K. (2008). Three dimensional analysis of high frequency induction welding of steel pipes with impeder. *Journal of manufacturing science and engineering*, 130(3).
- Klingler, L. J., Barnett, W. J., Frohberg, R. P., & Troiano, A. R. (1953). *The embrittlement of alloy steel at high strength levels* (No. WADC-TR-53-205; AD-22974). Case Inst. of Tech.
- Komine, I., Takahashi, I., & Ishiro, S. (1987). Heat control for electric resistance welding in steel pipe production. *IEEE Control Systems Magazine*, 7(5), 10-14.
- Korchynsky, M. F. (1988). in *Int. Conf HSLA Steels* (ed., A. J. DeArdo), p. 169, TMS, Warrendale, PA.
- Kyada, T., Shant, J. R., Goyal, D., Goyal, R. K., & Kathayat, T. S. (2015). Analysis of micro cracks near weld line in ERW pipe of API 5L X70M grade. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 15(3), 344-350.
- Lai, G. Y., Wood, W. E., Clark, R. A., Zackay, V. F., & Parker, E. R. (1974). The effect of austenitizing temperature on the microstructure and mechanical properties of as-quenched 4340 steel. *Metallurgical Transactions*, 5(7), 1663-1670.
- Lax, G. Y. (1974). On high fracture toughness of coarse-grained AISI 4130 steel.
- Lumsden, J. B., Wilde, B. E., & Stocker, P. J. (1983). Effect of palladium additions to AISI 4130 steel on its sulfide cracking susceptibility. *Scripta metallurgica*, 17(8), 971-974.
- Mandkarian, N., & Mahboubi, F. (2009). Effect of gas mixture of plasma post-oxidation on corrosion properties of plasma nitrocarburised AISI 4130 steel. *Vacuum*, 83(7), 1036-1042.
- Murugan, V. K., & Mathews, P. K. (2013). Effect of tempering behavior on heat treated medium carbon (C 35 Mn 75) steel. *International Journal of Innovative Research in Science, engineering and technology*, 2(4), 945-9540.
- Nascimento, M. P., Voorwald, H. J. C., & Filho, J. D. C. P. (2012). Effects of several TIG weld repairs on the axial fatigue strength of AISI 4130 aeronautical steel welded joints. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 35(3), 191-204.

- Nascimento, M. P., Voorwald, H. J. C., & Pereira, C. P. M. (2010). Repair Welding Effects on the Bending Fatigue Strength of AISI 4130 Aeronautical Steel Used in a Critical to the Flight-Safety Structure. In *Materials Science Forum* (Vol. 636, pp. 1451-1458). Trans Tech Publications Ltd.
- Naylor, J. P. (1979). The influence of the lath morphology on the yield stress and transition temperature of martensitic-bainitic steels. *Metallurgical transactions A*, 10(7), 861-873.
- Neto, F. S., Neves, D., Silva, O. M. M., Lima, M. S. F., & Abdalla, A. J. (2015). An analysis of the mechanical behavior of AISI 4130 steel after TIG and laser welding process. *Procedia Engineering*, 114, 181-188.
- Nichols, R. K. (1997). Weld defects in high-frequency pipe and tube welding. *Practical Welding Today* (USA), 2(2), 28-36.
- Nikanorov, A., Baake, E., & Neumeyer, J. (2015). Numerical simulation and investigation of high frequency tube welding process. In *Applied Mechanics and Materials* (Vol. 698, pp. 245-250). Trans Tech Publications Ltd.
- Okabe, T., Iizuka, Y., & Igi, S. (2015). High reliability technology of the weld zone of high-frequency electric resistance welding line pipes. *JFE Tech. Rep.*, (20), 125-132.
- Okabe, T., Toyoda, S., Goto, S., Kato, Y., Yasuda, K., & Nakata, K. (2014). Numerical Analysis of Welding Phenomena in High-Frequency Electric Resistance Welding. In *Key Engineering Materials* (Vol. 622, pp. 525-531). Trans Tech Publications Ltd.
- Okabe, T., Yasuda, K., & Nakata, K. (2016). Dynamic observations of welding phenomena and finite element analysis in high-frequency electric resistance welding. *Welding international*, 30(11), 835-845.
- Olabi, A. G., & Hashmi, M. S. J. (1996). The microstructure and mechanical properties of low carbon steel welded components after the application of PWHTs. *Journal of materials processing technology*, 56(1-4), 88-97.
- Park, G., Kim, B., Kang, Y., Kang, H., & Lee, C. (2016). Characterization of bond line discontinuities in a high-Mn TWIP steel pipe welded by HF-ERW. *Materials Characterization*, 118, 14-21.
- Philip, T. V. and Mc Caffrey, T. J. (1991). *Metals Handbook 10th ed.*, vol. 1, p. 430, ASM, Metals Park Ohio.
- Philip, T. V. (1979). '*Metals handbook*', 9th edn, Vol. 1, 421, Metals Park, OH, ASM.
- Pietrzyk, M., Kedzierski, Z., Kusiak, H., Madej, W., & Lenard, J. G. (1993). Evolution of the microstructure in the hot rolling process. *Steel research*, 64(11), 549-556.

- Pouraliakbar, H., Khalaj, G., Jandaghi, M. R., & Khalaj, M. J. (2015). Study on the correlation of toughness with chemical composition and tensile test results in microalloyed API pipeline steels. *Journal of Mining and Metallurgy B: Metallurgy*, 51(2), 173-178.
- Pouraliakbar, H., Khalaj, M. J., Nazerfakhari, M., & Khalaj, G. (2015). Artificial neural networks for hardness prediction of HAZ with chemical composition and tensile test of X70 pipeline steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 22(5), 446-450.
- Rajan, K. M., Deshpande, P. U., & Narasimhan, K. (2002). Effect of heat treatment of preform on the mechanical properties of flow formed AISI 4130 Steel Tubes—a theoretical and experimental assessment. *Journal of Materials Processing Technology*, 125, 503-511.
- Revie, R. W. (Ed.). (2015). *Oil and gas pipelines: integrity and safety handbook*. John Wiley & Sons.
- Rybakov, D. (2019). *Post weld heat treatment of welded low alloyed steel pipes: use of AISI 4130 steel in hydrogen sulfide environment and its post weld heat treatment conditions* (Master's thesis, Universitetet i Agder; University of Agder).
- Sabzi, M., Kianpour-Barjoie, A., Ghobeiti-Hasab, M., & Dezfuli, S. M. (2018). Effect of high-frequency electric resistance welding (HF-ERW) parameters on metallurgical transformations and tensile properties of API X52 microalloy steel welding joint. *Archives of Metallurgy and Materials*, 63.
- Said, G. (2005) “Isıl İşlemler ve Laboratuvar Ders Notları”, Afyon.
- Saraç, E. (2019) Temperleme Isıl İşlem Sıcaklıklarının AISI 4140 ve AISI 4340 Çeliklerinin Mekanik Özellikleri Üzerine Etkilerinin Araştırılması. *Düzce Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*.
- Satputaley, S. S., Waware, Y., Ksheersagar, K., Jichkar, Y., & Khonde, K. (2021). Experimental investigation on effect of TIG welding process on chromoly 4130 and aluminum 7075-T6. *Materials Today: Proceedings*, 41, 991-994.
- Sellars, C. M. (1985). in *HSIA Steels Metallurgy and Applications* (eds., J. M. Gray et al.), p. 73, ASM, Beijing China.
- Smallman, R. E., Harris I. R. and Duggan, M. A. (1997). *Mater. Proc. Tech.* 63, 18.
- Song, Q., Zhang, W., & Bay, N. (2005). An experimental study determines the electrical contact resistance in resistance welding. *Welding Journal*, 84(5), 73s-76s.
- Teikou yousetubuniokeru kekkann to tokutyou. (1987) *J. W. S., Research Committee on Resistance Welding.*, p. 2.

- Tian, P., Xu, K., Lu, G. P., Qiao, G. Y., Liao, B., & Xiao, F. R. (2018). Evaluation of the mechanical properties of the X52 high frequency electric resistance welding pipes. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 165, 59-67.
- Tomita, Y. (1989). *d. Mater. Sci.* 24, 1357.
- Tomita, Y. (1989). Improved mechanical properties of ultrahigh strength 0.4C–Cr–Mo–Ni steel through modification of sulphide inclusion shape and microstructural control. *Materials science and technology*, 5(11), 1084-1089.
- Tomita, Y. (1990). Improved low temperature mechanical properties of 0.4C–Cr–Mo–Ni steel through modified heat treatments. *Materials science and technology*, 6(9), 843-849.
- Tomita, Y., & Okabayashi, K. (1987). Effect of quench rate on microstructure and tensile properties of ALSL 4320 and 4340 steels. *Metallurgical Transactions A*, 18(1), 115-121.
- Tomita, Y., & Okabayashi, K. (1985). Mechanical properties of 0.40 pct C-Ni-Cr-Mo high strength steel having a mixed structure of martensite and bainite. *Metallurgical Transactions A*, 16(1), 73-82.
- Toptop, G. O. (2011). Yüksek Hız Takım Çeliklerinde Uygulanan Isıl İşlemler Ve Elde Edilen Özellikler Arasındaki İlişkilerin Fiziksel Metalurjik Yönden İncelenmesi. *Yüksek Lisans Tezi, T.C. Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Malzeme Anabilim Dalı*, İstanbul, 116 s.
- Totten G. E., (2006), “*Steel Heat Treatment Handbook*” , 2nd Edition, Taylor & Francis Group, LLC.
- Tseng, K. H., & Shiu, Y. J. (2015). Effect of thermal stability of powdered oxide on joint penetration and metallurgical feature of AISI 4130 steel TIG weldment. *Powder Technology*, 286, 31-38.
- Wang, C. C., & Chang, Y. (1996). Effect of postweld treatment on the fatigue crack growth rate of electron-beam-welded AISI 4130 steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27(10), 3162-3169.
- Wilde, B. E., Kim, C. D., & Turn Jr, J. C. (1982). The influence of noble metal additions on the sulfide corrosion performance of AISI 4130 steel. *Corrosion*, 38(10), 515-524.
- Yan, P., Güngör, Ö. E., Thibaux, P., Liebeherr, M., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2011). Tackling the toughness of steel pipes produced by high frequency induction welding and heat-treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 528(29-30), 8492-8499.
- Yan, P. (2011). *High frequency induction welding & post-welding heat treatment of steel pipes* (Doctoral dissertation, University of Cambridge).

- Yasavol, N., & Mahboubi, F. (2012). The effect of duplex plasma nitriding-oxidizing treatment on the corrosion resistance of AISI 4130 steel. *Materials & Design*, 38, 59-63.
- Zamani, M., Mirzadeh, H., & Ghasemi, H. M. (2018). Mechanical properties and fracture behavior of intercritically annealed AISI 4130 chromoly steel. *Materials Research Express*, 5(6), 066548.



DİZİN

A

Abstract · 5, 7
Akma · 51, 58, 60, 68, 78, 80,
109, 110, 120, 122, 123, 124

B

Boru · 4, 6, 7, 14, 32, 33, 34, 35,
36, 41, 43

Ç

Çizelge · 10, 66, 67, 68, 78, 79,
80, 97, 99, 108, 109, 110, 111,
122

D

Dizin · 104
Deney · 4, 6, 8, 9, 10, 11, 39, 41,
49, 50, 51, 56, 67, 96

E

Eşitlik · 94, 104
Etik · 3
ERW · 4, 5, 6, 7, 8, 34, 35, 36,
42, 44, 45, 46, 61, 62, 63, 65,
68, 69, 71, 72, 103, 108, 112

F

Frekans · 7, 8, 34, 35, 36, 40, 41,
42, 44, 45, 47, 48, 49, 52, 53,
61

G

Giriş · 7, 42, 44, 65, 69, 77, 78

H

HF · 8, 34, 35, 42, 46, 48, 62

İ

İndüksiyon · 8, 36, 40, 41, 43, 46,
52, 61, 62, 72

K

Kaynak · 7, 8, 32, 34, 35, 36, 37,
40, 41, 43, 44, 46, 47, 69, 70,
93, 95
Karbon · 7, 8, 14, 36, 37, 38, 56,
57, 61, 65, 66, 67, 82, 83, 84

M

Martenzit · 53, 57, 60, 64, 66, 86,
87, 88, 93, 94, 112

O

Optik · 44, 46, 54, 61, 62, 104,
112, 113, 114, 115, 116, 117

Ö

Östenit · 38, 44, 47, 51, 54, 55,
56, 58, 61, 66, 67, 82, 83, 84,
85, 88, 91

P

Perlit · 56, 57, 57, 60, 63, 66, 77,
85, 88, 93, 94, 113, 114, 116

R

Resim · 39, 41, 42, 43, 44, 45, 46,
47, 49, 50, 52, 53, 54, 55, 61,
67

S

Sondaj · 32, 33, 34, 36, 39, 79,
81, 96
Simgeler ve Kısaltmalar · 6
Sonuç ve Öneriler · 122

Ş

Şekil · 8, 50, 51, 57, 59, 60, 64,
77, 87, 88, 89, 90

T

Teşekkür · 6, 7

X

XRD · 9, 39, 65



TEKNOVERSİTE



teknoversite **AYRICALIĞINDASINIZ**

İSTE

