

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI PETROL BORU
ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ VE SICAK HADDELEME PROSES
OPTİMİZASYONU**



DOKTORA TEZİ

Ramazan TÜTÜK

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

NİSAN 2020

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI PETROL BORU
ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ VE SICAK HADDELEME PROSES
OPTİMİZASYONU**

DOKTORA TEZİ

**Ramazan TÜTÜK
(521052005)**

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Eyüp Sabri KAYALI

NİSAN 2020

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 521052005 numaralı Doktora Öğrencisi Ramazan TÛTÛK, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tÛm Şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “YÛKSEK MUKAVEMETLİ DÛŐÛK ALAŞIMLI PETROL BORU ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ VE SICAK HADDELEME PROSES OPTİMİZASYONU” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jÛri önÛnde başarı ile sunmuŐtur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. EyÛp Sabri KAYALI**
İstanbul Teknik Üniversitesi

JÛri Üyeleri : **Prof. Dr. HÛseyin ŐİMENOđLU**
İstanbul Teknik Üniversitesi


Prof. Dr. Murat BAYDOğAN
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Erdem ATAR
Gebze Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Halil İbrahim BAKAN
Kocaeli Üniversitesi

Teslim Tarihi : 19.02.2020
Savunma Tarihi : 13.04.2020





*Tüm hayatım boyunca desteklerini hiç bir zaman esirgemeyen merhum babama,
anneme, eşime ve biricik oğluma,*



ÖNSÖZ

İş hayatı ile birlikte yürütmeye çalıştığım doktora eğitimim süresince yardım ve hoşgörülerini hiçbir zaman esirgemeyen saygıdeğer hocam Prof.Dr. Eyüp Sabri KAYALI'ya, değerli yöneticilerim Sn. Ali Fikret GEN ve Sn. Cengiz ŞAHİNTÜRK'e, mesleki merakımı artıran ve işimi sevmeme katkısının son derece yüksek olduğuna inandığım iş hayatımdaki ilk yöneticim Sn. Oktay ELKOCA'ya ve her ihtiyaç duyduğumda desteğini her zaman yanımda hissettiğim Sn. Mustafa Merih ARIKAN'a sonsuz teşekkürler.

Bu tezin hazırlanması sırasında desteklerini esirgemeyen ülkemiz sanayiinin iki güzide kuruluşu Çolakoğlu Metalurji ve Ereğli Demir Çelik Fabrikaları'na da ayrıca teşekkürü bir borç bilirim.

Nisan 2020

Ramazan TÜTÜK
(Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi)



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ	vii
İÇİNDEKİLER	ix
KISALTMALAR	xi
SEMBOLLER	xiii
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xv
ŞEKİL LİSTESİ.....	xvii
ÖZET	xxi
SUMMARY	xxiii
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. BORU HATLARI ve BORU ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	5
2.1 Boru Üretim Yöntemleri	7
2.1.1 Elektrik direnç kaynağı ile üretilen boyuna dikişli borular.....	8
2.1.2 Spiral ve boyuna toz/gaz altı kaynak yöntemiyle üretilen dikişli borular.	8
2.2 Boru Üretiminde Çeliklerden Beklenen Özellikler.....	10
2.3 Boru Üretiminde Uygulanan Kabul Testleri	11
2.3.1 Tahribatlı testler	11
2.3.1.1 Kimyasal analiz	11
2.3.1.2 Çekme testi.....	12
2.3.1.3 Darbe testi	12
2.3.1.4 Eğme/Katlama testi	13
2.3.1.5 Sertlik testi.....	14
2.3.1.6 Ağırlık düşürmeli yırtma testi (DWTT).....	15
2.3.2 Tahribatsız testler	16
2.3.2.1 Ultrasonik kontrol	16
2.3.2.2 Radyografik kontrol	17
2.3.2.3 Manyetik partikül kontrolü.....	17
2.3.2.4 Hidrostatik test	18
2.3.2.5 Görsel kontrol.....	19
3. YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER.....	21
3.1 Kimyasal Bileşim	21
3.1.1 Niyobyum.....	22
3.1.2 Vanadyum	23
3.1.3 Titanyum	23
3.1.4 Molibden	25
3.2 Ostenitin Yeniden Kristalleşmediği Sıcaklık(T _{nr}) ve Önemi	26
3.3 Sıcak Haddeleme.....	28
3.3.1 Geleneksel Sıcak Haddeleme	29
3.3.2 Termomekanik Haddeleme	30
3.3.2.1 Tavlama	30
3.3.2.2 Kaba Haddeleme	32

3.3.2.3 Şerit Haddelme	35
3.3.2.4 Soğutma	37
3.3.2.5 Bobin Sarma	38
3.4 Sıcak Haddelme Simülasyon Testleri	39
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE İRDELEME.....	43
4.1 Kullanılan Malzeme ve Yöntemler	43
4.2 Düzlem Deformasyon Testleri	44
4.3 Tersinir Şerit Haddelme İle Deneme Üretimi.....	51
4.4 Tandem Haddelme İle Deneme Üretimi.....	55
4.4.1 Çekme testleri.....	57
4.4.2 Darbe testleri	59
4.4.3 Ağırlık düşürmeli yırtma testleri (DWTT).....	65
4.4.4 Katlama testleri	69
4.4.5 Sertlik testleri	70
4.4.6 Mikroyapı incelemeleri	72
4.5 Deneme Boru Üretimleri ve Test Sonuçları	74
4.5.1 Spiral boru üretimi	74
4.5.2 Boru üretimi sonrası yapılan çekme testleri	76
4.5.3 Boru üretimi sonrası yapılan darbe testleri	79
4.5.4 Boru üretimi sonrası yapılan ağırlık düşürmeli yırtma (DWT) testleri.....	84
4.5.5 Boru üretimi sonrası yapılan sertlik testleri	86
4.5.6 Boru üretimi sonrası yapılan hidrostatik testler	88
4.5.7 Boru üretimi sonrası yapılan diğer tahribatsız testler.....	88
5. TARTIŞMA	91
6. SONUÇLAR	95
KAYNAKLAR.....	99
ÖZGEÇMİŞ.....	107

KISALTMALAR

AF	: Acicular Ferrite
API	: American Petroleum Institute
ASTM	: American Society for Testing and Materials
DWTT	: Drop Weigth Tear Test
FRT	: Finish Rolling Temperature
HAZ	: Heat Affected Zone
HIC	: Hydrogen Induced Cracking
HSLA	: High Strength Low Alloy
HV	: Vickers Hardness
ISO	: International Organization for Standardization
IW	: Inner Weld
KSI	: Kilopounds Per Square Inch
OW	: Outer Weld
Pct.SA	: Percent Shear Area
PSL	: Product Specification Level
RP	: Recommended Practice
SEM	: Scanning Electron Microscope
SSCC	: Sulphide Stress Corrosion Cracking
TANAP	: Trans Anatolian Natural Gas Pipeline Project
Tnr	: Temperature Non-Recrysstallization of Austenite



SEMBOLLER

°C	: Santigrat Derece
TiN	: Titanyum Nitrür
°	: Derece
C	: Karbon
Mn	: Manganez
Si	: Silisyum
Cu	: Bakır
Ni	: Nikel
Mo	: Molibden
N	: Azot
Cr	: Krom
Nb	: Niyobyum
V	: Vanadyum
Ti	: Titanyum
Al	: Alüminyum
S	: Kükürt
MPa	: Mega Pascal
s	: Saniye
mm	: Milimetre
J	: Joule
Min	: Dakika
%	: Yüzde
Km	: Kilometre
m³	: Metreküp
t	: Kalınlık
D	: Çap
NbCN	: Niyobyum Karbo-Nitrür
NbC	: Niyobyum Karbür
NbN	: Niyobyum Nitrür
VN	: Vanadyum Nitrür

VC	: Vanadyum Karbür
M(C,N)	: Metalo Karbo-Nitrür
Mo₂C	: Molibden Karbür
C-Mn	: Karbon-Manganez
γ	: Ostenit
α	: Ferrit
μ	: Mikron
Log	: Logaritma
Ar₃	: Ostenit-Ferrit dönüşüm sıcaklığı
gr	: Gram
Rt_{0,5}	: %0,5 uzama anında akma mukavemeti
Rm	: Çekme Mukavemeti
L₀	: İlk ölçü boyu
KN	: Kilonewton
σ_a	: Akma Mukavemeti
\$: USD-Amerikan Doları

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1 : Geçmişten günümüze boru hatlarındaki operasyonel gelişim	7
Çizelge 4.1 : Proses simülasyon testleri ve tersinir şerit hadde denemelerine ait kimyasal analiz.	43
Çizelge 4.2 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimlerine ait kimyasal analiz.....	43
Çizelge 4.3 : Düzlem deformasyon test parametreleri.....	45
Çizelge 4.4 :Düzlem deformasyon testi sonrası Vickers mikrosertlik değerleri.	48
Çizelge 4.5 : Sertlik ve Denklem 4.1 ve 4.2 ampirik bağıntılarından hesaplanan akma ve çekme mukavemetleri.	50
Çizelge 4.6 :API 5L X70M PSL2 kalite mekanik özellikleri.....	50
Çizelge 4.7 : Tersinir şerit hadde deneme üretimi proses parametreleri.	52
Çizelge 4.8 : Tersinir şerit hadde deneme üretimi sonrası mekanik test değerleri. ...	52
Çizelge 4.9 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimlerinde kullanılan slablara ait kimyasal analiz.	55
Çizelge 4.10 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimlerine ait proses parametreleri.	56
Çizelge 4.11 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimleri sonrası çekme testi sonuçları.	57
Çizelge 4.12 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimleri sonrası darbe testi sonuçları.....	61
Çizelge 4.13 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimleri sonrası ağırlık düşürmeli yırtma testi sonuçları.....	67
Çizelge 4.14 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimleri sonrası sertlik testi sonuçları (HV ₁₀).....	71
Çizelge 4.15 : API X70M PSL2 kalite mekanik özellikleri.	77
Çizelge 4.16 : Borudan alınan numunelere ait çekme testi sonuçları.....	78
Çizelge 4.17 : Boru üretimi sonrası ana malzeme, kaynak ve HAZ bölgelerinden yapılan darbe testleri.	81
Çizelge 4.18 : Boru üretimi sonrası ana malzeme, kaynak ve HAZ bölgelerinden yapılan farklı sıcaklıklardaki darbe testleri değerleri.....	83
Çizelge 4.19 : Boru üretimi sonrası ana malzeme, kaynak ve HAZ bölgelerinden alınan sertlik değerleri (HV ₁₀).	87



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Geçmişten bir boru hattı inşaatı.	5
Şekil 2.2 : Günümüzde boru hattı inşaatı.	6
Şekil 2.3 : Amerika Birleşik Devletleri güncel boru hattı ağı.	6
Şekil 2.4 : Boyuna kaynaklı boru üretimi-yüksek frekans indüksiyon yöntemi.	8
Şekil 2.5 : Spiral toz/gaz altı kaynaklı boru üretimi-geleneksel yöntem.	9
Şekil 2.6 : Boyuna toz/gaz altı kaynaklı boru üretimi.	9
Şekil 2.7 : Boru hattı çeliklerinin tarihsel gelişimi.	11
Şekil 2.8 : Borudan yapılan çekme testi numunelerinin çıkarıldığı bölgeler.	12
Şekil 2.9 : Kaynak ve HAZ bölgelerinden çıkarılan darbe testi numunelerinin çentik bölgeleri.	13
Şekil 2.10 : Eğme test düzeneği ve örnek test sonuçları.	14
Şekil 2.11 : Kaynak ve civarından alınan kesit numunesi üzerindeki sertlik bölgeleri.	14
Şekil 2.12 : Ağırlık düşürmeli yırtma test numunesi ölçüleri ve şeması.	15
Şekil 2.13 : Ağırlık düşürmeli yırtma test numunesi kırık yüzey şeması.	16
Şekil 2.14 : Üretim anında ve sonrasında yapılan ultrasonik kontroller.	17
Şekil 2.15 : Üretim sonrasında kaynak bölgesine yapılan radyografik kontroller. ...	17
Şekil 2.16 : Manyetik partikül yöntemi ile kontrol.	18
Şekil 2.17 : Hidrostatik test.	18
Şekil 3.1 : NbC ve NbCN bileşiklerinin çözünürlüğü.	22
Şekil 3.2 : Nb, V ve Ti elementlerinin nitrür bileşiklerinin sıcaklığa bağlı olarak M(CN) içindeki a) %ağırlık değişimleri b)molar değişimleri.	24
Şekil 3.3 : Mikroalaşım elementlerinin ostenit tane büyüklüğüne etkisi.	25
Şekil 3.4 : Alaşım elementlerinin T _{nr} sıcaklığı üzerine etkisi.	28
Şekil 3.5 : Soğuma hızının T _{nr} sıcaklığı üzerine etkisi.	28
Şekil 3.6 : Yalın bir C-Mn çeliğine ait geleneksel sıcak haddeleme pratiği.	30
Şekil 3.7 : Mikroalaşım elementlerinin sıcaklıkla çözünürlük değişimi.	31
Şekil 3.8 : İtmeli tip slab tav fırını.	32
Şekil 3.9 : Yürüyen tabanlı slab tav fırını.	32
Şekil 3.10 : Tersinir bir kaba haddenin şeması.	33
Şekil 3.11 : Kaba haddeleme sırasındaki deformasyon ve toparlanma davranışı.	34
Şekil 3.12: Bobin kutusu.	35
Şekil 3.13 : Tek ayaklı tersinir bir şerit hadde.	35
Şekil 3.14 : Tandem şerit haddeye sahip genel bir sıcak haddehane görüntüsü.	36
Şekil 3.15 : Nb-Ti ilaveli bir çelikte termomekanik haddeleme pratiği.	37
Şekil 3.16 : Duşlu masa genel görüntüsü.	38
Şekil 3.17 : Soğutma hızının ferrit tane boyutuna etkisi.	38
Şekil 3.18 : Bobin sarma.	39
Şekil 3.19 : Gleeble proses simülasyon cihazlarının tarihsel gelişimi.	40
Şekil 4.1 : Düzlem deformasyon test numunesi.	44

Şekil 4.2 : Düzlem deformasyon testi sırasında alınan bir görüntü	46
Şekil 4.3 : Düzlem deformasyon testi sonrası numune görüntüsü.....	46
Şekil 4.4 : 1 nolu numuneye ait sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri ..	47
Şekil 4.5 : 2 nolu numuneye ait sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri ..	47
Şekil 4.6 : 3 nolu numuneye ait sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri ..	47
Şekil 4.7 : 4 nolu numuneye ait sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri ..	48
Şekil 4.8 : Düzlem deformasyon testleri sonrası mikroyapı görüntüleri	49
Şekil 4.9 : Düzlem deformasyon testlerine ait maksimum güç-sıcaklık ilişkisi	51
Şekil 4.10 : Test sonrası darbe numuneleri.....	53
Şekil 4.11 : Ağırlık düşürmeli yırtma testi sonrası numune kırık yüzeyi	53
Şekil 4.12 : Deneme üretimi sonrası elde edilen mikroyapı	54
Şekil 4.13 : Çekme testi sonrası numune görüntüleri	58
Şekil 4.14 : Akma mukavemetinin % ezme oranı ile değişimi.....	58
Şekil 4.15 : Çekme mukavemetinin % ezme oranı ile değişimi	59
Şekil 4.16 : % uzama değerinin % ezme oranı ile değişimi	59
Şekil 4.17 : Darbe numunelerine açılan çentiklerin standart masterla uygunluk kontrolü	60
Şekil 4.18 : Darbe direncinin sıcaklık ile değişimi.....	62
Şekil 4.19 : Darbe direncinin % ezme oranı ile değişimi	62
Şekil 4.20 : -80°C’de darbe direncinin % ezme oranı ile değişimi.....	63
Şekil 4.21 : -80°C’de kırılan % 60,7’lik ezme oranına sahip darbe test numunesine ait kırık yüzey SEM görüntüsü	63
Şekil 4.22 : -80°C’de kırılan % 72,8’lik ezme oranına sahip darbe test numunesinin kırık yüzey SEM görüntüsü	64
Şekil 4.23 : -80°C’de yapılan darbe testlerine ait numune görüntüleri	65
Şekil 4.24 : 0°C’de % Sünek alanın % ezme oranı ile değişimi.....	68
Şekil 4.25 : Ağırlık düşürmeli yırtma testi kırık yüzey görünüşleri.....	69
Şekil 4.26 : Katlama testi ve test sonrası numune görüntüsü	70
Şekil 4.27 : Yüzeyden 10kg’lık yük ile alınan Vickers sertlik ölçümü	71
Şekil 4.28 : Mikroyapının % ezme oranı ile değişimi	72
Şekil 4.29 : %60,7 ezme oranına ait mikroyapı görüntüsü.....	73
Şekil 4.30 : %72,8 ezme oranına ait mikroyapı görüntüsü.....	74
Şekil 4.31 : Spiral boru üretiminde uygulanan kaynak operasyonunun şeması	75
Şekil 4.32 : Kaynak bölgesine yapılan katlama testi sonrası numune görüntüsü	75
Şekil 4.33 : Boru üretimi sırasında, tahribatlı testler için numune alınan bölgeler ...	76
Şekil 4.34 : Borudan enine ve boyuna yönde yapılan testlerin akma mukavemetleri	78
Şekil 4.35 : Borudan enine ve boyuna yönde yapılan testlerin çekme mukavemetleri	79
Şekil 4.36 : Borudan enine ve boyuna yönde yapılan testlerin % uzama değerleri... ..	79
Şekil 4.37 : Kaynak ve HAZ bölgelerinden çıkarılan darbe test numuneleri	80
Şekil 4.38 : Boru ana malzemesi ve kaynak bölgesine ait darbe test değerleri	82
Şekil 4.39 : Boru ana malzemesi ve kaynak bölgesine ait darbe geçiş eğrileri	84
Şekil 4.40 : Borudan alınan 4 numuneye ait ağırlık düşürmeli yırtma testi sonrası kırık yüzey görüntüleri	84
Şekil 4.41 : Ağırlık düşürmeli yırtma testinde gevrek kırılmaya ait temsili numune görüntüsü.....	85
Şekil 4.42 : Ağırlık düşürmeli yırtma testi sonrası kırık yüzey kesiti	85
Şekil 4.43 : -10, -20 ve -30°C’de yapılan ağırlık düşürmeli yırtma testlerine ait kırık yüzey görüntüleri	86
Şekil 4.44 : Borunun kaynak bölgesindeki sertlik testi ölçüm noktaları	87

Şekil 5.1 : Pazar beklentisi ve termomekanik haddelemenin rolü arasındaki ilişki. . 92





YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI PETROL BORU ÇELİKLERİNİN ÜRETİMİ VE SICAK HADDELEME PROSES OPTİMİZASYONU

ÖZET

Günümüzün hızla sanayileşen dünyasında artan enerji taleplerine bağlı olarak yeni enerji kaynaklarının bulunması kadar mevcut kaynakların ekonomik bir şekilde taşınması da çok önemli bir konu haline gelmiştir. Petrol ve doğalgaz gibi akışkan enerji kaynaklarının boru hatları yardımıyla yüksek miktarlarda, bir bölgeden diğer bir bölgeye, hatta bir kıtadan diğer bir kıtaya iletilmesi, deniz ve karayolu ile yapılacak taşımaya göre çok daha ekonomik ve hızlı bir şekilde yapılabilmektedir. Artan debiler yüksek basınçlarla birlikte daha kalın ve daha yüksek mukavemetteki çeliklere olan talebi artırmıştır. Kurulan boru hatlarında kullanılan düşük alaşımlı, yüksek mukavemetli, sorunsuz ve hızlı kaynaklanabilirlik özelliklerine sahip çeliklere olan bu talep, demir-çelik sektörüne de ürün geliştirme konusunda bir itici güç oluşturmuştur.

Yüksek mukavemet ve tokluk gereksinimlerinin düşük maliyetlerle karşılanmasına yönelik olarak geliştirilen yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA-High Strength Low Alloy) çelikler, sıcaklık ve deformasyon kontrolü yöntemi ile termomekanik olarak haddelenmekte ve bu sayede üründeki tokluk ve kaynaklanabilirlik özellikleri bozulmadan düşük alaşımlamalar ile yüksek mukavemet ve tokluk değerlerine erişilebilmektedir. Termomekanik haddeleme, çeliklerde ostenit fazının yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde veya kısmen üzerinde yapılan kaba haddeleme (rough rolling) ve bu fazın yeniden kristalleşme sıcaklığının altında veya kısmen altında yapılan nihai haddeleme (finish rolling) olmak üzere iki ezme kademesinden ve duşlu masalarda belirli bir sıcaklığa soğutulmasından oluşmaktadır. Yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yapılan ezme işlemi ile deforme edilmiş ostenit taneleri elde edilmekte ve ostenit taneleri içerisindeki dislokasyon yoğunlukları artırılmakta, bu sayede, sonrasında oluşacak ferrit tanelerine çok sayıda çekirdeklenme bölgesi yaratılmaktadır. Ferrit tanelerinin çok sayıda çekirdeklenmesi, büyüme sırasında birbirlerinin tane sınırlarına çok daha çabuk ulaşmalarını ve büyümelerinin durmasını sağlamakta ve böylece nihai üründe homojen ince taneli bir yapı elde edilebilmektedir.

HSLA çeliklerinde mukavemet artışında katı çözümlü sertleşmesi, dislokasyon yoğunluk artışı, faz dönüşümleri, çökelti sertleşmesi ve tane küçültme mekanizmaları etkin rol oynamaktadır. Katı çözümlü sertleşmesi manganez ve molibden gibi alaşım elementlerinden, faz dönüşümü ve dislokasyon yoğunluğu kaynaklı artıştan, düşük dönüşüm sıcaklıklarına sahip iğnesel ferrit ve beynit fazlarından; çökelti sertleşmesi alaşımda yer alan niyobyum, vanadyum ve titanyum gibi elementlerin oluşturdukları karbür, nitrür ve karbonitrür fazlarından; tane küçültme ise termomekanik haddeleme ile elde edilen çok sayıda tane sınırından kaynaklanmaktadır. Niyobyum elementi sadece çökelti sertleştirmesi ile değil düşük sıcaklıklarda yapılan yüksek ezme miktarları ile nihai küçük tane yapısına da katkıda bulunmaktadır. Titanyum elementi

ise, oluşturduğu TiN fazı ile sıcak haddeleme öncesinde yapılacak tavlama işleminde ostenit tanelerinin irileşmesini engellemekte (tavlama sıcaklıklarında çözeltiliye geçmeyerek) ve haddelemeye başlangıç anındaki tane boyutunu düşürerek yine son ürünlerdeki küçük taneli yapıya katkıda bulunmaktadır.

Petrol ve doğalgaz boru hatlarında kullanılan mikroalaşımli çeliklerin mikroalaşımlandırma ve termomekanik haddeleme parametrelerinin incelenmesi amacı ile yapılan bu çalışmada, iki farklı haddeleme teknolojisi kullanılarak (tersinir ve tandem sıcak haddeleme) yüksek mukavemetli düşük alaşımli API X70M PSL2 kalite, Cr, Mo, Nb, V ve Ti ile mikroalaşımlandırılmış 2 mikroalaşımli çelikde, ostenit fazının yeniden kristalleşme sıcaklığının altında, farklı ezme miktarlarında termomekanik haddeleme denemeleri yapılmış, bu denemelerin, üretilen çeliğin özellikleri (akma-çekme-uzama, darbe direnci, sünek-gevrek geçiş sıcaklığı, Ağırlık Düşürmeli Yırtma Testi- DWTT-, katlama, sertlik, mikroyapı, kırılma karakteristiği) üzerine etkileri incelenmiştir.

Tersinir sıcak haddeleme metodu ile yapılan deneme üretimi öncesinde Gleeble proses simülasyon cihazı ile düzlem deformasyon testleri gerçekleştirilmiş, deneysel yöntemle ostenitin yeniden kristalleşmediği sıcaklık (T_{nr}) 960 °C olarak tespit edilmiştir. Endüstride T_{nr} sıcaklığının tespiti için yaygın olarak kullanılan Boratto, Fletcher ve Bai tarafından geliştirilen ampirik formüller ile söz konusu sıcaklık değeri sırasıyla 1272 °C, 1079°C ve 1066°C olarak tespit edilmiştir. Deneysel yöntemle elde edilen bu sıcaklık değeri kullanılarak yapılan tersinir sıcak haddeleme deneme üretiminde T_{nr} sıcaklığı altında tersinir hadde hattının kabiliyetlerine bağlı olarak %42'lik bir ezme oranı uygulanabilmiştir. Deneme sonrasında yapılan testlerde akma, çekme, uzama ve darbe değerlerinin standart gereklilikleri karşıladığı ancak 0°C'de yapılan ağırlık düşürmeli yırtma testlerinde %10'luk sünek kırılma alanı ile minimum değer olan %85 sünek kırılma alanı beklentisinin çok altında kaldığı tespit edilmiştir. Görece düşük tokluk ve çok düşük sünek yırtılma değerlerinin elde edilmesinde yüksek alaşım içeriğinin (yüksek C, Nb ve Mo değerleri) yanısıra tersinir şerit hadde teknolojisi gereği haddeleme sırasında iş parçasının hadde ayaklarının iki tarafında yer alan tambur fırınlara sarılarak ısıtılmasının, termomekanik haddeleme sırasında hedeflenen yüksek deformasyon hızlarına ulaşılmasını engellediği, ısıtma sırasında ostenit tanelerinin toparlanmasına neden olduğu ve bu nedenle nihai üründe hedeflenen küçük taneli yapıya ulaşamadığı tespit edilmiştir.

Tandem hadde denemelerinde tersinir hadde denemesine kıyasla daha yalın bir kimyasal analiz (daha düşük C, Nb ve Mo değerleri) kullanılarak T_{nr} altında farklı ezme oranları (%60,7-72,8) ile üretimler yapılmış, bu değişkenlerin üretilen çeliğin özellikleri (akma-çekme-uzama, darbe direnci, sünek-gevrek geçiş sıcaklığı, Ağırlık Düşürmeli Yırtılma Testi-DWTT, katlama, sertlik, mikroyapı, kırılma karakteristiği) üzerine etkileri incelenmiştir. Tandem hadde denemeleri sırasında T_{nr} sıcaklığının tespiti için yaygın olarak kullanılan Boratto ampirik formülünden yararlanılmış, yapılan hesaplamada söz konusu sıcaklık değeri 1134°C olarak tespit edilmiştir. Fletcher ve Bai tarafından geliştirilen diğer ampirik formüllerden ise T_{nr} sıcaklığı sırasıyla 1057°C ve 1020°C olarak bulunmuştur. Yapılan çalışmalar neticesinde yeniden kristalleşme sıcaklığı altında artan ezme miktarları ile nihai ürünlerdeki tane boyutunun azaldığı, mukavemet ve tokluk değerlerinin arttığı tespit edilmiştir. Aynı zamanda ürünlerin sünek-gevrek geçiş sıcaklığı değerlerinin de bu sayede çok düşük sıcaklıklara (-80 °C'nin altına) indiği tespit edilmiştir. T_{nr} altında en yüksek ezmenin verildiği deneme üretimi sonrası yapılan tüm testlerin standart gerekliliklerini karşıladığı tespit edilmiştir.

PRODUCTION AND HOT ROLLING PROCESS OPTIMIZATION OF HIGH STRENGTH LOW ALLOY LINE PIPE STEELS

SUMMARY

In today's rapidly industrializing world, due to the increasing energy demands, the economic transportation of existing resources as well as the availability of new energy resources has become an important issue. The transfer of large amounts of fluid energy sources such as oil and natural gas from one region to another, even from one continent to another with using the pipelines, has become much more economical and faster than the transportation by sea and road. Increasing flow rates combined with higher pressures increased demand for thicker and higher strength steels. This demand for low alloyed, high strength, and weldable steels used in the new pipelines has been a driving force for the product development in the iron and steel sector. Increasing the strength of line pipe material can reduce significantly the wall thickness and consequently weight of the material. Such savings are important especially for the installation of line pipes in distance areas, where any weight reduction can be crucial in reducing basic costs such as the amount of welding consumables, transportation and manipulation of the pipes during the construction.

HSLA (high strength low alloy) steels, which are developed to meet high strength and toughness requirements with low costs, are thermomechanically rolled by means of temperature and deformation control method and thus, high strength values can be achieved with low alloys without sacrificing the toughness and weldability properties of the product. The thermomechanical rolling consists of two reduction stages, namely rough rolling above or partially above the austenite recrystallization temperature and finish rolling below or partially below the austenite recrystallization temperature, and cooling to a certain temperature on the laminar/accelerated cooling bed. The deformed austenite grains with high dislocation density are obtained by rolling below the nonrecrystallization temperature, thereby creating the numerous of nucleation sites for the subsequent ferrite grains. Numerous nucleation of ferrite grains enables each other to reach each other's grain boundaries more quickly during grain growth and to stop coarsening. In this way, a homogeneous fine-grained microstructure is obtained on the final strip.

The main strengthening mechanism used in HSLA steels are strengthening by solid solution hardening, by dislocation substructure, by phase transformation strengthening, by precipitation hardening and by grain refinement. The solid solution strengthening results from elements such as manganese and molybdenum, the phase transformation from lower transformation temperature phases such as acicular ferrite and bainitic ferrite or martensite, resulting in finer microstructures with a higher dislocation density. On account of the micro-alloying element additions, carbides, nitrides and carbonitrides vanadium, niobium and titanium contribute to the precipitation strengthening. Besides dispersion hardening niobium has an added benefit on the refinement of the ferrite grains. Higher pass strains below the non-recrystallization

temperature during the controlled rolling process, also contributes to good ferrite grain refinement.

Background establishment was intended for the works related to the high value-added product groups owing to determination of the process parameters which is effective during thermo-mechanical rolling and, correlating these parameters with the capabilities of the present production facilities. A contribution to the development and production in our country's industrial facilities of the steel grades having high strength, low unit weight and serious cost advantages which are used both in the pipe-line projects and locomotive sectors such as automotive and construction was also aimed with the studies carried out in this thesis.

An API X70M PSL2 grade steel was used in the industrial trials with steckel (reversible) and tandem mills in this study. Chemical composition of the steel for the steckel mill trial is as follows (wt.%): C:0.07, Si:0.23, Mn:1.52, Cr:0.33, Mo:0.29, N:0.0066, Nb:0.095, Ti:0.021. For tandem mill trials chemical analysis is as follows (wt.%): C:0.052, Si:0.211, Mn:1.63, Cu:0.16, Ni:0.21, Cr:0.13, Mo:0.12, N:0.0063 and Nb+V+Ti:0.089.

Prior to the steckel mill trials, plain strain deformation tests were performed in the Gleeble proses simulation device to determine the T_{nr} temperature. This critical temperature was found as 960°C. The maximum reduction ratio was applied as 42% under this temperature due to the equipment capabilities of the mill in the trial production. T_{nr} temperature was calculated from empirical formulas published in the related literatures, and it is found as 1272 °C with Boratto formula, 1079°C with Fletcher formula and 1066 °C with Bai formula. Slabs in size of 200 mm (t) x 9000 mm (l) x 1500 mm (w) were hot rolled in one stand 4-high roughing mill with 5 passes and one stand 4-high finishing steckel mill with 7 passes under controlled rolling conditions. Before rolling, all slabs were heated to 1220 °C and soaked for a specific period in the soaking zone of a pusher type reheating furnace in order to dissolve all the Nb in austenite.

After steckel mill trial, mechanical tests and metallographic examinations were performed. In tensile tests, yield strength as 579 MPa, tensile strength as 718 MPa and % elongation as 31 were found. These values are well above the minimum requirements according to the related standard. Average charpy test values at -10°C were found as 117 Joule. This value is also above the minimum standard requirement, but according to the industrial experiences will not be sufficient for the charpy tests requirements of the welding zone after pipe production. Drop weight tear tests were performed at 0°C, shear fracture ratio was found as %10 which was very low compared with the %85 minimum requirement. In the microstructural studies, it was determined that the targeted fine-grained microstructure could not be provided. The average grain size was found as 5.5 microns and the microstructure was determined to have polygonal ferrite/pearlite morphology. It was thought that the high strength values obtained were due to the high alloy content, not due to the grain refinement as targeted.

Tandem mill trials were carried out using different reduction ratios below the T_{nr} temperature calculated as 1134 °C using the Boratto empirical formula which is widely used in industrial applications. This temperature was determined as 1057 with Fletcher and 1020 with Bai empirical formulas. Slabs in size of 220 mm (t) x 8500 mm (l) x 1500 mm (w) were hot rolled in one stand 4-high roughing mill with 5 passes and seven stand 4-high tandem mill with 7 passes under thermo-mechanical controlled rolling conditions. Before rolling, all slabs were heated to 1220 °C and soaked for a

specific period in the soaking zone of a walking beam type reheating furnace in order to dissolve all the Nb in austenite.

Two different transfer bar thicknesses were used for identical roughing conditions, in which final roughing temperatures were above the calculated T_{nr} . Thicknesses of the slabs were reduced to 73.5 mm and 56 mm in 5 passes in the roughing mill. Before transferring to the finishing mill, special practice was applied to the transfer bars to obtain a desired homogenous finish rolling temperature below the T_{nr} of material. Entry of the materials to the finishing mill was conducted at about 1000-980 °C. A primary grain refinement effect was expected by rolling in the non-recrystallized region of austenite with high rolling reduction ratios. Rolling was finished at 800-820 °C (FRT, the temperature at the exit of the last finishing rolling stand). Following finish rolling, the materials were accelerated cooled on run-out table with a cooling rate of ~12-15 °C/s and coiled at 550-600 °C. In these trials, total reduction ratio varied from 60.7 % to 72.8 %.

The cross-sectional metallographic specimens taken from transversal to the rolling direction were polished and etched by a 2 % Nital solution, and microstructures were observed by an optical microscope.

Tensile rectangular specimens with 38 mm gauge width and 50 mm gauge length were prepared in the transversal, diagonal (45° to the rolling direction) and longitudinal directions and were tested at a crosshead speed of 5 mm/min using a 600 kN Zwick tensile test machine at room temperature. Charpy impact tests were performed on Charpy V-notch (CVN) specimens in size of 10 mm × 10mm × 55 mm in transversal orientation in a temperature range from -80 to 0 °C using a Zwick impact tester of 450 J capacity. Ductile and brittle zones on the fracture surfaces of Charpy samples were also investigated by scanning electron microscope (SEM).

Drop weight tear test (DWTT) specimens were prepared in size of 305 mm × 76.2 mm × thickness (mm) in transversal direction in accordance with the API 5L3 and ASTM E436-91 specifications, and then a pressed notch was applied on to them. These specimens were tested with a DWT testing machine having a maximum energy capacity of 50 kJ at 0 °C. The special refrigerant was used to cool the DWTT specimens down to 0 °C by putting ethanol in the specimen pool in where specimens were immersed for 20 min. and then immediately tested. The percent shear area (pct. SA) was calculated according to the API standard.

It was obviously observed from the test results that yield strength increased as the reduction ratio below T_{nr} increased. The increase is more evident on the transversal specimens with higher yield strength values, compared to the lower yield strength values obtained on the longitudinal specimens.

However, the tensile strength values slightly increased compared to the increase in yield strength as the reduction ratio increased. Tensile strength values were higher on the transversal specimens compared to the longitudinal specimens. % elongation values decreased with increasing reduction ratio.

Percent shear area value in DWTT, which is the key property in many line pipe applications increases with the increasing reduction ratio: pct. SA is about 50 at the reduction ratio of 60.7 % and increases up to 90 as the reduction ratio has been increased to 72.8 %. Here, only the 72.8 % reduction ratio below T_{nr} meets the “Battelle’s criterion” to prevent the brittle fracture propagation.

The effect of total % reduction ratio under T_{nr} on the Charpy V notch impact values at different test temperatures were also examined in these trials. The improving effect of reduction ratio below T_{nr} on the V notched Charpy impact values was observed to be at lowest testing temperature (-80 °C). Charpy V notch impact values increased, the type of fracture turned into the ductile fracture from brittle fracture as the reduction ratio increased. The increase in the impact energy values was more obvious on the samples tested at -80 °C than the samples tested at higher temperatures. The increase of the reduction ratio ensures achieving the desired crack-propagation resistance.

Microstructural variations were investigated on the cross-sectional metallographic specimens taken from transversal to rolling direction depending on the reduction ratio. An obvious decrease in ferrite grain size (from 12 to 13,5 ASTM Grain Size Number according to linear intercept method) is observed in the microstructures with increasing reduction ratio below T_{nr} . Also, acicular ferrite (AF) formations replace pearlite in the microstructure with increasing reduction ratio below T_{nr} while volume fraction of pearlite in the microstructure decreases.

SEM investigations were also carried out on Charpy specimens tested at -80 °C to confirm the nature of fracture depending on the reduction ratio. Totally dimple area which represents ductile fracture was observed at a reduction ratio of 72.8 % and fracture mode was cleavage fracture which was transgranular brittle fracture at a reduction ratio of 60.7 %.

According to the results achieved in this study, below calculated T_{nr} temperature, it appears that yield strength significantly increases while tensile strength slightly increases, and elongation decreases in some degree. DWTT and impact toughness values increases with increasing reduction ratio. Metallographic examinations show that final grain size decreases with increasing reduction ratio, and thereby confirm that fine grain sized microstructure increases toughness and strength together. Based on the trend of the experimental results of this study, it is expected further improvements on the mechanical properties when the reduction ratio increased beyond to max. reduction ratio (72.8 %) applied in this study.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Birden fazla alaşım elementinin düşük miktarlarda kullanımı ile yapılan mikroalaşımlama işlemi özellikle düşük karbon içeriğine sahip yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerde yaygın olarak kullanılmaktadır [1-4]. Bu çeliklerin tipik kullanım alanları arasında otomotiv endüstrisi, denizcilik uygulamaları, boru hattı çelikleri, yapı endüstrisi ve makine sanayii sıralanabilir [3-7]. Bu çelikler, tane küçültme ve çökelti sertleşmesi yoluyla mukavemet artışı sağlayan Nb, V ve Ti gibi mikroalaşım elementlerini çok düşük miktarlarda ihtiva ederler [3], [7-9]. Bu elementlerin ilavesi, çelikte, tokluk özelliklerini kaybetmeden mukavemet artışına, daha düşük maliyetlerle ulaşılmaya imkân vermektedir [9-14]. Bu yüksek mukavemet değerleri, kullanılacak çeliğin et kalınlığının düşürülmesi ve dolayısıyla maliyetlerin azaltılması gibi faydaları da beraberinde getirmektedir [12], [13], [15]. Sanayileşmenin son derece hızlandığı günümüzde, enerji kaynaklarının endüstri bölgelerine ulaştırılmasında kritik öneme sahip olan boru hatları da çeliklerin bu özelliklerinden azami derecede faydalanmaktadır [14], [16], [17]. Çok yüksek mesafelerin kat edildiği bu boru hattı projelerinde düşürülebilecek her 1mm et kalınlığı kullanılacak toplam çelik miktarında, boru üretiminde kullanılan sarflarda, boruların uygulama sahalarına taşınmasında ve diğer birçok proje kaleminde çok ciddi maliyet avantajları sağlamaktadır [18-20].

Bilinen ilk boru hattı 1853 yılında Kanada'nın Quebec şehrinde Trois Rivieres bölgesinde doğal gaz iletimi için dökme demir kullanılarak inşa edilmiştir ve toplam uzunluğu 25 km'dir [21].

Günümüzde bilinen en uzun boru hattı ise doğal gaz iletiminde kullanılan ve toplam uzunluğu 8.707 km olan "West-East Gas Pipeline" hattıdır. Çinin Xianjing bölgesinde yer alan Tarım Basın sahasındaki gazı ülkenin değişik bölgelerine ulaştıran bu hattın kapasitesi 77 milyar m³'tür [22].

Ülkemizdeki ilk boru hattı 1976 tarihinde Irak-Türkiye Ham Petrol Boru Hattı adıyla, Irak'ın kuzeyindeki üretim sahalarından çıkarılan ham petrolün Ceyhan deniz

terminaline ulaştırılması ve buradan da dünya pazarlarına sevki amacıyla kurulmuştur. Daha sonra 2006 yılında Bakü-Tiflis Ceyhan Boru Hattı devreye alınarak Hazar bölgesindeki ham petrolün dünya pazarlarına erişimi sağlanmıştır. Bunların dışında Rusya, İnan ve Azerbaycan'dan çıkarılan doğalgaz da yine ülkemiz üzerinden geçen boru hatları ile hem Türkiye'nin ihtiyaını karşılamakta hem de Avrupa pazarına ulaştırılmaktadır. Rusya'dan çıkarılan doğalgaz Mavi Akım ve Batı Hattı ile Türkiye pazarına sunulmaktadır. Halen yapımı devam eden Türk Akımı projesi ile de Trakya zerinden Avrupa'ya iletilecektir. Yine İnan gazı Doğu Anadolu Gaz İletim Hattı ile Türkiye pazarına taşınmakta, Azeri gazı Bakü Tiflis Erzurum Doğal Gaz Boru Hattı ile ülkemiz pazarına, Trans Anadolu Doğal Gaz Boru Hattı (TANAP) ile de hem ülkemize hem Avrupa pazarına taşınmaktadır [23].

Son verilere göre dünya üzerinde 120 ülkede akışkan taşımada kullanılan ve toplam uzunlukları 3.500.000 km'ye ulaşan faal boru hattı bulunmaktadır. Bunların %65'i Amerika, %8'i Rusya ve %3' de Kanada'da yer almaktadır. Kurulu toplam boru hattı ağının %75'i bu lkenin sınırları içerisindedir [24].

Mevcut boru hattı ağının haricinde 190.905 km'lik yapımı devam eden veya proje aşamasında olan boru hattı yer almaktadır [24]. Yeni kurulacak bu hatlarda da elik malzemelerden beklentiler giderek artmaktadır. Proje maliyetlerinin düşürülebilmesi için elik üreticilerini zorlayarak, yüksek mukavemet, düşük sıcaklıklarda yüksek tokluk, yüksek kaynaklanabilirlik özelliklerine sahip ve düşük alaşım miktarları şart koşulmaktadır. Tüm bu zorlayıcı talepler elik sektörü için ürün geliştirme konusunda bir itici güç oluşturmaktadır. İstenen bu özelliklerin karşılanabilmesi için termomekanik haddeme teknikleri kullanılmakta, düşük sıcaklıklarda haddemeye imkân verecek hadde ekipmanları revizyonlarına gidilmektedir [6], [24].

Ülkemiz, doğal gaz ve petrol gibi enerji kaynaklarına sahip ülkeler ve bunların ulaştırılacağı pazarlar arasında, enerji arz ve güvenliğini sağlayacak son derece stratejik bir konuma sahiptir. Hem lkemizde hem de dünya üzerinde yapılacak birçok projede, katma değeri yüksek, termomekanik haddelenmiş düşük alaşımlı elik kaliteleri kullanılmakta ve bu projelere de ülkemizde kurulu birçok boru üretim tesisinden ürün tedarik edilmektedir [23].

Bu doktora çalışmasında mikroalaşımlama ve termomekanik haddemenin detayları incelenmiş, sıcak haddeme sırasındaki üretim parametrelerinin ve alaşım

içeriklerinin nihai ürün özellikleri üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Deneme üretimlerinde, iki farklı sıcak haddeleme teknolojisi kullanılarak (tersinir ve tandem sıcak haddeleme) API X70M PSL2 kalite boru çeliği üretimi gerçekleştirilmiş ve elde edilen ürün üzerinde yapılan testler ile mekanik ve mikroyapı özellikleri incelenmiştir. Söz konusu çelik kalitesinin adına yer alan API kısaltması, Amerikan Petrol Enstitüsü'nü (American Petroleum Institute), X70M kısaltmasındaki 70 değeri ksi (kilopound per square inch) cinsinden akma mukavemeti değerini, M harfi ürünün termomekanik yöntemle üretildiğini, PSL2 ise ürün özellikleri seviyesini (product specification level) temsil etmektedir. İlgili kalitenin mekanik özellikleri API standardında, akma mukavemeti 485 MPa-635 MPa, çekme mukavemeti 570 MPa-760 MPa, akma/çekme oranı 0,93, % uzama değeri minimum %22, darbe test değeri 0°C'de minimum 68 Joule ve ağırlık düşürmeli yırtma testi (Drop Weight Tear Test-DWTT) değeri 0°C'de minimum %85 sünek kırılma şartı şeklinde verilmektedir.

Tandem sıcak haddeleme yöntemi ile üretilen ve test değerlerinin uygun bulunduğu bobinlerden spiral boru üretimleri gerçekleştirilmiş ve yapılan testler ile boru hattı projelerindeki teknik gerekliliklerin sağlanıp sağlanmadığı araştırılmıştır. Termomekanik haddeleme sırasında etkin olan proses parametrelerinin belirlenmesi ve bunların mevcut üretim tesislerinin kabiliyetleri ile ilişkilendirilmesi sayesinde, katma değeri yüksek ürün gruplarına yönelik yapılacak çalışmalar için bir altyapı oluşturması hedeflenmiştir. Bu tezde yapılan çalışmalar ile hem boru hattı projelerinde hem de otomotiv sektörü ve yapı sanayii gibi lokomotif sektörlerde kullanılan yüksek mukavemetli, birim ağırlıkları düşük ve ciddi maliyet avantajları sunan çelik kalitelerinin ülkemiz sanayiinde üretimine ve geliştirilmesine katkı sağlanması amaçlanmıştır.



2. BORU HATLARI VE BORU ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Akışkanların bir bölgeden diğer bir bölgeye taşınması için kullanılan boru hatları, deniz ve kara yolu gibi alternatif taşıma yöntemlerine göre maliyet ve zaman açısından büyük avantajlar sağlamaktadır. Bu nedenle 1800 lü yılların ortalarında başlayan boru hatları ile akışkan taşıma yöntemi önemini sürekli korumuş, kapasiteleri ve boru hattı ağları dünya genelinde sürekli artış göstermiştir. Günümüzde tüm dünyadaki boru hattı ağı toplamda 3,5 milyon km'ye ulaşmıştır. Avrupa özeline bakıldığında, 1975'te 30.000 km olan boru hattı ağının 2000 li yılların başına gelindiğinde 120.000 km ye ulaştığı görülmekte, endüstrileşmenin getirdiği artan enerji talepleri ile de yeni boru hatlarına ihtiyaç artmaktadır [21], [24]. Tüm alanlarda olduğu gibi teknolojinin gelişimi ile boru üretimlerinde ve boru hatlarının yapım tekniklerinde de gelişmeler olmuştur. Şekil 2.1'de geçmişte yürütülen bir boru hattı inşaatına ait nostaljik bir resim, Şekil 2.2'de 2018 yılında ülkemizde yapımı tamamlanan TANAP boru hattı inşaatına ait bir resim yer almaktadır [23-27].

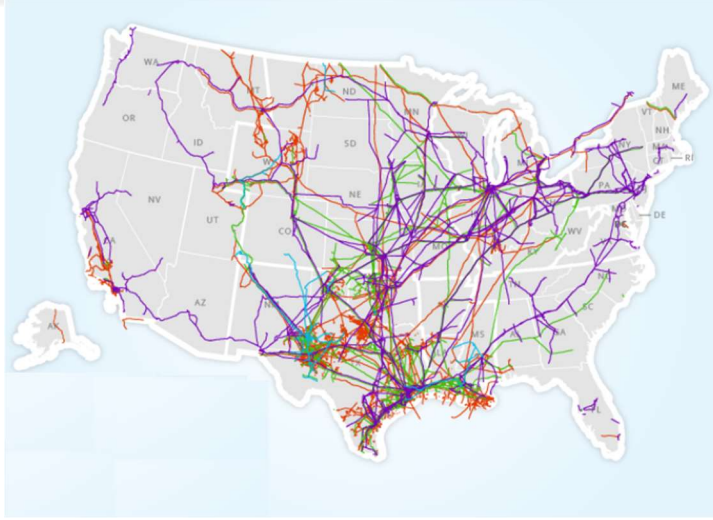


Şekil 2.1: Geçmişten bir boru hattı inşaatı [21].



Şekil 2.2: Günümüzde boru hattı inşaatı [27].

Dünyanın en yaygın boru hattı ağına sahip ülkesi Amerika Birleşik Devletleri'nde dünyadaki toplam boru hattı ağının %65'i yer almaktadır (Şekil 2.3), [24].



Şekil 2.3: Amerika Birleşik Devletleri güncel boru hattı ağı [28].

Boru hatlarında en yaygın kullanılan standartlar Amerikan Petrol Enstitüsü (API) tarafından yayınlanan API 5L ve Uluslararası Standardizasyon Organizasyonu tarafından yayınlanan ISO 3183 standartlarıdır. Bu standartlarda boruların fiziki özellikleri, ebatsal toleranslar, kaplama özellikleri, yapılacak kontrol testleri, mukavemet ve tokluk gereksinimleri, kaynak tipleri ve kullanılacak hammaddenin

kimyasal ve mekanik özellikleri tanımlanmaktadır. Ancak her boru hattının uygulama şartları ve işletme parametreleri farklı olduğu için proje özelinde gereklilikler değişebilir. Bu gibi durumlarda her proje kendi teknik teslim koşullarını belirten dökümanlar hazırlayarak boru üreticilerine bildirmekte, boru firmaları da bu şartları sağlayacak çelik tedarikine yönelik üretici firmalarla görüşmektedir. Burada kritik konu, kullanılacak çelik hammaddesinin sıcak haddeleme sonrasındaki mekanik özelliklerinin boru üretimi sonrasında değişmesidir. Boru firmaları çelik tedarik sırasında kendi tecrübelerine göre bu değişimleri göz önüne alarak tercih yapmaktadır [29].

Boru hatlarının geçmişte, günümüzde ve gelecekteki işletme basınçları, çapları ve yıllık akışkan taşıma kapasiteleri incelendiğinde eğilimin sürekli daha yüksek mukavemetli çeliklerin geliştirilmesi yönünde olduğu dikkat çekmektedir (Çizelge 2.1). Bu eğilim çelik sektörü için de yeni ürün geliştirme konusunda sürekli bir itici güç olmaya devam etmektedir [30].

Çizelge 2.1: Geçmişten günümüze boru hatlarındaki operasyonel gelişim [30].

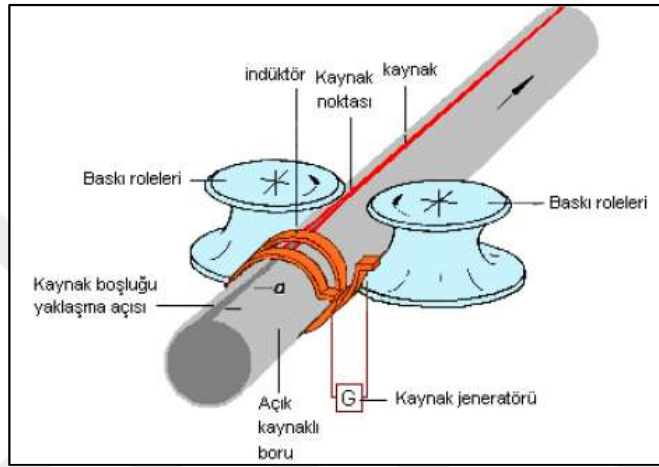
Yıl	İşletme Basıncı (Bar)	Boru Çapı (mm)	Yıllık Akışkan Taşıma Kapasitesi (milyon m ³)
1930	20	500	650
1965	66	900	8.300
1980	80	1.420	26.000
2000	120	1420	39.000
2020	120	1620	50.700

2.1 Boru Üretim Yöntemleri

Genel olarak çelik boru tipleri dikişsiz ve dikişli borular olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Dikişsiz borular kaynak bölgesi içermediği için daha güvenilirdir, fakat üretim aşamalarının zorluğu, yüksek et kalınlığı toleransları ve maliyet gibi nedenlerle hat borularında çok fazla tercih edilmezler. Kaynak teknolojilerindeki gelişmeler dikişsiz borulara çok yakın özelliklerde dikişli boru üretimine imkan vermektedir. Dikişli borular da üretim yöntemi açısından ikiye ayrılmaktadır [29], [31].

2.1.1 Elektrik direnç kaynağı ile üretilen boyuna dikişli borular

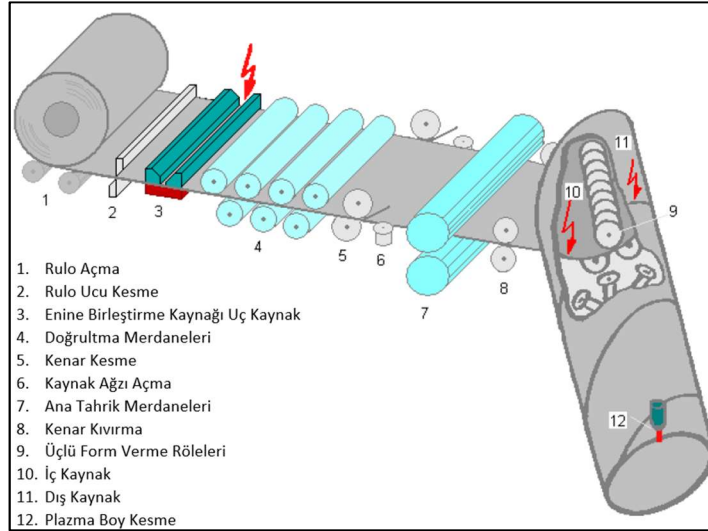
Bu kaynak prosesi ile boru üretiminde, üretilecek borunun çapına uygun genişlikte hazırlanmış bantlar(dilimler) uygun merdane grubundan geçirilerek boru formuna getirilir. Daha sonra alın altına getirilen bant kenarları yüksek frekanslı elektrik akımı ile ısıtılır. Kenarlar birbirine yaklaştıkça akım konsantrasyonunun artarak daha fazla ısınmasına ve nihayet erimesine neden olur. Eriyen kenarlar kaynak merdaneleri tarafından uygulanan baskı ile birbirlerine yapıştırılarak birleşme sağlanmış olur. Bu işleme ait şema Şekil 2.4'te verilmektedir [31], [32].



Şekil 2.4: Boyuna kaynaklı boru üretimi-Yüksek frekans indüksiyon yöntemi [29].

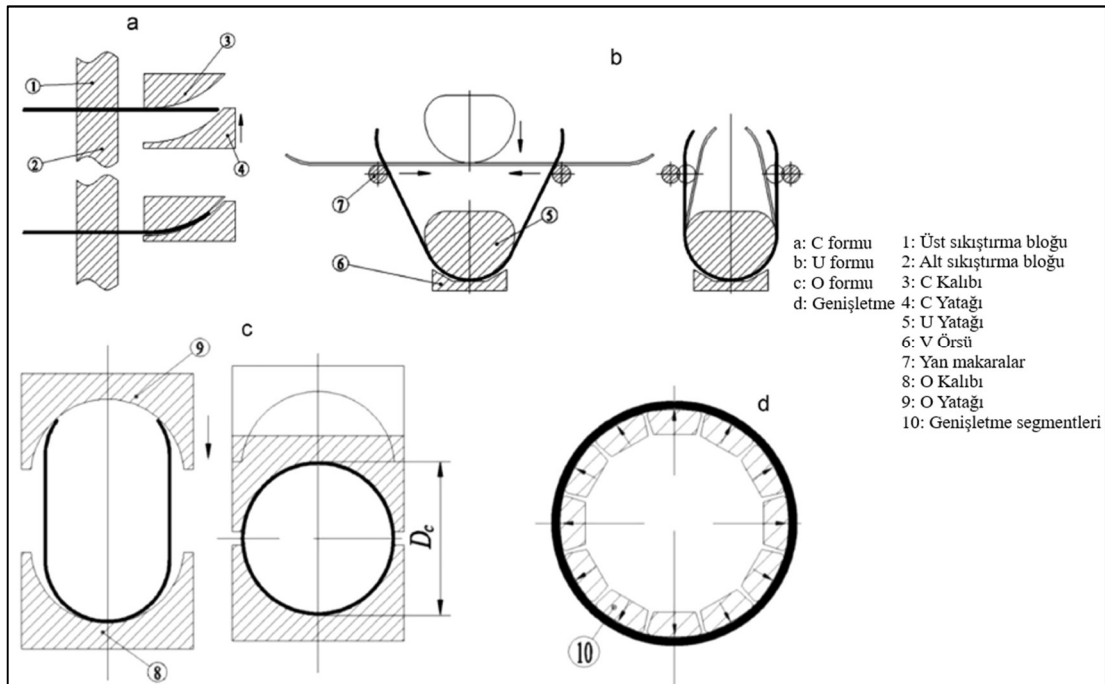
2.1.2 Spiral veya boyuna toz/gaz altı kaynak yöntemiyle üretilen dikişli borular

Spiral kaynaklı dikişli borular rulo halindeki çelik malzemenin açılıp doğrultulması ve toz/gaz altı kaynakla birleştirilmesi yöntemi ile üretilir (Şekil 2.5). Birçok boru üretim tesisinde kaynak bölgesindeki hataları kontrol eden online ultrasonik muayene cihazları mevcuttur. Üretilen borular projede belirtilen boylarda plazma ile kesildikten sonra üretim hattı dışında tahribatsız test (hidrostatik test, ultrasonik kontrol testi, radyografik test, manyetik partikül testi, ebat ölçüm ve görsel kontrol) istasyonlarına alınır ve her biri tüm testlerden geçmeden borulara onay verilmez. Üretim sırasında alınan boru numunelerine aynı zamanda tahribatlı testler de yapılmaktadır. Numuneler çekme, darbe testi, kaynak dikişi uygunluğu, katlama, ağırlık düşürmeli yırtma testi (DWTT), sertlik ve mikroyapı testlerine tabi tutulmakta, proje gerekliliklerini karşılamaması durumunda borular reddedilmektedir [29], [31], [33].



Şekil 2.5: Spiral toz/gaz altı kaynaklı boru üretimi-geleneksel yöntem [29].

Boyuna toz/gaz altı kaynakla üretilen borular ise genelde et kalınlığı 26 mm'den fazla olan projelerde kullanılmaktadır. Et kalınlığı fazla olan çelik ürünler bobin olarak üretilemediği için bu projelerde sıcak haddelenmiş geniş levha ürünler kullanılmaktadır. Bu tip üretimlerde boru çapını genel olarak kullanılacak levhanın genişliği, boru boyunu ise levhanın boyu belirlemektedir. Büyük çaplı borular için ihtiyacı karşılayacak genişlikte levha tedariki mümkün olmadığında levhalar 90° çevrilerek levha boyu boru çapını karşılayacak şekilde üretim yapılabilir. Şekil 2.6'da boyuna toz/gaz altı kaynakla üretim metodunun şeması verilmiştir [32], [33].



Şekil 2.6: Boyuna toz/gaz altı kaynaklı boru üretimi [29].

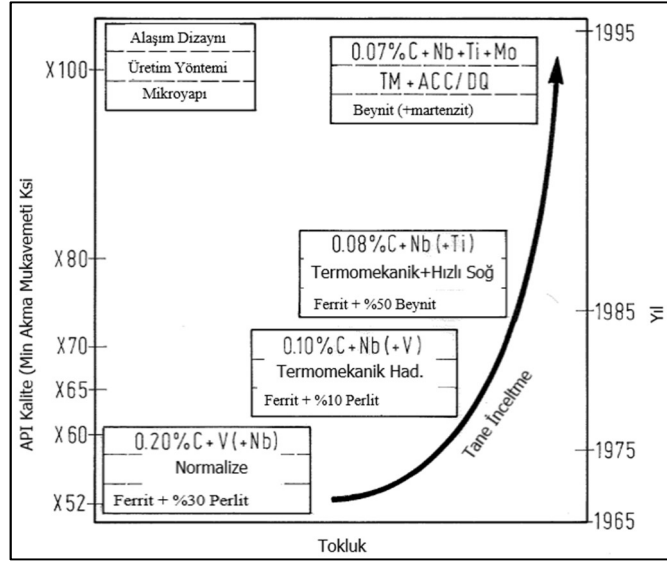
2.2 Boru Üretiminde Çeliklerden Beklenen Özellikler

Boru üreticileri üretim sırasında ve sonrasında yapılacak testlerde sorun yaşamamak, proje gerekliliklerini baştan garantiye alabilmek için çelik üreticilerinden çok dar toleranslarda hassas üretim yapmasını beklemektedir. Bu nedenle boru üreticileri her proje için taleplerini belirten bir teknik şartname hazırlamakta, bu teknik şartname üzerinde anlaşma yapılmadan çelik üreticisince üretim aşamasına geçilmemektedir. Bazı kritik projelerde oluşturulan bu şartname bile yeterli olmayabilmekte ve çelik üreticilerinden deneme üretim yapması istenebilmektedir. Deneme üretimi sonrası proje gereklilikleri karşılanır ise seri üretime onay verilmektedir. Bu durum boru üreticisinin olduğu kadar çelik üretimi yapan firmanın da tercih ettiği bir durumdur. Olası bir uygunsuzlukta çelik üreticisinin tedbir almasına imkan verir. Aksi halde seri üretim sonrası ortaya çıkabilecek uygunsuzluklar her iki taraf içinde ciddi maliyetlere neden olabilmektedir [29].

Proje gerekliliklerine göre çelikten beklentiler değişebilir ancak genel hatlarıyla çelik üreticileri ile boru üreticileri arasında aşağıda verilen konularda anlaşma sağlanmaya çalışılır [29-31].

- Zorlayıcı kimyasal kompozisyon: Düşük karbon, fosfor, kükürt, azot ve hidrojen değerlerinde üretim.
- Uygun ikincil metalurjik operasyonlar: Düşük empürite, düşük oksijen ve hidrojen içeriği, mevcut ise vakum uygulaması, düşük inklüzyon içeriği, inklüzyon küreselleştirme.
- Uygun slab dökümü: Düşük şiddette merkez hattı segregasyonu, iyi yüzey kalitesi, düşük inklüzyon içeriği.
- Haddeme parametrelerinin sıkı kontrolü: Homojen mikroyapı, düşük anizotropi, bobin boyunca homojen mukavemet değerleri, kalınlık ve genişlikte dar toleranslar, homojen sıcaklık değerleri, düzgün ve minimum geri yaylanmalı sarım.

Yukarıda verilen tüm bu talepler boru hattında kullanılan çeliklerin sürekli geliştirilmesine katkı sağlamıştır. Şekil 2.7'de Amerikan Petrol Enstitüsü (API) normuna göre üretilen boru çeliklerinin tarihsel gelişimi verilmektedir [32-34].



Şekil 2.7: Boru hattı çeliklerinin tarihsel gelişimi [34].

2.3 Boru Üretiminde Uygulanan Kabul Testleri

Petrol ve doğalgaz hatları için üretilen borular çok sıkı kontroller sonrası sevk onayı alabilmekte, herhangi bir testi karşılayamayan boru red edilmektedir. Boru üretimi sonrası yapılan testleri tahribatlı ve tahribatsız olarak iki başlık altında toplamak mümkündür [29], [34].

2.3.1 Tahribatlı testler

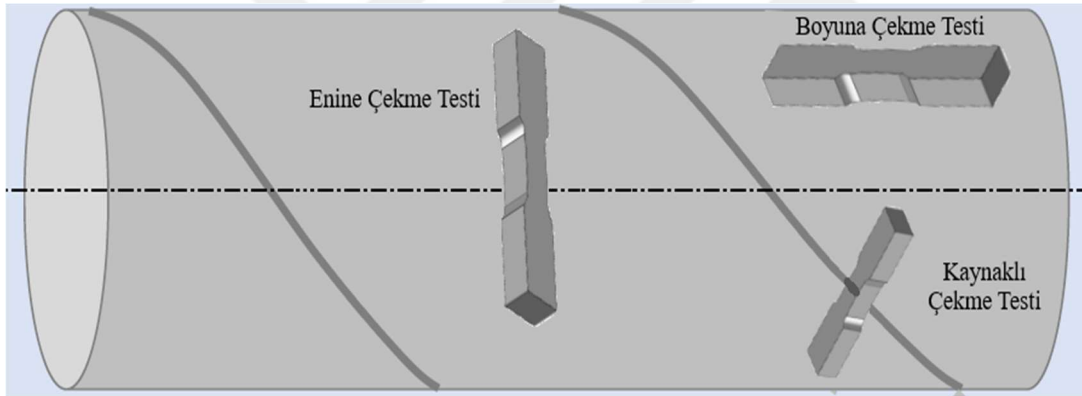
Borudan yapılacak tahribatlı testler için üretim esnasında borular, proje ebadına kesilmeden önce parça boru çıkarılmakta, çıkarılan bu parçalar üzerinden kimyasal analiz, çekme, darbe, katlama, sertlik ve ağırlık düşürmeli yırtma (DWT) testleri yapılmaktadır. Test borusundan parça çıkarma işlemi sırasında plazma veya şaloma kullanılacak ise çıkarılacak test numunesinin mutlaka ısıdan etkilenmeyen bölgeden alınması gerekmektedir [35].

2.3.1.1 Kimyasal analiz

Boru veya bant üzerinden alınan numuneler yüzeyleri taşlandıktan sonra genelde optik emisyon spektrometrelerinde kimyasal analize tabi tutulmakta, proje şartnamesine veya ilgili standarda uygunluğu mutlaka kontrol edilmektedir [29], [35].

2.3.1.2 Çekme testi

Borudan yapılacak çekme testleri proje şartnamesinde belirtilen yönde ve genellikle borunun boyuna ve enine yönde çıkarılan numuneler üzerinde gerçekleştirilmektedir. Test sonucuna göre elde edilen akma, çekme ve uzama değerlerinin proje gerekliliklerini veya özel bir şart yoksa ilgili standart gerekliliklerini karşılaması gerekmektedir. Ayrıca, kaynak bölgesini numune ölçü bölgesinde bırakacak şekilde çıkarılan çekme test numunesi ile de kaynak uygunluğu teste tabi tutulur. Bu testte akma çekme değerinden ziyade kopmanın nereden olduğuna bakılmaktadır. Kopmanın ana malzemeden olması istenir. Kaynak veya ısı tesiri altında kalan bölgelerden yaşanan kopmalarda kaynak parametreleri gözden geçirilerek yapılacak yeni kaynak ile test tekrarlanır. Çekme test numunelerinin çıkarıldığı bölgelerin boru üzerindeki gösterimi Şekil 2.8’de verilmiştir [34]. Enine ve boyuna olarak tariflenen çekme test numuneleri borunun enine ve boyuna doğrultularında çıkarıldığını göstermektedir [29].

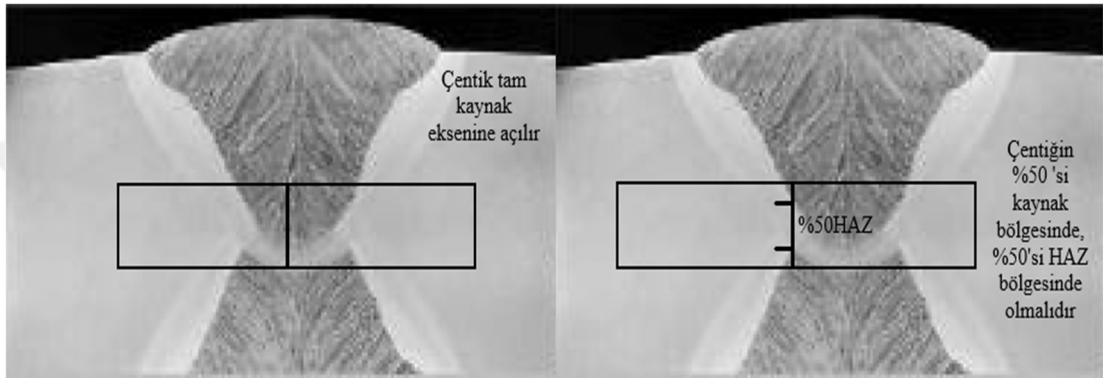


Şekil 2.8: Borudan yapılan çekme testi numunelerinin çıkarıldığı bölgeler [29].

2.3.1.3 Darbe testi

Çekme numuneleri hazırlanırken boru formundan kaynaklanan eğiklik mecburen düzeltilmekte ancak darbe test sonucu, bu düzeltme işleminden etkilendiği için mutlaka numuneler düzeltme işlemine tabi tutulmadan hazırlanmaktadır. Darbe testinde ana malzeme, kaynak bölgesi ve ısı tesiri altında kalan bölgelerden çıkarılan numuneler istenen sıcaklıkta, her birinden 3 adet (1 set) olacak şekilde test edilmektedir. Özellikle kaynak bölgesinden ve ısı tesiri altında kalan bölgeden çıkarılacak numunelerde çentiğin açılacağı bölge çok hassas bir şekilde ölçülmelidir. Uygun seçilmeyen çentik bölgesi testlerde son derece yanıltıcı sonuçlar elde edilmesine neden olabilmektedir. Bu nedenle kaynak ve ısı tesiri altında kalan

bölgenin hassas ölçümü için, çıkarılan numuneler makro yöntemle dağlanarak kaynak ve civarı iyice belirginleştirildikten sonra darbe çentiği açılmalıdır. Dağlanmış numune üzerindeki çentik bölgeleri Şekil 2.9'da gösterilmektedir. Kaynak bölgesine ait numunenin çentiği tam kaynak eksenine denk getirilirken, ısı tesiri altında kalan bölgenin numunesinde çentik, %50'si kaynak bölgesinde, %50 si de ısı tesiri altındaki bölgede kalacak şekilde açılmaktadır. Bazı projeler ısı tesiri altında kalan bölgenin yanı sıra bu bölgenin 2mm ve 5mm (HAZ+2mm, HAZ+5mm) uzağından yapılacak testleri de zorunlu tutmaktadır [29], [34], [36], [37].

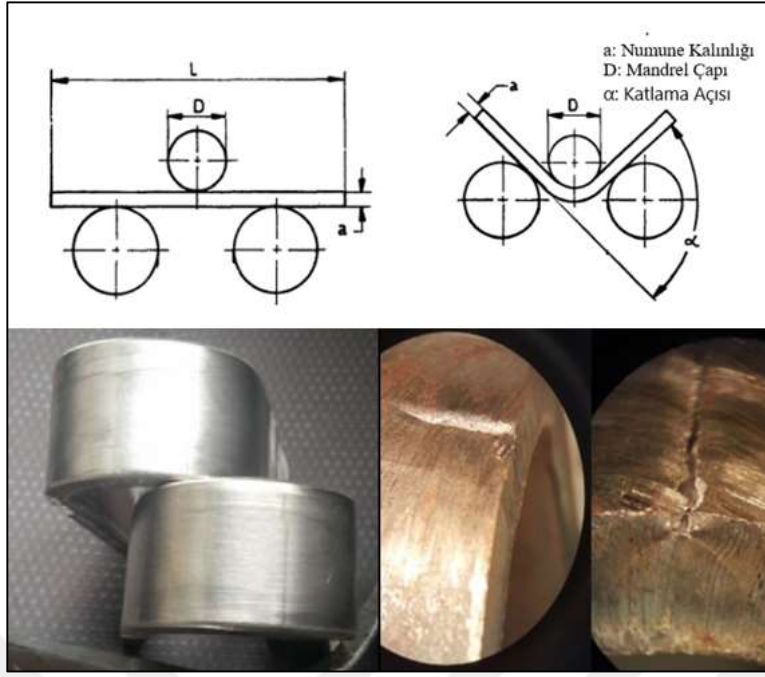


Şekil 2.9: Kaynak ve HAZ bölgelerinden çıkarılan darbe test numunelerinin çentik bölgeleri [21], [36].

Projede talep edilmesi durumunda kademeli bir şekilde daha düşük sıcaklıklara (-80°C gibi) inilerek darbe testleri yapılmakta, malzemenin sünek-gevrek geçiş sıcaklığı grafiği elde edilebilmektedir [29], [36], [37].

2.3.1.4 Eğme/Katlama testi

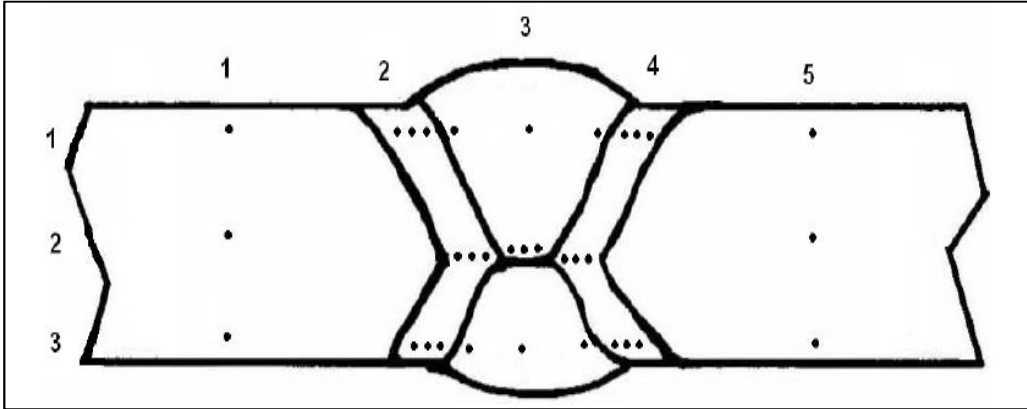
Hem ana malzemeye hem de kaynak bölgesine (iç kaynak+dış kaynak) yapılacak eğme testi özel bir şart belirtilmemişse, numune standartta verilen çapta mandrel kullanılarak 180 derece katlanır ve dış yüzeyde herhangi bir çatlak oluşup oluşmadığı görsel olarak kontrol edilir. Şekil 2.10'da üstte test düzeneği, sol altta test sonucu uygun, sağ altta test sonucu uygun olmayan numune örnekleri verilmiştir [38].



Şekil 2.10: Eğme test düzeneği ve örnek test sonuçları [38].

2.3.1.5 Sertlik testi

Üretilen boruların hem malzeme kesitindeki hem de kaynak bölgesi civarındaki sertlik değerlerinin şartname gerekliliklerini sağlaması gerekmektedir. Bu nedenle kaynak bölgesini de kapsayacak şekilde hazırlanıp makro dağlaması yapılan kesit numunesinin Şekil 2.11’de verilen bölgelerinden sertlik değerleri alınmakta ve uygunlukları kontrol edilmektedir [39].



Şekil 2.11: Kaynak ve civarından alınan kesit numunesi üzerindeki sertlik bölgeleri [29], [39].

Genelde bu ölçümlerde 10 kg’lık yük altında Vickers sertlik ölçümleri gerçekleştirilmektedir [29].

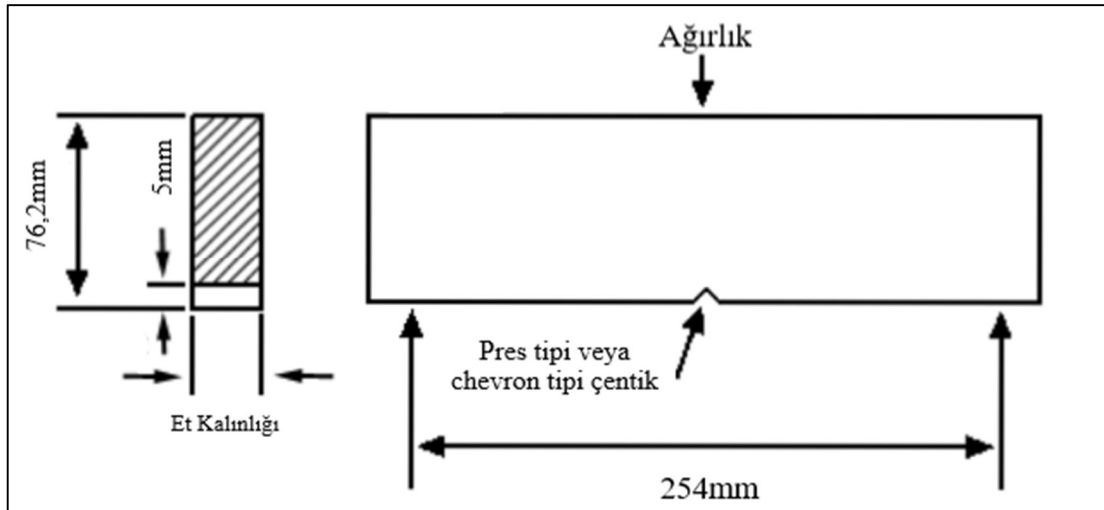
2.3.1.6 Ağırlık düşürmeli yırtma (drop weight tear-dwt) testi

Ağırlık düşürmeli yırtma testi malzemenin kırılma karakteristiğinin tespiti için yapılan bir test olup boru üretiminin en kritik testlerinden biridir. Standarda (Şekil 2.12) uygun olarak hazırlanan numuneler (pres tipi veya chevron tipi çentik şartname tercihine göre değişebilir) belirli bir yükseklikten bırakılan bir ağırlık (çekiç) yardımıyla kırıldıktan sonra kırılma yüzeyindeki sünek gevrek alanlar bir formül yardımıyla hesaplanır ve istenen minimum sünek alan şartını sağlayıp sağlamadığı değerlendirilir. Projenin geçiş güzerhanına göre ilgili testin yapılacağı sıcaklıklar -30 °C'ye kadar düşebilmektedir [40].

Kırık yüzey değerlendirmesi sırasında numuneler görsel olarak incelenir ve sünek gevrek alanlar tespit edilir. Denklem 2.1'de istenen A ve B değerleri ölçülerek formüle yerleştirilir ve sünek alan hesaplaması yapılır [40], [41].

$$\% \text{ Sünek Alan} = \frac{(71 - 2t)t - 3/4AB}{(71 - 2t)t} \times 100 \quad (2.1)$$

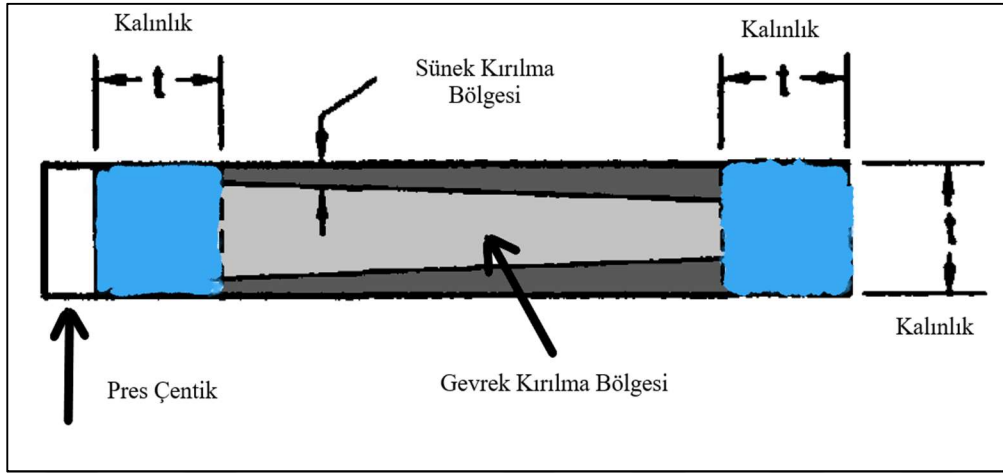
Formülde yer alan A, gevrek kırılma bölgesinin ortalama genişliğini, B uzunluğunu, t ise numune kalınlığını vermektedir [40], [24].



Şekil 2.12: Ağırlık düşürmeli yırtma testi numunesi ölçüleri ve şeması [40], [41].

Kırılma yüzeyinin şeması Şekil 2.13'te verilmiştir. Ölçüme başlamadan önce, çekiçin kırılma sırasında numuneye temas ettiği ve çentiğin hemen altındaki bölgeden numune kalınlığı kadarlık kısım çizilmekte ve bu alanların dışındaki bölgelerde kalan gevrek

alanda istenen ölçümler gerçekleştirilmektedir. Genelde kabul kriteri olarak sünek alan için minimum %85 şartı aranmaktadır [40], [41].



Şekil 2.13: Ağrılık düşüremeli yırtma testi numunesi kırık yüzey şeması [29], [40], [41].

Yukarıda verilen geleneksel testlerin haricinde bazı özel projelerde çatlak ilerleme ve deformasyonlu yaşlandırma testleri de istenebilmektedir. Çatlak ilerleme (crack tip opening displacement-ctod) testinde yapay olarak yorulma çatlağı oluşturulan test numunesinde malzemenin bu çatlağın ilerlemesine karşı gösterdiği direnç test edilmektedir. Deformasyonlu yaşlandırma testinde ise boru yüzeyine yapılan epoksi kaplamanın mukavemet üzerindeki etkileri test edilmektedir. Çekme test numunesine belli bir % uzama değeri uygulandıktan sonra epoksi kaplamanın yapıldığı sıcaklığa kadar ısıtılan bir fırında belli bir süre bekletilip (şartnamede belirtilen süre kadar) sonra çekme testinin tekrarlanması şeklinde uygulanmaktadır. Burada malzemenin akma mukavemetindeki artış ve akma/çekme oranındaki değişiklik izlenmektedir [29].

2.3.2 Tahribatsız testler

Boru üretimi sırasında ve sonrasında ultrasonik kontrol, radyografik muayene, manyetik partikül, hidrostatik test ve görsel kontrol yöntemleri uygulanmaktadır [29].

2.3.2.1 Ultrasonik kontrol

Ultrasonik kontrol, üretim anında üretimin kontrolü ve üretim sonrasında kabul testleri olarak iki grupta, laminasyon, kaynak dikişi ve ısı tesiri altındaki bölgenin kontrolü şeklinde yapılmaktadır (Şekil 2.14). Kaynak dikişi açılı problemlerle, diğerleri doğrusal problemler kullanılarak yapılmaktadır. Kaynak dikişi ve ısı tesiri altında kalan bölgenin tamamı ultrasonik olarak kontrol edilmekte, laminasyon kontrolü ise proje

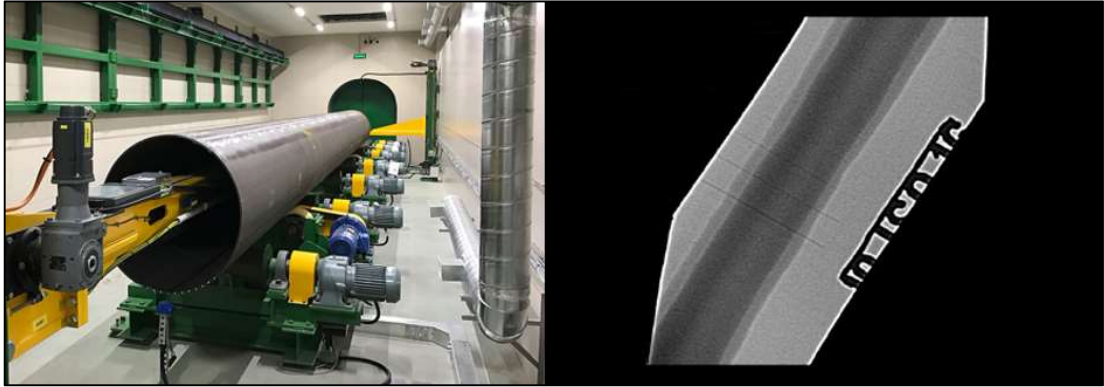
gerekliliklerine göre tüm boru yüzeyinin %20'si ile %100'ü arasında değişebilmektedir. Üretim sonrası tamir kaynağı yapılmak zorunda kalırsa bu işlem sonrası da manuel cihazlarla mutlaka kontrolü sağlanmaktadır [42].



Şekil 2.14: Üretim anında ve sonrasında yapılan ultrasonik kontroller [42].

2.3.2.2 Radyografik kontrol

Kaynak dikişlerinde, boru uçlarında ve tamir kaynakları sonrasında süreksizlik olup olmadığının kontrolü için radyografik muayene yapılmaktadır. Radyografik muayenede X ışınları kullanılmakta, çıkan sonuçlar dijital olarak arşivlenmektedir (Şekil 2.15), [43], [44].



Şekil 2.15: Üretim sonrasında kaynak bölgesine yapılan radyografik kontroller [43].

2.3.2.3 Manyetik partikül kontrolü

Manyetik partikül yöntemi boru ucu kaynak ve kaynak ağzında yer alabilecek enine ve boyuna süreksizliklerin ve tamir kaynağı sonrası boru gövdesindeki süreksizliklerin kontrolü için yapılır (Şekil 2.16), [45].



Şekil 2.16: Manyetik partikül yöntemi ile kontrol [45].

2.3.2.4 Hidrostatik test

Üretim sonrası tüm borular hidrostatik testten geçmeden sevk uygunluğu verilmemektedir. Bu test, üretilen boruların boru boyunca mukavemetlerinin uygunluğunun kontrolü için yapılmaktadır. Her iki ucu kapatılan boruya, projenin veya standardın belirttiği basınç değerine ulaşana kadar su basılmaktadır (Şekil 2.17). Boru boyunca mukavemetin düşük olduğu bir bölge varsa test sonrası borularda doğrusallıktan sapma veya boru çevresinde izin verilenden fazla genişleme görülmektedir. Hidrotest sonrası boruların çapları ve doğrusallıkları tekrar kontrol edilmekte, uygun olmayan borular sevk edilmemektedir [46].



Şekil 2.17: Hidrostatik test [46].

2.3.2.5 Görsel kontrol

Tüm testler tamamlandıktan sonra, boruların tüm yüzeyleri görsel olarak son kez kontrol edilmekte ve sevk onayı bu kontroller sonrasında verilmektedir [29].





3. YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler geleneksel çelik üretim yöntemleriyle yüksek alaşımlama ve ısıl işlem teknikleri uygulanarak elde edilebilecek özelliklere, çok daha düşük alaşım miktarları ile haddeleme sonrası ulaşılabilmesini sağlayan şekillendirilebilirliği, kaynaklanabilirliği, tokluğu ve mukavemeti yüksek çeliklerdir [47-51]. Bu çelikler gerek doğrudan haddelenmiş haliyle kullanılabilmesi gerekse düşük alaşım elementleri ihtiyacı nedeniyle maliyet açısından oldukça büyük avantajlar getirmektedir [51-56]. Bu özellikleri sayesinde endüstride birçok alanda tercih edilmeye başlanmıştır. Otomotiv endüstrisinin ağırlık düşürme çalışmalarında bu çelikler yoğun olarak kullanılmakta, daha yüksek mukavemetli çelik kullanımı, et kalınlıklarının ve dolayısıyla ağırlıkların düşürülmesini sağlamaktadır. Aynı durum boru hatları, gemi inşaa sanayi, yapı endüstrisi ve makine sanayi gibi birçok alanda da ciddi bir avantaj olarak ortaya çıkmaktadır [57], [58-60].

Çelik üreticilerinin bu tip çelikleri geliştirmesindeki en büyük itici gücü pazardaki mukavemet ve tokluk beklentisinin aynı anda ve sürekli bir artış göstermesi olmuştur. Boru hattı işletmecileri ekonomik nedenlerle, taşıma kapasitelerini artırmak için daha yüksek işletme basınçlarında çalışmak istemekte ve bu basınçları karşılayabilecek çelik talebinde bulunmaktadır. Yüksek operasyon basınçlarında çalışmak, yüksek mukavemetin yanında aynı zamanda gevrek kırılmaya karşı dirençli malzeme talebini de beraberinde getirmiştir [61-64].

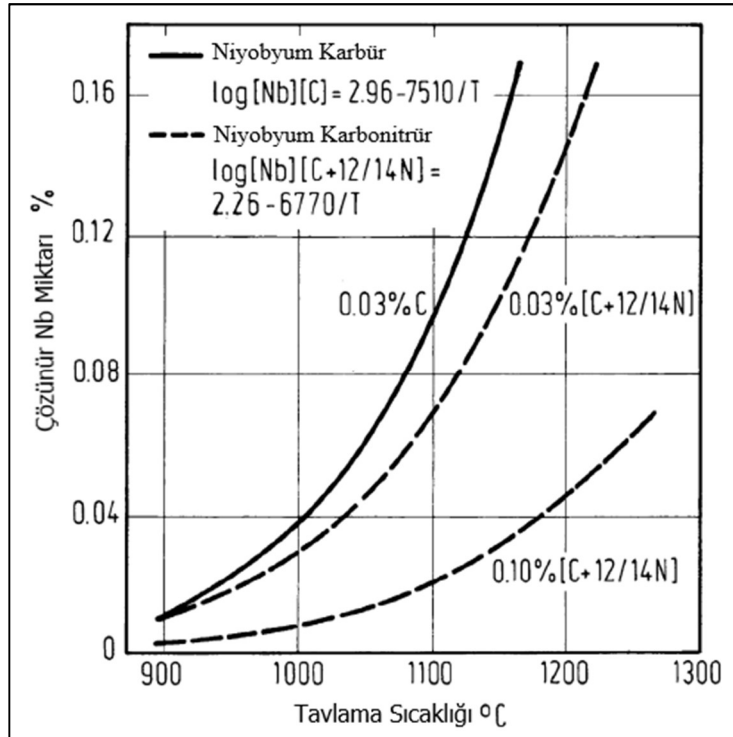
3.1 Kimyasal Analiz

Hem mukavemetin hem tokluğun birlikte artırılması mikroyapının inceltilmesi, çelik temizliği ve perlit gibi ikincil faz oranlarının düşürülmesi gerekliliğini doğurmuştur. Bu nedenle yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerde düşük karbon miktarları ve düşük empürite içerikleri (düşük kükürt ve fosfor) nihai özelliklerin tutturulmasında kritik öneme haizdir [62], [63-65]. Karbon miktarının düşürülmesi ile kaybedilen mukavemet değerleri haddeleme teknikleri ve alaşım elementleri ilavesi ile telafi edilmektedir. Analize çok düşük miktarlarda ilave edilen niyobyum, vanadyum,

titanyum ve molibden gibi karbür, nitrür ve karbonitrür yapıcı elementler termomekanik haddeleme pratiklerinin de uygulanmasıyla nihai mamülde yüksek mukavemet ve tokluk değerlerine aynı anda erişilmesini sağlamakta, geleneksel yöntemlerle birçok proses adımına (haddeleme, su verme, temperleme v.b.) ihtiyaç duyulan mekanik özellik beklentilerinin bu sayede tek seferde elde edilmesi imkânını sumaktadır. Analizde kullanılan mikroalaşım elementleri ve bunların etkileri aşağıda verilmektedir [66-71].

3.1.1 Niyobyum

Niyobyum çelik içerisinde sıvı fazdan katı faza geçiş sırasında karbür, nitrür ve kompleks karbo-nitrür bileşikleri halinde çökelti oluşturur. Alaşımdaki niyobyumdan maksimum verimin alınabilmesi için haddeleme öncesi tavlama işleminde bu çöktillerin ostenit fazı içerisinde çözündürülmesi gerekir. Niyobyum bileşikleri 1200 derecenin üzerinde ostenit içerisinde çözünmeye başlar [33], [36], [55], [72]. Alaşımdaki Nb miktarına göre bu sıcaklığın üzerindeki tutma süreleri değişkenlik göstermektedir. Artan Nb miktarı çözeltiye almak için geçen süreyi de artırmaktadır. Niyobyum bileşiklerinin sıcaklığa bağlı olarak çözünürlükleri Şekil 3.1’de verilmiştir. Haddeleme başladıktan sonra düşen sıcaklık ile Niyobyum bileşikleri çökelmeye ve ostenitin yeniden kristalleşme davranışını etkilemeye başlar [57], [73-77].



Şekil 3.1: NbC ve NbCN bileşiklerinin çözünürlüğü [57].

Niyobyumun mukavemet artışı üzerindeki etkileri tane boyutu küçültme, çökelti sertleşmesi ve perlit oranının düşürülmesi şeklindedir. Çözünmüş niyobyum ostenit ferrit (γ/α) arayüzeyinde birikerek dönüşümü geciktirmektedir. Bunun yanı sıra Nb ilavesi poligonal ferrit ve perlit oluşumunu önleyerek iğnesel ferrit, beynit ve martenzit/ostenit adacıklarının oluşumuna katkıda bulunur. Yapıda titanyum ile birlikte bulunduğu oluşturdukları kompleks Ti-Nb karbonitrür bileşikleri ile de ostenit tane büyümesinin engellenmesini sağlamaktadır. Her ne kadar Nb'un nitrür (NbN) ve karbonitrür (NbCN) bileşikleri ile de çökelti sertleşmesi sağlanıyor olsa da mukavemet artışına en büyük katkıyı ferrit içinde çökelen NbC çökeltileri vermektedir [53], [59], [78-84].

3.1.2 Vanadyum

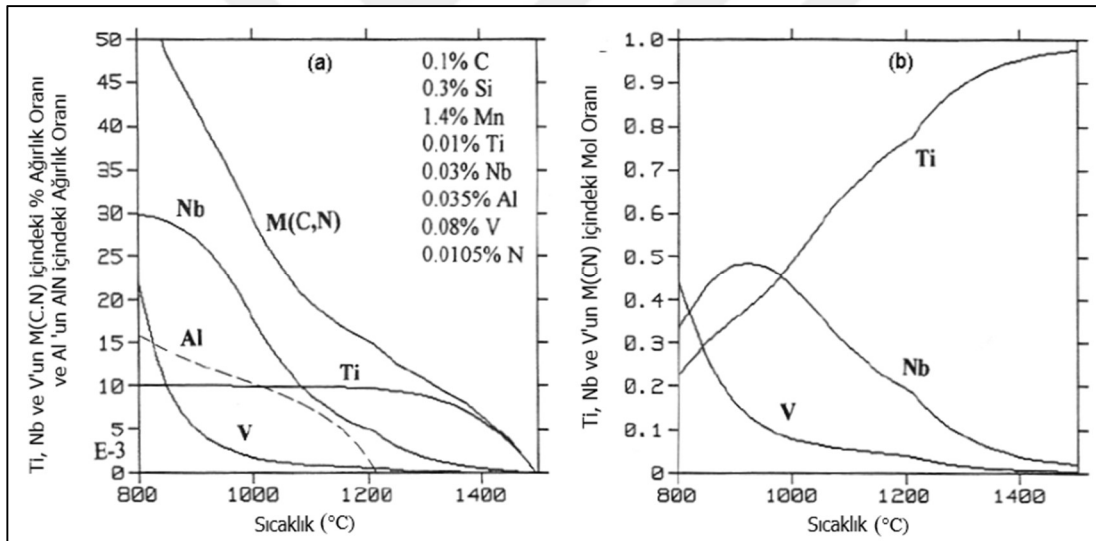
Vanadyum bileşikleri, niyobyum ve titanyum bileşikleri ile kıyaslandığında ostenit içerisinde daha düşük sıcaklıklarda çözeltiye geçmektedir. Vanadyum nitrür (VN) bileşiklerinin ostenit içerisindeki çözünürlüğü titanyum nitrür (TiN) bileşiklerine göre 3 kat daha yüksektir [85-87]. Vanadyum, düşük sıcaklıklarda çözeltiye geçmesi nedeniyle ostenit tane sınırlarının hareketini engellemez ancak yine de deformasyon kaynaklı çökelti oluşumları ile haddeleme sırasında ostenit gelişiminde etkindir [88]. Vanadyum bileşiklerinin düşük sıcaklıklarda çözeltiye geçmesi diğer bir deyişle çökelti sıcaklıklarının düşük oluşu bu bileşiklerin haddeleme sırasında homojen ve ince taneli olarak ostenit içinde dağılmasına katkıda bulunmaktadır [89-93]. Azota karşı afinitesi diğer elementlere (Ti, Al ve Nb) göre daha düşük olduğundan VN oluşması için kimyasal kompozisyonda yeteri kadar serbest azot bulunması gerekir. Bunun içinde azotu bağlayan diğer elementlerin miktarlarının düşürülmesi veya azot miktarının artırılması beklenmektedir. Bu nedenle son zamanlarda yüksek azot içerikli vanadyumlu çeliklerin kullanıldığı da dikkat çekmektedir [93-95].

3.1.3 Titanyum

Titanyumun nitrür, oksit ve hatta sulfid oluşturmaya karşı afinitesi karbür oluşumuna göre yüksektir [96-98]. Oluşan kararlı TiN bileşikleri yeterince hızlı soğutulursa yapı içerisinde ince ve homojen bir şekilde dağılabilir. Haddeleme sırasında uygulanan tavlama zamanının ve sıcaklığının çok yüksek olması TiN çökeltilerinin irileşmesine neden olabilir. İrileşen çökeltilerin ostenit tane sınırlarını kontrol kabiliyeti daha düşük olmaktadır. TiN lerin irileşmesine izin verildiğinde nihai üründe boyutları 5-10 μ

mertebelerine çıkan köşeli çökeltiler görülebilmektedir. Kompozisyondaki Ti içeriği TiN stokiometrik seviyesinden yüksek ise, çözünürlüğü daha yüksek olan ve sertleştirme kabiliyetleri yüksek karbür ve karbosülfürler oluşturabilir. Ancak mukavemet artırıcı olarak Nb'un kullanıldığı alaşımlarda yüksek Ti miktarları ile çalışılması tercih edilmemektedir. Genel olarak TiN partiküllerinin haddeleme öncesi yapılan tavlama sırasında ostenit tane irileşmesini engellemesi yeterli görülmektedir. Bu etkiyi gösterecek miktardaki titanyum, üründe yapılacak kaynak operasyonlarında da ısı tesiri altında kalan bölgelerdeki ostenit tane irileşmesini engelleyerek bu bölgenin tokluğunu artırmaktadır [96], [97-99].

Şekil 3.2'de Nb, V ve Ti mikroalaşım elementlerinin sıcaklığa bağlı olarak M(C, N) bileşiklerindeki ağırlık ve mol oranları değişimleri görülmektedir. Şekilde de görüldüğü gibi en kararlı bileşiklerin titanyuma ait olduğu daha sonra Nb ve son olarak V bileşiklerinin kararlılıklarını korudukları söylenebilir [51], [98].

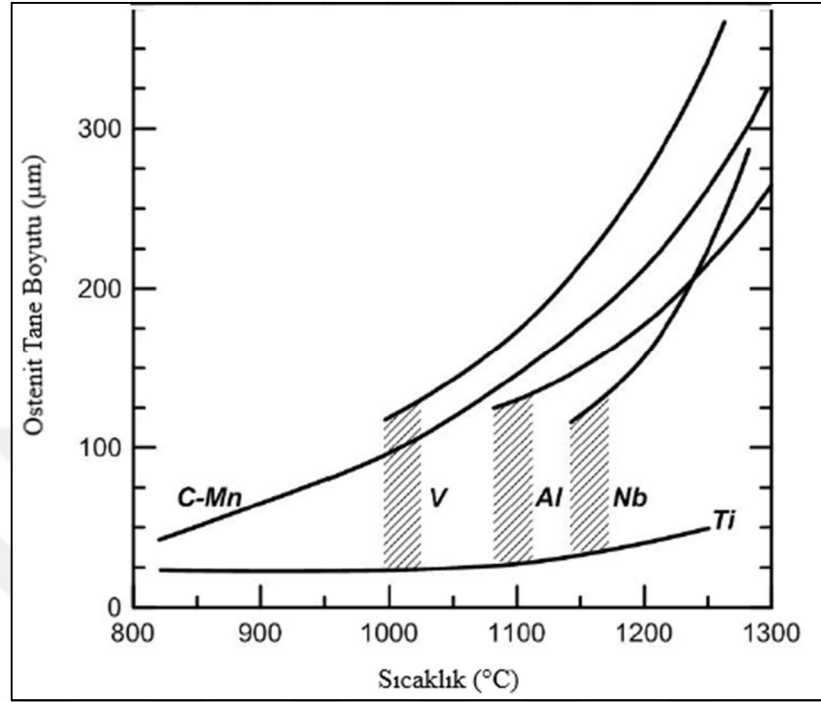


Şekil 3.2: Nb, V ve Ti elementlerinin nitrür bileşiklerinin sıcaklığa bağlı olarak M(CN) içindeki a) % ağırlık değişimleri b) molar değişimleri [51].

Esas olarak mikroalaşım elementlerinin tekil olarak çözünürlük davranışlarının tanımlanması yeterli olmamakta, diğer alaşım elementlerinin varlığında çözünürlük karakteristiklerinin değiştiği bilinmektedir. Örneğin Vanadyumun diğer mikroalaşım elementleriyle birlikte oluşturduğu kompleks karbonitrürlerin varlığı ostenit içindeki vanadyum çözünürlüğünü düşürmektedir [92], [96-99].

Yukarıda verilen üç temel mikroalaşım elementinin tane küçültme üzerindeki etkisi öncelikle tavlama ve haddeleme sürecindeki ostenit tane boyutu üzerindeki etkileri ile ilişkilidir. Şekil 3.3'te bu elementlerin varlığında ostenit tane boyutunun nasıl değiştiği

gösterilmektedir. Kompozisyonda titanyumun bulunmasının ostenit tane büyümesini engellediği, artan sıcaklıkla vanadyum ve niyobyum elementlerinin ostenit tane büyümesine engel olamadıkları görülmektedir [36].



Şekil 3.3: Mikroalaşım elementlerinin ostenit tane büyüklüğüne etkisi [36].

3.1.4 Molibden

Molibden genel olarak niyobyum ile birlikte kullanılmaktadır. Tane küçültme ve çökelti sertleşmesi (Mo_2C) yanında faz dönüşümü sırasında poligonal ferrit ve perlit oluşumunu engelleyerek iğnesel ferrit/beynit ve martenzit/ostenit adacıklarının oluşumunu destekler. Bu sayede mukavemet artışı üzerinde oldukça etkilidir. Molibden ayrıca yüksek mukavemetli düşük alaşımlı sıcak haddelenmiş çeliklerde görülen süreksiz akma davranışını da engellemektedir. Süreksiz akmanın giderilmesiyle özellikle boru formu sonrası akma mukavemetinde görülen (Bauschinger etkisi) düşüşler engellenebilmektedir. Yine boru formu sonrası sünek gevrek geçiş sıcaklıklarında görülen 10-20 °C lik artışlar molibden ilavesi ile önlenmektedir [52], [54], [58], [97].

Yukarıda bahsedilen temel mikroalaşım elementlerinin haricinde bakır, krom ve nikel ilaveleri de zaman zaman kullanılmaktadır. Bu elementlerin varlığı hidrojen kaynaklı çatlamalara (HIC-Hydrogen Induced Cracking) ve sülfid gerilmeli korozyon çatlamlarına (SSCC-Sulphide Stress Corrosion Cracking) karşı direnci artırmaktadır.

Aynı zamanda atmosferik korozyona karşı direnç üzerinde de oldukça etkilidirler. Mukavemet artışı üzerindeki etkileri sınırlı olan bakır ve krom, niyobyum veya vanadyum ile birlikte kullanıldığında oluşan çökeltilerin tane boyutlarının küçültülmesine de katkı sağlamaktadır. Bu etkilerinin haricinde nikel elementinin tokluk üzerinde, kromun da çekme mukavemeti ve malzemenin su alma derinliği üzerinde etkili oldukları bilinmektedir [33], [47], [59], [92].

3.2 Ostenitin Yeniden Kristalleşmediği Sıcaklık (T_{nr}) ve Önemi

Termomekanik haddeleme sırasında bilinmesi gereken en kritik sıcaklıklardan biri ostenitin yeniden kristalleşmediği (T_{nr}) sıcaklıktır. Bu sıcaklık değeri, haddeleme parametrelerinin tespiti konusunda belirleyici bir rol oynamaktadır. Bu sıcaklığın tespitine yönelik literatürde çok sayıda çalışma yer almakta, bu çalışmalardan elde edilen ampirik formüller endüstriyel olarak da kullanılmaktadır. Bunlardan en yaygın olarak kullanılanı Denklem 3.1’de verilen Boratto formülüdür [53].

$$T_{nr}=887+464C+(6445Nb-644\sqrt{Nb})+(732V-230\sqrt{V})+890Ti+363Al-357Si \quad (3.1)$$

Burada C, Nb, V, Ti, Al ve Si değerleri bu elementlerin kimyasal analizdeki ağırlıkça yüzde miktarlarını vermektedir.

Bai ve arkadaşları tarafından geliştirilen diğer bir formül Denklem 3.2’de verilmiştir. Burada verilen Nb ve C bu elementlerin kimyasal analiz içindeki ağırlıkça yüzdeleri, N ise TiN ile bağlandıktan sonra analizde kalan serbest azot miktarını temsil etmektedir [54].

$$T_{nr}=174\log \left[Nb\left(C+\frac{12}{14}N\right) \right] +1444 \quad (3.2)$$

Fletcher ve arkadaşları tarafından 17 farklı kimyasal analiz ve 59 farklı T_{nr} verisi kullanılarak geliştirilen formül Denklem 3.3’de yer almaktadır. kimyasal analizdeki ağırlık yüzdeleri temsil etmektedir [55].

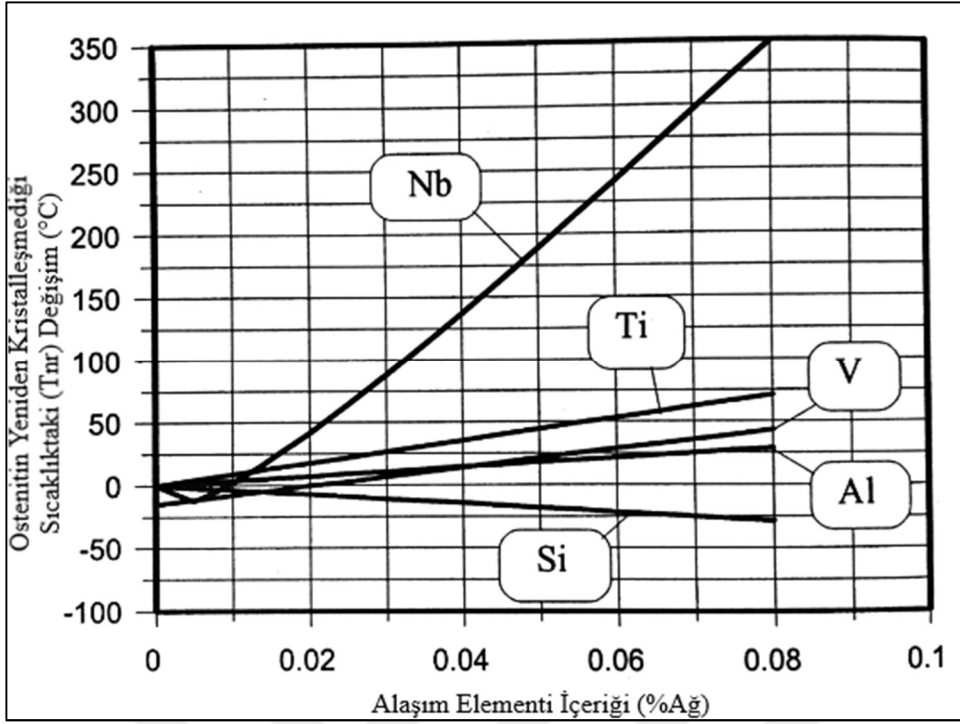
$$T_{nr}=849-349C+677\sqrt{Nb}+337V \quad (3.3)$$

Her üç ampirik formülde de, analizde yer alan elementlerin Tnr üzerindeki etkisi dikkate alınmaktadır. Kimyasal kompozisyon haricinde Tnr sıcaklığını etkileyen diğer değişkenler ise aşağıdaki gibidir [59];

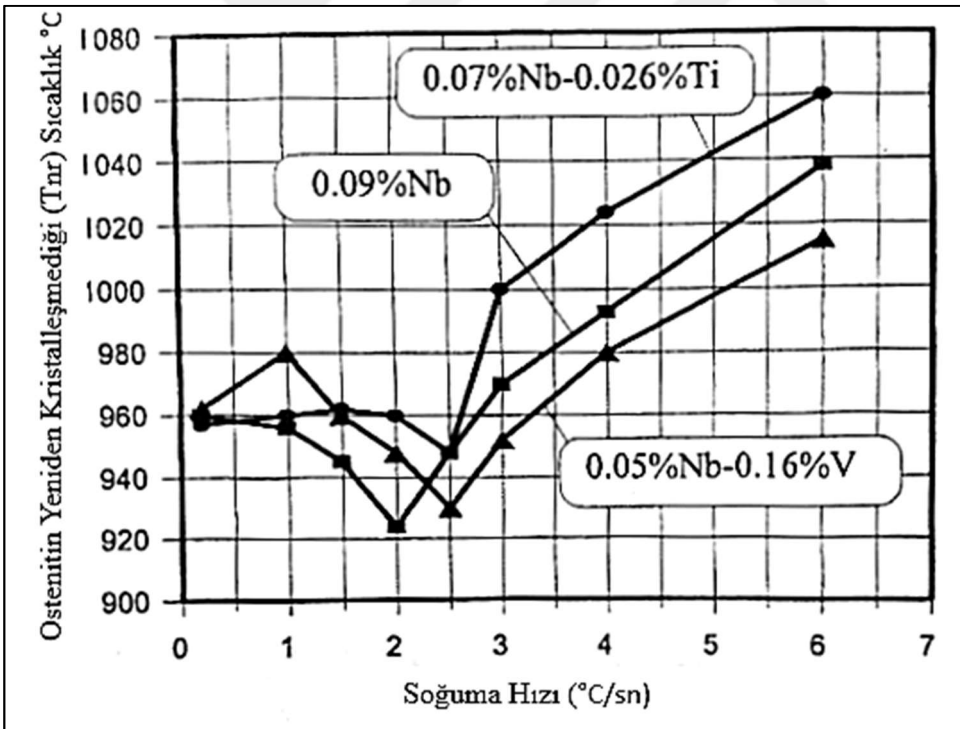
- Deformasyon miktarı
- Deformasyon hızı
- Başlangıç ostenit tane boyu
- Soğuma hızı

Tnr sıcaklığının altında yapılan ezme işlemleri haddelenmiş üründeki tane boyutunun küçültülmesi sürecinde son derece kritik bir öneme sahiptir. Bu sıcaklığın altında şerit malzeme ne kadar yüksek oranda ezilebilir ise, üründeki tane boyutunun küçültülmesi ile, mukavemet ve tokluk değerleri de o derece yükseltilebilmektedir. Tnr'nin altında yapılan ezme işlemlerinde, verilen her paso sonrası tanelerde toparlanma olmayacağı için haddelenen çelik sacın deformasyona karşı göstereceği direnç de artacaktır. Bu noktada hadde ekipmanlarının gücü belirleyici olmaktadır. Artan bu deformasyon direncine karşı ekipman güçleri yetersiz kalır ise haddeleme tamamlanamayabilir. Bu nedenle haddehanelerde kullanılan ezme modellerinde malzemenin kimyasal analizinin yanında rekristalizasyon davranışının da dikkate alınarak güç hesaplamalarının yapıyor olması beklenmektedir [47], [53], [59].

Tnr sıcaklığı ile ferrit dönüşüm sıcaklığının(Ar3) arası ne kadar fazla olur ise haddeleme süreci de o kadar rahat gerçekleştirilebilmektedir. Bu iki sıcaklığın birbirine yakın olması durumunda efektif tane küçültmeyi sağlayacak ezme pratiği, zaman kısıtı nedeniyle uygulanamayacaktır. Alaşıma ilave edilen mikroalaşım elementleri sayesinde Tnr sıcaklığı yükseltilerek rahat çalışma olanağı elde edilebilmektedir. Şekil 3.4'te ilave edilen alaşım miktarlarının Tnr sıcaklığı üzerindeki etkileri, Şekil 3.5'te ise verilen üç farklı analiz için soğuma hızının Tnr'ye etkisi görülmektedir. Burada özellikle Nb elementinin Tnr sıcaklığı üzerindeki etkisinin son derece yüksek olduğu dikkat çekmekte, 0.08% Nb ilavesinin Tnr sıcaklığını 350 °C artırdığı görülmektedir [47], [51], [54], [56].



Şekil 3.4: Alaşım elementlerinin Tnr sıcaklığı üzerindeki etkisi [51].



Şekil 3.5: Soğuma hızının Tnr sıcaklığı üzerindeki etkisi [51].

3.3 Sıcak Haddeleme

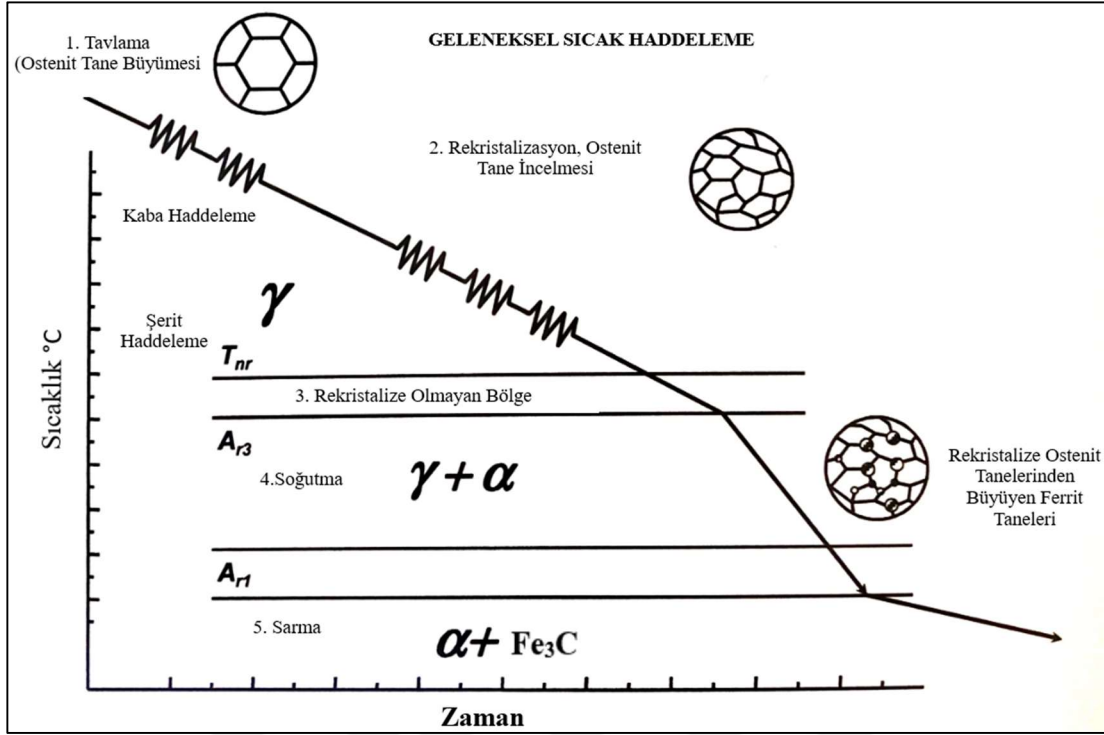
Mikroalaşımli çeliklerin, yüksek mukavemet ve tokluk özelliklerine ulaşabilmeleri için sadece alaşımlama yeterli olmamakta, alaşım elementlerinden maksimum verimin

alınabilmesi için haddeleme sürecinin de kontrol altında tutulması gerekmektedir. Termomekanik haddeleme temel olarak kritik sıcaklıkların göz önünde bulundurularak haddeleme parametrelerinin belirlendiği bir üretim yöntemidir. Geleneksel sıcak haddelemede slablar homojenizasyon için tav fırınlarında ostenit sahasında belli bir sıcaklıkta ve sürede bekletildikten sonra kaba hadde, şerit hadde hatlarından geçerek istenen nihai mamül kalınlığına indirilir ve duşlu masalarda soğutma sonrası sarılarak bobin üretimi gerçekleştirilmiş olur. Termomekanik haddelemede ise tavlama işlemindeki fırın sıcaklığı, fırında tutma süreleri, kaba haddeleme sırasında verilecek ezme miktarları, şerit hadde giriş sıcaklığı, her standda verilecek ezme miktarları, şerit hadde çıkış sıcaklığı, duşlu masada uygulanacak soğutma pratiği ve sarılma sıcaklıkları göz önüne alınmalıdır. Tüm bu parametreler nihai mamülden beklenen özelliklere göre belirlenmelidir. Geleneksel haddeleme ile yüksek alaşımlama ve sonrasında uygulanacak ısıtma metodları sonrasında elde edilebilecek yüksek mukavemet ve tokluk özellikleri, termomekanik haddeleme ile, çok daha az maliyet ve zaman harcanarak elde edilebilmektedir [49-51].

3.3.1 Geleneksel sıcak haddeleme

Geleneksel sıcak haddeleme özellikle ortalama mukavemet beklentilerinde ve mikroalaşım elementi içermeyen yalın karbon-mangan çeliklerine uygulanmaktadır. Burada iş parçası (slab, kütük v.b.) tavlama fırınlarında ostenit sahasına kadar ısıtılarak homojenize edildikten sonra deformasyonla nihai ürün kalınlığına/şekline indirilmekte ve su verilerek veya havada soğutularak ortam sıcaklığına düşürülmektedir. Ezme sırasında yüksek yüklerle ve enerjiyle çalışılmak istenmediğinden haddelemenin mümkün mertebe yüksek sıcaklıklarda bitirilmesi, enerji sarfiyatının yüksek olmaması için de tav sıcaklıklarının düşük tutulması tercih edilmektedir. Geleneksel haddelemede ezme işlemi ostenit sahasında başlar ve burada bitirilir [55], [57-60].

Nihai üründe alaşım içeriğine göre ferritik-perlitik veya tamamen ferritik yapı görülebilir. Şekil 3.6'da % 0.45 C, % 0.70 Mn içeren bir yalın C-Mn çeliğinin geleneksel sıcak haddeleme pratiği görülmektedir [60].



Şekil 3.6: Yalın bir C-Mn çeliğine ait geleneksel sıcak haddeleme pratiği [60].

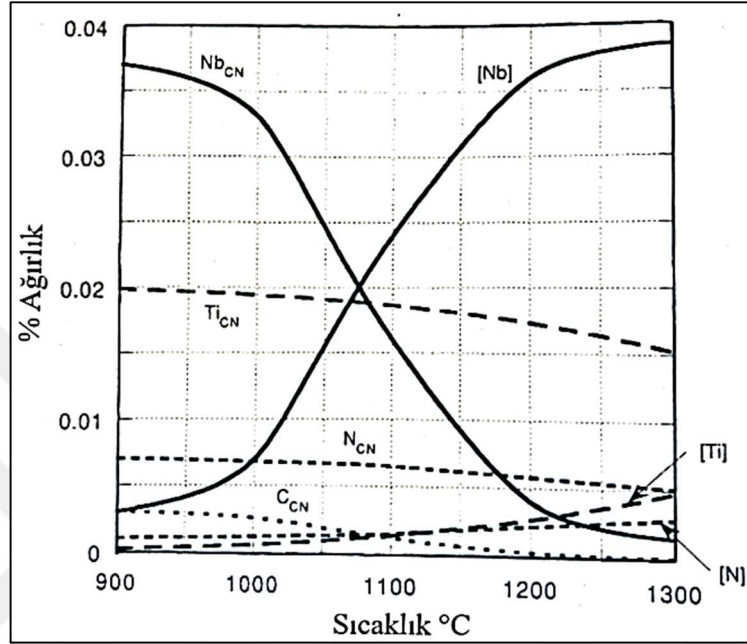
3.3.2 Termomekanik haddeleme

Termomekanik haddelemede de geleneksel haddelemede olduğu gibi proses adımları benzerdir. Slablar tav fırınlarında ostenit sahasına çıkılarak homojenize edilir, kaba ve şerit hadeleme sonrası duşlu masalarda soğutulan çelik bobin sarma hattında sarıldıktan sonra havada soğumaya bırakılır. Ancak burada her proses adımı çok sıkı bir şekilde kontrol edilmektedir. Termomekanik haddelemeden beklenen sonucun alınabilmesi için kontrolün sıvı çelik üretiminden başlaması gerekmektedir. Uygun mikroalaşım elementlerinin ilave edildiği sıvı çelik ikincil metalurjik işlemlerle, nihai mamül özelliklerini olumsuz etkileyecek yapılardan (kükürt, fosfor, hidrojen, azot, oksijen v.b) temiz çelik pratikleri ile arındırılmaya çalışılır ve slab dökümü gerçekleştirilir. Burada kullanılacak slab kalınlığının da nihai özellikler üzerinde oldukça büyük etkisi vardır. Termomekanik haddelemenin adımları ve bu adımlardaki kontrol parametreleri aşağıdaki başlıklarda verilmektedir [56], [58-60].

3.3.2.1 Tavlama

Tavlama işleminde amaç haddeleme başlangıcında homojen sıcaklığa ve ostenit fazına sahip slab elde etmektir. Termomekanik haddelemede tav fırınlarının sıcaklıkları ve süreleri kontrol altında tutulmalı, fırın sıcaklığı alaşımında yer alan karbür ve nitür

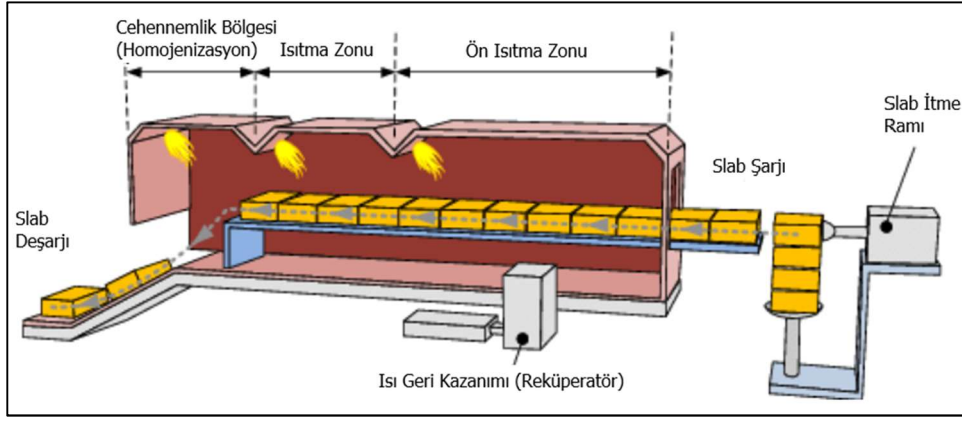
bileşiklerinin tamamını çözecek kadar yüksek olmamalıdır. Çok yüksek sıcaklıklara çıkıldığı durumlarda ostenit tanelerinin irileşmesi engellenemeyecek, haddelemeye çok yüksek ostenit tane boyutu ile başlanacak ve sonuçta üründe istenen küçük taneli nihai yapıya ulaşılamayacaktır. Analizde yer alabilecek bazı mikroalaşım elementlerinin sıcaklıkla değişen çözünme davranışları Şekil 3.7’de verilmiştir [36].



Şekil 3.7: Mikroalaşım elementlerinin sıcaklıkla çözünürlük değişimi [36].

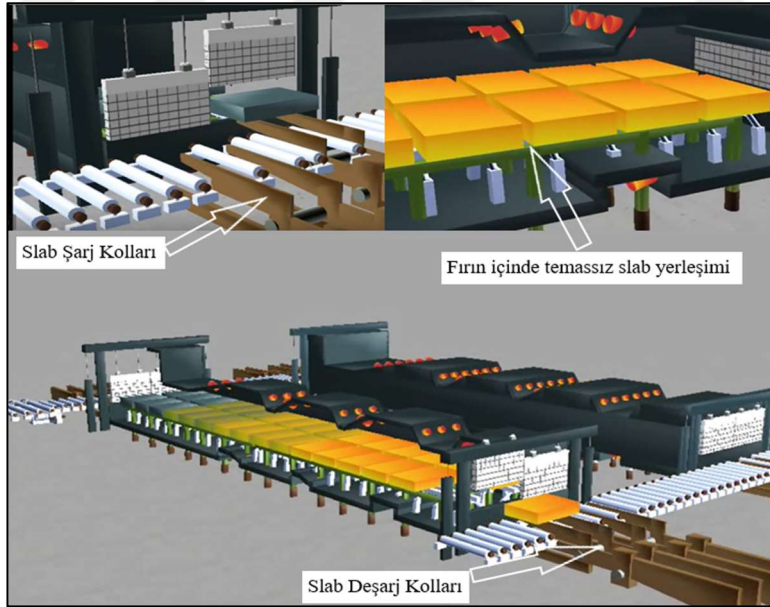
Genelde tav sıcaklıkları, kullanılan alaşıma ve inilecek nihai kalınlığa göre değişmekle birlikte 1200-1250 °C arasında seçilmekte, tav süreleri de kullanılan niyobyumun miktarına göre belirlenmektedir. Haddeleme sırasında, niyobyumdan istenen verimin tam olarak alınabilmesi için tamamının ostenit fazı içerisinde çözünmesi istenmektedir. Bununla birlikte fırın içinde ostenit tane büyümesini engelleyecek olan TiN partüküllerinin ostenit fazına geçmemesi de son derece kritiktir. [33], [36], [55], [57].

Sıcak haddehanelerde şarj/deşarj mekanizması açısından yaygın olarak kullanılan iki tip tav fırını mevcuttur. Bunlardan ilki itmeli tip (Şekil 3.8) denilen ve şarj kapısına alınan slabın itilerek fırın içine alındığı ve bu itme işlemi sırasında dadeşarj kapısından bir slabın hatta verildiği fırın tipidir. Bu tip fırınlarda slabın temas ettiği kızaklar fırın boyunca genelde aynı hizada olduğundan haddeleme sonrasında temas bölgelerinin slabın geri kalanına göre daha soğuk olmasından kaynaklanan kalınlık sıçramaları (skid-mark) ve itme nedeniyle oluşabilecek kabuklanma şeklindeki yüzey kusurları görülebilir [100].



Şekil 3.8: İtmeli tip slab tav fırını [100].

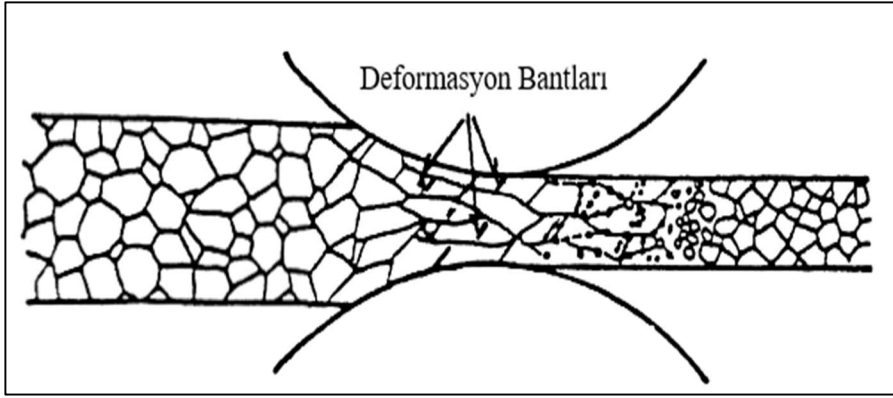
İkinci tip tav fırınlarında ise slabların bağımsız hareketle kollar yardımıyla fırına şarj/deşarj edildiği, birbirlerine temas etmediği, ve her harekette slabların oturduğu kızakların konumlarının değiştiği bir mekanizma mevcuttur (Şekil 3.9) Bu tip fırınlarda slablar itilerek değil kaldırılarak hareket ettiği için yüzey kusurları oluşmaz, oturduğu kızakların her harekette konumları değiştiği için nihai üründe homojen kalınlık dağılımı, slab boyunca homojen sıcaklık dağılımı elde edilir ve fırın içinde slablar birbirine temas etmediği için yüksek sıcaklıklarda slab kenarlarında birbirlerine yapışma görülmez [56], [59], [100].



Şekil 3.9: Yürüyen tabanlı slab tav fırını [101].

3.3.2.2 Kaba haddeme

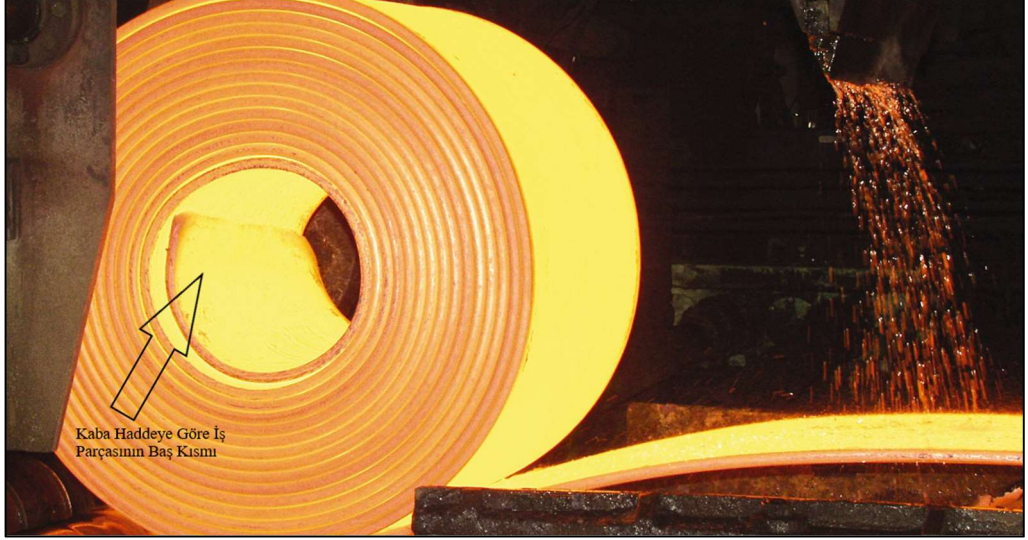
Tav fırınından çıkan slablar öncelikle yüzeyinde yer alan kalın tufal tabakasından temizlenmelidir. Bu nedenle haddemeye başlanmadan önce birincil tufal sıyrıcı



Şekil 3.11: Kaba haddeleme sırasındaki deformasyon ve toparlanma davranışı [36].

Kaba haddelemede normal üretim sürecinde giriş sıcaklığı yaklaşık 1150-1200 °C çıkış sıcaklığı 1050-1100 °C mertebelerinde olmakta iken bu değerler termomekanik haddelemede alaşım içeriğine ve nihai mamül kalınlığına göre çıkışta 950 derecelere kadar düşürülebilmektedir. Kaba haddelemede her paso sonrasında tanelerde meydana gelen toparlanma/rekristalizasyon, alaşım elementlerinin tane sınırı hareketleri üzerinde yaptıkları geciktirici etki ve oluşan çökeltilerin yeni oluşacak tanelere çekirdeklenme bölgesi teşkil etmesi nedeniyle sınırlı olmaktadır ve şerit hadde girişi öncesi görece küçük taneli bir ostenit yapısı elde edilmektedir. Bazı koşullarda şerit hadde girişinde deforme olmuş ostenit tane yapısı da tercih edilebilmektedir. Burada kısıtlayıcı olan şerit hadde motor güçleridir. Yeterli motor gücüne sahip ekipmanlarla daha verimli bir termomekanik haddeleme yapılabilmektedir [54-59], [81-88].

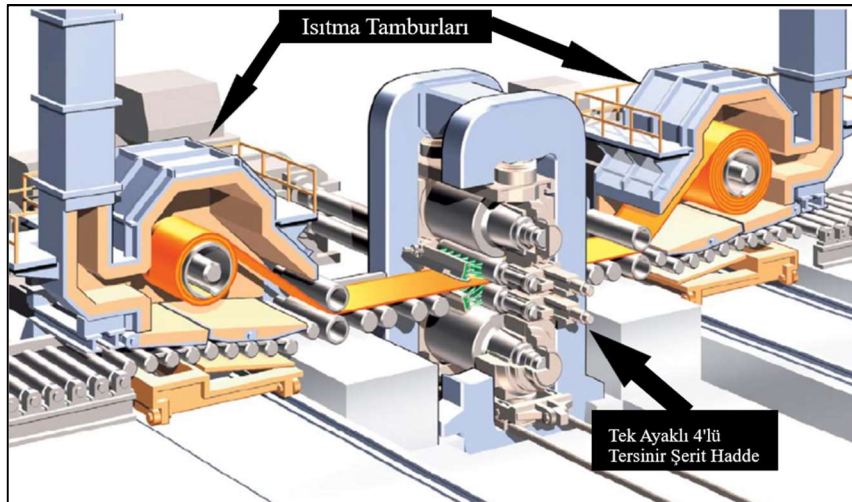
Kaba haddeleme sürecinde oluşan tufaller belirlenen pasolarda uygulanacak tufal giderme işlemi ile (220 bar basınçlı su) yüzeyden uzaklaştırılmalıdır. Genelde nihai ürün kalınlığı 8mm den ince ebatlarda şerit haddedeki ısı kaybı ve geçecek zaman yüksek olacağı için iş parçasının sonuna doğru sıcaklık düşecek ve bobin boyunca hedeflenen homojen yapıdan uzaklaşacaktır. Bu nedenle kaba hadde sonrası iş parçası sıcaklık homojenizasyonu ve ısı kayıpları minimuma indirmek için bobin kutusuna (coil box) sarılmakta ve şerit haddelemeye baş sonda, üst yüzey altta olacak şekilde başlanmaktadır (Şekil 3.12). Şerit hadde girişinde, kaba haddeleme sırasında ortaya çıkan geometrik bozukluklar kırpıntı makası yardımıyla kesilir ve kaba hadde sonrası oluşan tufal tabakası tekrar basınçlı suyla yüzeyden uzaklaştırıldıktan sonra şerit haddelemeye başlanır [56], [58-60], [103].



Şekil 3.12: Bobin kutusu [103].

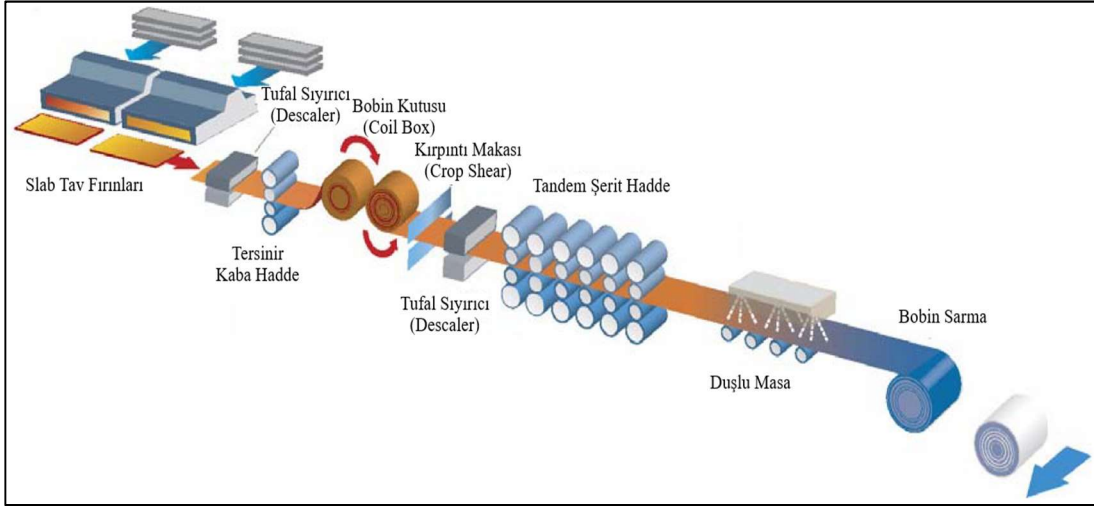
3.3.2.3 Şerit haddeleme

Termomekanik haddelemede şerit hadde giriş sıcaklığı, her pasoda verilecek ezme miktarları, haddelemenin bitirileceği ikmal sıcaklığı ve hat hızı son derece önemli parametrelerdir. Bu parametrelerin haddeleme sürecinde sıkı kontrol altında tutulması gerekmektedir. Genel olarak şerit haddeleme tersinir ve tandem olarak ikiye ayrılır. Tersinir haddelemede deformasyon miktarları daha az ve paso sayıları daha yüksek olmakta, her paso sonrası hadde ayağının iki tarafında yer alan ısıtma tamburlarında haddeleme süresince ortaya çıkan ısı kayıpları önlenmeye çalışılmaktadır (Şekil 3.13). Pasolar arasında geçen süre ve tamburlarda yapılan ısıtma işlemi termomekanik haddelemeyi olumsuz yönde etkilemekte, son üründe istenen özelliklerine ulaşmak için daha yüksek alaşımlamaya ihtiyaç duyulmaktadır [56-59], [104].



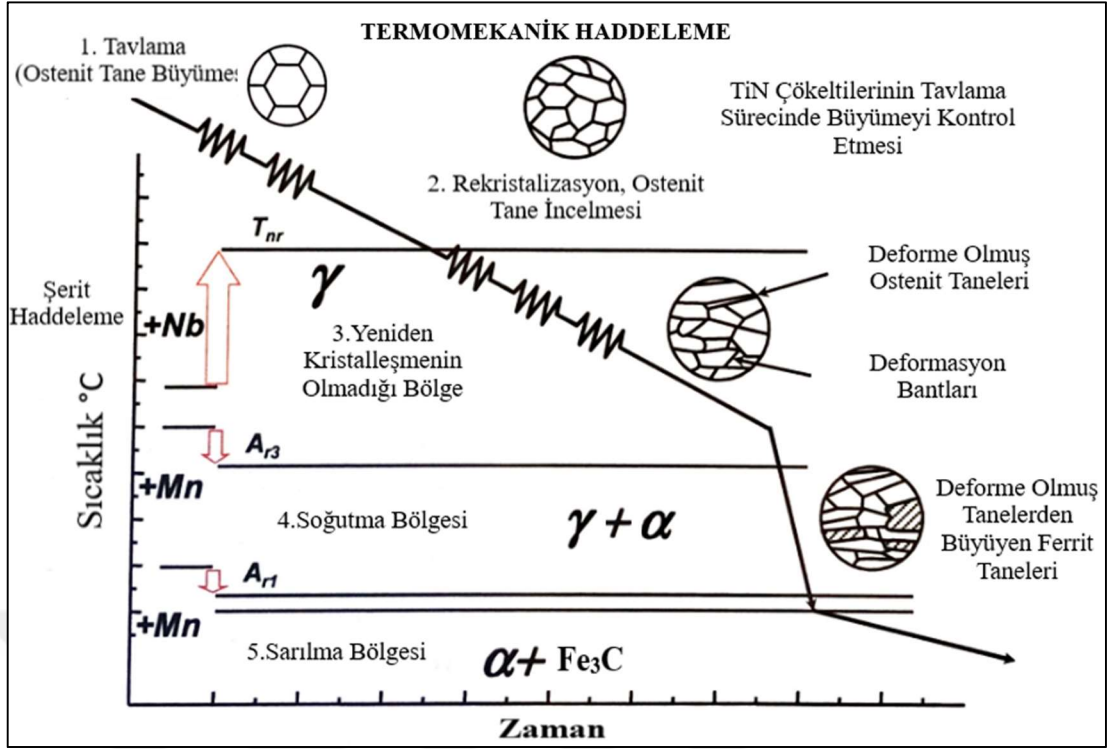
Şekil 3.13: Tek ayaklı tersinir bir şerit hadde [104].

Tandem şerit haddelerde ise birbiri ardına sıralı 6,7 bazen 8'li hadde ayakları yer almaktadır (Şekil 3.14). Burada her haddede uygulanan deformasyon miktarları ve deformasyon hızları tersinir haddeye kıyasla daha yüksektir. İki paso arasında geçen süre az olduğu için uygun kimyasal analizde, deforme edilen taneler toparlanmaya zaman bulamadan sonraki ezme işlemine maruz kalmakta, bu sayede efektif bir tane küçültme işlemi yapılabilmektedir [53], [56-58].



Şekil 3.14: Tandem şerit haddeye sahip genel bir sıcak haddehane görüntüsü [104].

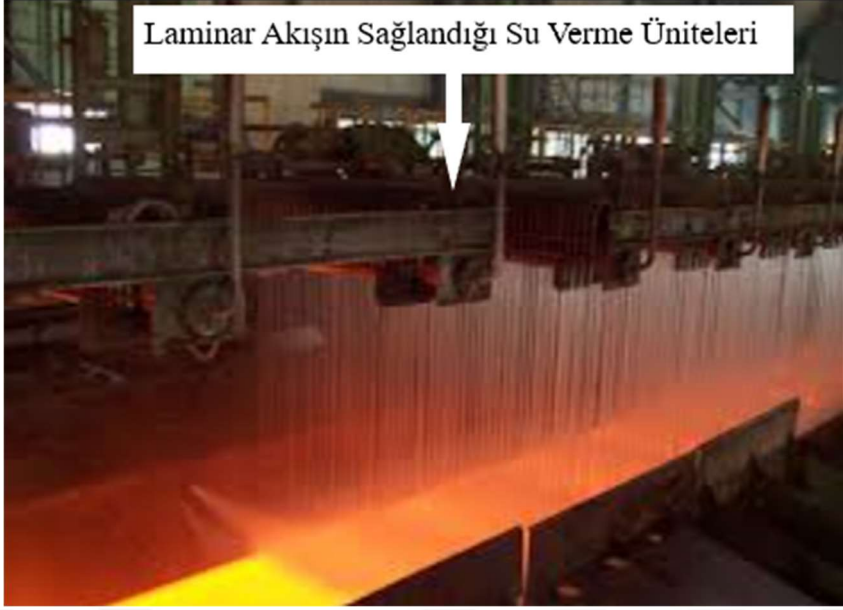
Termomekanik haddelemenin en kritik adımlarından biri olan şerit haddelemede amaç küçük taneli homojen bir iç yapıya ulaşmaktır. Bu nedenle haddeleme sırasında ostenit tanelerinin toparlanmadan deforme edilmesi gerekmektedir. Burada, mikroalaşımli çelikler için kritik bir değer olan ostenitin yeniden kristalleşmediği sıcaklığın (T_{nr} -Temperature Non-Recrystallization) bilinmesi, buna göre haddeleme parametrelerinin belirlenmesi ve bu sıcaklığın altında mümkün olan en yüksek ezmenin verilmesi gerekmektedir (Şekil 3.15). Özellikle alaşımda yer alan Nb elementinin bu sıcaklığı yukarı çektiği ve ferrit dönüşüm sıcaklığı olan A_{r3} sıcaklığı ile arasını açarak haddeleme yapılabilecek bölgeyi genişlettiği bilinmektedir. Bu sıcaklığın altında yapılan ezme işlemlerinde ostenit taneleri toparlanamadığı için uzayacak ve dislokasyon yoğunluğu artacaktır. Sonraki aşamada oluşacak ferrit taneleri için uzayan bu tane sınırları ve dislokasyon yoğun alanlar çekirdeklenme bölgesi etkisi gösterecektir. Ferrit taneleri ne kadar fazla bölgede çekirdeklenirse nihai mamüldeki tane boyutu da o kadar küçük olacaktır [59], [78-83].



Şekil 3.15: Nb-Ti ilaveli bir çelikte termomekanik haddeleme pratiği [60].

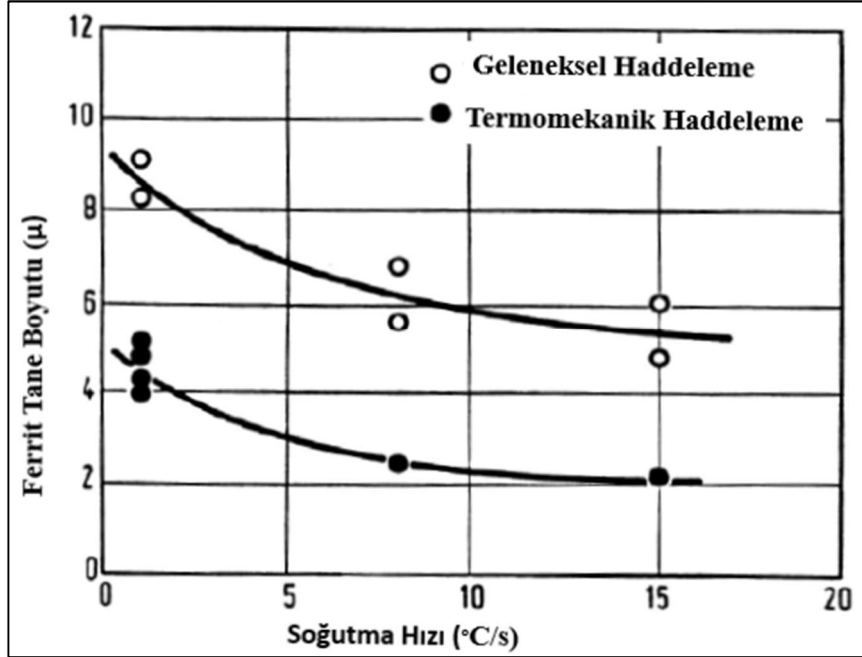
3.3.2.4 Soğutma

Haddeleme işlemi tamamlandıktan sonra şeridin hedeflenen sarılma sıcaklığına düşürülmesi için su soğutma (Şekil 3.16) işlemi uygulanmaktadır. Termomekanik haddelemede nihai tane boyutu ile çökeltilerin boyut ve dağılımları üzerinde soğutma hızının etkisi oldukça kritiktir. Soğutmanın hızı ve hedef sarılma sıcaklığı mamülden beklenen özelliklere göre değişebilmektedir. Yaygın olarak laminer akışlı su sistemlerinin kullanıldığı soğutma bölgelerinde (duşlu masa) şerit alt ve üst yüzeyine su verilerek hedeflenen sarılma sıcaklığına düşürülmektedir. Soğutma bölgelerinin boyu hattın soğutma kapasitesini de belirlemektedir. Boyu kısa ve su verilen ünite sayısı sınırlı olan hatlarda istenen soğutma hızına ve sıcaklığa inilmesi mümkün olmamaktadır. Yüksek soğutma hızlarına çıkılmak istendiğinde şerit haddeye yakın olan ön üniteler ard arda açılmakta, daha yumuşak soğutmalarda ise şerit haddeden mesafe olarak uzakta bulunan ünitelerin fasılalı kullanımı tercih edilmektedir. Hedeflenen sarılma sıcaklığının sağlanıp sağlanmadığı üretim anında sürekli ölçüm alan sıcaklık ölçüm cihazlarıyla takip edilmekte ve soğutma modeli tarafından ince ayarlamalar yapılarak hedef sıcaklık tutturulmaya çalışılmaktadır. Soğutma operasyonu sırasında homojen bir şerit sıcaklığının tutturulması, nihai üründe de mekanik özelliklerin homojen bir şekilde elde edilmesini sağlayacaktır [73-78], [86].



Şekil 3.16: Duşlu masa genel görünümü [105].

Soğutma hızının artması ile tane boyutundaki değişim Şekil 3.17’de verilmiştir. Hem geleneksel haddelemede hem de termomekanik haddelemede artan soğutma hızlarının tane boyutunu düşürdüğü görülebilmektedir [106].



Şekil 3.17: Soğutma hızının ferrit tane boyutuna etkisi [106].

3.3.2.5 Bobin sarma

Haddelemenin son kademesinde hedef sıcaklığa düşürülen şerit malzemesi bobin sarma ünitesinde sarılıp çemberlenerek üretim tamamlanmaktadır (Şekil 3.18). Burada kritik parametreler şeridin sarılması esnasındaki gergi miktarı, sargıların düşey

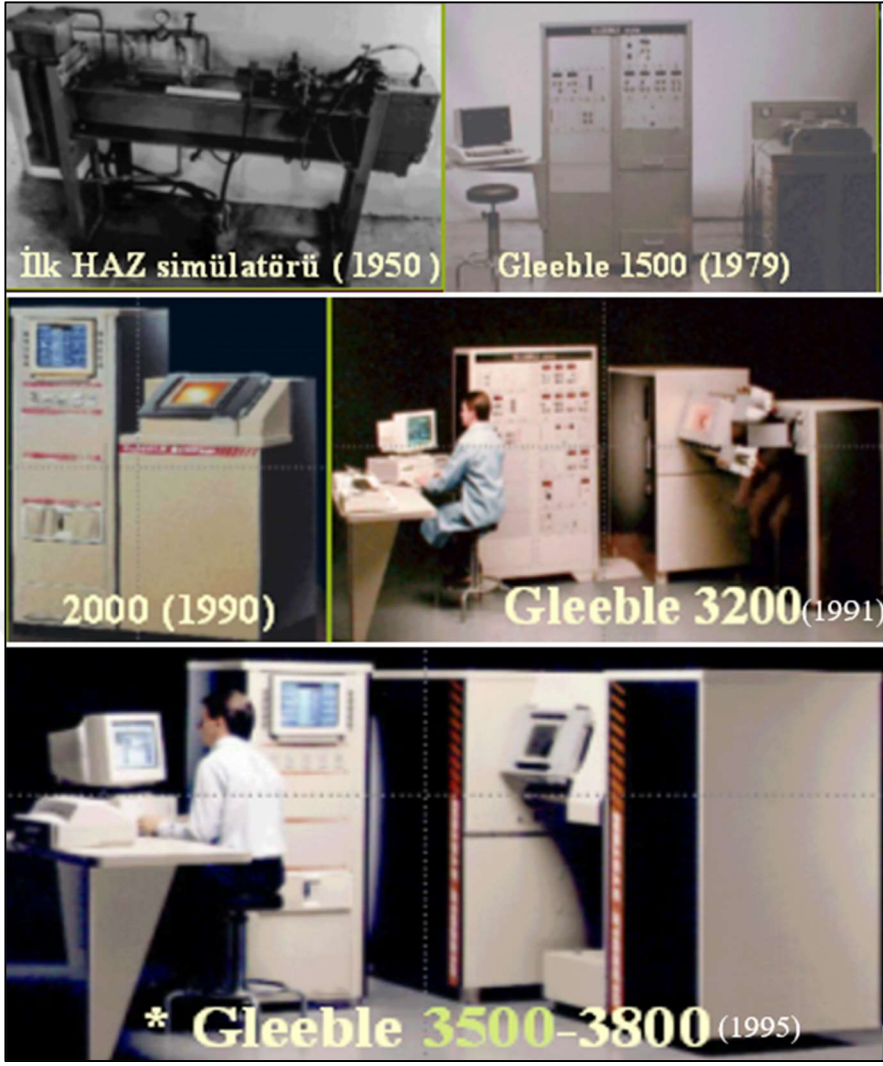
eksendeki düzgünlüğü ve sarılma sıcaklığıdır. Özellikle yüksek mukavemetli kalın malzemelerde çok düşük sarılma sıcaklıkları geri-yaylanma problemine neden olmakta, bobin açılırken iç gerilmelerin etkisiyle sargılar aniden boşalmaktadır. Bu durum sargıların birbiri üzerindeki hareketi sırasında derin çizilmelere neden olmakta ve ciddi iş güvenliği riskleri doğurmaktadır. Sarılma sıcaklığının çok düşük seçilmesi (500 °C nin altı gibi) mukavemet değerlerinin sağlanması açısından uygun görünse de kullanım sırasında ortaya çıkacak bu gibi uygunsuzlukların da dikkate alınması gerekmektedir [56-59], [83-88].



Şekil 3.18: Bobin sarma [102].

3.4 Sıcak Haddeme Simülasyon Testleri

Yassı çelik üretiminde kalite geliştirme çalışmalarının mevcut hatlar üzerinde denemeler yapılarak gerçekleştirilmesi oldukça maliyetli olmakta, bu nedenle proses parametrelerinin ve uygun kimyasal kompozisyonun oluşturulması için simülasyon cihazlarından ve çeşitli yazılımlardan yararlanılmaktadır. Haddeme sırasındaki değişkenlerin son ürün özellikleri üzerindeki etkilerini tespit etmek için kullanılan en yaygın cihazlardan biri Gleeble Proses Simülasyon cihazlarıdır. İlk Gleeble cihazı, 1950'li yıllarda kaynak işlemleri sırasında ortaya çıkan ısıdan etkilenmiş bölgeyi (HAZ) incelemek amacıyla tasarlanmış, zaman içinde cihazın özellikleri ve uygulama alanları genişlemiştir (Şekil 3.19), [106].



Şekil 3.19: Gleeble proses simülasyon cihazlarının tarihsel gelişimi [106].

Günümüzde Gleeble proses simülasyon cihazları ile faz dönüşümü, oksidasyon-dekarburizasyon-difüzyon davranışları, çatlak hassasiyeti, sıvı-metal ıslanabilirliği, sıvı-katı metal termal genleşme/büzülme davranışları, ergitme/katılaştırma, deformasyon sertleşmesi/yumuşama, yeniden kristalleşme/toparlanma ve çökeltme davranışları gibi temel malzeme çalışmaları gerçekleştirilebilmekte, sıcak-ılık çekme ve basma, tek eksenli/düzlem deformasyonlu basma, termal döngü/ısı işlem, dilatometre/faz dönüşümü, sürünme/gerilim kopması, termal/mekanik yorulma gibi malzeme testleri yapılabilmekte, sürekli döküm, sıcak haddeleme, şerit tavlama ve kaynak/HAZ incelemeleri ile proses simülasyonları gerçekleştirilebilmektedir. Yapılan tüm bu testlerde numune odası vakuma alınarak koruyucu gaz altında işlemler gerçekleştirilebilmektedir. Tüm bu çalışmalar sırasında numuneler üzerine kaynatılan termokopullar yardımıyla eşzamanlı sıcaklık ölçümleri yapılabilmekte, deney parçası kontrollü olarak ısıtılıp soğutulabilmekte ve uygulanan yükler kontrol

edilebilmektedir. Elde edilen tüm veriler kayıt altına alınarak deney parametrelerinin numune özellikleri üzerindeki etkileri deyatlı bir şekilde incelenmektedir [36], [56], [106].

Bu tip cihazlarda yapılan proses simülasyon testlerinde genellikle numune ölçüleri küçük ve sonrasında çekme testleri yapılmasına imkan vermeyecek boyutlardadır. Bu nedenle çıkan numuneler üzerinde yapılacak mikroyapı incelemeleri, sertlik testleri ve elektron mikroskobu incelemeleri ile deney parametrelerinin numune üzerine etkileri incelenmektedir [106].

Yapılan sertlik testlerinden elde edilen sonuçlar, deneysel çalışmalardan elde edilen ampirik bağıntılar kullanılarak akma ve çekme mukavemetlerinin tespitinde kullanılmaktadır. Pavlina ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, ötektoid altı ve ostenitik olmayan, ferrit, perlit, martenzit, beynit ve bu fazların bir arada bulunabildiği karmaşık yapıları içeren 150 farklı çelik kalitesinin sertlik ve fiili mukavemet değerleri arasındaki ilişki incelenmiştir. Çalışmada, kullanılan çelik kaliteleri mikroyapı içeriğine göre martenzitik (martenzit ve temperlenmiş martenzit fazlarını içeren), martenzitik olmayan (ferrit/perlit, beynit ve iğnesel ferrit fazlarını içeren) ve karmaşık yapı (ferrit, beynit/martenzit veya ferrit/kalıntı ostenit fazlarını içeren) olmak üzere 3 gruba ayrılmış, bu gruplardan ilk ikisi için elde edilen bağıntıların karmaşık yapıya sahip gruba göre daha sağlıklı sonuçlar verdiği tespit edilmiştir. Bu durum yapı içerisindeki kalıntı ostenit varlığının diğer fazlara kıyasla daha fazla deformasyon sertleşmesine neden olması ile açıklanmaktadır. Tüm veri havuzu kullanılarak yapılan değerlendirmede, Vickers sertlik değerinin malzemenin akma ve çekme mukavemetleri ile doğrusal bir ilişkiye sahip olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Elde edilen ampirik bağıntının akma mukavemeti için belirleme katsayısı (coefficient of determination- R^2) 0,9212, çekme mukavemeti için 0,9347 ve standart sapmaların sırasıyla 22,3 MPa ve 24,5 MPa olduğu tespit edilmiştir ki bu değerler fiili testin yapılamadığı durumlarda gerçek değere oldukça yakın sonuçlar olarak değerlendirilebilir. Söz konusu çalışmada Vickers değerinin 130'un altına düştüğü durumlarda ise sertlik ve mukavemet arasındaki doğrusal ilişkinin bozulduğu belirtilmektedir [107].



4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE İRDELEME

4.1 Kullanılan Malzeme ve Yöntemler

Deneysel çalışmalarda sürekli döküm yöntemi ile üretilmiş iki farklı kimyasal bileşimde çelik slablar kullanılmıştır. Bu slablardan biri tersinir şerit hadde denemelerinde (Çizelge 4.1), diğeri ise tandem şerit hadde denemelerinde (Çizelge 4.2) kullanılmıştır.

Çizelge 4.1 : Tersinir şerit hadde denemelerinde kullanılan çeliğin kimyasal bileşimi.

Element	C	Mn	P	S	Si	Al	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Ca	N(ppm)
%Ağ.	0,07	1,52	0,014	0,003	0,23	0,041	0,33	0,29	0,005	0,095	0,021	0,002	66

Çizelge 4.2 : Tandem şerit hadde denemelerinde kullanılan çeliğin kimyasal bileşimi.

Element	C	Mn	P	S	Si	Al	Cr	Mo	Cu	Nb+V+Ti	Ca	N(ppm)
%Ağ.	0,05	1,63	0,014	0,001	0,21	0,044	0,13	0,12	0,16	0,089	0,001	63

Tersinir şerit hadde denemeleri öncesi proses simülasyon testleri ile ostenitin yeniden kristalleşmediği sıcaklık (T_{nr}) bulunmaya çalışılmış, elde edilen bu sıcaklık değeri göz önüne alınarak tersinir şerit hadde denemeleri gerçekleştirilmiştir. Proses simülasyonu için Gleeble 3500 cihazı kullanılarak düzlem deformasyon testleri gerçekleştirilmiş, deneyler sırasında sistemden okunan maksimum güç değerlerinin sıcaklık ile değişimi incelenmiştir.

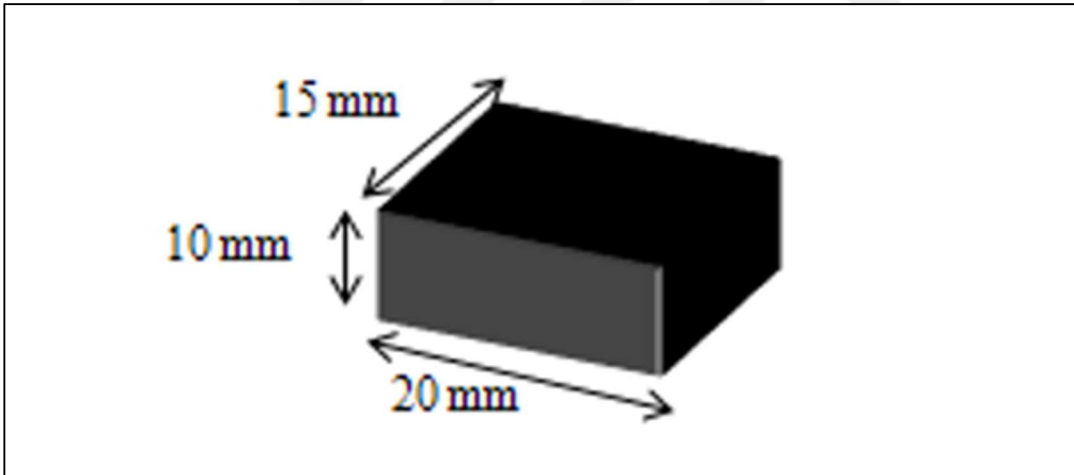
Tandem hadde denemeleri için ostenitin yeniden kristalleşmediği sıcaklığı tespiti Boratto ampirik formülü kullanılarak yapılmıştır. Formülden bulunan teorik sıcaklık değeri göz önüne alınarak yapılan haddeleme denemelerinde bu sıcaklığın altında farklı ezme oranları uygulanarak, ezmenin nihai mamüldeki mukavemet ve mikroyapı özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir.

Her iki haddeleme işleminden sonra alınan numuneler ASTM A 370 standardına göre hazırlanarak çekme, darbe ve katlama testleri gerçekleştirilmiştir. Ağırlık düşürmeli yırtma testleri API RP 5L3 standardına göre hazırlanmış ve kırık yüzey sünek alan değerlendirmeleri yine bu standartta verilen kriterlere göre gerçekleştirilmiştir. Sertlik

testleri ise Vickers sertlik metoduna göre ASTM E 384 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Deneme üretimlerinden elde edilen sacların mikroyapı incelemeleri Nikon MA 200 marka optik mikroskopta ve yapılan mekanik testler sonrası numunelerin kırık yüzey incelemeleri ise JEOL JSM 5600 marka taramalı elektron mikroskobunda gerçekleştirilmiştir.

4.2 Düzlem Deformasyon Testleri

Düzlem deformasyon test numunelerinin boyutları Şekil 4.1’de verilmiştir. Numuneler söz konusu ebatlara tüm yüzeyleri satıh taşlama tezgahında işlenerek getirilmiştir. Yüksek sıcaklıkta yapılacak ezme işlemleri sırasında çeneler ve numune arasında yapışma olmaması için nikel bazlı yağlayıcı ve 0,1mm kalınlıkta tantalum plaka kullanılmıştır. Numunenin dar yüzeyine 1mm aralıkta kaynatılan termokopullar yardımıyla test sırasında sürekli sıcaklık ölçümü yapılarak verilen deney parametreleri sağlanmaya çalışılmıştır.



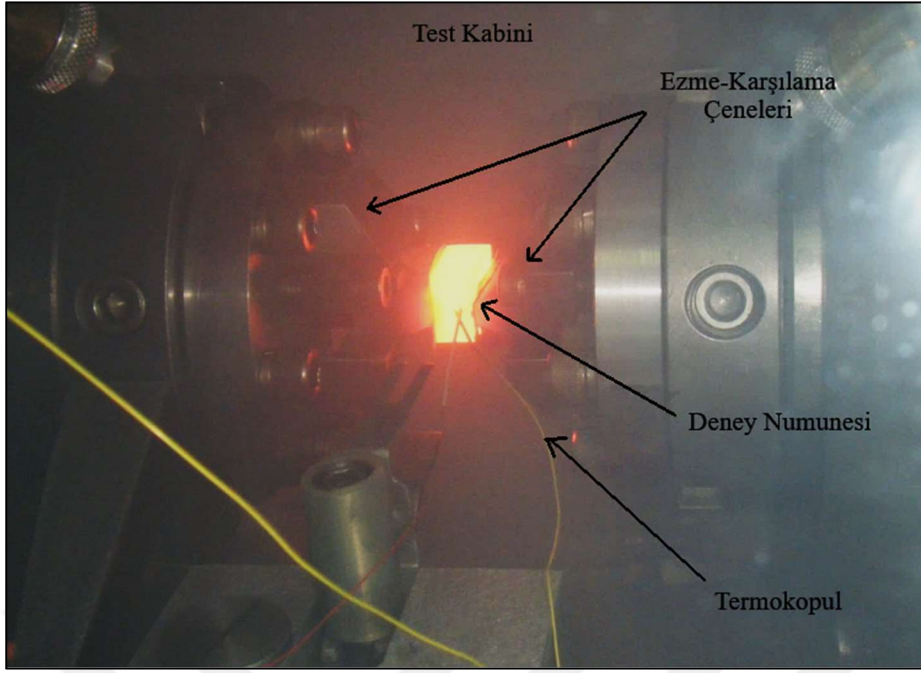
Şekil 4.1: Düzlem deformasyon test numunesi.

İlgili testlerde numuneler 20°C/sn’lik ısıtma hızları ile ostenit sahasına çıkarıldıktan sonra 60 saniye bu bölgede bekletilmiş, Çizelge 4.3’te verilen test parametreleri ile düzlem deformasyon testleri gerçekleştirilmiştir. İlk 3 numuneden farklı olarak 4.numunede 9.paso da verilerek 910°C’de deformasyon adımları tamamlanmıştır. Tüm numuneler son paso bitiş sıcaklığından basınçlı hava yardımıyla 15°C/sn’lik bir soğutma hızında kitlesel üretim sırasında hedeflenecek sarılma sıcaklığı olan 540 °C’ye soğutulmuştur. Bu sıcaklıktan sonra müdahale olmaksızın test numunelerinin oda sıcaklığına inmesi beklenmiştir.

Çizelge 4.3 : Düzlem deformasyon test parametreleri.

Test Parametreleri		Numune 1	Numune 2	Numune 3	Numune 4	
Tavlama Sıcaklığı (°C)		1150	1150	1150	1200	
Isıtma Hızı (°C/sn)		20	20	20	20	
Tavlama Süresi (sn)		60	60	60	60	
Deformasyon	1. Paso	Giriş Sıc. (°C)	1000	1060	1060	1080
		Def. Hızı (1/sn)	20	20	20	20
		Def. Miktarı	0,1	0,1	0,1	0,1
	2. Paso	Çıkış Sıc. (°C)	990	1050	1050	1070
		Giriş Sıc. (°C)	980	1040	1040	1060
		Def. Hızı (1/sn)	20	20	20	20
	3. Paso	Def. Miktarı	0,1	0,1	0,1	0,1
		Çıkış Sıc. (°C)	970	1030	1030	1050
		Giriş Sıc. (°C)	960	1020	1020	1040
	4. Paso	Def. Hızı (1/sn)	20	20	20	20
		Def. Miktarı	0,1	0,1	0,1	0,1
		Çıkış Sıc. (°C)	950	1010	1010	1030
	5. Paso	Giriş Sıc. (°C)	940	1000	1000	1020
		Def. Hızı (1/sn)	20	20	20	20
		Def. Miktarı	0,1	0,1	0,1	0,1
	6. Paso	Çıkış Sıc. (°C)	930	990	990	1010
		Giriş Sıc. (°C)	920	980	980	1000
		Def. Hızı (1/sn)	20	20	20	20
	7. Paso	Def. Miktarı	0,1	0,1	0,1	0,1
		Çıkış Sıc. (°C)	910	970	970	990
		Giriş Sıc. (°C)	900	960	960	980
	8. Paso	Def. Hızı (1/sn)	20	20	20	20
		Def. Miktarı	0,1	0,1	0,1	0,1
		Çıkış Sıc. (°C)	890	950	950	970
	9. Paso	Giriş Sıc. (°C)	880	940	940	960
		Def. Hızı (1/sn)	20	20	20	20
		Def. Miktarı	0,1	0,1	0,1	0,1
	9. Paso	Çıkış Sıc. (°C)	870	930	930	950
		Giriş Sıc. (°C)	860	920	920	940
		Def. Hızı (1/sn)	20	20	20	20
	9. Paso	Def. Miktarı	0,1	0,1	0,1	0,1
		Çıkış Sıc. (°C)	850	910	910	930
		Giriş Sıc. (°C)	-	-	-	920
	9. Paso	Def. Hızı (1/sn)	-	-	-	20
		Def. Miktarı	-	-	-	0,1
	9. Paso	Çıkış Sıc. (°C)	-	-	-	910

Düzlem deformasyon testlerine ait görüntü Şekil 4.2’de, test sonrası numune görüntüsü Şekil 4.3’te verilmiştir. Bu numuneler, deformasyon verilen bölgeyi kapsayacak şekilde su soğutmalı metalografik kesme cihazında kesilerek ezme yönüne dik bir şekilde mikroyapı incelemesine ve sertlik testlerine tabi tutulmuştur.

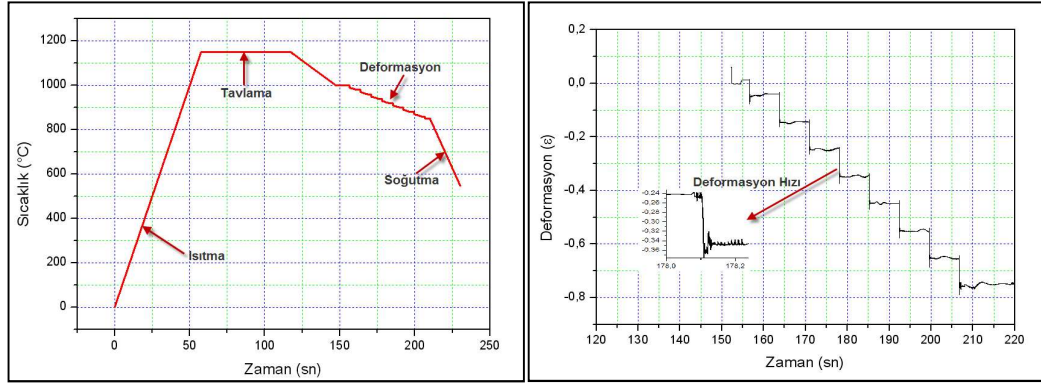


Şekil 4.2: Düzlem deformasyon testi sırasında alınan bir görüntü.

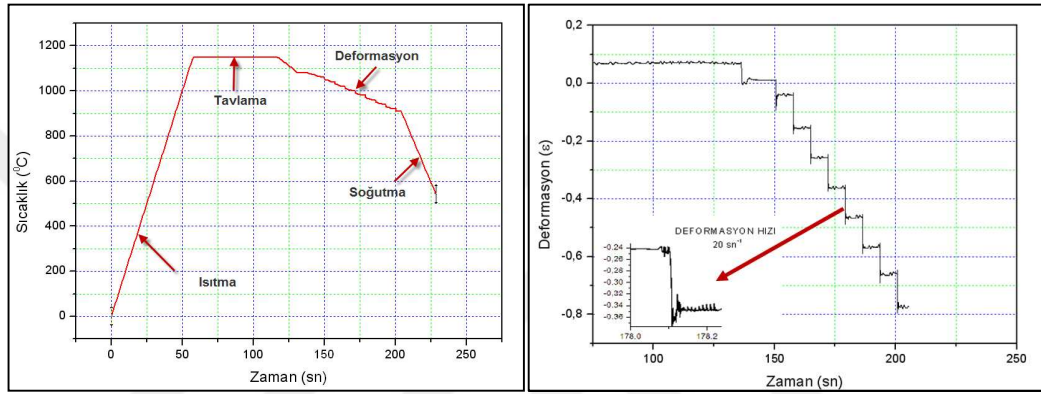


Şekil 4.3: Düzlem deformasyon testi sonrası numune görüntüsü.

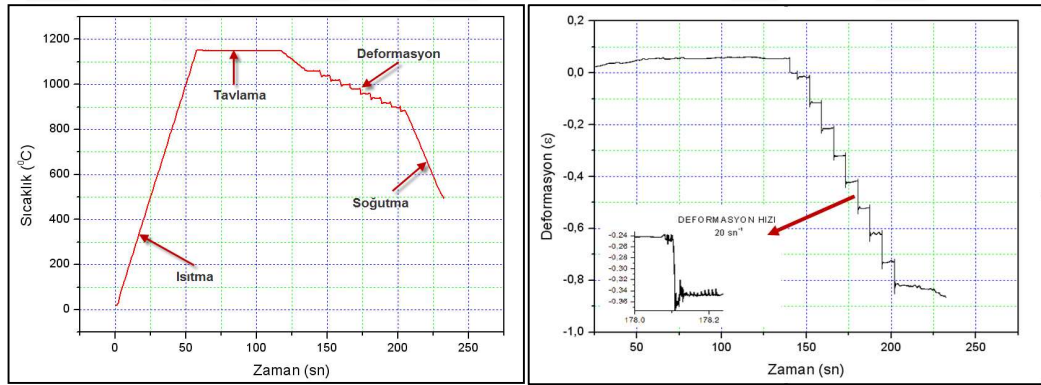
Yapılan düzlem deformasyon testlerinin sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri Şekil 4.4 – Şekil 4.7’de verilmiştir.



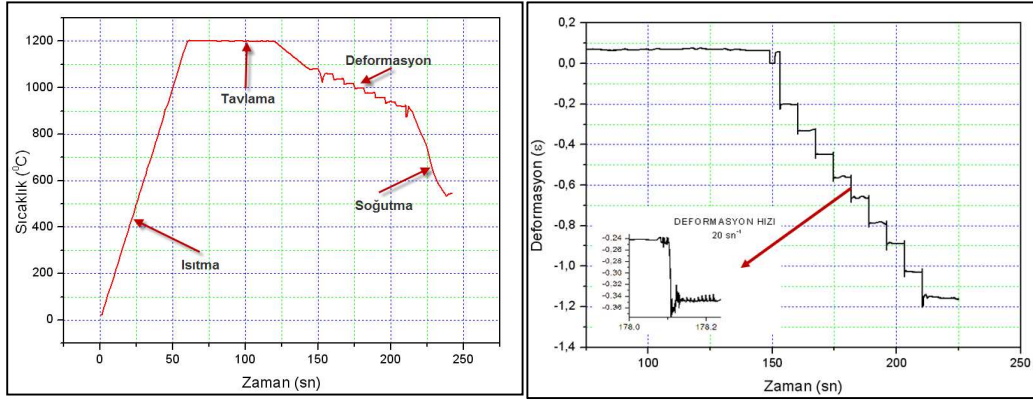
Şekil 4.4: 1 nolu numuneye ait sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri.



Şekil 4.5: 2 nolu numuneye ait sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri.



Şekil 4.6: 3 nolu numuneye ait sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri.

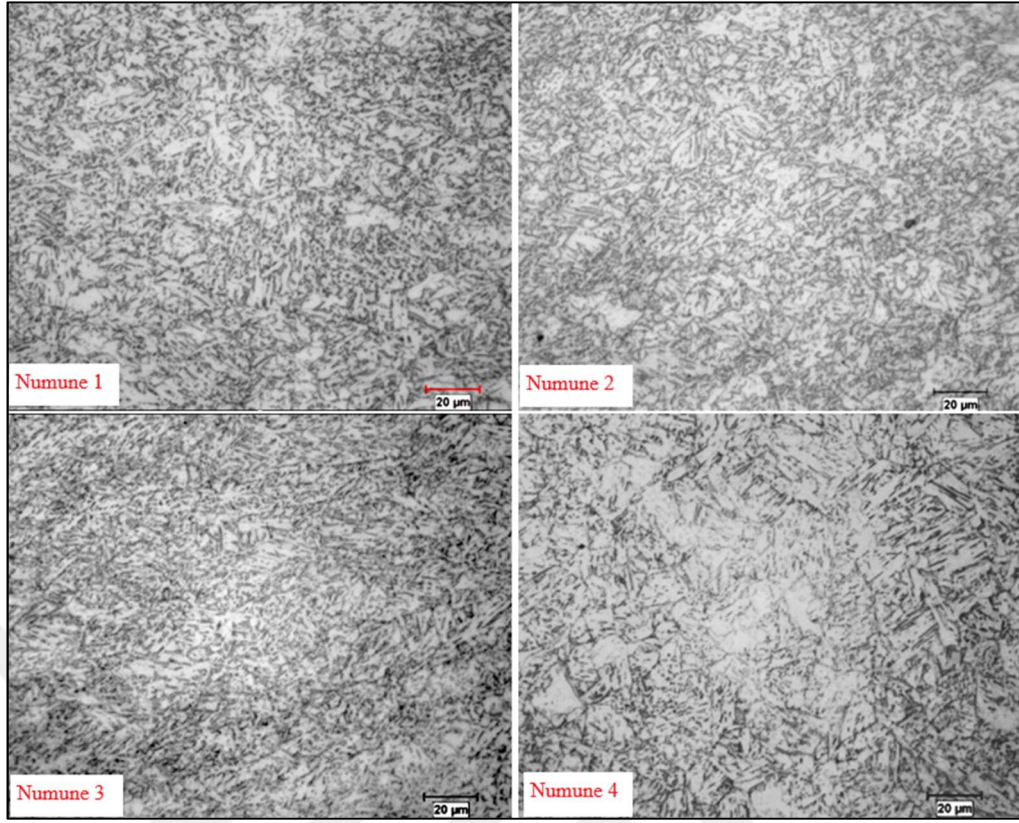


Şekil 4.7: 4 nolu numuneye ait sıcaklık/zaman ve deformasyon/zaman grafikleri.

Optik mikroskop altında yapılan mikroyapı incelemelerinde tüm numunelerin iğnesel ferrit/beynit yapısında olduğu görülmüştür. Bu mikroyapı nihai mamüldeki mukavemet ve tokluk özellikleri açısından arzu edilen ve kitlesel üretim sırasında hedeflenen bir yapıdır (Şekil 4.8). Sertlik ölçümleri 500 gr'lık yük altında Vickers mikrosertlik cihazında yapılmış, sonuçlar Çizelge 4.4'te verilmiştir. Yapılan sertlik ölçümlerinde numuneler arasında belirgin bir sertlik farkı tespit edilememiştir.

Çizelge 4.4: Düzlem deformasyon testi sonrası Vickers mikrosertlik değerleri.

Sertlik	Numune 1	Numune 2	Numune 3	Numune 4
HV _{0,5}	230	232	238	235



Şekil 4.8: Düzlem deformasyon testleri sonrası numunelerin mikroyapıları.

Düzlem deformasyon testi sonrası numune ölçülerinden dolayı çekme testi yapılma imkanı bulunmamaktadır. Bu nedenle kullanılan ampirik bağıntılar araştırılmıştır. Pavlina ve arkadaşları tarafından 150 farklı ötektoid altı, ostenitik olmayan çelik kalitesinde, sertlik ve mukavemet arasındaki ilişkinin tespitine yönelik deneysel çalışmalar yapılmıştır. Çalışmada kullanılan çeliklerin mikroyapısı ferrit, perlit, martenzit, beynit ve karmaşık çok fazlı yapılardan oluşmaktadır. Bu çalışmada hem akma hem de çekme mukavemetleri ile Vickers sertlik değerleri arasında doğrusal bir ilişki olduğu tespit edilmiş ve bu ilişki akma mukavemeti (YS) için Denklem 4.1’de, çekme mukavemeti (TS) için Denklem 4.2 de verilmiştir [107].

$$YS(\text{MPa}) = -90.7 + 2.876 H_v \quad (4.1)$$

$$TS(\text{MPa}) = -99.8 + 3.734 H_v \quad (4.2)$$

Düzlem deformasyon testlerinden sonra ölçülen Vickers sertlik değerleri yukarıdaki denklemlere yerleştirilerek Çizelge 4.5’te verilen akma ve çekme mukavemetlerine ulaşılmıştır.

Çizelge 4.5: Sertlik ve Denklem 4.1 ve 4.2 ampirik bağıntılarından hesaplanan akma ve çekme mukavemetleri.

	Sertlik Hv _{0,5}	Akma Muk. (MPa)	Çekme Muk. (MPa)
Numune 1	230	570	759
Numune 2	232	576	766
Numune 3	238	593	788
Numune 4	235	585	777

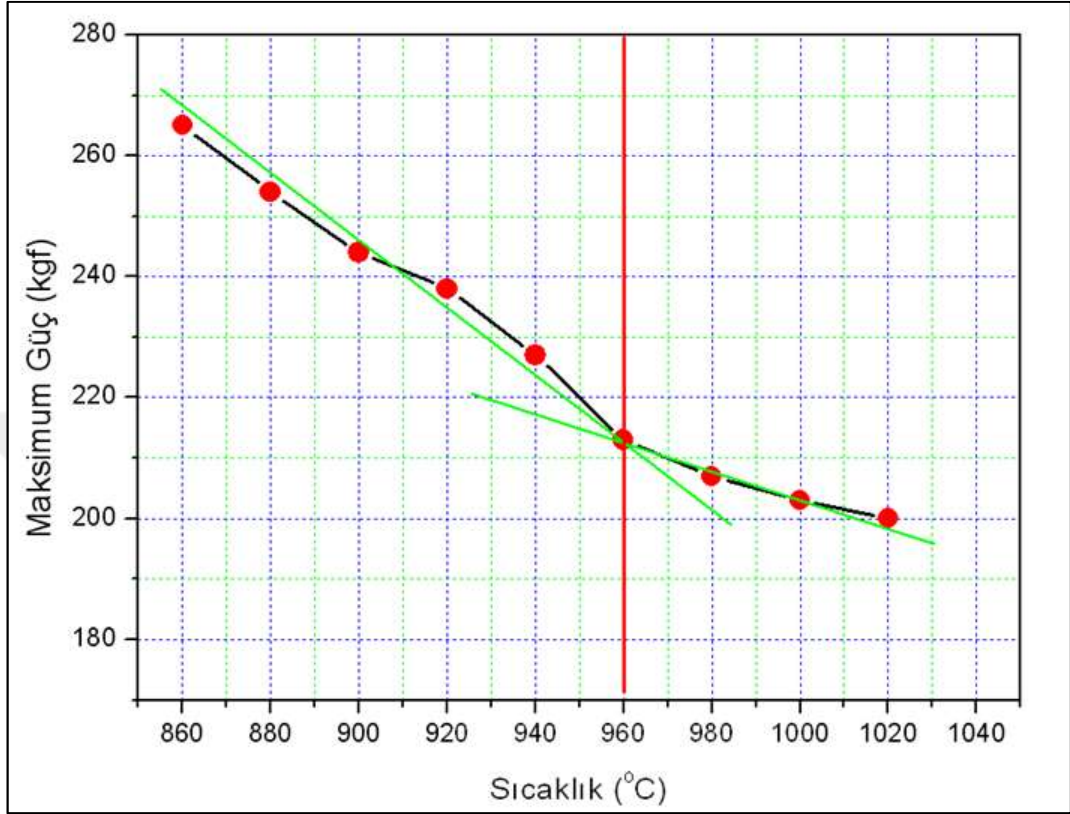
Elde edilen akma mukavemeti değerlerinin, hedeflenen API 5L X70M PSL2 değerlerini (Çizelge 4.6) karşıladığı ancak çekme mukavemetlerinin standartta üst limit olarak verilen 760 MPa değerinin bir miktar üzerinde olduğu görülmüştür.

Çizelge 4.6: API 5L X70M PSL2 kalite mekanik özellikleri.

Kalite	Akma Muk. R _{0.5} (MPa)	Çekme Muk. R _m (MPa)	% Uzama L0:50mm	Oran (R _{0.5} /R _m)	Darbe 0°C (Joule)
X70M PSL2	Min 485 Max 635	Min 570 Max 760	Min 22	0.93	68

Düzlem deformasyon testleri sırasında cihazdan alınan maksimum güç verileri incelenerek sıcaklıkla ilişkisi kurulmaya çalışılmıştır. Farklı sıcaklık değerlerinde eşit deformasyon miktarı ve deformasyon hızlarının uygulandığı ezme adımları sırasında sistemden çekilen maksimum güç değerleri çıkarılmış ve bu değerlerin sıcaklıkla değişimleri karşılaştırılmıştır (Şekil 4.9). Düşen sıcaklık değerleri ile güç değerlerinin yükselmesi beklenen bir durumdur ancak grafik incelendiğinde 960°C’de grafiğin eğiminde bir artış olduğu görülmektedir. Söz konusu bu artışın ostenitin yeniden kristalleşmediği (T_{nr}) sıcaklığa denk gelebileceği değerlendirilmektedir. Endüstride T_{nr} sıcaklığının tespiti için yaygın olarak kullanılan Boratto, Fletcher ve Bai tarafından geliştirilen ampirik formüller kullanılarak yapılan hesaplamalarda, ilgili sıcaklık sırasıyla 1272 °C, 1079°C ve 1066°C olarak tespit edilmektedir. Çıkan sonuçlara bakıldığında özellikle Boratto formülündeki yüksek sıcaklık değerinin kullanılan yüksek Nb miktarından kaynaklandığı değerlendirilmektedir. Söz konusu sıcaklık değerinin altında yapılacak haddeleme işleminde ostenit taneleri toparlanamadığından dolayı uzayacak ve uzamanın etkisiyle artan tane sınırları ve dislokasyon yoğun

bölgeler, oluşacak ferrit tanelerine çok sayıda çekirdeklenme bölgesi teşkil edecektir. Çekirlenme sayısının fazla olması son ürünlerdeki tane boyutunun da küçültülmesine katkı sağlayacaktır.



Şekil 4.9: Düzlem deformasyon testlerine ait maksimum güç-sıcaklık ilişkisi.

4.3 Tersinir Şerit Haddelme İle Deneme Üretimi

Düzlem deformasyon testlerinden elde edilen verilerden yola çıkılarak tersinir şerit hadde tesisinde deneme üretimi gerçekleştirilmiştir. Deneme üretimi sırasında T_{nr} sıcaklığının altında maksimum ezmenin verilebilmesi ve motor güçlerinin izin verdiği ölçüde düşük sıcaklıkta ezme yapılabilmesi için şerit hadde çıkış sıcaklığı 830°C olarak belirlenmiştir. Endüstriyel pratikte termomekanik haddelme için genel olarak 550-600°C arasındaki sıcaklıklar hedef sarılma sıcaklığı olarak seçilmektedir. Bu denemede tane küçültmeye katkı sağlaması için hedef sarılma sıcaklığı 540°C olarak belirlenmiştir. Her ne kadar daha düşük sıcaklıklara inilmesi soğutma hızını artıracak olsa da bobin sarma motor güçleri ve bobinin kullanımını sırasında ortaya çıkabilecek geri yaylanma (spring back) riskini artıracığı için tercih edilmemiştir. Üretim sırasında her ezme adımında alınan gerçek zamanlı sıcaklık ölçümlerinden, son 3 pasonun Gleeble testlerinden elde edilen 960°C'nin (T_{nr} sıcaklığı) altında yapıldığı görülmüş,

ezme adımlarındaki giriş ve çıkış kalınlık bilgilerinden Tnr altındaki toplam ezme oranının %42 olduğu tespit edilmiştir. Endüstriyel uygulamalarda Tnr sıcaklığının tespitine yönelik sıklıkla kullanılan ampirik formüllerden, ilgili sıcaklık değeri Boratto formülü ile 1272°C, Fletcher formülü ile 1079°C ve Bai formülü ile 1066°C olarak bulunmuştur. Söz konusu deneme üretimine ait veriler Çizelge 4.7’de verilmiştir.

Çizelge 4.7: Tersinir şerit hadde deneme üretimi proses parametreleri.

Slab Kalınlığı	200mm
Slab Genişliği	1500mm
Slab Boyu	9000mm
Slab Deşarj Sıcaklığı	1230 °C
Toplam Tav Süresi	200 dk
1200 °C'nin Üzeri Bekletme Süresi	22 dk
Şerit Hadde Çıkış Sıcaklığı	830 °C
Sarıma Sıcaklığı	540 °C
Tnr Altındaki Ezme Oranı	% 42
Hedef Kalınlık	17.0 mm

Deneme üretimi sonrası enine yönde alınan numuneler üzerinde yapılan mekanik testlerde elde edilen değerler Çizelge 4.8’de, darbe ve ağırlık düşürmeli yırtma testi sonrası numune görüntüleri de sırasıyla Şekil 4.10 ve Şekil 4.11’de verilmiştir.

Çizelge 4.8: Tersinir şerit deneme üretimi sonrası enine yönde mekanik test değerleri.

Akma Mukavemeti $R_{t0,5}$ (MPa)	579
Çekme Mukavemeti R_m (MPa)	718
% Uzama ($L_0:50\text{mm}$)	31
%Sünek Yırtılma (DWTT) (Test Sıcaklığı 0°C)	10
Sertlik ($HV_{0,5}$)	238
Ortalamalama Darbe Direnci (Joule) (Test Sıcaklığı -10 °C)	117



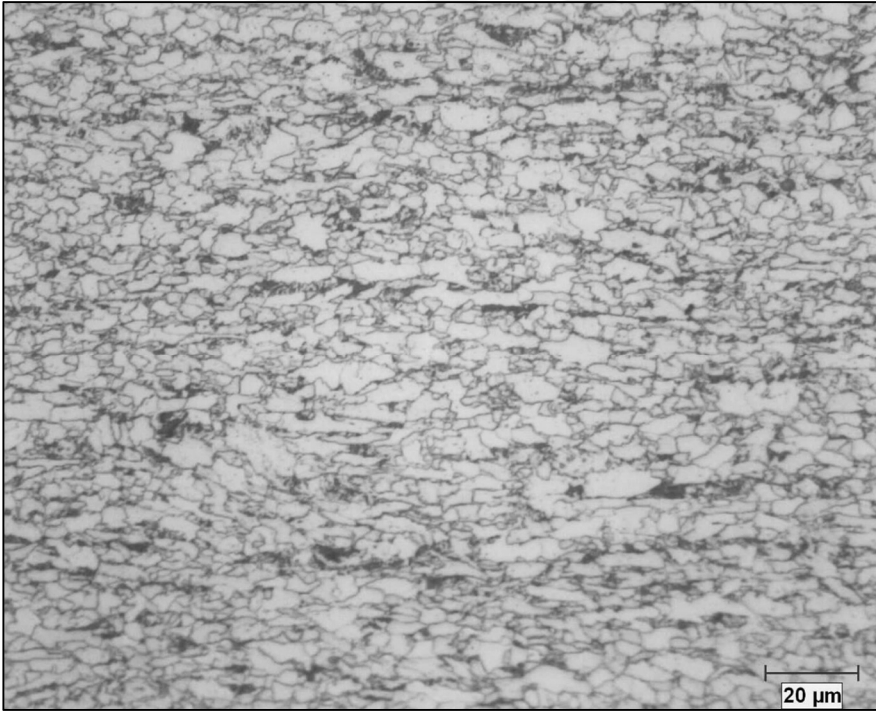
Şekil 4.10: Test sonrası darbe numuneleri.



Şekil 4.11: Ağırlık düşürmeli yırtma testi sonrası numune kırık yüzeyi.

Yapılan mekanik testler sonucunda akma, çekme, uzama ve darbe değerlerinin API 5L standardında verilen mekanik değerleri (Çizelge 4.6) karşıladığı ancak ağırlık düşürmeli yırtma testinin istenen minimum %85 sünek kırılma şartının çok altında kaldığı görülmüştür. Darbe değerlerinde de her ne kadar standart gereklilikler sağlanmış olsa da (proje spektlerinde genel olarak minimum 100 Joule talep edilmektedir), -10°C 'deki ortalama 117 Joule'lük darbe direncinin, boru üretimi sırasındaki kaynak ve HAZ bölgesinden yapılacak darbe testlerini karşılamasının, geçmiş endüstriyel tecrübeler ışığında riskli olacağı değerlendirilmektedir. Yapılan

mikroyapı incelemelerinde hedeflenen ince taneli yapının sağlanamadığı, ortalama tane boyutunun 5,5 mikron olduğu ve yer yer perlit adacıklarının varlığı tespit edilmiştir(Şekil 4.12). Elde edilen yüksek mukavemet değerlerinin hedeflendiği gibi tane küçültme ile değil yüksek alaşım içeriğinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Analizde yer alan %0.09 Nb, %0.29 Mo ve %0.33 Cr değerlerinin hedeflenen mukavemet değerlerine erişilmesi üzerinde ana etken olduğu, tokluğun da aynı zamanda artışını sağlayacak ince taneli yapının elde edilemediği görülmüştür. Ayrıca Tnr altında verilen ezme miktarının hedeflenen tokluk değerlerine ulaşılması için yeterli olmadığı düşünülmektedir. Tersinir şerit haddelerde pasolar arasında şeridin tambur fırınlarında ısıtılmasının ve pasolar arasında geçen zamanın yüksek olmasının ostenitin toparlanmasına neden olduğu ve ferrit tanelerine çekirdeklenme bölgesi oluşturacak yoğun dislokasyon içeriğine ulaşma hedefinin sağlanamadığı değerlendirilmektedir.



Şekil 4.12: Deneme üretimi sonrası elde edilen mikroyapı görüntüsü.

Yapılan bu denemeden elde edilen sonuçlar ışığında yüksek tokluk ve süneklik beklentileri için alaşım içeriğinin düşürülmesi, ostenitin yeniden kristalleşme sıcaklığının altındaki ezme oranlarının artırılması, tav pratiklerinin gözden geçirilmesi (Nb çökeltilerinin tamamen çözeltiye alınabilmesi için) ve pasolar arasında geçen

sürenin düşürülerek ostenitin toparlanmasına imkan verilmemesi gerektiği değerlendirilmiştir.

Bu değerlendirmeler neticesinde tersinir şerit haddeleme pratiğinin yüksek mukavemetle birlikte yüksek tokluk ve süneklik beklentilerinin olduğu söz konusu kalınlıktaki petrol boru çeliklerinin üretimi için uygun olmadığı görülmüştür. İstenen özelliklerin sağlanabilmesi için yüksek deformasyon hızlarına, düşük sıcaklıklarda daha yüksek ezme oranlarına ulaşmak gerektiği ve bunları yaparken de analizin, tokluğu ve süneklik özelliklerini bozmayacak şekilde düşük karbon ve optimum alaşım elementi içeriğine sahip olması gerektiği neticesine varılmıştır.

Bu nedenlerle, söz konusu kalınlıkta, bahsi geçen özelliklere sahip ürünlerin üretiminde tersinir şerit haddeleme yerine tandem haddeleme yapılmasının daha uygun olacağı ve analizin yeniden dizayn edilmesi gerektiğine karar verilmiştir.

4.4 Tandem Haddeleme İle Deneme Üretimleri

Tandem haddeleme ile yapılacak deneme üretimlerinde kimyasal içerik belirlenirken bu konudaki geçmiş endüstriyel tecrübeler, literatür ve farklı firmaların pratikte kullandıkları analizler incelenmiş, hat kabiliyetleri de göz önüne alınarak Çizelge 4.9'da verilen analizin kullanılmasına karar verilmiştir.

Çizelge 4.9 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimlerinde kullanılan slablara ait kimyasal analiz.

Element	C	Mn	P	S	Si	Al	Cr	Mo	Cu	Nb+V+Ti	Ca	N(ppm)
%Ağ.	0,05	1,63	0,014	0,001	0,21	0,044	0,13	0,12	0,16	0,089	0,001	63

Yukarıda verilen analizle yapılan dökümlerden üretilen slablar denklem 3.1'den hesaplanan T_{nr} sıcaklığı referans alınarak ostenitin yeniden kristalleşmediği bu sıcaklığın altında detayları aşağıda verilecek 5 farklı ezme miktarı ile haddelenmiştir. Bu haddeleme işlemi sırasında ezme miktarı etkisinin daha belirgin bir şekilde ortaya çıkarılabilmesi için, tav sıcaklığı, tav süresi, şerit giriş/çıkış sıcaklığı ve sarılma sıcaklığı gibi parametreler sabit tutulmaya çalışılmıştır. Deneme üretimlerinde fırın çıkış sıcaklıkları 1220°C, bu sıcaklıkta bekletme süreleri 60 dk, şerit hadde giriş sıcaklıkları 1000°C'nin altı, şerit hadde çıkış sıcaklıkları 800°C ve sarılma sıcaklıkları 580°C olarak hedeflenmiştir.

Kullanılan kimyasal analizin denklem 3.1’de verilen Boratto formülüne uygulanmasından elde edilen Tnr sıcaklığı 1134°C olarak bulunmuş ve haddeleme parametreleri bu sıcaklık göz önüne alınarak belirlenmiştir. Diğer ampirik formüller Fletcher ve Bai ile ilgili sıcaklık değeri sırasıyla 1057°C ve 1020°C olarak tespit edilmiştir. Yapılan deneme üretimlerine ait proses parametreleri Çizelge 4.10’da verilmiştir.

Çizelge 4.10 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimlerine ait proses parametreleri.

Bobin	Slab Deşarj Sıcaklığı (°C)	1220 °C’nin üzerinde bekleme süresi (dk)	Tnr Altında verilen % Ezme Oranı	Ortalama Şerit Giriş Sıcaklığı (°C)	Ortalama Şerit Çıkış Sıcaklığı (°C)	Ortalama Sarılma Sıcaklığı (°C)	Bobin Kalınlığı (mm)
A	1220	57	60,70	987	805	582	22
B	1220	58	60,73	991	796	578	22
C	1220	60	64,2	989	799	575	20
D	1220	59	64,2	979	802	583	20
E	1220	57	67,34	982	800	580	19,45
F	1220	61	67,64	978	805	578	19,45
G	1220	60	70,23	990	801	569	18,00
H	1220	59	70,35	991	804	575	18,00
I	1220	60	72,7	984	799	581	16,87
J	1220	59	72,84	985	803	584	16,87

Yapılan deneme üretimleri sonrası bobinlerin en dış sargısından numuneler alınmış ve genişliğin ¼’üne denk gelen kısımlarından çekme, darbe, ağırlık düşürmeli yırtma, katlama ve sertlik testlerine tabi tutulmuştur. Çekme testleri haddeleme yönüne göre enine, boyuna ve 45°’lik açılarda, darbe, katlama ve ağırlık düşürmeli yırtma test numuneleri enine yönde standart ebatlarda hazırlanmıştır.

4.4.1 Çekme testleri

Çekme test numuneleri ASTM A 370 standardına göre, ölçü boyları 50mm, daraltılmış bölge genişlikleri 38mm olacak şekilde hazırlanmış, 600KN kapasiteli Zwick ve 1000KN kapasiteli Dartec marka test cihazlarında ve standartta verilen koşullarda testler gerçekleştirilmiştir. Her üç yönde yapılan çekme test sonuçları bobin bazında Çizelge 4.11’de verilmiştir.

Çizelge 4.11 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimleri sonrası çekme testi sonuçları.

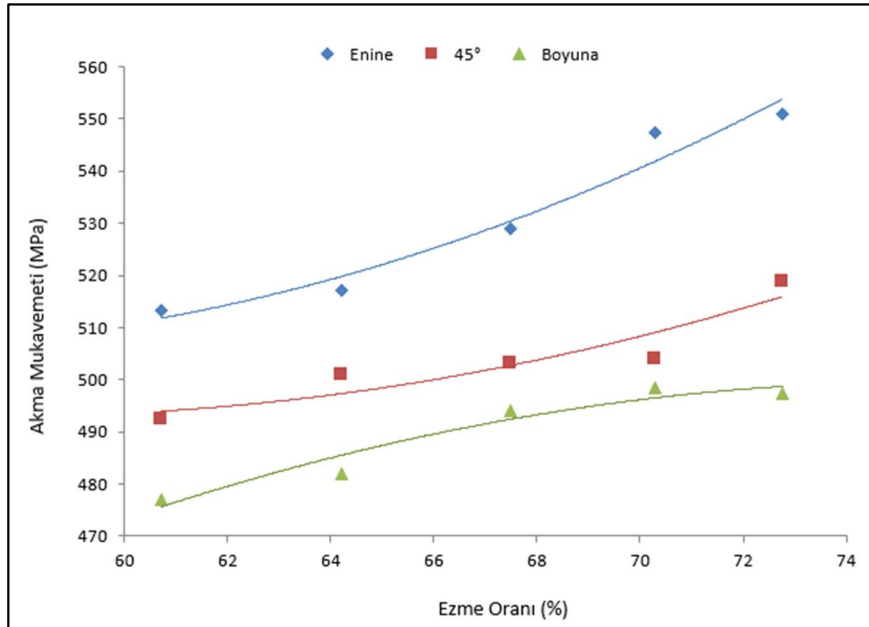
Bobin	% Ezme Oranı	Akma Mukavemeti (MPa)			Çekme Mukavemeti (MPa)			% Uzama (L0=50mm)		
		Enine	45°	Boyuna	Enine	45°	Boyuna	Enine	45°	Boyuna
A	60,70	513	487	480	649	631	619	39	40	41
B	60,73	514	498	473	648	633	621	39	40	41
C	64,2	521	499	481	658	629	621	39	38	40
D	64,2	512	503	483	645	633	619	38	39	38
E	67,34	527	502	492	657	641	622	38	38	40
F	67,64	532	504	497	651	629	623	38	39	38
G	70,23	554	504	486	662	640	625	38	38	39
H	70,35	542	505	511	651	639	621	39	39	39
I	72,7	554	521	495	655	642	624	38	39	38
J	72,84	548	517	500	657	638	625	37	38	39

Çekme testi sonrası numune görüntüleri Şekil 4.13’te, elde edilen sonuçların grafik üzerinde gösterimleri Şekil 4.14-Şekil 4.16’da verilmiştir. Grafiks gösterimlerde birbirine yakın olan ezme oranlarının ortalaması alınmış, bu değerlerdeki test sonuçlarının da ortalaması alınarak grafiklerin anlaşılabilirliğini artırmak için veri sayısı 5’e düşürülmüştür. Çekme deneyi sonuçları incelendiğinde akma ve çekme

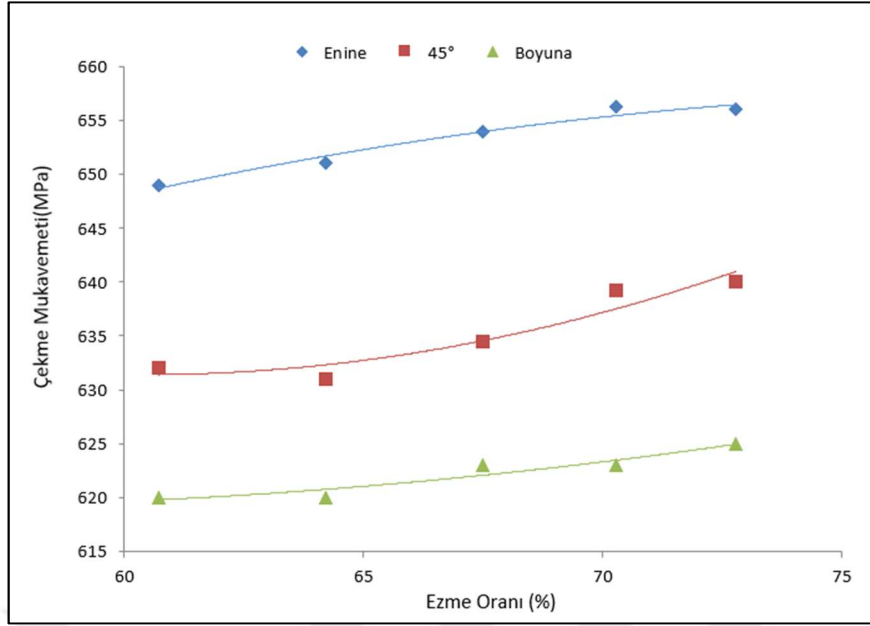
mukavemetlerinin artan ezme miktarı ile arttığı, çekme mukavemetlerinin akma mukavemetlerine kıyasla ezme miktarından daha az etkilendiği, % uzama oranlarının da artan akma mukavemeti ile bir miktar düştüğü tespit edilmiştir. Yöne bağlı mukavemet değerlerine bakıldığında en yüksek akma mukavemetlerinin haddelemeye göre enine yönde alınan numunelerde, en düşük akma mukavemetlerinin de haddeleme doğrultusunda alınan numunelerde elde edildiği dikkat çekmektedir. Termomekanik haddelenmiş ürünlerde düşük sıcaklıkta yapılan ezme işlemlerinin malzemenin anizotropik özellikleri üzerindeki bu etkisi bilinen bir olgudur.



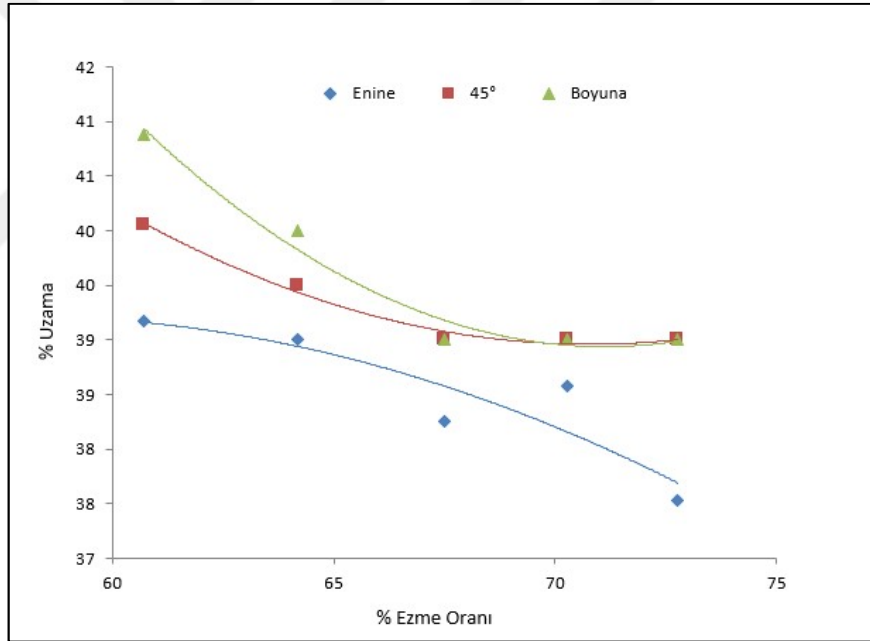
Şekil 4.13: Çekme testi sonrası numune görüntüleri.



Şekil 4.14: Akma mukavemetinin % ezme oranı ile değişimi.



Şekil 4.15: Çekme mukavemetinin % ezme oranı ile değişimi.



Şekil 4.16: % Uzama değerinin % ezme oranı ile değişimi.

4.4.2 Darbe testleri

Darbe test numuneleri haddelemeye göre enine yönde, ASTM A370 standardında verilen ebatlarda (10x10x55mm) ve V tipi çentik açılarak hazırlanmış, 450 Joule kapasiteli Zwick marka test cihazında her bir bobin için 0°C'den -80°C'ye kadar 5 farklı sıcaklıkta teste tabi tutulmuştur. Çentikler, broş tipi otomatik çentik açma makinası kullanılarak hazırlanmış ve tüm numuneler çentik uygunluğu için masterla kontrol edildikten sonra testler gerçekleştirilmiştir (Şekil 4.17).



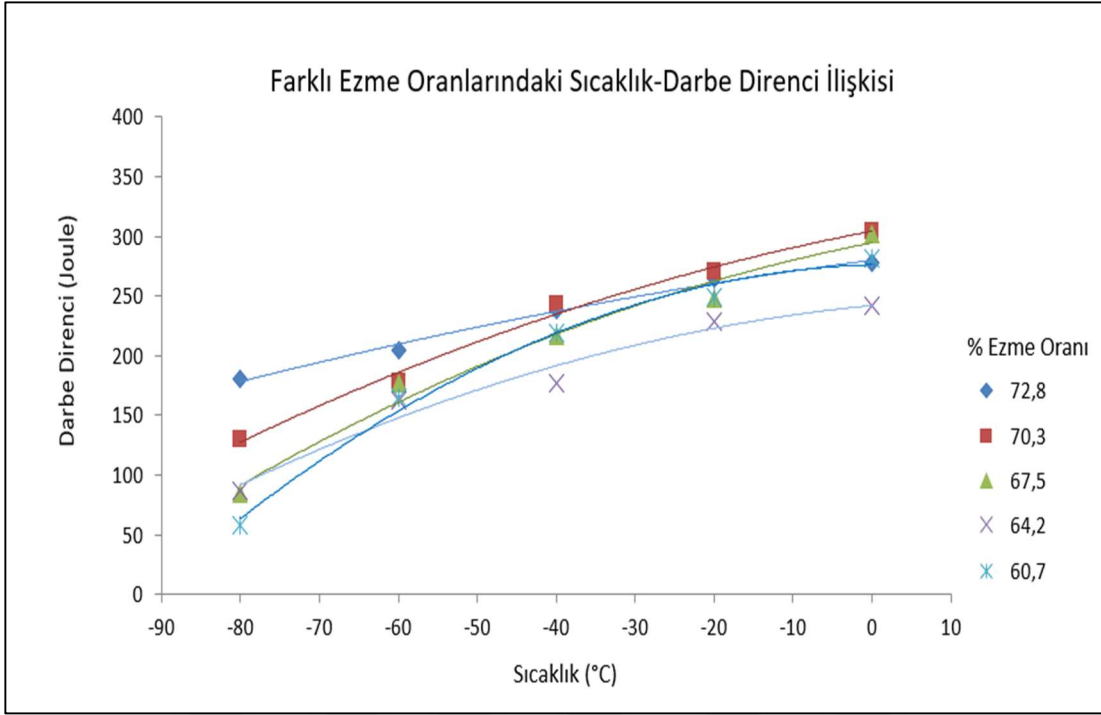
Şekil 4.17: Darbe numunelerine açılan çentiklerin standart masterla uygunluk kontrolü.

Düşük sıcaklıklarda yapılan testlerle, değişen ezme miktarlarının sünek-gevrek geçiş sıcaklığı üzerine etkileri incelenmiştir. Test değerleri Çizelge 4.12’de, testlere ait grafikler Şekil 4.18-Şekil 4.20’de verilmiştir. Her bir sıcaklıkta bir set yani 3 adet numune teste tabi tutulmuştur. Yine grafiklerin daha anlaşılır olması için, birbirine yakın ezme miktarlarının ve bu ezme miktarlarındaki test sonuçlarının ortalamaları alınmış ve ezme sayısı 5’e düşürülerek grafikler çizilmiştir. Test sonuçları incelendiğinde 0°C’de yapılan testlerde farklı ezme oranları için ortalama 278-305 Joule arasında değerler ölçülmüş olup ezme oranının bu sıcaklıktaki darbe direnci üzerinde belirgin bir etkisi olmadığı tespit edilmiştir. Sıcaklık düştükçe ezme miktarının darbe direnci üzerindeki etkisi daha belirginleşmekte ve -80°C’de yapılan testlerde bu etki kendini çok daha net bir şekilde ortaya koymaktadır. Bu sıcaklıkta yapılan testlerde en düşük ezme oranı olan %61 lik ezmede ortalama 58 Joule’lük bir darbe direnci değeri elde edilirken, en yüksek ezme oranı olan %72,8’lik ezmede bu değer ortalama 181 Joule değerlerine çıkmaktadır. Bu sonuç, artan ezme miktarının malzemenin düşük sıcaklıktaki darbe direncine etkisinin yüksek sıcaklıklardakine göre çok daha belirgin olduğunu göstermektedir.

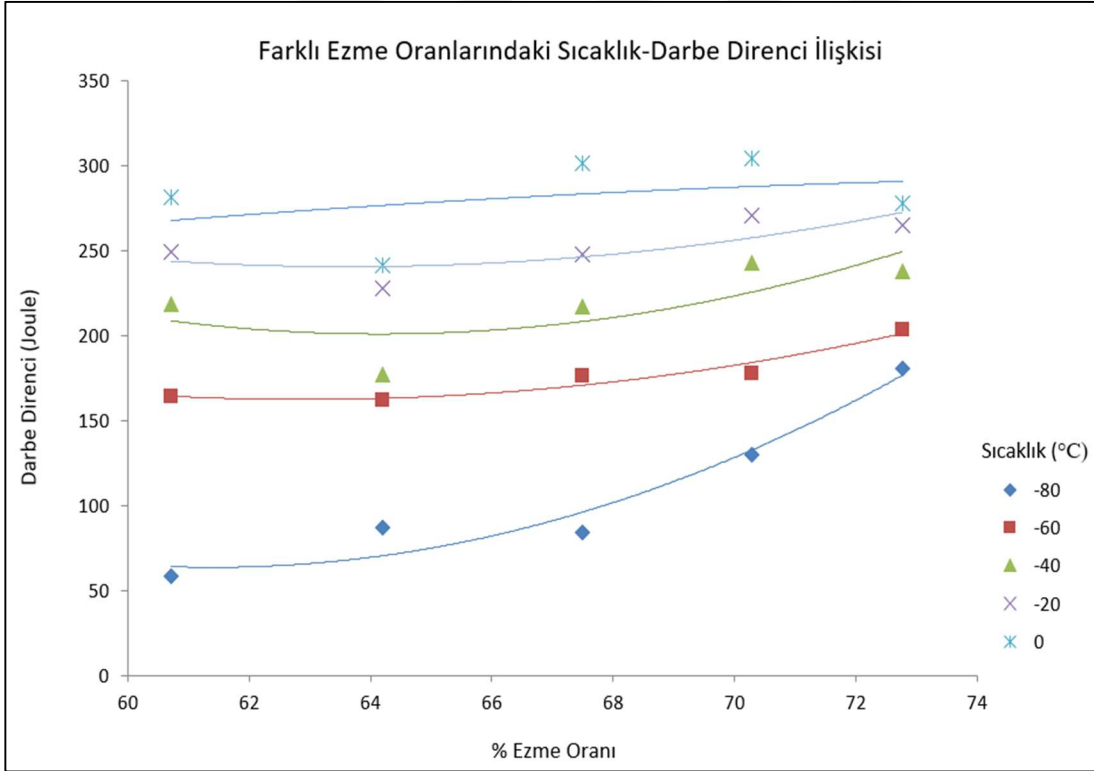
Çizelge 4.12 : Tandem şerit haddeleme deneme üretimleri sonrası darbe testi sonuçları.

Sıcaklık. °C	Ezme Oranı (%)									
	72,84	72,7	70,35	70,23	67,64	67,34	64,2	64,2	60,73	60,7
Darbe Enerjisi (Joule)										
-80	192	181	67	215	87	112	207	84	92	66
-80	178	203	46	259	66	100	21	21	66	47
-80	144	187	29	165	63	76	92	99	44	33
-80, Ort.	181		130		84		87		58	
-60	223	201	99	282	115	242	180	178	119	199
-60	241	156	124	161	142	158	137	183	168	154
-60	204	198	142	260	178	224	119	176	179	167
-60, Ort.	204		178		176		162		164	
-40	268	250	201	284	212	203	118	177	206	199
-40	252	237	209	273	229	211	264	122	225	204
-40	218	205	245	248	255	192	151	230	256	222
-40, Ort.	238		243		217		177		219	
-20	266	244	254	247	277	233	198	229	267	256
-20	293	239	262	302	250	252	285	253	261	245
-20	296	252	289	272	209	269	197	207	249	219
-20, Ort.	265		271		248		228		250	
0	299	266	302	319	254	358	188	263	290	255
0	287	262	300	361	260	399	267	256	289	269
0	259	294	261	285	245	295	215	263	306	280
0, Ort.	278		305		302		242		282	

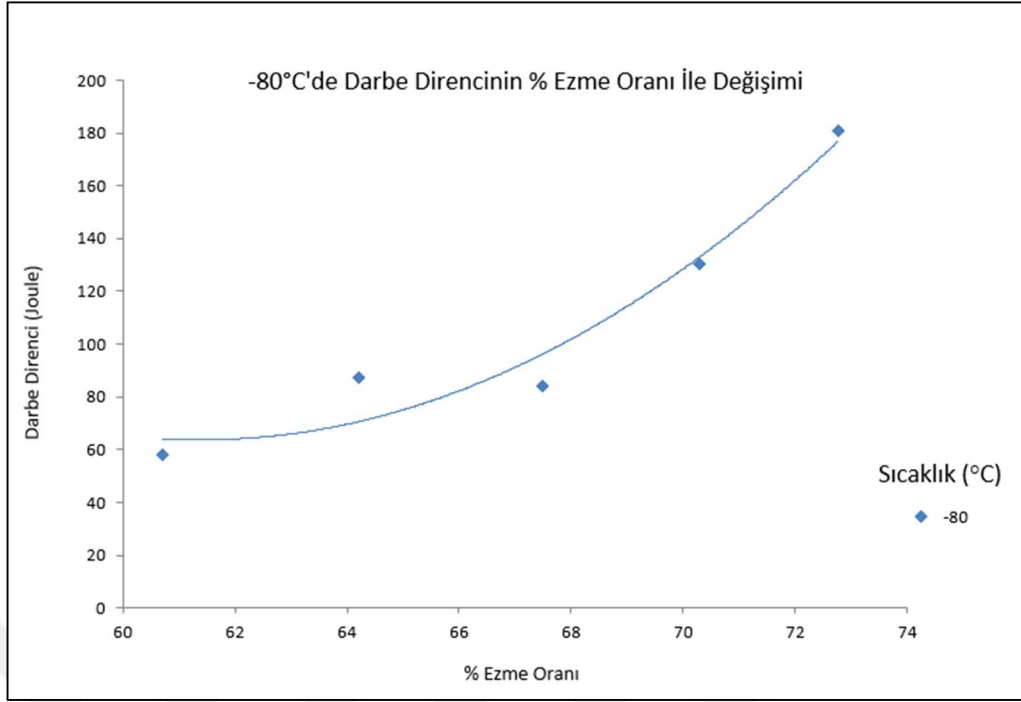
En yüksek ve en düşük ezmenin verildiği numunelerin -80°C’de kırılan parçalarının kırık yüzeyleri taramalı elektron mikroskopunda (SEM) incelenmiş ve sünek/gevrek alanlar fotoğraflanmıştır (Şekil 4.21, Şekil 4.22).



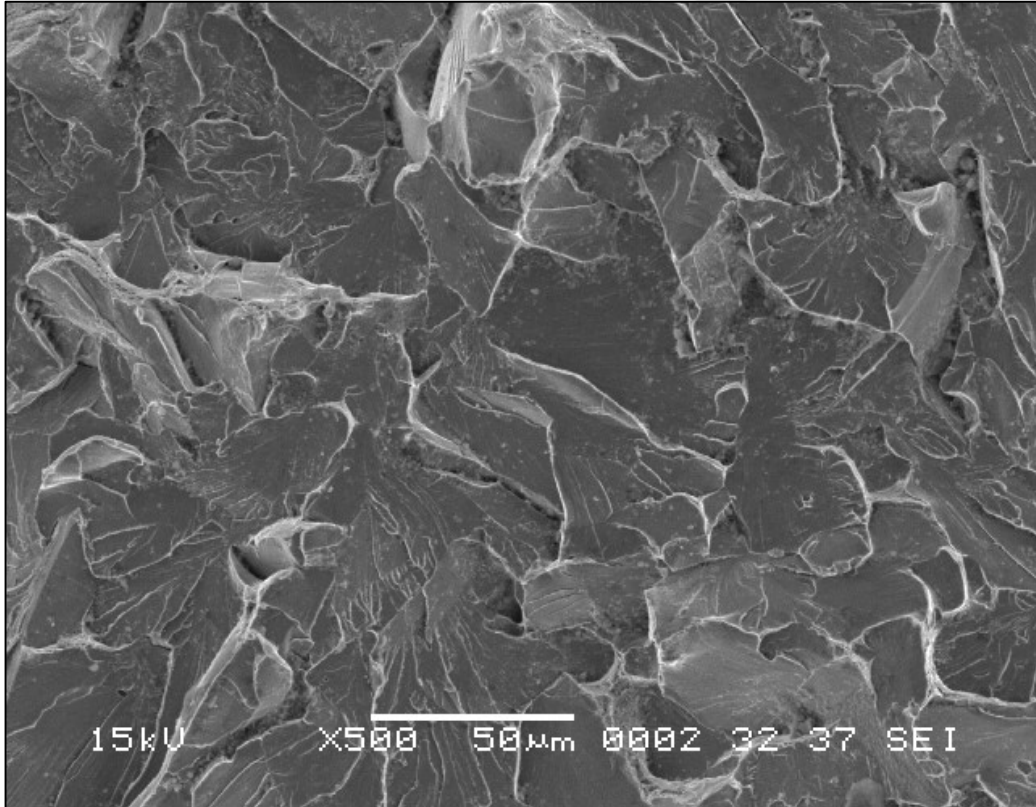
Şekil 4.18: Darbe direncinin sıcaklık ile değişimi.



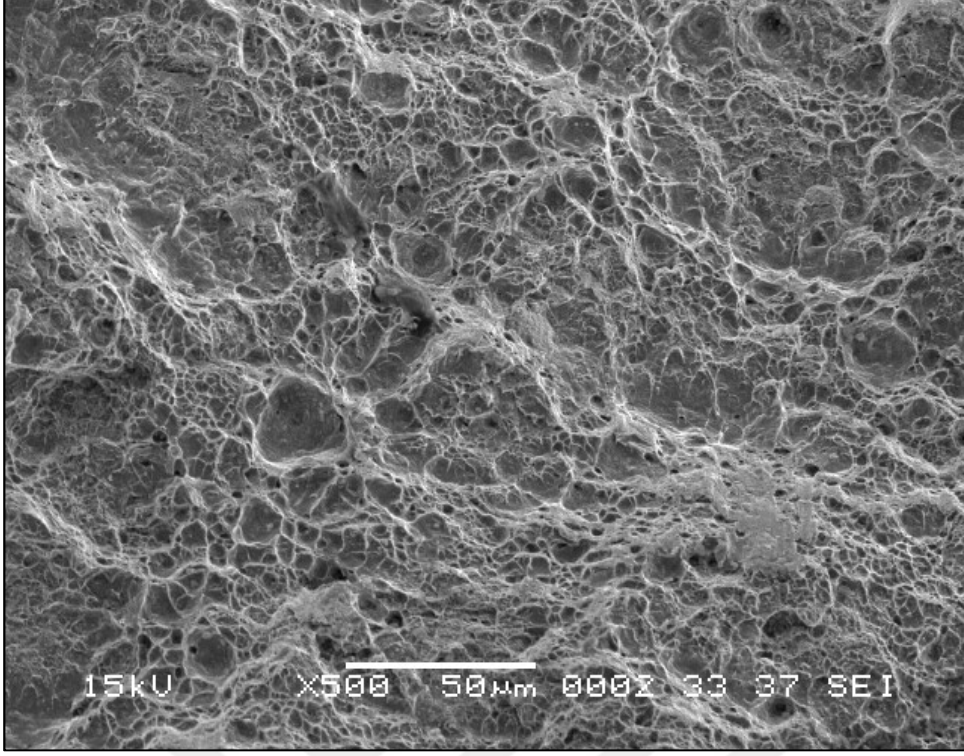
Şekil 4.19: Darbe direncinin % ezme oranı ile değişimi.



Şekil 4.20: -80°C'de darbe direncinin % ezme oranı ile değişimi.













Şekil 4.21: -80°C'de kırılan % 60,7'lik ezme oranına sahip darbe test numunesinin kırık yüzey SEM görüntüsü.



Şekil 4.22: -80°C’de kırılan % 72,8’lik ezme oranına sahip darbe test numunesinin kırık yüzey SEM görüntüsü.

Kırık yüzey üzerinde yapılan taramalı elektron mikroskobu incelemelerinde % 60,7 ile en düşük ezmenin verildiği numunenin -80°C’deki kırık yüzeyinde yoğun olarak gevrek kırılma, % 72,8’lik en yüksek ezme oranına sahip numunenin aynı sıcaklıktaki kırık yüzeyinde ise beklendiği gibi ağırlıklı olarak sünek kırılma karakteristiği görülmektedir. Bu kırılma karakteristiklerinin test sonuçlarıyla da uyumlu olduğu değerlendirilmektedir. En düşük ezmeli malzemede ortalama 58 Joule olarak bulunan darbe direnci gevrek kırılmanın, en yüksek ezme verilen malzemede 181 Joule olarak bulunan darbe direnci de sünek kırılmanın baskın olduğunu göstermektedir. Darbe test numunelerinin -80 °C’de yapılan testler sonrası kırılma görüntüleri Şekil 4.23’te verilmiştir.

% Ezme Oranı	Test Sonrası Darbe Numuneleri (-80°C)	
72.8		
70.3		
67.5		
64.2		
60.7		

Şekil 4.23: -80°C’de yapılan darbe testlerine ait numune görüntüleri.

4.4.3 Ağırlık düşürmeli yırtma testleri (DWTT)

Ağırlık düşürmeli yırtma testleri API RP 5L3-2014 ve ASTM E436-91 standartlarına uygun olacak şekilde hazırlanan (Şekil 2.12) 305 x 76,2 x kalınlık(mm) ebatlarında,

pres tipi çentiklerin açıldığı numuneler üzerinde 0°C’de 50 kJ kapasiteli test cihazında gerçekleştirilmiş, test sonrası kırık yüzey üzerinde Denklem 2.1’de verilen formül yardımıyla sünek/gevrek alanlar hesaplanmıştır. Her bobinden enine yönde 3 adet test yapılmıştır. API kalitelerinde karşılanması en zor testlerden biri olan bu test, malzemenin ani yüklemeler altında çatlak ilerlemesine karşı göstereceği direncin ölçülmesini sağlamaktadır. Genelde boru hattı proje şartnamelerinde minimum sünek alan şartı 3 testin ortalaması %85, tekil testlerde de minimum %75 sünek alan olacak şekilde istenmektedir. Testin yapılacağı sıcaklık her boru hattı projesi için farklılık gösterebilmekte, soğuk iklim geçişlerinin olacağı bölgelerde test sıcaklığı -20°C, bazı projelerde ise -30°C’lere kadar düşürülebilmektedir. Test sonrası kırık yüzey incelemelerinde eğer ters kırılma var ise veya numune tam olarak kırılmadı ise testin tekrarlanması gerekmektedir. Kırık yüzey incelendiğinde çentiğin hemen altındaki bölgede gevrek başlayıp sünek şeklinde devam eden kırılmalar uygun, çentiğin altında sünek başlayıp daha sonra gevrek karaktere geçen kırılmalar ise ters kırılma (inverse fracture) olarak nitelendirilmektedir. Test sonrası deney parçasının ikiye ayrılmadığı ve kırık yüzey üzerinde sünek alan ölçümlerinin yapılamayacağı durumlarda da deneyin tekrarlanması gerekmektedir. Bu durumda cihaz çekicine bağlı bulunan ağırlıkların veya çekiç yüksekliğinin artırılarak tekrarlanan deneyde test numunesinin kırılması sağlanmalıdır. İlgili standart mevcut cihaz kapasitesinin yeterli olmadığı durumlarda deney numunesinin kalınlığının düşürülmesine izin vermektedir. Bu düşürme işlemi her iki yüzeyden taşlanarak yapılabildiği gibi tek yüzeyden taşlanarak da yapılabilir. Düşürülebilecek minimum et kalınlığı ise 19mm olarak belirtilmiştir. Kalınlığın düşürülmesi gerektiği durumlarda test sıcaklığının da standartta verildiği şekilde bir miktar düşürülmesi gerekmektedir. Örneğin 22mm lik et kalınlığına sahip bir numune 19mm ye düşürülerek teste tabi tutulacaksa, projede anlaşılan test sıcaklığının 6°C aşağıya çekilmesi gerekmektedir. Daha yüksek kalınlıklardan 19mm ye işlenen parçalarda ki bunlar genelde levhadan üretim yapılan boyuna toz altı kaynaklı boru üretimleridir, standart, anlaşılan test sıcaklığının 17°C’ye kadar düşürülmesini şart koşmaktadır. Test sırasında numunelerin soğutma banyosunda kalacağı süreler de standart tarafından tanımlanmış, 12,7mm ye kadar et kalınlıklarında minimum 15 dakika, 12,7 mm ile 25,4 mm arasındaki et kalınlıklarında ise minimum 20 dakika banyo süresi şart koşulmaktadır. Bu sürelerin altında yapılan banyo bekletmelerinde tüm numune kesidi aynı sıcaklığa düşmeyeceği için test

sonucunun gerçeği yansıtmayacağı değerlendirilmektedir. Yapılan tüm testler standardın belirttiği bu test koşulları göz önüne alınarak gerçekleştirilmiştir.

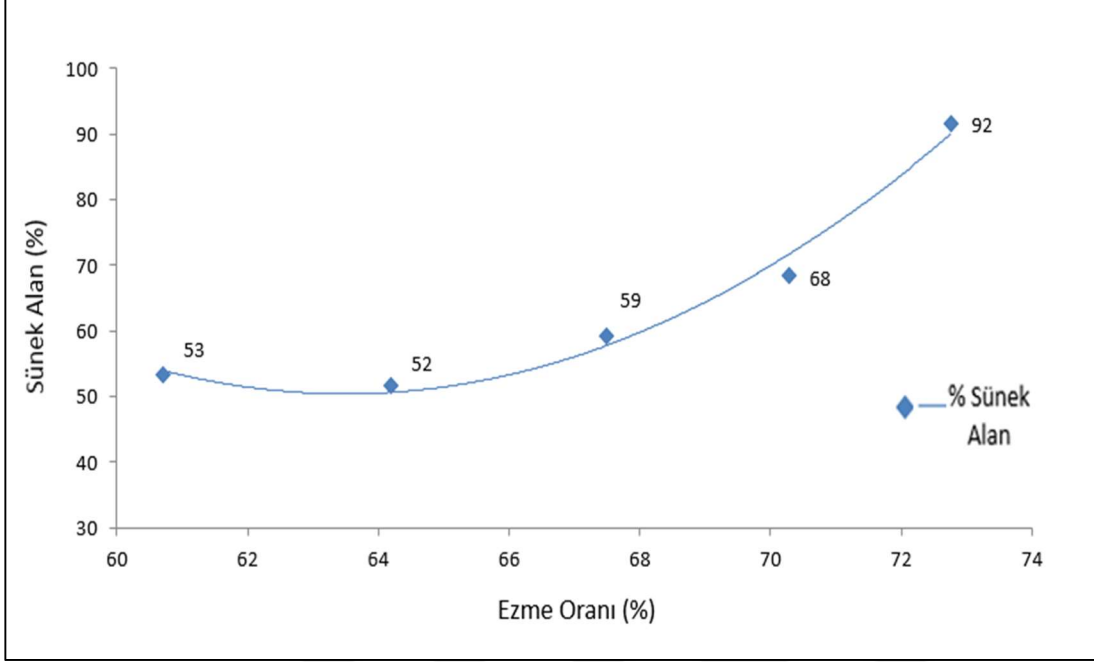
Tnr sıcaklığı altında farklı ezme oranları ile haddelenen bobinlerin değişen ezme miktarları ile sünek alan değişimleri Çizelge 4.13'te, sonuçların grafik üzerinde gösterimleri ise Şekil 4.24'te verilmiştir. Yine grafiksel gösterimde karmaşıklığı azaltmak için birbirine yakın ezme oranlarının ortalaması ve bu ezme oranlarında çıkan test sonuçlarının da ortalaması alınarak veri sayısı 5'e düşürülmüş ve çizimler bu verilerle yapılmıştır. Testler sonrası kırık yüzeylerden alınan fotoğraflar Şekil 4.25'te verilmiştir. Her bobinden 3'er adet test yapılmış, grafiklerde bu değerlerin ortalamaları kullanılmıştır.

Çizelge 4.13: Tandem şerit haddeleme deneme üretimleri sonrası ağırlık düşürmeli yırtma testi sonuçları.


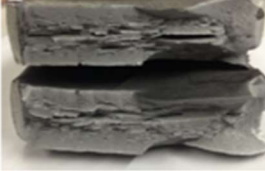

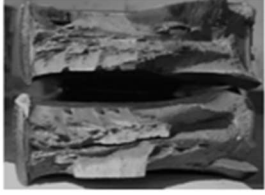
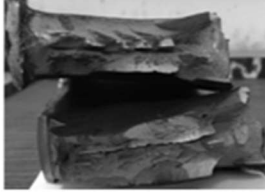
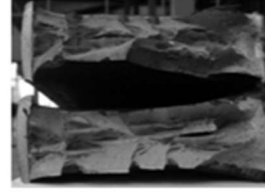
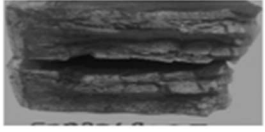
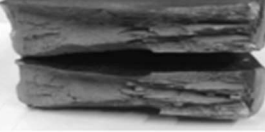

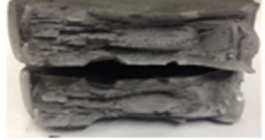





Bobin	% Ezme Oranı	% Sünek Kırılma Alanı			Ortalama
		Numune 1	Numune 2	Numune 3	
A	60,70	65	60	40	53
B	60,73	60	50	45	
C	64,2	85	50	60	52
D	64,2	30	45	40	
E	67,34	65	55	60	59
F	67,64	55	60	60	
G	70,23	70	50	40	68
H	70,35	85	80	85	
I	72,7	90	95	90	92
J	72,84	95	90	90	

Test değerleri incelendiğinde artan ezme oranlarında ortalama sünek kırılma alanlarının arttığı görülmektedir. Genelde talep edilen minimum % 85 sünek alan şartı

16.87mm kalınlığa haddelenen ve % ezme oranları 72,7 ve 72,84 olarak ölçülen bobinlerin tüm testlerinde karşılanmıştır. Bu sonuç, hedeflendiği gibi malzemenin mukavemet artışı ile birlikte tokluk özelliklerinin de arttığını bir göstergesidir.



Şekil 4.24: Ağırlık düşürmeli yırtma testinde 0°C’de % Sünek alanın % ezme oranı ile değişimi.

% Ezme Oranı	Numune 1	Numune 2	Numune 3
72.8			
70.3			
67.5			
64.2			
60.7			

Şekil 4.25: Ağırlık düşürmeli yırtma testi sonrası kırık yüzey görünümleri.

4.4.4 Katlama testleri

Bobinden yapılan katlama testlerinde genelde et kalınlığının 2 katı mandrel çapı kullanılması ve testin oda sıcaklığında yapılması istenmektedir. Katlama açısının 180° olması ve dış yüzeyde herhangi bir çatlak oluşumunun gözlenmemesi testin kabul şartıdır. Yapılan tüm katlama testlerinde dış yüzeyde herhangi bir çatlak oluşumu gözlenmemiştir. Katlama testinin yapılışı ve test sonrası numunenin görüntüsüne bir örnek Şekil 4.26'da verilmiştir. Çeliğin kimyasal analizinin düşük karbonlu oluşu ve

hemen hemen tüm numunelerin görece küçük taneli olması katlama testlerinde herhangi bir uygunsuzluk tespit edilmemesinin ana nedenidir.



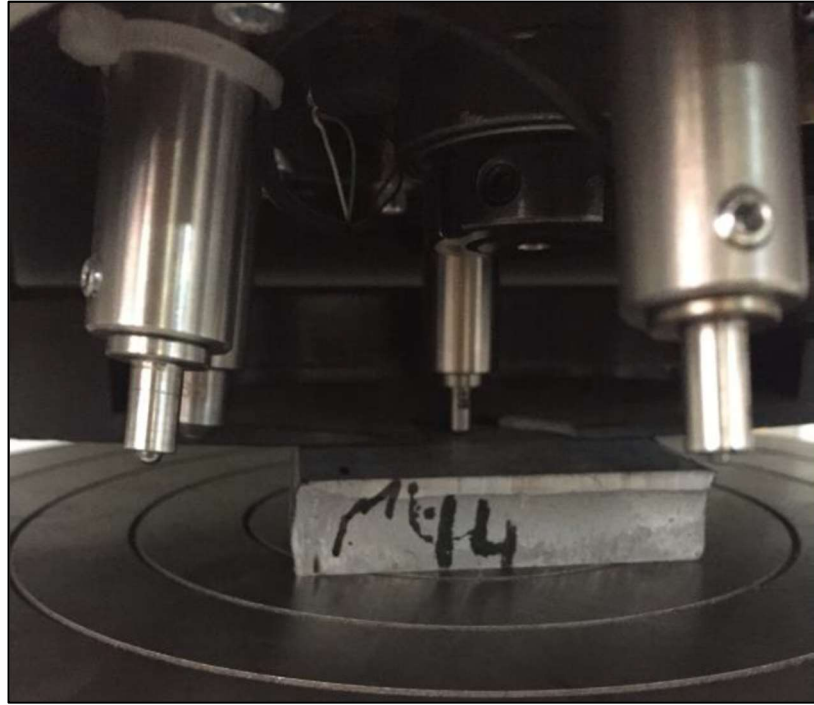
Şekil 4.26: Katlama testi ve test sonrası numune görüntüsü.

4.4.5 Sertlik testleri

Tüm test numunelerinden sertlik ölçümleri Zwick marka Vickers mikrosertlik cihazında, 10 kg'lık yük altında, yüzeyden 3 ölçüm alınarak yapılmıştır. Sertlik testleri öncesi numuneler yüzeyden 1mm taşlanmıştır. Yapılan sertlik ölçümlerinde ezme miktarındaki değişikliğin malzeme sertliği üzerinde belirgin bir etkisinin olmadığı görülmüştür. API X70M PSL2 kalite proje şartnamelerinde genelde maksimum 250 HV₁₀ değerine izin verilmektedir. Yapılan sertlik ölçümleri Çizelge 4.14'te, sertlik ölçümü sırasında alınan fotoğraf Şekil 4.27'de verilmiştir. Sertlik değerlerinin projelerde kısıtlanmasının nedeni boru üretimi sırasında kaynak bölgesi ve civarında yüksek sertlik istenmemesinden ve mukavemet özelliklerinin mümkün olduğunca yalın bir kimyasal analizle elde edilmesinin istenmesinden kaynaklanmaktadır. Yüksek alaşım elemanı kullanımı malzemenin hem tokluk değerlerini düşürmekte hem de sertlik değerlerini artırmaktadır.

Çizelge 4.14: Tandem şerit haddeleme deneme üretimleri sonrası sertlik testi sonuçları (HV₁₀).

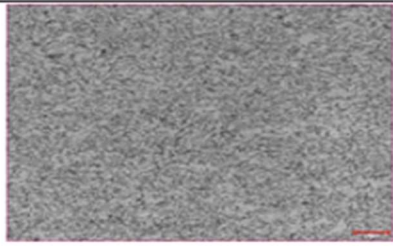
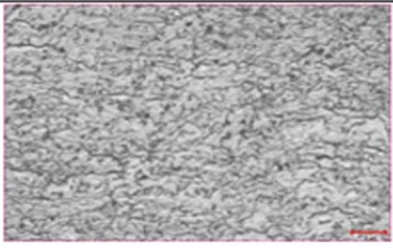
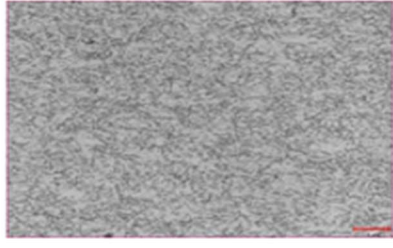
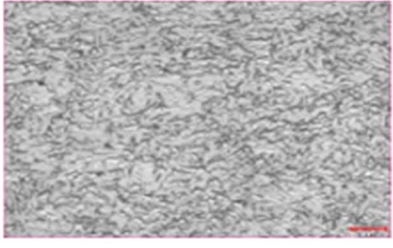
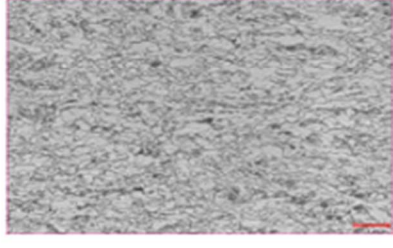
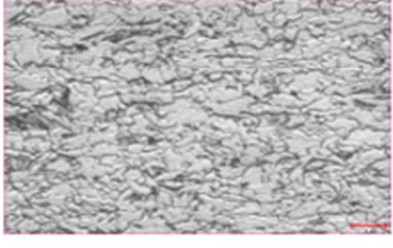

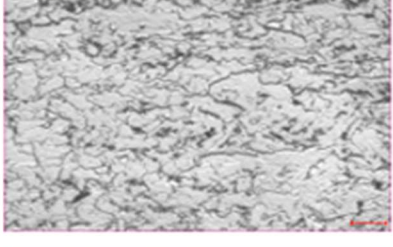
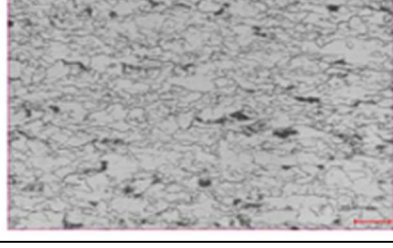
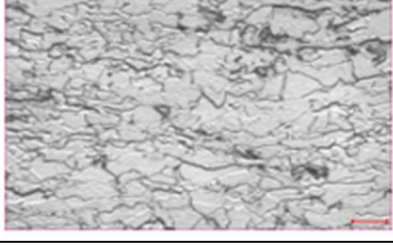
Bobin	% Ezme Oranı	Ortalama Sertlik
A	60,70	206
B	60,73	204
C	64,2	209
D	64,2	206
E	67,34	207
F	67,64	205
G	70,23	209
H	70,35	207
I	72,7	211
J	72,84	214



Şekil 4.27: Yüzeyden 10 kg'lık yük ile alınan Vickers sertlik ölçümü.

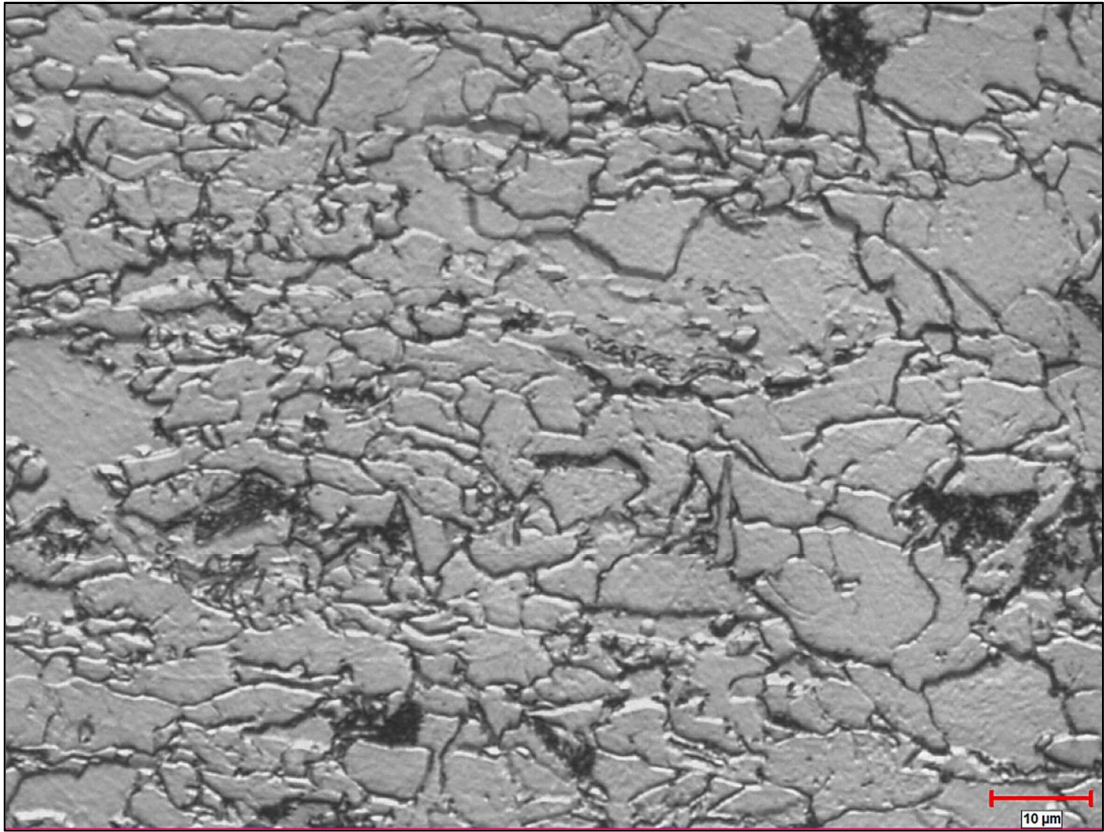
4.4.6 Mikroyapı incelemeleri

Tüm deneme üretimi bobinlerden haddeme yönüne dik olarak ve bobin genişliğinin ¼'üne denk gelecek şekilde mikroyapı numuneleri çıkarılmış, standart metalografik numune hazırlanma yöntemleri ile parlatıldıktan sonra %2'lik nital çözeltisi ile dağlanmıştır. Nikon MA200 marka optik mikroskop altında yapılan incelemelerde elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 4.28'de verilmiştir.

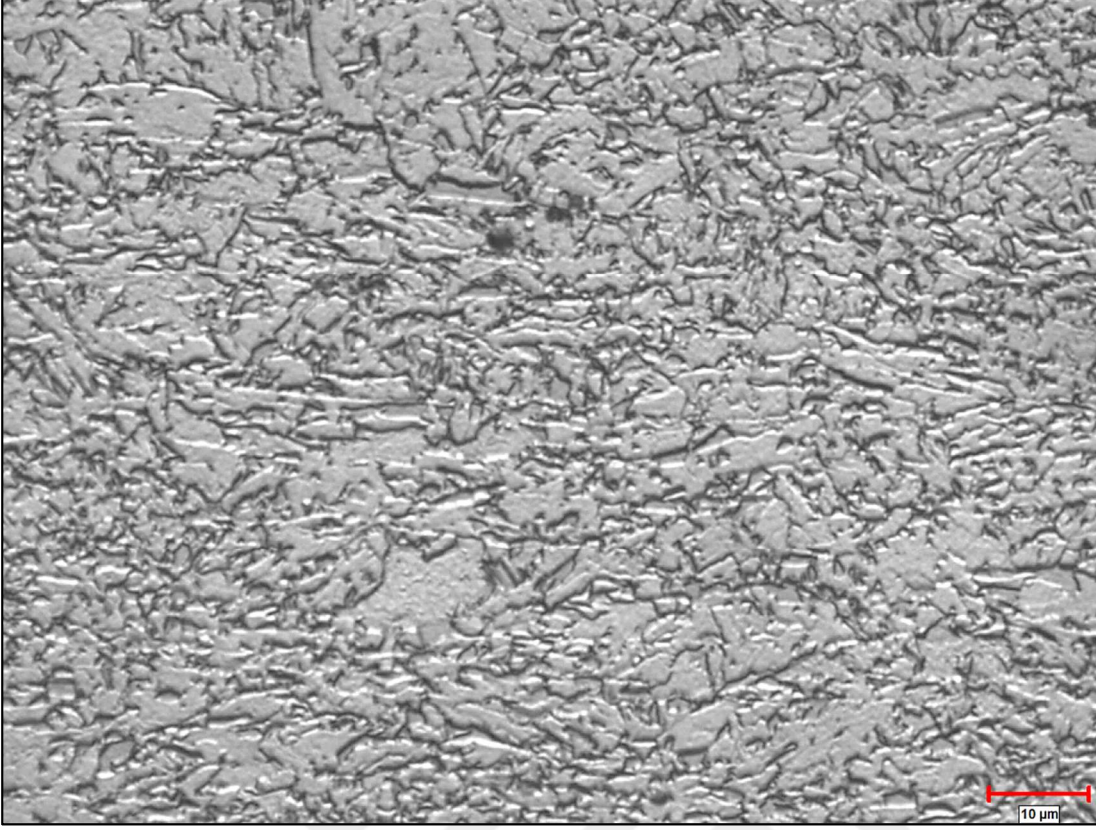
% Ezme Oranı	X500	X1000
72.8		
70.3		
67.5		
64.2		
60.7		

Şekil 4.28: Mikroyapının % ezme oranı ile değişimi.

Yapılan metalografik incelemelerde artan ezme oranlarının mikroyapıyı hem küçülttüğü, hem de eşeksizli ferrit morfolojisinden iğnesel ferrit/beynit morfolojisine dönüştürdüğü görülmektedir. Mikroyapıdaki değişimin daha anlaşılır olması için en düşük ve en yüksek ezme oranlarına ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.29 ve Şekil 4.30'da verilmiştir. En düşük ezmenin verildiği bobinin mikroyapısında küçük perlit adacıkları görülürken (Şekil 4.29) artan ezme miktarı ile bu perlit adacıklarının kaybolduğu dikkat çekmektedir. ASTM E 112 standardına göre doğrusal kesişim metodu ile yapılan tane boyutu ölçümlerinde en düşük ezmenin verildiği numunede tane boyutu 4,7 mikron ölçülürken, en yüksek ezmenin uygulandığı bobinde tane boyutu 2,6 mikron olarak bulunmuştur. Bu ince ve iğnesel tanelerin yüksek darbe direnci ve sünek kırılma karakteristiği ile doğrudan ilişkili olduğu değerlendirilmektedir.



Şekil 4.29: % 60,7 ezme oranına ait mikroyapı görüntüsü.



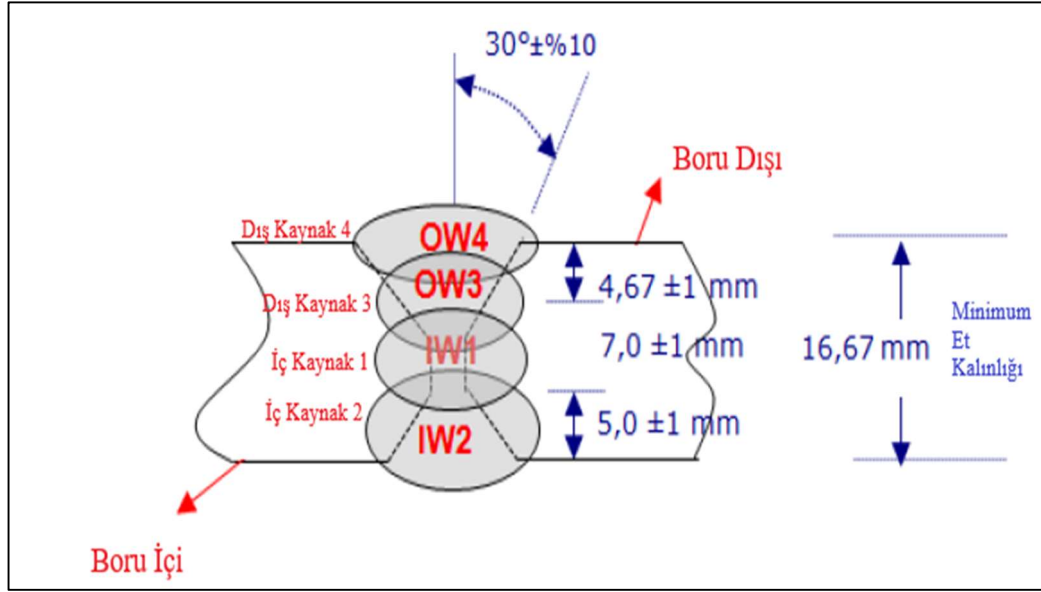
Şekil 4.30: % 72,8 ezme oranına ait mikroyapı görüntüsü.

4.5 Deneme Boru Üretimleri ve Test Sonuçları

Spiral boru üretimi için tüm test sonuçlarının uygun olduğu 16,87mm kalınlığındaki 2 adet API X70M PSL2 kalite bobin seçilmiştir. Bu bobinlerin boru üretim süreci ve sonrasında yapılan testlerin sonuçları ve değerlendirmeleri aşağıda verilmektedir.

4.5.1 Spiral boru üretimi

Bobinler, spiral form verildikten sonra toz altı kaynak yöntemiyle birleştirilerek 1219,2mm çapta boru haline getirilmiştir. Kaynak operasyonunda içten ve dıştan 2'şer toplam 4 paso ile dolgu kaynak yapılmıştır (Şekil 4.31). Bobinlerin açılması sırasında herhangi bir geri yaylanma (spring back) görülmemiş, şekillendirmede sorun yaşanmamıştır.



Şekil 4.31: Spiral boru üretiminde uygulanan kaynak operasyonunun şeması.

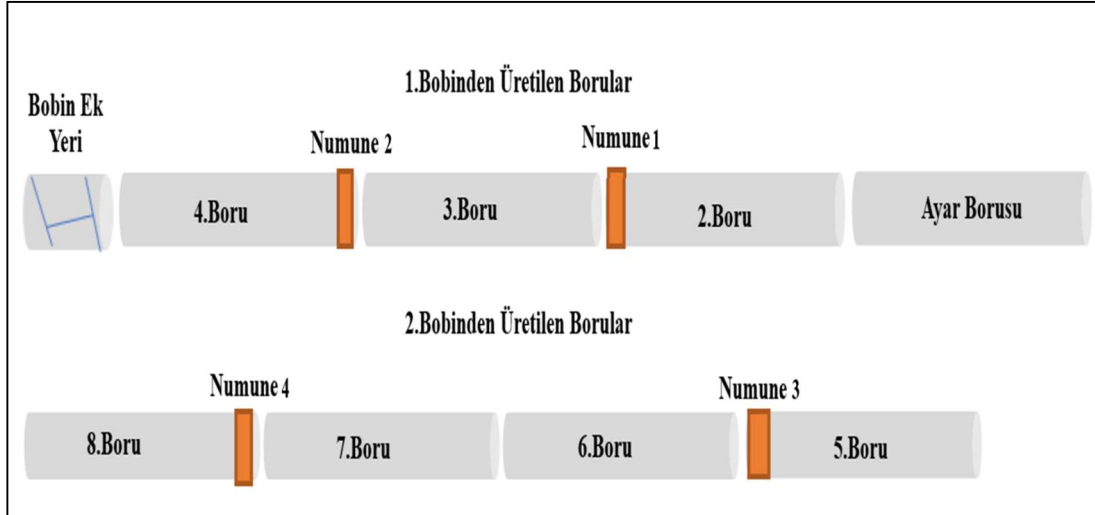
Boru üretimi sırasında kaynak uygunluğu için alınan katlama kontrol testlerinde herhangi bir sorun tespit edilmemiş, bobinlerin kaynak kabiliyeti uygun bulunmuştur (Şekil 4.32).



Şekil 4.32: Kaynak bölgesine yapılan katlama testi sonrası numune görüntüsü.

Kaynak uygunluğu sonrası seri üretime devam edilerek boru üretimi tamamlanmıştır. Boru üretimi sırasında hat üzerinde yapılan ultrasonik kontrollerde kaynak bölgesi ve civarında çatlak ve benzeri herhangi bir uygunsuzluk ile karşılaşılmamıştır. Seri üretim sırasında boru boyları proje ebadına kesilmeden testler için parçalar çıkarılmış ve bu

parçalardan hazırlanan numuneler üzerinde çekme, darbe, ağırlık düşürmeli yırtma ve sertlik testleri gerçekleştirilmiştir. Alınan numunelerin üretilen borular üzerindeki bölgeleri Şekil 4.33'te verilmiştir.



Şekil 4.33: Boru üretimi sırasında tahribatlı testler için numune alınan bölgeler.

4.5.2 Boru üretimi sonrası yapılan çekme testleri

Boru üretimi sonrasında 2 farklı çekme testi yapılmaktadır. İlk testte kaynak işleminin uygunluğu kontrol edilmekte olup herhangi bir mukavemet beklentisi bulunmamaktadır. Bu testte kaynaklı bölge hazırlanan test numunesinde daraltılmış kısmın içinde bırakılmakta ve genelde kaynak sırtları taşlanmadan teste tabi tutulmaktadır. Yapılan test sonrası kopmanın kaynak malzemesinden değil ana malzemeden olması beklenmektedir. Ana malzemeden gerçekleşen kopmalarda test başarılı kabul edilmekte, kaynaktan gerçekleşen kopmalarda kaynak parametreleri sorgulanmaktadır. Üretilen boruların tamamında kaynaklı çekme testlerindeki kopmalar ana malzemeden gerçekleşmiş ve test sonuçları uygun bulunmuştur. Boru gövdesinden çıkarılan çekme test numunelerinde ise ana malzemenin akma, çekme ve uzama değerleri standart ile veya varsa proje şartnamesi ile karşılaştırılmaktadır. Üretilen borulardan yapılan çekme testlerinde de API 5L normu referans alınarak değerlendirmeler yapılmıştır. Yapılan çekme testlerinde API X70M PSL2 kalite için karşılanması gereken minimum akma, çekme, uzama ve maksimum akma/çekme değerleri Çizelge 4.15'te verilmiştir.

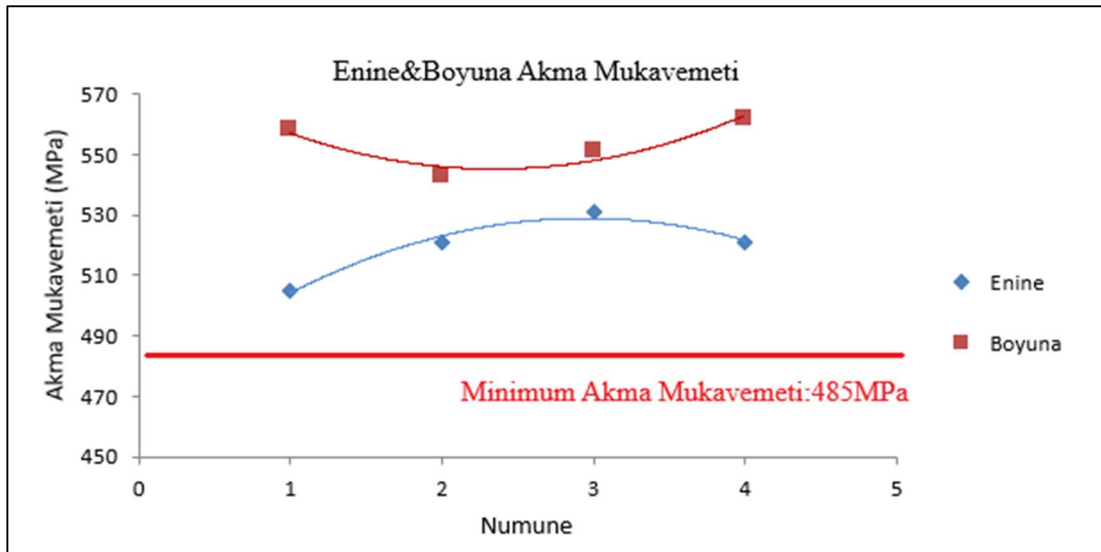
Çizelge 4.15 : API X70M PSL2 kalite mekanik özellikleri.

Akma Mukavemeti R _{t0,5} (MPa)	Çekme Mukavemeti R _m (MPa)	Minimum Uzama (%) L ₀ :50mm	Maksimum Akma/Çekme
485-635	570-760	22	0,93

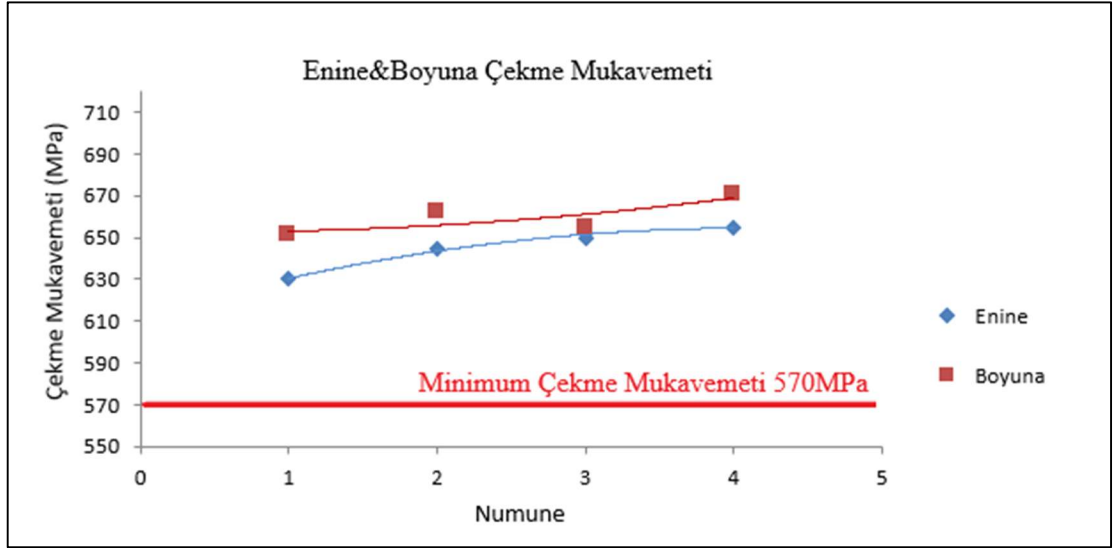
Borudan yapılan çekme testleri hem enine hem de boyuna yönde hazırlanmıştır. Bu yönler, boru kıvrım açısıyla (dolayısıyla boru çapıyla) değişmekle birlikte genelde haddeleme doğrultusuna göre 30°-60° ve 120°-150° arasında değişiklik göstermektedir. Bu nedenle bobin üretimi sırasında yapılan 3 yönlü (enine-45°-boyuna) testler ile mukayese edilmemesi gerekmektedir. Çekme test sonuçlarının tamamı (Çizelge 4.16) API 5L normunda verilen gerekliliklerini karşılamaktadır. Akma, çekme mukavemetleri ile % uzama değerlerinin grafiksel gösterimleri sırasıyla Şekil 4.34, Şekil 4.35 ve Şekil 4.36'da verilmektedir. Borudan enine yönde yapılan testlerin akma mukavemeti değerlerinin, boyuna yönden yapılanlara göre daha düşük olduğu, aynı şekilde çekme mukavemetleri değerlerinin de enine yönde yapılan testlerde daha düşük çıktığı görülmektedir. Bunun sebebi enine yönde alınan test numunelerinin boru formundan dolayı içbükey(konkav) olması ve numunelerin test öncesi doğrultulmak zorunda kalınmasıdır. Bu doğrultma işleminde malzemenin mukavemet değerlerinde Bauschinger etkisi ile bir miktar düşüşün olduğu boru üreticisi firmalar tarafından da bilinmektedir. Malzemenin boru formundaki gerçek akma değerinin tespiti ancak hidrostatik basınç altında, borunun çevresine yerleştirilen ekstansiyometrelerin olduğu halka genişletme (ring expansion) testi ile gerçekleştirilebilmektedir. Bu test sırasında boru çevresindeki genleşmenin % 0,5 değerine ulaştığı andaki basınç değeri malzemenin gerçek akma değerini vermektedir. Bu testten elde edilen akma mukavemeti değerlerinin normal çekme testinden elde edilen akma mukavemetlerinden %10-15 mertebelerinde daha yüksek çıktığı bilinmektedir. Ancak bu test, çok pratik olmaması ve işletme şartlarındaki uygulama güçlükleri nedeniyle tercih edilmemektedir. Boru firmaları testlerdeki bu düşüşü de göz önüne alarak çelik tedarigi yapmakta ve bobindeki mekanik değerlerin standarttaki minimum akma mukavemeti değerinden %10-15 daha yukarıda olmasını istemektedirler.

Çizelge 4.16: Borudan alınan numunelere ait çekme testi sonuçları.

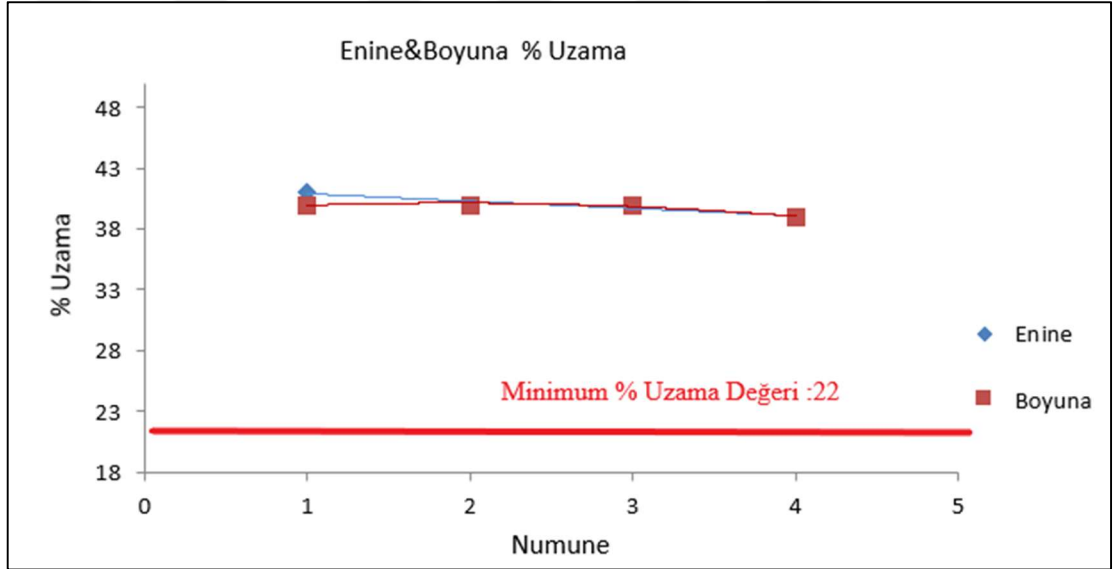
Numune Yönü	Numune	Akma Mukavemeti R _{t0.5} (MPa)	Çekme Mukavemeti R _m (MPa)	Uzama (%) L ₀ :50mm	Akma /Çekme
Enine	1	505	630	41	0,80
	2	521	645	40	0,81
	3	531	650	40	0,82
	4	521	655	39	0,80
Ortalama		519,5	645	40	0,81
Boyuna	1	558	651	40	0,86
	2	543	662	40	0,82
	3	551	655	40	0,84
	4	562	671	39	0,84
Ortalama		553,5	659,8	39,8	0,84



Şekil 4.34: Borudan enine ve boyuna yönde alınan numunelerin akma mukavemetleri.



Şekil 4.35: Borudan enine ve boyuna yönde alınan numunelerin çekme mukavemetleri.



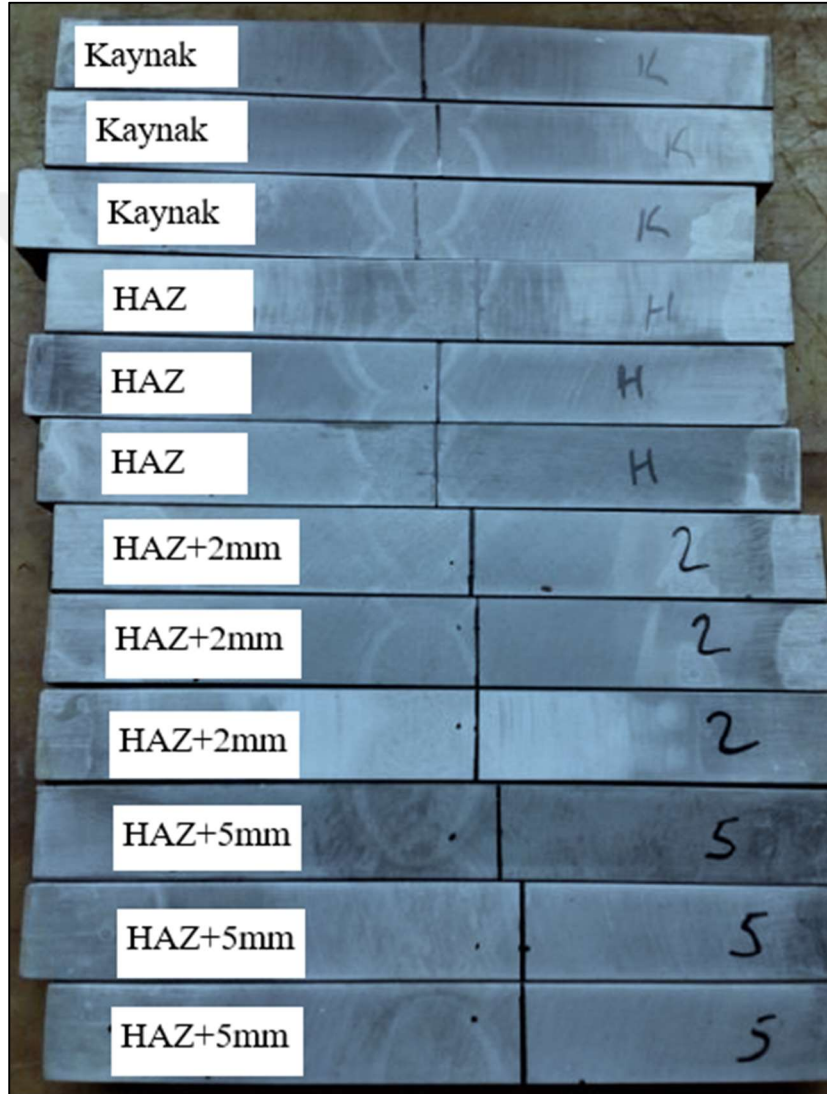
Şekil 4.36: Borudan enine ve boyuna yönde alınan numunelerin % uzama değerleri.

Borudan alınan numunelerle yapılan çekme testlerinde enine ve boyuna yöndeki uzama değerleri arasında belirgin bir fark yoktur.

4.5.3 Boru üretimi sonrası yapılan darbe testleri

Borudan alınan numuneler üzerinde hem ana malzeme hem de kaynak bölgesi üzerinde darbe testleri gerçekleştirilmiştir. Ana malzemedeki yapılan testler borunun enine yönünde, kaynak bölgesi testleri de kaynak ve etkilendiği bölgeyi kapsayacak şekilde hazırlanmıştır (Şekil 4.37). Özellikle kaynak bölgesi üzerinde, kaynak malzemesinden ve ısı tesiri altında kalan bölümden alınan numunelerle yapılan darbe

testleri en kritik testler olarak bilinmektedir. HAZ bölgesinden hazırlanan darbe numunelerinde çentik konumu belirlenirken çentiğin %50'si kaynak malzemesinde %50'si ısı tesiri altındaki bölgede kalacak şekilde çok hassas bir şekilde ölçülmüştür. Buradaki ölçümde yapılacak çok küçük hatalar dahi test sonucu üzerinde son derece etkilidir. Bu nedenle kaynak bölgesinden darbe numuneleri hazırlanırken %4 lük nitrik asit+alkol karışımı ile iyice dağlanarak kaynak zonu belirginleştirilmiştir. Bu testler, numune alınan 4 boru için de ayrı ayrı yapılmıştır.



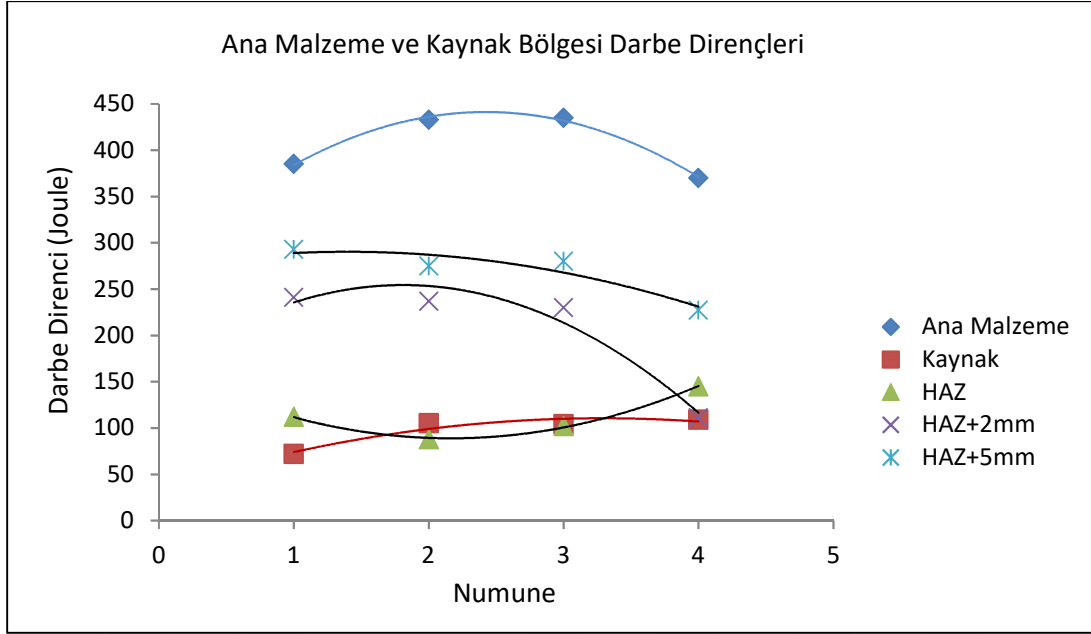
Şekil 4.37: Kaynak ve HAZ bölgelerinden çıkarılan darbe test numuneleri.

Darbe testleri ana malzemede -10°C 'de kaynak ve ısı tesiri altındaki bölgelerde (HAZ, HAZ+2mm, HAZ+5mm) ise -15°C 'de gerçekleştirilmiştir. Test sonuçları her numune setinin (3 numune) ortalaması alınarak Çizelge 4.17'de verilmiştir. Daha sonra her numune bölgesi için darbe geçiş eğrileri çıkarılmak üzere -60°C 'ye kadar 10'ar

derecelik adımlarla darbe testleri gerçekleştirilmiştir. Test sonuçlarının tamamının minimum darbe direnci gerekliliklerini sağladığı görülmektedir. Darbe test değerlerinin grafik üzerinde gösterimleri Şekil 4.38’de verilmiştir.

Çizelge 4.17: Boru üretimi sonrası ana malzeme, kaynak ve HAZ bölgelerinden yapılan darbe test değerleri .

Sıcaklık (°C)	Numune	Numune Bölgesi	Darbe Değeri (Joule)	Ortalama (Joule)
-10	1		385	
-10	2	Ana Malzeme (Minimum ortalama: 206 Joule,)	433	405
-10	3		435	
-10	4		370	
-15	1			
-15	2	Kaynak (Minimum ortalama: 60 Joule)	105	97,5
-15	3		104	
-15	4		109	
-15	1			
-15	2	HAZ(Minimum ortalama: 60 Joule)	88	111,8
-15	3		102	
-15	4		145	
-15	1			
-15	2	HAZ+2(Minimum ortalama: 60 Joule)	237	204,8
-15	3		230	
-15	4		111	
-15	1			
-15	2	HAZ+5(Minimum ortalama: 60 Joule)	275	268
-15	3		280	
-15	4		227	

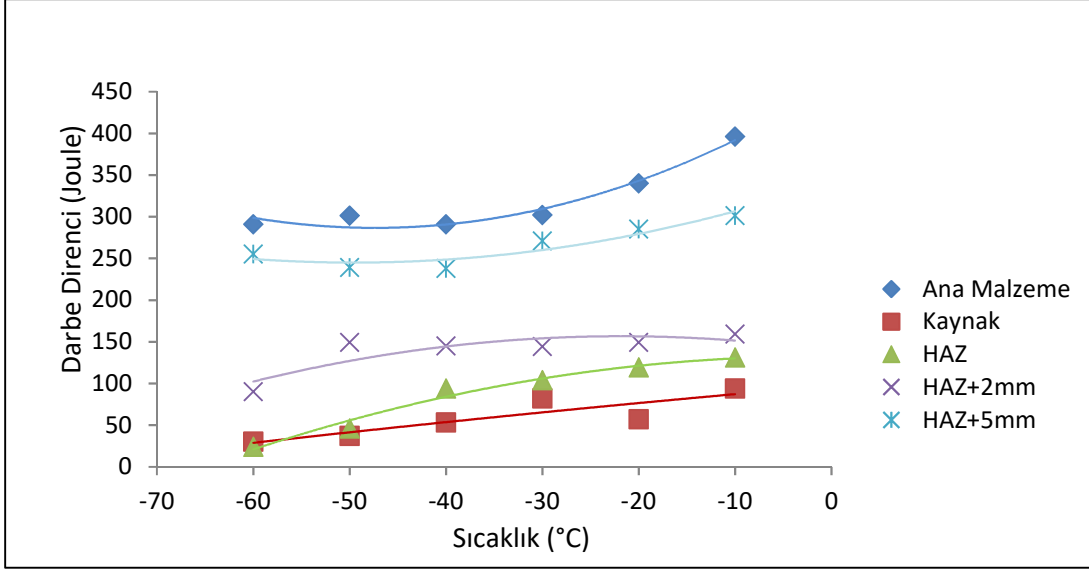


Şekil 4.38: Boru ana malzemesi ve kaynak bölgesine ait darbe test değerleri.

Projelerde genelde darbe geçiş sıcaklığı testlerinin dökümden 1 adet ve bilgi amaçlı yapılması istenmektedir. Boru üretiminde kullanılan 2 bobin de aynı dökümden üretildiği için alınan 4 boru numunesinden herhangi birinden testlerin yapılması yeterli görülmüş, bu nedenle ilk bobinden alınan 2 numaralı boru numunesi darbe geçiş sıcaklığı testleri için kullanılmıştır. Her numune bölgesi ve her sıcaklık için 3'er adet (1 set) darbe testi numunesi hazırlanmış, -10°C 'den -60°C 'ye kadar 10°C 'lik adımlarla testler gerçekleştirilmiştir. Tüm darbe testleri sonuçları Çizelge 4.18'de grafikler ise Şekil 4.39'da verilmiştir. Test sonuçları, tabloda ve grafiklerde her bir numune üçlüsünün ortalamaları alınarak verilmiştir. Darbe testi sonuçları (Şekil 4.39) incelendiğinde ana malzemedan ve HAZ+5mm bölgelerinden yapılan darbe testlerinde -60°C 'ye kadar darbe direnci değerlerinde keskin bir düşüş görülmezken, kaynak ve HAZ bölgelerinde -40°C 'den, HAZ+2mm bölgesinde ise -50°C 'den sonra darbe dirençlerinde belirgin düşüşler görülmektedir. Farklı sıcaklıklarda yapılan darbe testleri bilgi amaçlı istenen bir test olup, sıcaklığa bağlı olarak belirlenen darbe direnci değerlerinin kabul/ret anlamında bir bağlayıcılığı bulunmamaktadır.

Çizelge 4.18: Boru üretimi sonrası ana malzeme, kaynak ve HAZ bölgelerinden yapılan farklı sıcaklıklardaki darbe testleri değerleri.

Darbe Deneyi Sıcaklığı (°C)	Numune Bölgesi	Darbe Değeri (Joule)
-10	Ana Malzeme	396
	Kavnak	94
	HAZ	131
	HAZ+2mm	159
	HAZ+5mm	301
-20	Ana Malzeme	340
	Kaynak	57
	HAZ	119
	HAZ+2mm	149
	HAZ+5mm	285
-30	Ana Malzeme	302
	Kavnak	82
	HAZ	144
	HAZ+2mm	145
	HAZ+5mm	271
-40	Ana Malzeme	291
	Kaynak	53
	HAZ	94
	HAZ+2mm	145
	HAZ+5mm	238
-50	Ana Malzeme	301
	Kavnak	37
	HAZ	46
	HAZ+2mm	149
	HAZ+5mm	239
-60	Ana Malzeme	291
	Kaynak	30
	HAZ	24
	HAZ+2mm	90
	HAZ+5mm	255



Şekil 4.39: Boru ana malzemesi ve kaynak bölgesi numunelerinin sıcaklığa bağlı olarak darbe direncinin değişimi.

4.5.4 Boru üretimi sonrası yapılan ağırlık düşürmeli yırtma (DWT) testleri

Deneyler için parça alınan 4 borudan enine yönde 2'şer adet, pres tipi çentik açılarak hazırlanan ağırlık düşürmeli yırtma testi numuneleri 0°C'de teste tabi tutulmuş ve tüm numuneler %100 sünek kırılma göstermiştir (Şekil 4.40). Karşılaştırma yapılabilmesi açısından gevrek kırılma karakteristiği gösteren temsili test numuneleri de Şekil 4.41'de bilgi amaçlı olarak verilmiştir.

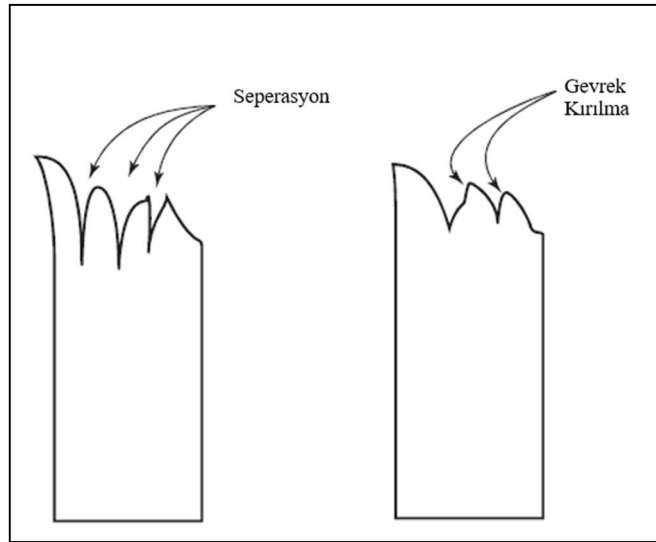


Şekil 4.40: Borudan alınan 4 numuneye ait ağırlık düşürmeli yırtma testi sonrası kırık yüzey görüntüleri.



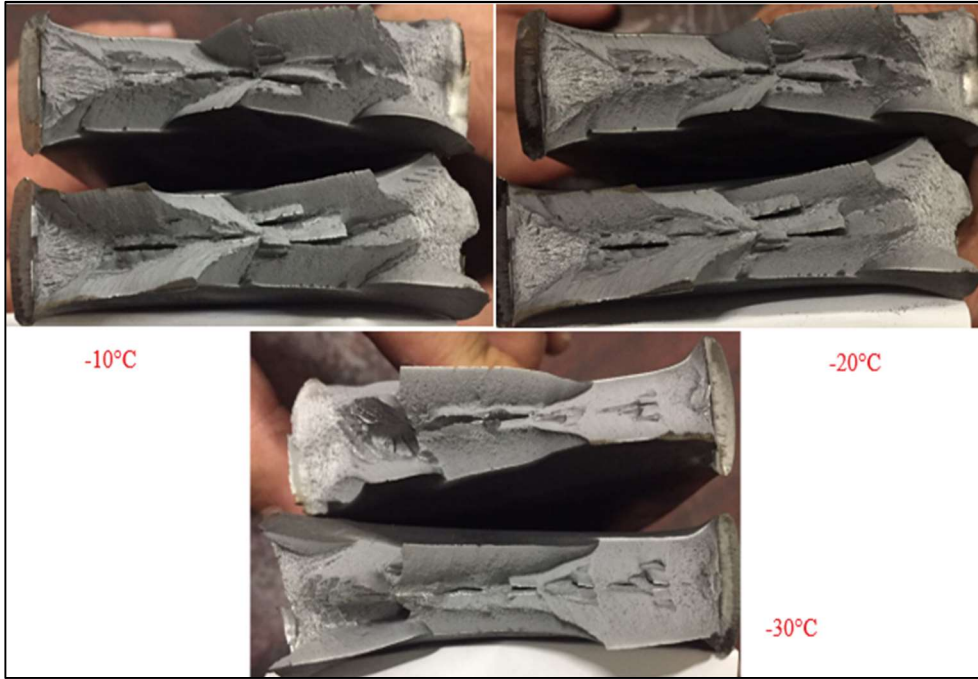
Şekil 4.41: Ağırılık düşürmeli yırtma testinde gevrek kırılmaya ait temsili numune görüntüsü.

Kırık yüzey üzerinde yapılan görsel incelemelerin tecrübeli personel tarafından yapılması, personelin sünek ve gevrek alan bilincine sahip olması gerekmektedir. Kırık yüzeye bakıldığında daha parlak ve kristalin görünümde olan alan gevrek, daha mat görünümde olan kısımlar ise sünek alan olarak değerlendirilmelidir. Tamamının sünek kırıldığı numunelerde herhangi bir ihtilaf oluşmazken, sünek ve gevrek alanları birlikte ihtiva eden kırık yüzeylerde ölçüm ve hesaplamaların çok dikkatli yapılması gerekmektedir. API RP 5L3 standardında kırılma yüzeyine dik olarak ilerleyen, kısa kısa ve ölçümü mümkün olmayan gevrek alanların (seperasyon) hesaba katılmayacağı, ölçümü mümkün olan alanların (kırılma yüzeyine dik de olsa) ise mutlaka hesaba katılması gerektiği belirtilmektedir (Şekil 4.42). Burada gevrek alanın ölçümü yapılırken kırık yüzeye dik olarak bakılmalı, numune yan çevrilmemelidir. Yan çevrilerek gevrek alanın ölçüldüğü numunelerde çıkan sünek alan sonucu hatalı olmaktadır.



Şekil 4.42: Ağırılık düşürmeli yırtma testi sonrası kırık yüzey kesiti [40].

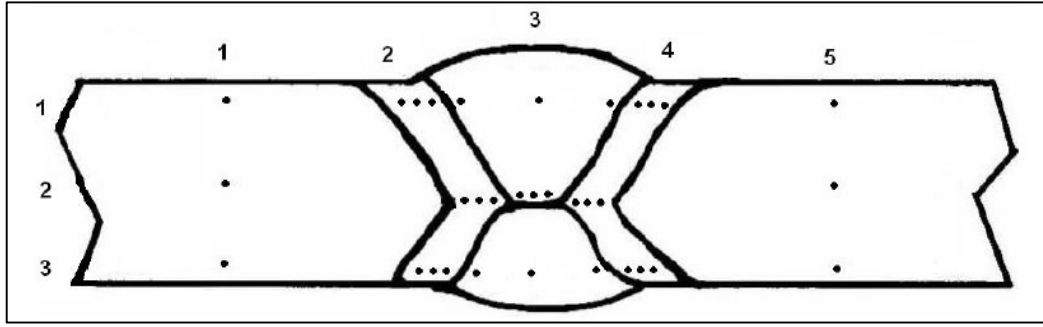
Ağırlık düşürmeli yırtma testleri boru hattı projeleri için en kritik testlerden biridir. Bu nedenle sünek-gevrek geçiş sıcaklığının tespiti için bilgi amaçlı olarak -30°C 'ye kadar inilerek yeni testler yapılmıştır. Numune boyutlarının büyük, dolayısıyla soğutma haznesinin hacminin de fazla olmasından dolayı bu testler için kullanılan soğutucularda darbe testlerinde olduğu gibi çok düşük sıcaklıklara inilmesi mümkün olmamaktadır. Bu nedenle düşük sıcaklık testleri 10'ar derecelik adımlar ile -30°C 'ye kadar yapılabilmektedir. Yapılan testlerde -30°C 'de dahi kırılma yüzeylerinin tamamının sünek olduğu görülmüştür (Şekil 4.43).



Şekil 4.43: -10, -20 ve -30°C 'de yapılan ağırlık düşürmeli yırtma testlerine ait kırık yüzey görüntüleri.

4.5.5 Boru üretimi sonrası yapılan sertlik testleri

Sertlik testleri hem kaynak bölgesini hem de ana malzemeyi kapsayacak şekilde çıkarılan kesit numunesi üzerinde, Şekil 4.44'te verilen noktalardan yapılmış, sonuçlar Çizelge 4.19'da verilmiştir. Genelde API X70M PSL2 projelerinde izin verilen maksimum sertlik değeri boruda 275 HV_{10} 'dur. Buna göre tüm test değerleri maksimum değer altında kaldığından uygun bulunmuştur.



Şekil 4.44: Borunun kaynak bölgesindeki sertlik testi ölçüm noktaları.

Çizelge 4.19: Boru üretimi sonrası ana malzeme, kaynak ve HAZ bölgelerinden alınan sertlik değerleri (HV₁₀).

Borunun kaynak bölgesinin farklı noktalarındaki sertlik değerleri															
	Test Noktası	Ana Mlz.	HAZ				Kaynak				HAZ				Ana Mlz.
						Ort				Ort				Ort	
Numune 1	1	225	210	216	218	214	235	221	228	228	222	213	202	212	222
	2	225	224	210	221	218	230	236	233	233	228	212	205	215	212
	3	230	216	221	245	227	249	258	240	249	243	221	215	226	228
Numune 2	1	233	245	240	245	243	260	254	253	255	249	235	235	239	235
	2	254	245	236	245	242	254	254	262	256	258	245	251	251	251
	3	243	228	236	247	237	262	248	258	256	236	232	236	234	240
Numune 3	1	254	251	249	233	244	242	254	254	250	221	227	213	220	254
	2	249	232	235	236	234	254	253	265	257	264	254	254	257	245
	3	236	236	236	238	236	260	256	264	260	254	233	233	240	242
Numune 4	1	251	233	228	236	232	236	245	254	245	236	232	228	232	236
	2	254	236	249	233	239	253	258	251	254	240	245	232	239	245
	3	245	233	236	240	236	254	249	258	253	254	243	236	244	243

Sertlik değerleri incelendiğinde ana malzeme sertliklerinin ortalama 239 HV₁₀, HAZ bölgesi sertliklerinin ortalama 234 HV₁₀ ve kaynak bölgesinin sertliğinin de ortalama 249 HV₁₀ olduğu görülmektedir. Bu veriler ışığında sertlik açısından en kritik bölgenin kaynak bölgesi olduğu söylenebilir. Kaynak bölgesindeki sertlik değerlerinde uygunsuzluk tespit edilmesi durumunda ana malzemedeki kaynağın bir sorun değil

ise, boru üreticileri tarafından kaynak elektrotları değiştirilerek veya kaynak parametrelerine müdahale edilerek uygunsuzluk giderilebilmektedir. Ana malzemedeki kaynaklanan problem yaşanmaması için de boru üreticileri teknik spesifikasyonlarını hazırlarken çelik üreticisinden mümkün mertebe düşük karbon, mangan ve alaşım elementleri ile üretim yapılmasını talep etmektedirler.

4.5.6 Boru üretimi sonrası yapılan hidrostatik testler

Tahribatlı testleri tamamlanan ve uygun bulunan tüm borular hidrostatik teste tabi tutulmuştur. Testler sırasında uygulanacak basınç değeri bulunurken aşağıda verilen Denklem 4.3'deki formül kullanılmaktadır [12].

$$P(\text{Bar}) = \left(\frac{20 \times t \times \sigma}{D} \right) \times S \quad (4.3)$$

Denkleminde verilen terimlerin karşılıkları aşağıdaki gibidir.

t: mm cinsinden boru et kalınlığı

σ : kullanılan kalitenin standartta verilen minimum akma mukavemeti

D: mm cinsinden boru çapı

S: Katsayı (508mm çapından daha yüksek ve X70M kaliteler için 0,90 alınmaktadır)

Denklem 4.3'de verilen formül kullanılarak yapılan hesaplamada uygulanması gereken hidrostatik test basıncı 119,3 bar bulunmuş, testler 120 bar'lık basınca minimum 20 saniye maruz bırakılacak şekilde gerçekleştirilmiştir. Yapılan boru çevresi ölçümlerinde, kalıcı bir genişleme ve boru boyunca doğrusallıktan sapma tespit edilmemiştir. Bu sonuç boru boyunca herhangi bir noktada akma mukavemeti değerlerinin minimum akma mukavemeti değerinin altına düşmediğinin de bir göstergesidir.

4.5.7 Boru üretimi sonrası yapılan diğer tahribatsız testler

Özellikle hidrostatik test sonrası, uygulanan basıncın etkisiyle kaynak bölgesi veya boru gövdesinde herhangi bir noktada çatlak benzeri bir süreksizlik oluşup oluşmadığının tespiti için, tüm borular kaynak bölgeleri de dahil olmak üzere tüm

yüzey alanı taranacak şekilde ultrasonik teste tabii tutulmuştur. Yapılan ultrasonik testlerde herhangi bir uygunsuzluk tespit edilmemiştir.

Kaynak bölgesinde yapılan diğer bir tahribatsız test olan radyografik muayenede ve boru ucuna yapılan manyetik partikül testlerinde de herhangi bir problem tespit edilmemiştir. Son olarak görsel kontrolleri de yapılan boruların tamamına sevk onayı verilerek üretim tamamlanmıştır.



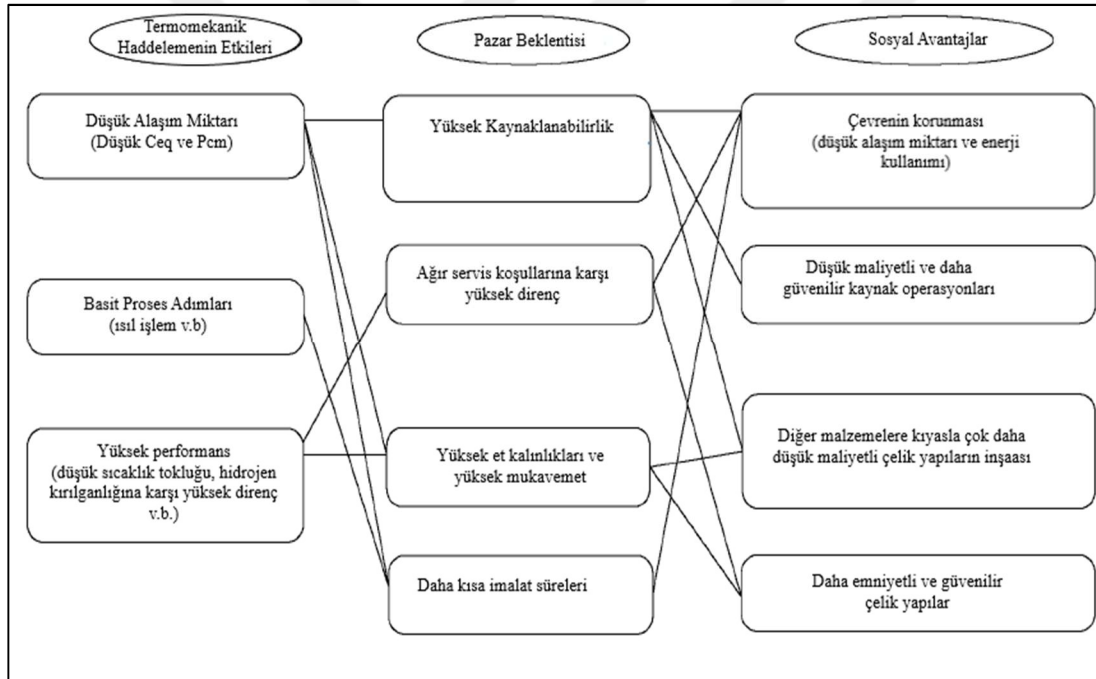


5. TARTIŞMA

Yapılan Gleeble testlerinden elde edilen sonuçlar ışığında, API X70M PSL2 kalite bir çelik üzerinde tersinir şerit haddeleme ile yapılan deneme üretimlerinde akma, çekme ve uzama değerleri hedeflenen değerlerde elde edilmiştir. Darbe değerleri de yine standartta verilen minimum darbe direnci değerlerinin üzerindedir, fakat endüstriyel tecrübeler göre, ulaşılan darbe direnci değerlerinin özel projelerde belirtilen yüksek kaynak bölgesi tokluk değerleri için yeterli olmayacağı değerlendirilmektedir. Yapılan ağırlık düşürmeli yırtma testlerinde ise beklentilerin çok altında sünek kırılma alanı ölçülmüş, üründen beklenen minimum %85 sünek alan beklentisi karşılanamamıştır. Elde edilen yüksek mukavemet ve düşük tokluk değerlerinde, kullanılan çeliğin zengin analiz içeriğinin (C:0.07; Nb:0.095; Mo:0.29 ve Cr:0.33) etkili olduğu düşünülmektedir. Bunların dışında tersinir şerit haddelemenin teknolojisi gereği iş malzemesinin pasolar arasında, hadde ayaklarının iki tarafında yer alan tambur fırınlarında ısıtılmasının ve pasolar arasında geçen sürenin yüksek olmasının, termomekanik haddeleme ile hedeflenen nihai ince taneli yapıya ve tokluk değerlerine ulaşılmasına engel olduğu sonucuna varılmıştır. Domblesky ve arkadaşları tarafından yapılan deneysel çalışmalarla da tersinir şerit haddelemede pasolar arasında geçen sürenin yüksek olmasının ostenit tane irileşmesine neden olduğu belirtilmektedir [108].

Her ne kadar tersinir şerit haddelemede beklenen yüksek tokluk değerlerine ulaşılammış olsa da bazı projelerde sadece akma, çekme ve uzama değerlerinin karşılanması yeterli görülebilmektedir. Bu tip beklentilerin olduğu projelerdeki kaliteler API normunda PSL1 olarak tanımlanmakta ve ağırlık düşürmeli yırtma testi ve darbe testi şartı aranmamaktadır. Bu gibi projelerde düşük tokluk gösteren API kalitelerinin kullanımı da mümkün olabilmektedir. Ancak termomekanik haddelemeyle daha az alaşım elementi ile ulaşılabilecek akma, çekme ve uzama değerlerine, tersinir şerit haddede yukarıda sayılan kısıtlar nedeniyle daha yüksek alaşım elementleri kullanılarak ancak ulaşılabilmektedir [61-66]. Bu durum üretilecek çeliğin birim maliyetini de artırmaktadır. Tandem hadde ile tersinir hadde işletme

maliyetlerindeki farklılıklar hesaba katılmadan, yalnızca kullanılan alaşım elementlerinin güncel piyasa fiyatları üzerinden bir karşılaştırma yapıldığında bu çalışmada kullanılan tersinir hadde deneme üretiminin analizi için 148 \$'lık bir ferroalaşım maliyeti ortaya çıkarken, tandem hadde için kullanılan analizin ferroalaşım maliyetinin 119 \$ olduğu görülmektedir. Tandem hadde kullanılarak yapılan termomekanik haddeleme ile hem yüksek tokluk özelliklerine sahip hem de alaşım maliyeti açısından yaklaşık %20 daha avantajlı üretim yapmak mümkün olabilmektedir. Nishioka ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, termomekanik haddeleme ile üretilen çeliklerin pazar beklentilerini karşılaması ve sağladığı avantajlar Şekil 5.1'deki gibi özetlenmektedir. Söz konusu çalışmada termomekanik haddelemenin sadece üretim kaynaklı maliyet avantajlarına değil, dolaylı maliyet avantajlarına ve çevresel/sosyal katkılarına da dikkat çekilmektedir [109].



Şekil 5.1: Pazar beklentisi ve termomekanik haddelemenin rolü arasındaki ilişki [109].

Nagahama ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada ise boru hattı yapım ve operasyon maliyetlerinin farklı API kalitelerin kullanılması durumundaki değişimleri incelenmiş, API X80 kalite kullanımının API X65 kalite kullanımına göre %5 maliyet düşüşü sağladığı sonucuna ulaşılmıştır [110]. Çok yüksek maliyetler ile inşa edilen boru hatları için, proje maliyetlerinin % 5 mertebelerinde düşürülmesi ciddi tasarruf kalemleri olarak değerlendirilmektedir.

Tandem haddeleme ile yapılan deneme üretimleri öncesinde, literatürde sıklıkla kullanılan ve Maccagno ve arkadaşları tarafından yapılan deneysel çalışmalarla düşük karbonlu mikro alaşımlı çelikler için doğru sonuçların elde edildiği belirtilen Boratto formülü yardımıyla, ostenitin yeniden kristalleşmediği sıcaklık (T_{nr}) tespit edilmiştir [111]. Bu sıcaklığın altında farklı ezme oranları ile yapılan deneme üretimlerinde diğer haddeleme parametreleri sabit tutularak ezmenin etkisi ortaya çıkarılmaya çalışılmıştır. T_{nr} sıcaklığı altında en yüksek ezmenin verildiği bobinlerden yapılan testler akma, çekme ve uzama değerleri açısından hedeflenen değerleri karşılamış, darbe değerleri tersinir şerit haddeye kıyasla çok daha yüksek bulunmuş, özellikle ağırlık düşürmeli yırtma testlerinde yüksek sünek kırılma değerlerine ulaşılmıştır. Yapılan mikroyapı incelemelerinde de malzemedен elde edilen yüksek mukavemet ve tokluk değerlerini doğrulayacak şekilde en ince taneli yapının T_{nr} altında en yüksek ezmenin verildiği bobinlerde görüldüğü tespit edilmiştir. Cizek ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada da ostenitin yeniden kristalleşmediği bölgede yapılan yüksek ezme oranlarının nihai tane boyutunun inceltilmesinde son derece etkili olduğu belirtilmiştir [112]. Bunun dışında yapılan birçok çalışmada, bu çalışmada da en yüksek % ezme oranının uygulandığı tandem hadde denemelerinde elde edilen iğnesel ferritik/beynitik yapının, mukavemet ve tokluk değerlerinin aynı anda artırılmasına yönelik en uygun yapı olduğu belirtilmektedir [67-75], [82], [87].

Tüm mekanik testlerin karşılandığı 2 adet bobin boru üretim tesisinde toz altı spiral kaynak yöntemiyle boru haline getirilmiş, borulardan alınan numuneler üzerinde yapılan tüm testler hem standart gerekliliklerini hem de daraltılmış özel proje spektlerini karşılamıştır. Boru üretimi sonrasında yapılan darbe geçiş sıcaklığı testlerinde ise -60°C 'ye kadar darbe enerjisinde belirgin bir keskin düşüş görülmemiş, ağırlık düşürmeli yırtma testlerinde de -30°C 'de dahi %100 sünek kırılma değerleri elde edilmiştir.

Yapılan bu deneysel çalışmalar ve literatürdeki birçok çalışmanın da ışığında, termomekanik haddeleme için en kritik parametrelerden birinin T_{nr} sıcaklığı altında verilen ezme miktarı olduğu söylenebilir [79], [81-88]. Bu sıcaklık altında artan ezme miktarlarının, mikroyapıdaki tane boyutunu incelttiği, ve bu sayede malzemenin mukavemeti ile birlikte tokluk değerlerini de ciddi oranda artırdığı tespit edilmiştir [65], [99], [106,]. Salvatori ve arkadaşları tarafından yapılan deneysel çalışmalarda da, ferrit dönüşüm sıcaklığının (Ar_3) 25°C üzerinde (bu değer T_{nr} sıcaklığı ile Ar_3

sıcaklıkları arasına denk gelmektedir) uygulanan farklı ezme oranlarının nihai tane boyutuna etkisi incelenmiş, artan ezme miktarlarının tane boyutunun inceltilmesi üzerinde son derece etkili olduğu tespit edilmiştir. Ezme oranının %40'dan %60'a çıkarılmasının tane boyutunu 4,2 mikron değerinden 3,3 mikron değerlerine düşürdüğü tespit edilmiştir [113] . Termomekanik haddeleme işlemleri sırasında bu bilginin göz önüne alınarak haddeleme pratiklerinin geliştirilmesi sayesinde daha düşük alaşım maliyetleri ile daha üstün mekanik özelliklere erişilebileceği değerlendirilmektedir. Haddeleme parametrelerinin, özellikle Tnr altında verilecek ezme miktarlarının belirlenmesi sırasında, üretim hattında yer alan ekipman kabiliyetlerinin de göz önüne alınmasının ve aşırı yüklemelerden kaçınılmasının üretim sürekliliği ve ekipman güvenliği açısından ayrıca dikkat edilmesi gereken hususlar olduğu düşünülmektedir.

6. SONUÇLAR

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı petrol boru çeliklerinin üretimi ve sıcak haddeleme proses optimizasyonu konusundaki bu tez çalışmasında yapılan haddeleme ve boru üretim denemelerinden elde edilen sonuçlar ve ileride yapılacak çalışmalar için öneriler aşağıda verilmiştir.

1. Tandem haddeleme denemeleri öncesi endüstride T_{nr} sıcaklığının hesaplanmasında sıklıkla kullanılan Boratto ampirik formülünden yararlanılmış, kullanılan çelik analizi için T_{nr} sıcaklığı 1134°C olarak hesaplanmıştır. İlgili formül tersinir şerit haddeleme denemelerinde kullanılan çelik analizi için ise 1272°C gibi oldukça yüksek bir değer vermektedir ki bu değer sıcak haddelemede slab ısıtma fırınlarında uygulanan tavlama sıcaklığının dahi üzerindedir. Bu yüksek sıcaklık değerinin, çelik analizindeki yüksek niyobyum ve görece yüksek karbon değerinden kaynakladığı değerlendirilmektedir.
2. Gleeble proses simülasyon cihazında yapılan deneysel çalışmalardan elde edilen veriler ışığında tersinir şerit haddede deneme üretimleri gerçekleştirilmiş, alınan numuneler üzerinde yapılan testlerde akma, çekme ve uzama değerlerinin hedeflenen API X70M PSL2 kalite gerekliliklerini karşıladığı görülmüştür. Ancak elde edilen görece düşük darbe direnci ve ağırlık düşürmeli yırtma testinde ulaşılan düşük sünek yırtılma karakteristiği söz konusu üretim yöntemiyle yüksek tokluk değerlerine ulaşamadığını göstermiştir. Düşük tokluk değerlerinin elde edilmesinde yüksek alaşım içeriğinin etkili olduğu değerlendirilmektedir. Bunun yanısıra tersinir şerit hadde teknolojisi gereği haddeleme sırasında iş parçasının hadde ayaklarının iki tarafında yer alan tambur fırınlara sarılarak ısıtılmasının, termomekanik haddeleme sırasında hedeflenen yüksek deformasyon hızlarına ulaşılmasını engellediği, ısıtma sırasında ostenit tanelerinin toparlanmasına neden olduğu ve bu nedenle nihai üründe hedeflenen küçük taneli yapıya ulaşamadığı tespit edilmiştir.
3. Tandem deneme üretimleri sonrası, haddeleme doğrultusuna göre enine, boyuna ve 45°'lik açılarla yapılan mekanik testlerde en yüksek akma mukavemeti

değerlerinin enine yönde yapılan testlerden elde edildiği, boyuna yönde yapılan testlerin görece daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu da termomekanik haddeleme yönteminin malzemenin yöne bağlı özellikleri üzerindeki etkisinin bir göstergesidir. Haddeleme sırasında düşük sıcaklıklarda uygulanan artan deformasyon miktarlarının anizotropiyi artırdığı bilinmektedir.

4. Tandem haddeleme denemelerinde hesaplanan teorik T_{nr} sıcaklığının altında farklı miktarlarda % ezme oranları uygulanmış ve bu ezme miktarlarının mekanik özellikler üzerine etkileri incelenmiştir. Çıkan sonuçlar incelendiğinde artan % ezme oranının malzemelerin akma ve çekme mukavemetlerini artırdığı yüzde uzama değerlerinde bir miktar düşüşe neden olduğu görülmüştür. Darbe testlerinde en yüksek darbe direncinin ve ağırlık düşürmeli yırtma testlerinde en yüksek sünek kırılma alanının % ezme oranının en yüksek olduğu (%72,8) denemelerden elde edildiği tespit edilmiştir.
5. Düşük sıcaklıklarda yapılan darbe geçiş sıcaklığı testlerinde -80°C’de en düşük ezmenin (%60,7) verildiği malzemelerin darbe direnci ortalama 58 Joule olarak bulunurken, en yüksek ezmenin (%72,8) verildiği malzemelerde bu sıcaklıktaki darbe direnci değerlerinin 181 Joule gibi oldukça yüksek bir değerde olduğu görülmüştür.
6. Yapılan mikroyapı incelemelerinde tersinir şerit hadde yöntemi ile yapılan deneme üretimlerinde ortalama tane boyutunun 5,5 mikron olduğu ve yer yer perlit adacıklarına rastlandığı görülmüş, en yüksek ezmenin verildiği tandem şerit hadde denemelerinde ise ortalama tane boyutunun 2,6 mikron olduğu ve yapının iğnesel ferrit/beynit formunda olduğu görülmüştür. Mikroyapılardan elde edilen bu bulguların, yapılan mekanik testlerden çıkan sonuçlarla da uyumlu olduğu değerlendirilmektedir.
7. Artan % ezme oranlarının malzemelerin sertlik değerleri üzerinde belirgin bir etkiye neden olmadığı, en düşük % ezme oranı ile üretilen malzemede 206 HV₁₀ olarak bulunan sertlik değerinin en yüksek % ezme oranı ile üretilen malzemede maksimum 214 HV₁₀ olduğu görülmüştür. Artan sertlik değerlerinin malzemenin tokluk özellikleri üzerinde olumsuz etkisi olduğu bilinmektedir. Aynı analiz için malzemenin sertlik değerlerinde kayda değer bir artış oluşturmadan mukavemet ve

tokluk değerlerinin artırılabilmesi termomekanik haddelemenin getirdiği bir diğer avantaj olarak değerlendirilebilir.

8. En yüksek % ezme oranı ile üretilen bobinlerin spiral toz altı kaynakla boru üretimleri gerçekleştirilmiş, boru üretimi sonrasında yapılan tüm testlerin hedeflenen API X70M PSL2 kalite gerekliliklerini karşıladığı tespit edilmiştir. Boruların özellikle -30°C'ye kadar düşürülen test sıcaklıklarında dahi ağırlık düşürmeli yırtma testlerinde %100 sünek kırılma karakteristiği sergilediği tespit edilmiştir. Bu sonuç malzemenin düşük sıcaklıktaki tokluk değerlerinin beklentilerin oldukça üzerinde olduğunu göstermektedir.
9. Termomekanik haddeleme yöntemiyle yapılacak yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik kalitelerinin üretiminde tandem haddeleme sırasında son pasolardaki ezme oranlarının artırılmasının mukavemet üzerindeki etkileri ayrıca incelenmeli ve çıkan sonuçlar irdelenmelidir. Hadde ekipmanlarının kabiliyetleri çerçevesinde son pasolardaki ezme miktarlarının artırılmasının alaşım tasarrufuna ve daha üst kalitelerin üretimine imkan verebileceği değerlendirilmektedir.
10. İleride yapılacak çalışmalarda, termomekanik haddeleme parametrelerindeki değişimlerin, nihai ürünlerdeki tane yönelmelerine, taneler arasındaki açılarının değişimine, çökeltilerin tip, boyut ve hacimsel dağılımlarına etkilerinin incelenmesinin faydalı olabileceği değerlendirilmektedir.



KAYNAKLAR

- [1] **Kraus, G.** (2005). Steels: Processing, Structure and Performance, *ASM International*, ss 613.
- [2] **Baker, T.N.** (2016) Microalloyed steels. *Ironmaking and Steelmaking* ss 1-44
- [3] **Almeida, W., Rodrigues, H., Rebellato, M., Bastos, F. ve Barbosa, R.** (2015) Modelling microstructure evolution during hot rolling of HSLA steels in a steckel mill TMS-HSLA Steels, *Microalloying & Offshore Engineering Steels* ss 335-341
- [4] **Skobir, D.A** (2011) High strength low alloy (HSLA) *Materials and Technology* Sayı 45 ss 295-301
- [5] **Bleck, W., Bambach, M. ve Wirths, V.** (2015) Microalloyed engineering steels with improved performance TMS-HSLA Steels, *Microalloying & Offshore Engineering Steels* ss 97-107
- [6] **Gray, J.M. ve Barbaro, F.** (2015) Evolution of microalloyed steels since microalloying '75 with specific emphasis on linepipe and plate TMS-HSLA Steels, *Microalloying & Offshore Engineering Steels* ss 53-70
- [7] **Ray, A. ve Bhadeshia, H.K.D.H.** (2015) Niobium in microalloyed rail steels TMS-HSLA Steels, *Microalloying & Offshore Engineering Steels* ss 33-39
- [8] **Deardo, A.J.** (2015) Microalloyed steels: Past, Present and Future TMS-HSLA Steels 2015, *Microalloying & Offshore Engineering Steels* ss 17-31
- [9] **Zhang, X., Yang, C. ve Shang, C.** (2015) New development of HSLA steels in China TMS-HSLA Steels, *Microalloying & Offshore Engineering Steels* ss 3-15
- [10] **Morrison, W.B.** (2000) Overview of microalloying in steel The Use of Vanadium in Steel - *Proceedings of the Vanitec Symposium* ss 25-35
- [11] **Bhattacharya, D.** (2015) Modern niobium microalloyed steels for the automotive industry TMS-HSLA Steels 2015, *Microalloying & Offshore Engineering Steels* 2015 ss 71-83
- [12] **Shigeru, E. ve Naoki, N.** (2015) Development of thermomechanical control process (TMCP) and high-performance steel in JFE steel *JFE Technical Report* Sayı 20 ss 1-7
- [13] **Hulka, K. ve Gray, J.M.** (2006) High temperature processing of line-pipe steels. *Proceeding of the international symposium of niobium* ss 647-674
- [14] **Halfa, H.** (2014) Recent trends in producing ultrafine grained steels *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* Sayı 2 ss 428-469

- [15] **Muszka, K., Dziedzic, D., Madej, L., Majta, J., Hodgson, P.D. ve Palmiere, E.J.** (2014) The development of ultrafine-grained hot rolling products using advanced thermomechanical processing *Materials Science and Engineering A610* ss 290-296
- [16] **Rosado, D.B., De Waele, W., Vanderschueren, D. ve Hertele, S.** (2013) Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. *Sustainable Construction and Desing Conference*
- [17] **Ramazani, A., Berme, B. ve Prahl, U.** (2013) Steel and iron based alloys. *Structural Materials and Processes in Transportation* ss 5-41
- [18] **Bodnar, R. L., Adebajo, R. O. ve Hansen, S. S.** (1996). Determination of the T_{nr} and Ar₃ temperatures from roll force measurements, 37. *Mechanical Working and Steel Processing Conference*, ss 743-757.
- [19] **Mendoza, R., Huante, J., Camacho, V., Alvarez-Fregoso, O. ve Juarez-Islas J.A.** (1999). Development of an API 5L X70 grade steel for sour gas resistance pipeline application, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Bölüm 8, ss 549-555.
- [20] **Gray, J.M, ve Siciliano, F.** (2009) High strength microalloyed linepipe: half a century of evolution. *Proceedings of 5th international conference on pipeline technology*
- [21] **Url 1.** < [http://www. aboutpipelines.com/en/pipeline-101/pipeline-history](http://www.aboutpipelines.com/en/pipeline-101/pipeline-history)>, Erişim 06.05.2018
- [22] **Url 2.** <<http://www.offshore-technology.com/features/worlds-longest-pipelines>>, Erişim 02.08.2018
- [23] **Url 3.** <<http://www.enerji.gov.tr/tr-TR/Sayfalar/Dogal-Gaz-Boru-Hatlari-ve-Projeleri>>, Erişim 21.03.2018
- [24] **Url 4.** <http://en.wikipedia.org/wiki/Pipeline_transport#cite_note-cia-1>, Erişim 25.06.2018
- [25] **Saeed, N. ve Ronagh, H. R.** (2015). Design of fibre-reinforced polymers overwraps for oil pressure, *Rehabilitation of Pipelines Using FRP Composites*, ss 211-223
- [26] **Url 5.** < [http://web.archive.org/web,20160821003050/ https://www.cia.gov/library/publications/world-factbook/fields/2117.html](http://web.archive.org/web,20160821003050/https://www.cia.gov/library/publications/world-factbook/fields/2117.html)>, Erişim 21.07.2018
- [27] **Url 6.** <[http:// www.tanap.com/tanap-projesi/fotograf-galerisi/](http://www.tanap.com/tanap-projesi/fotograf-galerisi/)>, Erişim 14.09.2018
- [28] **Url 7.** <[http:// www.pipeline101.org/Where-Are-Pipelines-Located](http://www.pipeline101.org/Where-Are-Pipelines-Located)>, Erişim 11.11.2018
- [29] **Akın, Ü.** (2017) Çelik Hat Boruları Eğitimi
- [30] **Heisterkamp, F. ve Carneiro, T.** (2011) Niobium: Future possibilities-technology and the market place, *Technical Report* ss.6-8

- [31] **Tianxia, Z., Guanghan, W., Dayong, L., Qiang, R., Jiyuan, X. ve Yinghong, P.** (2015). A numerical method for predicting O-forming gap in UOE pipe manufacturing, *International Journal of Mechanical Sciences*, ss 39-58
- [32] **Jiwoon, Y., Soo-Chang, K., Wonsuk, P., ve Jinkyu, F. C.** (2019). Yield strength tracking of UOE pipe considering various thickness to diameter ratios, *Marine Structures*, Sayı 68 ss 1-12
- [33] **Klaus, H.** (2005). The Role of Nb in Low Carbon Bainitic HSLA Steels, *Semantic Scholar*.
- [34] **Tang, Z.** (2006). Optimising the transformation and yield to ultimate strength ratio of Nb-Ti microalloyed low carbon line pipe steels through alloy and microstructural control, *University of Pretoria, Department of Materials Science and Metallurgical Engineering* ss 7-8.
- [35] **Lagneborg, R., Hutchinson, B., Siwecki, T ve Zajac, S.** (2014). The role of vanadium in microalloyed steels, *Swerea KIMAB*.
- [36] **Homsher, C. N.** (2013). Determination of the non-recrystallization temperature in multiple microalloyed steels, *Colorado School of Mines, Department of Metallurgical and Materials Engineering*.
- [37] **Graf, M., Schröder, J., Schwinn, V. ve Hulka, K.,** (2013). (2002) Production of large diameter pipes grade X70 with high toughness using acicular ferrite microstructures, *International conference on application and evaluation of high grade linepipes in hostile environments, Yokohama, Japan*. ss. 1-13
- [38] **Oilers, B.D., Lupian, N. Rumph, R. ve Granados, V.** (2016). Welding Procedure Qualification of A36 Steel Plates Using the GTAW and GMAW Processes, *California Polytechnic State University*.
- [39] **ASTM E 384.** (2017). Standard test method for microindentation hardness of materials. *Vickers hardness testing*.
- [40] **API RP 5L3** (2014) Recommended practice for conducting drop-weight tear tests on line pipe.
- [41] **ASTM E 436** (2014) Standard test method for drop-weight tear tests of ferritic steels
- [42] **Url 8.** <www.directindustry.com/prod/karl-deutsch/product-16682-1493061.html>, Erişim 12.10.2019.
- [43] **Url 9.** <visiconsult.de/new-approach-for-x-ray-weld-inspection-of-pipeline-segments/>, Erişim 12.10.2019.
- [44] **Url 10.** <megatek.co.id/web/page/display/1/37/26>, Erişim 13.10.2019.
- [45] **Url 11.** <www.ndtservis.com/manyetik-parcacik-testi>, Erişim 12.10.2019.
- [46] **Url 12.** <www.prdcompany.com/hydrostatic-pipe-testing-machine-hptm>, Erişim 14.10.2019.
- [47] **Hulka, K.** (1994). Niobium Information, Fundamentals of the Controlled Rolling Processes, *Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf*.

- [48] **Martinez, E.** (2000). Main metallurgical characteristic for line pipe materials, *Proceedings of the 3rd International Pipeline Technology Conference*, Belgium.
- [49] **Gong, P., Palmire, E.J. ve Rainfort, W.M.** (2015). Dissolution and precipitation behaviour in steels microalloyed with niobium during thermomechanical processing, *Acta Materialia*, Sayı 97 ss.392-403.
- [50] **Lissel, L.** (2006). Modeling the microstructural evolution during hot working of C-Mn and of Nb microalloyed steels using a physically based model, *Royal Institute of Technology, Materials Science and Engineering Division*, ss.2
- [51] **Ginzburg, V.B.** (2005). *Metallurgical design of flat rolled steels*,
- [52] **Hulka, K., Heisterkamp, F., Hillenbrand, H.G. ve Niederhoff, K.A.** (1995). High temperature thermomechanical processing background and application, *Microalloying '95 Conference Proceedings*, ss. 235-248
- [53] **Barbosa, R., Boratto, F., Yue, S. ve Jonas, J.J.** (1988). The influence of chemical composition on the recrystallisation behaviour of microalloyed steels, Processing, *Microstructure and Properties of HSLA Steels*, ss. 51-61.
- [54] **Bai, D.Q., Yue, S., Sun, W.P. ve Jonas, J.J.** (1993). Effect of deformation parameters on the no-recrystallization temperature in Nb-bearing steels, *Metallurgical Transactions A*, Sayı. 24, ss. 2151–2159.
- [55] **Fletcher, F.** (2008). Meta-analysis of T_{nr} measurements: Determining new empirical models based on composition and strain, *Austenite Processing Symposium*, ss. 1-14.
- [56] **Stalheim, D. G.** (2005) The use of high temperature processing steel for high strength oil and gas transmission pipeline applications, *DGS Metallurgical Solutions, Inc.*
- [57] **Hulka, K.** (2006). Niobium Information, Fundamentals of the Thermomechanical Rolling, *Niobium Products Company GmbH*, Düsseldorf, Germany.
- [58] **Stalheim, D.G. ve Jansto, S.G.** (2006). The role of Niobium in high strength oil and gas transmission linepipe steels. *6th International Pipeline Conference*.
- [59] **Stalheim, D.G. ve Gray, J.M.** (2006). Ferrite/acicular ferrite alloy designs for API X80 gas transmission linepipe steels *Modern Steels for Gas and Oil Transmission Pipelines*, Moscow.
- [60] **Cooman, D.** (2012). MSTs 202: Steel shaping and treating, *AIST International Steel Academy*, ss 225.
- [61] **Chapa, M., Medina, S.F., Lopez, V. ve Fernandez, B.** (2002) Influence of Al and Nb on optimum Ti/N ratio in controlling austenite grain growth at reheating temperatures. *ISIJ International* ss 1288-1296
- [62] **Subramanian, S.V., Zurob, H.S. ve Zhu, G.** (2007) Recrystallization control to obtain uniform fine grain size in hot Rolling of HTP steel. *International Symposium on Microalloyed for the Oil and Gas Industry* ss 335-350

- [63] **Zhao, Z., Wang, Z., Zhang, H. ve Qiao, L.** (2007) Effect of deformation and cooling rate on the transformation behavior and microstructure of X70 steels. *Journal of University of Science and Technology Beijing* Bölüm 14 Sayı 5 ss 410-414
- [64] **Hensger, K.E. ve Flemming, G.** (2001) Recent developments in compact strip production of Nb-microalloyed steels. *International Conference Niobium*
- [65] **Fazackerley, W.J., Manuel, P.A. ve Christensen, L.** (2006) First X-80 HSLA Pipeline in the USA. *International Symposium on Microalloyed Steels for Oil and Gas Industry TMS*
- [66] **Deardo, A.** (2005) The metallurgy of high strength linepipe steels. *Symposium on the pipelines for the 21st century*
- [67] **Schütz, W., Kirsch, H.J., Flüß, P. ve Schwinn, V.** (2001) Extended property combinations in thermomechanically control processed steel plates by application of advanced rolling and cooling technology. *Ironmaking and Steelmaking* Bölüm 28 Sayı 2 ss 180-184
- [68] **Matrosov, M.Y., Efron, L.I., Ilinskii, V.I., Severinets, I.Y., Lipunov, Y.I. ve Eismondt, K.Y.** (2005) Use of accelerated cooling to improve the mechanical and processing properties of rolled plates used to make large-diameter gas-line pipe. *Metallurgist* Bölüm 49 Sayı 5-6 ss 220-228
- [69] **Chiou, C.S., Yang, J.R. ve Huang, C.Y.** (2001) The effect of prior compressive deformation of austenite on toughness property in an ultra-low carbon bainitic steel *Materials Chemistry and Physics* Bölüm 69 ss 113-124
- [70] **Tang, Z. ve Stumpf, W.** (2008) The effect of microstructure and processing variables on the yield to ultimate tensile strength ratio in a Nb–Ti and a Nb–Ti–Mo line pipe steel. *Materials Science and Engineering A490* ss 391-402
- [71] **Zhao, M.C., Yang, K. ve Shan, Y.** (2002) The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel. *Materials Science and Engineering A335* ss 14-20
- [72] **Bauer, J., Fluss, P., Amoris, E. ve Schwinn, V.** (2013) Microstructure and properties of thermomechanical controlled processing steels for linepipe applications. *Ironmaking and Steelmaking* Bölüm 32 Sayı 4 ss 325-330
- [73] **Buchmayr, B.** (2017) Thermomechanical treatment of steel – A real disruptive technology since decades. *Steel Research International* Sayı 10 ss 1-14
- [74] **Knapinski, M., Dyja, H., Kawalek, A., Fraczek, T. ve Laber, K.** (2013) Analysis of the microstructure evolution during thermo-mechanical treatment of the steel plates in grade x80-x100. *Metallurgija* Sayı 52 ss 239-242
- [75] **Song, R., Ponge, D., Raabe, D., Speer, J.G. ve Matlock, D.K.** (2006) Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering A441* ss 1-17

- [76] **Yang, Y., Li, T.R., Jia, T., Wang, Z.D. ve Misra, R.D.K.** (2018) Dynamic recrystallization and flow behavior in low carbon Nb–Ti microalloyed steel *Steel Research International* ss 1-7
- [77] **Fang, J., Zhang, J. ve Wang, L.** (2014) Evaluation of cracking behavior and critical CTOA values of pipeline steel from DWTT specimens. *Engineering Fracture Mechanics* Sayı 124-125 ss 18-29
- [78] **Olalla, V.C., Bliznuk, V., Sanchez, N., Thibaux, P., Kestens L.A.I. ve Petrov, R.H.** (2014) Analysis of the strengthening mechanisms in pipeline steels as a function of the hot rolling parameters *Materials Science and Engineering A604* ss 46-56
- [79] **Kumar, V., Kumar, S., Saxena, A. ve Jha, B.K.** (2011) Thermo-mechanical simulation studies for hot rolling of steel – An Overview. *National Conference on “Thermo-mechanical Simulation Using Gleeble System” and 3rd Gleeble User Workshop* ss 2-7
- [80] **Batte, A.D., Boothby, P.J. ve Rothwell, A.B.** (2002) Understanding the weldability of niobium-bearing HSLA steels *Niobium Science and Technology* ss 931-958
- [81] **Drewes, E.J. ve Walker, E.F.** (2001) Niobium bearing steels in the automotive industry. *Proceeding of the international symposium of niobium.* ss 873-888
- [82] **Patel, J., Klinkenberg, C. ve Hulka, K.** (2001) Hot rolled HSLA strip steels for automotive and construction applications. *Proceeding of the international symposium of niobium* ss 587-612
- [83] **Rittmann, R. ve Freier, K.** (2001) Niobium containing steels for spiral and electric resistance welded line pipe production. *Development publication by Salzgitter Flachstahl* ss 1-20
- [84] **Hillenbrand, H.G., Grass, M. ve Kalwa, C.** (2001) Development and production of high strength pipeline steels. *Proceeding of the international symposium of niobium* ss 1-29
- [85] **Collins, L.E.** (2001) Processing of niobium-containing steels by steckel mill rolling *Proceeding of the international symposium of niobium* ss 527-542
- [86] **Palmiere, E.J., Sellars, C.M. ve Subramanian, S.V.** (2001) Modelling of thermomechanical rolling. *Proceeding of the international symposium of niobium* ss 501-526
- [87] **Deardo, A.J.** (2001) Fundamental metallurgy of niobium in steel. *Proceeding of the international symposium of niobium* ss 427-478
- [88] **Stalheim, D.G., Barnes, K.R. ve McCutcheon, D.B.** (2007) Alloy designs for high strength oil and gas transmission linepipe steels. *International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry* ss 73-107
- [89] **Collins, L.E., Hamad, F. ve Kostic, M.** (2006) Production of high strength line pipe steel by steckel mill rolling and spiral pipe forming *International Symposium on Microalloyed Steels for the Oil and Gas Industry* ss 221-238

- [90] **Rodrigues, P.C.M., Pereloma, E.V. ve Santos, D.B.** (2000) Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling *Materials Science and Engineering A* 283 ss 136-143
- [91] **Ghosh, S. ve Mula, S.** (2015) Thermomechanical processing of low carbon Nb–Ti stabilized microalloyed steel: Microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A* 646 ss 218-233
- [92] **Kawas, A.E., Abbas, M., Ramadan, R. ve Ibrahim, S.** (2018) Effect of Nb addition on the hot deformation behavior and microstructure of low carbon steel *Journal of Petroleum and Mining Engineering Sayı* 20 ss 66-72
- [93] **Du, L., Zhang, Z., She, G., Liu, X. ve Wang, G.** (2006) Austenite recrystallization and controlled rolling of low carbon steels *International Journal of Iron and Steel Research Sayı* 13-3 ss 31-36
- [94] **Lan, L., Qiu, C., Zhao, D., Gao, X. ve Du, L.** (2011) Dynamic and static recrystallization behavior of low carbon high niobium microalloyed steel *International Journal of Iron and Steel Research Sayı* 18 ss 55-60
- [95] **Momeni, A., Arabi, H., Rezaei, A., Badri, H. ve Abbasi, S.M.** (2011) Hot deformation behavior of austenite in HSLA-100 microalloyed steel *Materials Science and Engineering A* 528 ss 2158-2163
- [96] **Gomez, M., Medina, S.F., Quispe, A. ve Valles, P.** (2002) Static recrystallization and induced precipitation in a low Nb microalloyed steel. *ISIJ International Sayı* 42-4 ss 423-431
- [97] **Gorbachev, I.I. ve Popov, V.V.** (2010) Analysis of the solubility of carbides, nitrides, and carbonitrides in steels using methods of computer thermodynamics: IV. solubility of carbides, nitrides, and carbonitrides in the Fe–Nb–C, Fe–Nb–N, and Fe–Nb–C–N systems *The Physics of Metals and Metallography Sayı* 110-1 ss 52-61
- [98] **Zou, T., Wu, G., Li, D., Ren, Q., Xin, J. ve Peng, Y.** (2015) A numerical method for predicting O-forming gap in UOE pipe manufacturing. *International Journal of Mechanical Sciences Sayı* 98 ss 33
- [99] **Url 13.** <press.siemens.com/global/en?pi=IIS201103939e>, Erişim 09.10.2019.
- [100] **Url 14.** <<http://www.youtube.com/watch?v=nrGk-8S1suw>>, Erişim 06.13.2018
- [101] **Url 15.** <<http://www.ihl.co.jp/insystem/hp/05produc/002/002.htm>>, Erişim 07.10.2019.
- [102] **Url 16.** <http://www.danieli.com/en/products/products-processes-and-technologies/hot-strip-mills_26_51.htm#>, Erişim 08.10.2019.
- [103] **SMS Demag TIPPINS.** (2000). Steckel Mill Technical Report, ss 2
- [104] **Url 17.** <smsgroup.us/files/W4_310E_Coiler%20technology%20for%20hot%20strip%20mills.pdf>, Erişim 09.10.2019.

- [105] **Gong, P., Palmiere, E.J. ve Rainfort W.M.** (2015) Dissolution and precipitation behaviour in steels microalloyed with niobium during thermomechanical processing, *Acta Materialia*, Sayı 97 ss.392-403,
- [106] **Url 18.** <<https://www.bleeble.com/about-us1/company-history.html>>, Erişim 23.12.2019.
- [107] **Pavlina, E.J. ve Van Tyne, C.J.** (2008) Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Sayı 17, ss. 888-889.
- [108] **Domblesky, J.P., Jackman, L.A., Shivpuri, R., ve Hendrick B.B.** (1994). Prediction of grain size during multiple pass radial forging of alloy 718, *The Minerals, Metals & Materials Society*, ss.9-10
- [109] **Nishioka, K. ve Ichikawa, K.** (2012) Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization, *Science and Technology of Advanced Materials* ss 13
- [110] **Nagahama, Y. ve Yamamoto, S.** (2003) High performance steel pipes and tubes securing and exploiting the future demands. *NKK Technical Review* ss 81
- [111] **Maccagno, T.M., Jonas, J.J., Yue, S., Mc Crady, B.J., Slobodian, R. ve Deeks, D.** (1994). Determination of recrystallization stop temperature from rolling mill logs and comparison with laboratory simulation results, *ISIJ International*, Sayı 34 ss. 917-922.
- [112] **Cizek, P., Wynne, B.P., Davies, C.H.J., Muddle, B.C. ve Hodgson P.D.** (2002). Effect of composition and austenite deformation on the transformation characteristics of low carbon and ultralow carbon microalloyed steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Sayı 33A, ss. 1331,1348
- [113] **Salvatori, I., Mesplont, C., Ponge, D., Song, R. ve Simith, A.W.F.** (2006) Ultrafine grained steel by innovative deformation cycles. *European Commission Technical Steel Research International* ss 33-37

ÖZGEÇMİŞ



Ad-Soyad : Ramazan TÜTÜK
Doğum Tarihi ve Yeri : 25.06.1978 Kavak/SAMSUN
E-posta : rtutuk@hotmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2000, İstanbul Teknik Üniversitesi. , Kimya-Metalurji Fakültesi. , Metalurji Mühendisliği
- **Yükseklisans** : 2005, İstanbul Teknik Üniversitesi, Mühendislikte İleri Teknolojiler, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- 2004-2005 yılları arasında Ford Otosan İTÜ Üniversite Sanayii İşbirliği çerçevesinde proje mühendisi olarak İstanbul Teknik Üniversitesi Kimya Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği Mekanik Metalurji Laboratuvarları'nda çalıştı.
- 2005-2010 yılları arasında Ereğli Demir Çelik Fabrikaları'nda Ar&Ge ve Kalite Mühendisi olarak çalıştı
- 2010- Halen Çolakoğlu Metalurji A.Ş.- Mühendislik ve Teknik Hizmetler Müdürü olarak meslek hayatına devam etmektedir.

DOKTORA TEZİNDEN TÜRETİLEN YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

Tütük R., Arıkan M.M., Kayalı .E.S. 2019. Effect of Reduction Ratio Below Austenite Recrystallization Stop Temperature on an API X70M PSL2 Line Pipe Steel, *Sakarya University Journal of Science*, 23(5), 972-981

DİĞER YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

Tütük R., Elkoca O. 2005. Görüntü analiz sistemi ile kalıntı analizi, III. Demir Çelik Kongresi

