

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**DÜŞÜK KARBONLU YÜKSEK DAYANIMLI ÇELİKLERİN
ÖZELLİKLERİNİN ÜRETİM PARAMETRELERİ İLE İLİŞKİSİ**

DOKTORA TEZİ

Serkan OKTAY

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Doktora Programı

ARALIK 2022

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ

**DÜŞÜK KARBONLU YÜKSEK DAYANIMLI ÇELİKLERİN
ÖZELLİKLERİNİN ÜRETİM PARAMETRELERİ İLE İLİŞKİSİ**

DOKTORA TEZİ

**Serkan OKTAY
(506112417)**

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Doktora Programı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Mustafa Kelami ŞEŞEN

ARALIK 2022

ISTANBUL TECHNICAL UNIVERSITY ★ GRADUATE SCHOOL

**RELATIONSHIP BETWEEN PROPERTIES OF LOW CARBON HIGH
STRENGTH STEELS AND PRODUCTION PARAMETERS**



**Ph.D. THESIS
Serkan OKTAY
(506112417)**

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Metallurgical and Materials Engineering Programme

Thesis Adviser: Prof. Dr. Mustafa Kelami ŞEŞEN

DECEMBER 2022

İTÜ, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü'nün 506112417 numaralı Doktora Öğrencisi Serkan OKTAY, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “DÜŞÜK KARBONLU YÜKSEK DAYANIMLI ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİNİN ÜRETİM PARAMETRELERİ İLE İLİŞKİSİ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı: **Prof. Dr. Mustafa Kelami ŞEŞEN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri: **Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Cevat Bora DERİN
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Nilgün KUŞKONMAZ
Yıldız Teknik Üniversitesi

Dr. Öğr. Üyesi. Burak BİROL
Yıldız Teknik Üniversitesi

Teslim Tarihi : 03 Kasım 2022
Savunma Tarihi : 13 Aralık 2022





Sevgili Eşime,



ÖNSÖZ

Doktora tezi çalışması boyunca engin bilgi ve tecrübeleriyle sürekli destek veren sayın tez danışmanım Prof. Dr. Mustafa Kelami ŞEŞEN'e,

Tez ilerleme sunumlarımda soru ve önerileriyle katkıda bulunan tez izleme jürisindeki öğretim üyeleri sayın Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN ve sayın Prof. Dr. Nilgün KUŞKONMAZ'a ve önceki tez izleme jürisi öğretim üyesi sayın Dr. Selim YILDIRIM'a,

Tez çalışmam süresince endüstri tecrübesi ile destekte bulunan sayın Yüksek Mühendis Cengiz ŞAHİNTÜRK'e,

Çolakoğlu Metalurji A.Ş. Emekli İşletmeler Direktörümüz sayın A. Fikret GEN'e, Ürün ve Proses Geliştirme Direktörümüz sayın Hasan BULUT'a, Kalite Metalurji ve ARGE Müdürümüz sayın Ramazan TÜTÜK'e

Çolakoğlu Metalurji AŞ'nin kıymetli çalışanlarına,

Tez çalışmam boyunca manevi desteğini esirgemeyen aileme çok teşekkür ederim.

Kasım 2022

Serkan OKTAY
(Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi)



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	ix
İÇİNDEKİLER	xi
KISALTMALAR	xiii
SEMBOLLER	xv
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xvii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xix
ÖZET.....	xxv
SUMMARY	xxvii
1. GİRİŞ ve AMAÇ	1
2. DEMİR ÇELİK ÜRETİMİNİN TARİHÇESİ ve ÇELİĞİN TANIMI.....	5
2.1 Demir Çelik Üretiminin Tarihçesi ve Türkiye	5
2.2 Günümüzün Çelik Üretim Teknolojileri	9
2.2.1 Elektrik ark fırını ile çelik üretimi	9
2.3 Çeliklerin Tanımı ve Sınıflandırılması	13
2.4 Düşük Karbonlu Yüksek Dayanımlı Çelik Tanımları ve Önemi	14
3. DÜŞÜK KARBONLU YÜKSEK DAYANIMLI ÇELİKLERDE KULLANILAN ALAŞIM ELEMENTLERİ VE UYGULANAN HADDELEME PROSESLERİ	19
3.1 Çeliklerde Kullanılan Alaşım Elementleri ve Mekanik Özelliklere Etkileri....	19
3.2 Çeliklere Uygulanan Haddeme Prosesleri	40
4. DÜŞÜK KARBONLU MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLERDE MİKRO YAPILAR VE ÖZELLİKLERİ.....	57
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	77
5.1 Kullanılan Malzemeler ve Cihazlar.....	77
5.1.1 Kullanılan malzemeler	78
5.1.2 Kullanılan cihazlar	78
5.2 Deneylerin Yapılması.....	80
5.2.1 Deneylerde kullanılan sac örneklerin üretilmesi	80
5.2.2 Hazırlama ve incelemelerin yapılması.....	82
5.2.2.1 Optik emisyon spektroskopisi çalışmaları	82
5.2.2.2 Çekme testi çalışmaları	82
5.2.2.3 Darbe testi çalışmaları.....	83
5.2.2.4 Katlama testi çalışmaları	83
5.2.2.5 Sertlik testi çalışmaları.....	83
5.2.2.6 Isıl işlem çalışmaları	84
5.2.2.7 Optik mikroskop çalışmaları	84
5.2.2.8 Elektron mikroskobu çalışmaları	84
5.2.2.9 EBSD çalışmaları	85
5.2.2.10 JMat Pro çalışmaları.....	85
5.2.2.11 XRD çalışmaları.....	85
5.3 . Deney Sonuçları	86

5.3.1 Çekme testi sonuçları	86
5.3.2 Darbe testleri	96
5.3.3 Katlama testleri	104
5.3.4 Sertlik testleri	105
5.3.5 Optik mikroskop	106
5.3.6 Elektron mikroskobu.....	112
5.3.7 EBSD analizleri	120
5.3.8 JMat Pro analizleri	123
5.4 Deney Sonuçlarının İrdelenmesi	132
6. SONUÇLAR	143
KAYNAKLAR.....	147
ÖZGEÇMİŞ.....	161



KISALTMALAR

AC	: Alternative Current (Alternatif Akım)
AHSS	: Advanced High Strength Steel (Geliştirilmiş Yüksek Dayanımlı)
BOF	: Basic Oxygen Furnace (Bazik Oksijen Fırını)
BSE	: Back Scattered Electron (Geri Saçılan Elektron)
CCT	: Continuous Cooling Transformation (Sürekli Soğuma Diyagramı)
CL	: Coiler (Bobin Sarma)
CP	: Complex Phase (Kompleks Fazlı)
CSP	: Compact Strip Production (Kompakt Şerit Üretimi)
DC	: Direct Current (Doğru Akım)
DLB	: Degenerate Lower Bainite (Dejenere Alt Beynit)
DP	: Dual Phase (Çift Fazlı)
DRI	: Direct Reduced Iron (Direkt İndirgenmiş Demir)
DUB	: Degenerate Upper Bainite (Dejenere Üst Beynit)
EAF	: Electric Arc Furnace (Elektrik Ark Fırını)
EBSD	: Electron Backscatter Diffraction (Elektron Geri Saçılım Difraksiyonu)
EDS	: Energy-Dispersive Spectroscopy (Enerji Dağılımı X Işını Spektroskopisi)
ESP	: Endless Strip Production (Sonsuz Şerit Üretimi)
FB	: Ferritic- Bainitic (Ferritik – Beynitik)
FEG	: Field Emission Gun (Alan Emisyon Tabancası)
FR	: Finish Rolling (Son Haddeleme)
FTSC	: Flexible Thin Slab Casting (Esnek İnce Slab Döküm)
GB	: Globular Bainite (Globüler Beynit)
GOS	: Grain Orientation Spread (Tane İçi Yönelim Dağılımı)
HBI	: Hot Briquetted Iron (Sıcak Briket Demir)
HF	: Hot-Formed (Sıcak Şekillendirilmiş)
HSLA	: High Strength Low Alloy (Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli)
HSS	: High Speed Steel (Yüksek Hız Çeliği)
ISP	: In-line Strip Production (Hızlı Şerit Üretimi)
LB	: Lower Bainite (Alt Beynit)
M/A	: Martensite- Austenite (Martenzit Ostenit)
MS	: Martensitic Steel (Martenzitik Çelik)
OES	: Optical Emission Spectroscopy (Optik Emisyon Spektroskopisi)
OPS	: Oxide Polishing Suspension (Oksit Parlatma Solisyonu)
PHS	: Press Hardened Steel (Pres ile Sertleştirilmiş Çelik)
PR	: Prior Rolling (Ön Haddeleme)
Q/P	: Quenching and Partitioning (Su Verme -Temperleme)
QSP	: Quality Strip Production (Kaliteli Şerit Üretimi)
SE	: Secondary Electron (İkincil Elektron)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
TEM	: Transmission Electron Microscopy (Geçirimli Elektron Mikroskobu)
TRIP	: Transformation Induced Plasticity (Dönüşüm Kaynaklı Plastisiteli)
TTT	: Time Temperature Transformation (Zaman Sıcaklık Dönüşüm)
TWIP	: Twinning-Induced Plasticity (İkizlenmeden Kaynaklanan Plastisiteli)

UB	: Upper Bainite (Üst Beynit)
VHSS	: Very High Strength Steel (Çok Yüksek Dayanımlı Çelik)
XRD	: X-ray diffraction (X-Işınları Difraksiyonu)
YF	: Yüksek Fırın



SEMBOLLER

C	: Karbon
Mn	: Manganez
Si	: Silisyum
P	: Fosfor
S	: Kükürt
Cr	: Krom
Ni	: Nikel
Mo	: Molibden
Nb	: Niyonyum
V	: Vanadyum
Ti	: Titanyum
B	: Bor
N	: Azot
σ_y	: Akma Mukavemeti
σ_0	: Latis Sürtünme Gerilimi
k_y	: Malzeme Sabiti
R_0	: Kritik Partikül Yarı Çapı
M	: Taylor Sabiti
G	: Kayma Modülü
B	: Burgers Vektörü
r_i	: İç Kesme Yarı Çapı
r_a	: Dış Kesme Yarı Çapı
Rp0.2	: Akma Mukavemeti
Rm	: Çekme Mukavemeti
HB	: Brinell Sertlik
T_{nr}	: Yeniden Kristalleşmenin Olmadığı Sıcaklık
$\hat{A}$	: Atomik Yarıçap
Ppm	: Milyonda Bir
MPa	: Mega Paskal
mm	: Milimetre
cm	: Santimetre
m	: Metre
s	: Saniye
$^{\circ}\text{C}$	: Santigrat Derece
L	: Litre
Gpm	: Galon Bölü Dakika
M_s	: Martenzit Başlangıç Sıcaklığı
B_s	: Beynit Başlangıç Sıcaklığı
μ	: Mikron
μm	: Mikrometre
$\Delta\sigma_{SS}$	: Katı Eriyik Katkısı- Akma Mukavemeti
$\Delta\sigma_{gb}$	: Tane boyutunu düşürme katkısı- Akma Mukavemeti

$\Delta\sigma_{ppt}$	: Çökelme Sertleşmesi Katkısı- Akma Mukavemeti
$\Delta\sigma_{dis}$	: Dislokasyon Katkısı- Akma Mukavemeti
nm	: Nanometre
m	: Metre
°	: Derece
kV	: Kilovolt
L_0	: İlk Ölçü Uzunluğu
S_0	: İlk Kesit Alanı
N/mm ²	: Newton bölü Milimetre Kare
J	: Joule
f_v	: Partikül Oranı
η	: Eta
T_0	: Sıfır Döşüm Sıcaklığı
Ae_3	: Ferritin Östenite Dönüşümünün Tamamlandığı Denge Sıcaklığı
Ae_1	: Östenitin oluşmaya başladığı Denge Sıcaklığı
A_{cm}	: Östenit Sementit Denge Dönüşüm Sıcaklığı
To'	: Gelirim Enerjisi Eklenmiş Sıfır Döşüm Sıcaklığı
Mo_2C	: Molibden Karbür
$Nb(C,N)$	: Niyobyum Karbonitrür
NbC	: Niyobyum Karbür
$(Nb,Ti)C$	: Niyobyum Titanyum Karbür
$Ti(C,N)$	: Titanyum Karbonitrür
$(Ti, Mo)C$	: Titanyum Molibden Karbür
TiN	: Titanyum Nitrür
$(Ti, Nb)C, N$	: Titanyum Niyobyum Karbonitrür
$V(C,N)$	: Vanadyum Karbonitrür

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 3.1 : Çelik içerisinde bulunan bazı önemli elementlerin atomik yarı çapları .	29
Çizelge 5.1 : Deneylerde kullanılan çeliklerin bileşimleri.	78
Çizelge 5.2 : Tez çalışması kapsamında incelenen bobinlerin proses bilgileri ve numunelerin konumları.....	86
Çizelge 5.3 : Tez numunelerinin çekme testi sonuçları (Isıl işlemsiz).	87
Çizelge 5.4 : Tez numunelerinin çekme testi sonuçları (Isıl işlemlili).	92
Çizelge 5.5 : Isıl işlemsiz tez numunelerinin Darbe testi sonuçları.....	96
Çizelge 5.6 : Tez numunelerinin Brinell sertlik testi sonuçları.	106
Çizelge 5.7 : B kalitesinden üretilen bobinlerde mikroyapı bileşenlerinin % dağılımı.	117



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1 : Dünya çelik üretiminin üretim yöntemine ve tonaja göre dağılımı	7
Şekil 2.2 : Elektrik ark ocağı, (a) DC tip, (b) AC tip	11
Şekil 2.3 : Çeliklerin sınıflandırılması	14
Şekil 2.4 : Otomotiv endüstrisinde kullanılan çeliklerin çekme mukavemeti ve toplam uzama kabiliyetine göre sınıflandırılması	16
Şekil 2.5 : Haddelenmiş çelik ürünlerin tarihsel gelişimi	16
Şekil 2.6 : 1940 -2000 yılları arasında düşük alaşımlı yüksek dayanımlı (HSLA) çeliklerin gelişimi	17
Şekil 3.1 : Bileşiminde % 1 Mn, % 0.25 Si ve % 0.001 N bulunan bir C-Mn çeliğinde akma mukavemeti -ferrit tane boyutu ilişkisi	20
Şekil 3.2 : Çelikte mukavemet artırma yöntemlerinin sünek - gevrek geçiş sıcaklığına etkileri.	20
Şekil 3.3 : Akma mukavemeti- kritik partikül boyutu ilişkisi	21
Şekil 3.4 : Ashby Orowan eşitliğine göre farklı boyutlu çökeltilerin akma mukavemeti artışına etkisi	22
Şekil 3.5 : T _{nr} sıcaklığı altında ve üstüne haddeleme esnasında ostenitn yeniden kristallenme ve ferrit çekildeklenmesi davranışı	23
Şekil 3.6 : Düşük karbonlu bir çelikte alaşım elementlerinin ferrit tane boyutuna etkisi	24
Şekil 3.7 : Mikro alaşım elementlerinin T _{nr} sıcaklığına etkisi	24
Şekil 3.8 : Mikro alaşım karbür ve nitrürlerinin ostenit içerisinde sıcaklığa göre çözünürlüğü	25
Şekil 3.9 : Çelikte kullanılan mikro alaşım elementlerinin ostenit tane boyutuna etkisi	26
Şekil 3.10 : % 0.07 C ve % 0.07 N bulunan bir çelik kalitesinde sıcaklığın bir fonksiyonu olarak çökelti miktarları	28
Şekil 3.11 : Sıcak haddelenmiş bobinde mikro alaşım elementlerinin mekanik özelliklere etkisi	30
Şekil 3.12 : Çeliklerdeki mukavemetlendirme mekanizmaları	33
Şekil 3.13 : Haddeleme kademelerinde Mo'nin temel etkileri	34
Şekil 3.14 : Borun Mo 'li ve Mo 'süz çeliklerde tane sınırına segregasyonu ve çökmesi	35
Şekil 3.15 : Bileşiminde %0.08 C- %1.58 Mn-%0.24 Si-%0.11 Ti-%0.28 Mo-%0.005 P-%0.002 S-%0.004 N bulunan bir çelikte arafaz ve dağınık çökmesi	37
Şekil 3.16 : Alaşım tasarımı ve sarılma sıcaklığına bağlı olarak akma mukavemetinin değişimi (%0.04 Nb, %0.2 Mo, % 0.09 Ti)	38
Şekil 3.17 : Slab döküm yöntemine göre döküm kalınlığı ve döküm hızı kıyaslaması	41
Şekil 3.18 : Sürekli döküm yöntemleri kıyaslaması	42
Şekil 3.19 : İnce slab döküm yöntemleri	43

Şekil 3.20 : Tek stant dörtlü merdane düzeni görseli .	44
Şekil 3.21 : Geleneksel sıcak sac haddehanesi düzeni	44
Şekil 3.22 : Kanada 'da bir demir çelik firmasına ait bobin kutusu görseli .	46
Şekil 3.23 : Çift fazlı bir çelik kalitesi haddeleme prosesi ve faz dönüşümleri	48
Şekil 3.24 : Alaşım elementlerinin belirli sıcaklıklar ve faz dönüşümlerine etkisi .	48
Şekil 3.25 : Sıcak sac haddeleme yöntemleri .	49
Şekil 3.26 : Haddeleme ve ısıtma işlem türüne göre oda sıcaklığında minimum akma mukavemeti ve % uzamanın değişimi	50
Şekil 3.27 : Geleneksel haddeleme ve kontrollü haddeleme durumlarında ostenit – ferrit dönüşümleri mikroyapı değerlendirmesi	51
Şekil 3.28 : Termomekanik haddeleme adımlarında Nb'un çökmesi, ferrit tane incelmeye ve çökme sertleşmesi etkisi .	52
Şekil 3.29 : Elementlerin statik ve dinamik yeniden kristallenmeye etkileri .	53
Şekil 3.30 : Nb, Ti ve Ti-Nb ile mikro alaşımlanmış çeliklerde T _{nr} sıcaklığı üzerine iki deformasyon arası sürenin etkisi .	54
Şekil 3.31 : Nb ve Nb-Ti lu çeliklerde deformasyonun T _{nr} sıcaklığına etkisi .	54
Şekil 4.1 : 770 MPa Nb-Ti mikro alaşımlı sıcak haddelenmiş çelik a) optik mikroskop, b) elektron mikroskobu görüntüsü.	57
Şekil 4.2 : Oda sıcaklığı, 200, 400, 600, 800, 1000 ve 1200°C de ısıtma işlem yapılmış numunelerin mikro yapıları.	59
Şekil 4.3 : Düşük (sol) ve yüksek (sağ) sarım sıcaklıklı bobinlerin mikro yapısı.	61
Şekil 4.4 : Farklı sarım sıcaklığı ile üretilen bobinlerin mikro yapıları. a ve b: düşük sarım sıcaklıklı bobin, c ve d: yüksek sarım sıcaklıklı bobin.....	65
Şekil 4.5 : Farklı bobin sarım sıcaklıkları ile üretilen Ti-Nb 'li çeliklerin mikro yapıları; a) 520°C, b) 600°C.....	67
Şekil 4.6 : a) % 0.06 C içeren bor'suz çelikte granüler beynit, b) % 0.06 C içeren bor'lu çelikte granüler beynit.....	69
Şekil 4.7 : Granüler beynit içindeki ikinci fazlar, (a) dejenere perlit, (b) sementit debris.	69
Şekil 4.8 : Granüler beynit içindeki ikinci fazlar (a) sementit içeren beynit, (b) M/A içeren beynit.	70
Şekil 4.9 : Tamamlanmamış dönüşüm ürünleri karışımı içeren granüler beynit.	70
Şekil 4.10 : Mo-Ni çeliklerinde martenzit-ostenit ikinci fazlarının morfolojileri.	71
Şekil 4.11 : Martenzitik ikincil faz.	71
Şekil 4.12 : Granüler beynit içindeki ikinci faz oranının ve türünün değişiminin şematik gösterimi.	72
Şekil 4.13 : (a) Bor'suz bir çelikte üst beynit FEG -SEM görüntüsü (b) Üst beynitte ferrit plakaları arasında çökelmiş ince karbür çökeltileri.	72
Şekil 4.14 : (a) Bor'lu kompleks çelikte dejenere üst beynit FEG-SEM görüntüsü, (b) Dejenere üst beynitte martenzit-ostenit iç yapısı.	73
Şekil 4.15 : (a) Bor'lu X120 çeliğinde FEG-SEM ile alınan alt beynit görüntüsü....	73
Şekil 4.16 : Bor'lu X120 kalitesinde dejenere alt beynit mikro yapısı.	74
Şekil 4.17 : Kendiliğinden temperenmiş iğnemsiz martenzit mikro yapısı.....	74
Şekil 4.18 : EBSD – yönelim haritaları ve ferrit tanelerinin yönelim farklılığı açılarının dağılımı (a) granüler beynit, (b) üst beynit, (c) alt beynit.	75
Şekil 4.19 : Taneler/Plakalar arasındaki yönelim farklılığı açısı temelinde Beyniten tanımı.	75
Şekil 5.1 : İş Akış Diyagramı.....	77
Şekil 5.2 : Tez numunelerinin üretildiği Sıcak sac haddehanesi proses akış görseli.	80

Şekil 5.3 : A kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin Çekme testi Sonuçlarının kalınlık ve sarılma sıcaklığına göre kıyaslaması.	88
Şekil 5.4 : A kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin % uzamalarının kalınlık ve sarılma sıcaklığına göre kıyaslaması.	88
Şekil 5.5 : B kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin Çekme testi Sonuçlarının kalınlık ve sarılma sıcaklığına göre kıyaslaması.	89
Şekil 5.6 : B kalite Isıl işlemsiz numunelerin Çekme testi Gerilim-genleme grafiği karşılaştırması.....	89
Şekil 5.7 : B kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin % uzamalarının kalınlık ve sarılma sıcaklığına göre kıyaslaması.	90
Şekil 5.8 : B ve C kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin Çekme testi Sonuçlarının Kıyaslaması.	90
Şekil 5.9 : B ve C kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin % uzamalarının kıyaslaması.	91
Şekil 5.10 : A1.1 nolu bobin den hazırlanan çekme testi numunelerinin ısı işlemsiz ve farklı sıcaklıklarda izotermal ısı işlemleri durumunda akma ve çekme mukavemeti kıyaslaması.	92
Şekil 5.11 : A1.1 nolu bobin den hazırlanan çekme testi numunelerinin ısı işlemsiz ve farklı sıcaklıklarda izotermal ısı işlemleri durumunda % uzama kıyaslaması.	93
Şekil 5.12 : 6 mm kalınlıklı B1.1, B1.2 ve 10 mm kalınlıklı B2.1, B2.2 nolu bobinlerden üretilen ısı işlemsiz ısı işlemleri numunelerin çekme testi sonuçları.	93
Şekil 5.13 : 6 mm kalınlıklı B1.1, B1.2 ve 10 mm kalınlıklı B2.1, B2.2 nolu bobinlerden üretilen ısı işlemsiz ve ısı işlemleri numunelerin % uzama değerleri.....	94
Şekil 5.14 : Borlu C kalitesi Isıl işlemleri ve Isıl işlemsiz numunelerin Akma- Çekme mukavemeti kıyaslaması.	95
Şekil 5.15 : Borlu C kalitesi Isıl işlemleri ve Isıl işlemsiz % uzama kıyaslaması.	95
Şekil 5.16 : A kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları.	97
Şekil 5.17 : B kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları.	98
Şekil 5.18 : C kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları.	98
Şekil 5.19 : B kalitesi ve Borlu C kalitesinde ısı işlemsiz numunelerin darbe Testi sonuçları kıyaslaması.	99
Şekil 5.20 : D kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları.	99
Şekil 5.21 : A1.1 nolu bobinden hazırlanan numunelerin Isıl işlemleri ve ısı işlemsiz oda sıcaklığı darbe testi sonuçları.	100
Şekil 5.22 : A1.5 nolu bobinden hazırlanan ısı işlemleri ve ısı işlemsiz numunelerin farklı sıcaklıklarda darbe testi sonuçları kıyaslaması.....	101
Şekil 5.23 : Borlu C kalitesinden hazırlanan ısı işlemleri ve ısı işlemsiz numunelerin -20°C darbe testi sonuçları kıyaslaması.....	102
Şekil 5.24 : Farklı sıcaklıklarda izotermal ısı işlemleri ve ısı işlemsiz A1.1 nolu bobinden oda sıcaklığında yapılan darbe testi kırık yüzeyleri.	102
Şekil 5.25 : Düşük sarılma sıcaklıklı B1.1 ve B2.1 nolu bobinler ile yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2 ve B2.2 nolu bobinlerin -20°C darbe testi sonrası kırık yüzey görüntüleri.....	103
Şekil 5.26 : Borlu C kalitesinde ısı işlemsiz ve 600°C de ısı işlemleri numunelerinin -20°C de darbe testis sonrası kırık yüzey görüntüleri.....	103
Şekil 5.27 : A1.1 nolu bobinden hazırlanan numunelerin Isıl işlemleri ve ısı işlemsiz katlama testi sonrası yüzey görüntüleri.	104

Şekil 5.28 : B kalitesinden düşük sarılma sıcaklıklı B1.1, B2.1 ve yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2, B2.2 nolu bobinlerden yapılan katlama testi sonrası yüzey görüntüleri.....	104
Şekil 5.29 : C kalitesinden üretilen sırasıyla; C2.2, C1.2, C2.3 ve C1.1 nolu bobinlerden yapılan katlama testi sonrası yüzey görüntüleri.	105
Şekil 5.30 : D kalitesinden üretilen D1.1 nolu bobinde sırasıyla; düşük (D1.1 450) ve yüksek (D1.1 700) sarılma sıcaklıklı bölgelerinden yapılan katlama testi sonrası yüzey görüntüleri.	105
Şekil 5.31 : A kalitesinden üretilen A1.1 bolu bobinden alınan optik mikroskop görüntüleri; (a) ısı işlemsiz, (b) 200°C’de ısı işlemlili, (c) 400°C’de ısı işlemlili, (d) 600°C’de ısı işlemlili, (e) 600°C’de ısı işlemlili.	107
Şekil 5.32 : A kalitesinden üretilen (a) A1.2, (b) A1.3, (c) A1.5, (d) A3.1 ve (e) A3.2 nolu bobinlere ait mikroyapı görüntüleri.....	108
Şekil 5.33 : B kalitesinden üretilen (a) B1.1, (b) B1.2, (c) B2.1 ve (d) B2.1 nolu bobinlerin mikroyapı görselleri.	109
Şekil 5.34 : Borlu C kalitesinden üretilen (a) C1.1, (b) C1.2, (c) C2.1, (d) C2.2, (e) C2.3 nolu bobinlerin mikroyapı görselleri.	110
Şekil 5.35 : (a) B2.1, (b) C1.1 nolu bobinlerden alınan numunelere ait mikroyapılar.	111
Şekil 5.36 : D kalitesinden üretilen (a) D1.1 450 ve (b) D1.1 700 nolu numunelerin mikroyapıları.	111
Şekil 5.37 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu (a) ısı işlemsiz ve (b) 600°C’de 1 saat ısı işlemlili numunelerin SEM-Inlens görüntüleri.	112
Şekil 5.38 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu (a) ısı işlemsiz ve (b) 600°C’de 1 saat ısı işlemlili numunelerin SEM-SE görüntüleri.	113
Şekil 5.39 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu (a),(b) ısı işlemsiz ve (c),(d) 600°C’de 1 saat ısı işlemlili numunelerin SEM-BSE görüntüleri ve EDS analizleri.	113
Şekil 5.40 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu (a),(b) ısı işlemsiz ve (c),(d) 600°C’de 1 saat ısı işlemlili numunelerin SEM-SE kırık yüzey görüntüleri.....	114
Şekil 5.41 : A3.1 nolu düşük sarılma sıcaklıklı bobinin (a),(b) ve A3.2 nolu yüksek sarılma sıcaklıklı bobinin (c),(d) SEM-In-lens görüntüleri.....	115
Şekil 5.42 : A3.1 (a) ve A3.2 (b) nolu bobinlerin SEM-BSE ve EDS analizleri.....	115
Şekil 5.43 : B kalitesinden üretilen (a) B1.1, (b) B1.2, (c) B2.1 ve (d) B2.2 nolu bobinlerin SEM-SE görüntüleri.....	116
Şekil 5.44 : C1.2 nolu bobinden (a), (c) ısı işlemsiz, (b), (d) 600°C’de 1 saat ısı işlemlili numunelerin SEM In-lens görüntüleri.....	117
Şekil 5.45 : C1.2 nolu numunenin (a) ısı işlemsiz ve (b) ısı işlemlili numunelerinin EDS analizleri.....	118
Şekil 5.46 : D1.1 nolu bobinin düşük sarım sıcaklıklı bölgesinden yapılan SEM ve EDS analizleri (a) BSE görüntüsü, (b) Tane boyutu dağılımı, (c) TiN fazı EDS analizi, (d) (Nb, Ti) C fazı EDS analizi.	119
Şekil 5.47 : D1.1 nolu bobinin düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı numunelerden yapılan SEM analizleri (a),(b) Yüksek sarım sıcaklıklı numune BSE görüntüsü, (c) Düşük sarım sıcaklıklı numune In-Lens görüntüsü, (d) Yüksek sarım sıcaklıklı numune In-Lens görüntüsü.	120
Şekil 5.48 : B kalitesinden üretilen B1.1., B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobin numunelerinin tane boyutu dağılımları.	121
Şekil 5.49 : B kalitesinden üretilen B1.1., B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobin numunelerinin tane içi yönelim dağılımı (GOS).	122

Şekil 5.50 : B kalitesinden üretilen B1.1., B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobin numunelerinin tane içi yönelim dağılımı haritası (GOS-Map).	122
Şekil 5.51 : B kalitesi tane sınırı yönelim farkı dağılımı, a) B1.1 ve B1.2, b) B2.1 ve B2.2.	123
Şekil 5.52 : A kalitesine ait CCT diyagramı.	124
Şekil 5.53 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu bobinde Sıcaklığa göre çökeltilerin % molar oranı.	125
Şekil 5.54 : B kalitesinden farklı soğuma hızlarında üretilen bobinlerin CCT diyagramı.	127
Şekil 5.55 : B1.1., B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobinlerin % C ve Sıcaklığa göre kısmi denge diyagramı.	128
Şekil 5.56 : B kalitesinden üretilen bobinlerde Sıcaklığa göre çökeltilerin % molar oranı.	129
Şekil 5.57 : C kalitesinden üretilen C1 ve C2 bileşimine sahip bobinlerin CCT diyagramı.	130
Şekil 5.58 : C kalitesinden üretilen bobinlerde Sıcaklığa göre çökeltilerin % molar oranı.	130
Şekil 5.59 : D kalitesinden üretilen bobinin CCT diyagramı.	131
Şekil 5.60 : D kalitesinden üretilen bobinlerde Sıcaklığa göre çökeltilerin % molar oranı.	131



DÜŞÜK KARBONLU YÜKSEK DAYANIMLI ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİNİN ÜRETİM PARAMETRELERİ İLE İLİŞKİSİ

ÖZET

Bu tez çalışmasının amacı; düşük karbonlu ve yüksek dayanımlı mikro alaşımlı çeliklerde kimyasal bileşim, haddeleme pratikleri ve tavlama ısıl işleminin mikro yapı ve mekanik özelliklere etkisini incelemektir. Düşük karbonlu yüksek dayanımlı çelikler, günümüzde otomotivden savunma sanayisine kadar çok geniş bir alanda kullanılmaktadır. Bu çeliklerin en belirgin avantajları; geleneksel çeliklere göre daha hafif olmaları, bileşimindeki karbon miktarının geleneksel çeliklere göre daha az olması sebebiyle kaynak edilebilirliğinin daha yüksek olması, karbon çeliklerine göre daha sünek ve tok olmaları, mukavemet değerlerinin uygun alaşımlama ile çok yüksek değerlere çıkabilmesi olarak sıralanabilir. Düşük karbonlu yüksek dayanımlı çeliklerin kullanımda sağladığı performans avantajlarına ilaveten, son dönemde çok önem verilen bir diğer konu da bu çeliklerin karbon salınımının azaltılmasına katkısıdır. Türkiye’de cevherden veya hurdadan üretim yapan Demir-Çelik fabrikalarının neredeyse tamamında geleneksel ticari kalite (S235, S355, SAE 1010 vb.) çelikler, üretim tonajının önemli bir kısmını oluşturmaktadır. Düşük karbonlu yüksek dayanımlı çeliklerin üretilebilmesi için, gereken AR-GE yatırımları, üretim prosesi hat yatırımları, üretim denemeleri, uygun pazar-müşteri ve rekabetçi fiyat gibi birçok parametre bulunmaktadır. Tüm bu gereksinimler, ilgili çelik kalitelerinin ülkemizde üretimi için birer engel olabilmektedir. Bu tez çalışmasıyla, düşük karbonlu- mikro alaşımlı çelikler endüstriyel ölçekte üretilmiş ve literatüre sunulmuştur.

Tez çalışmasında; Başlangıç kimyasal bileşimi, başlangıca göre daha yüksek alaşımlı kimyasal bileşim, bor’lu kimyasal bileşim ve daha yüksek Ni’li kimyasal bileşim olmak üzere 4 farklı hedef kimyasal bileşimde çelik, farklı bobin sarım sıcaklığı ve kalınlıklarda üretilmiştir. Çeliğin üretiminde ark ocağı prosesi temelli üretim yöntemi kullanılmıştır. Bu kapsamda; hurda malzeme AC tip Elektrik Ark Ocağı ile eritilmiş, buradan elde edilen sıvı metal pota fırınına gönderilerek Al ile deoksidi edilmiş ve hedef kimyasal bileşimi ayarlanmış, vakum tankına gönderilerek vakum gaz giderme işlemi yapılmış, Ca ile inklüzyon modifikasyonu işlemi yapılmış ve slab sürekli döküm makinasına gönderilmiştir. Üretilen çelik slablar sıcak sac haddehanesinde farklı hedef haddeleme parametreleriyle farklı kalınlıklara haddelenerek duşlu masada soğutulmuş ve çelik bobin olarak sarılmıştır. Bu bobinlerden numune alınarak; çekme, darbe, eğme ve sertlik gibi mekanik testler, ısıl işlem ve mikro yapı incelemeleri yapılmıştır.

Yapılan çalışmalar neticesinde; başlangıç kimyasal kompozisyonu ile üretilen düşük karbonlu ve yüksek dayanımlı mikro alaşımlı çelikte, bobin sarılma sıcaklığı görece arttıkça (450 °C, 500 °C, 550 °C, 600 °C); çekme mukavemeti, uzama oranı ve sertliğin arttığı belirlenmiştir. Üretilen bobinlere 600 °C de 1 saat tavlama ısıl işlemi yapıldığında; malzemenin akma-çekme mukavemetlerinin, uzama ve sertliğinin arttığı, darbe enerjisinin düştüğü belirlenmiştir. 600 °C ‘de tavlama ısıl işlemi sonrasında akma ve çekme mukavemetlerindeki artış ve darbe enerjisindeki düşüşün;

(Nb,Ti)C çökmesi, beynitik ferrit mikroyapıda aşırı doymuş karbonun epsilon karbon olarak çökmesi ve yaşlanma mekanizmasının etkili olduğu değerlendirilmiştir.

Başlangıç kimyasal bileşimine göre daha yüksek alaşımlı olarak üretilen çelikte, bobin kalınlığı 6 mm ‘den 10 mm ‘ye yükseldiğinde, akma ve çekme mukavemetinin düştüğü, darbe enerjisinin arttığı belirlenmiştir. Çelikte bobin sarım sıcaklığı 450 °C ‘den 600 °C ‘ye çıkarıldığında; akma mukavemeti bir miktar düşerken, çekme mukavemeti büyük oranda artmaktadır. Öyle ki, 6 mm kalınlıklı çelikte çekme mukavemetindeki artış 170 MPa seviyelerine ulaşmaktadır. 600 °C 1 saat tavlama ısı işlemi etkisiyle; düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı bobinlerde akma mukavemeti artarken, çekme mukavemeti yalnızca düşük bobin sarım sıcaklıklı bobinde artmıştır. Yüksek bobin sarım sıcaklıklı ve 6 mm kalınlıklı çelikte tavlama ısı işlemi ile çekme mukavemeti 80 MPa kadar düşmüştür. Darbe testi enerjilerindeki düşüş, düşük sarım sıcaklığı ile üretilen çelikte daha yüksektir. Yüksek sarım sıcaklıklı çelikte çekme mukavemetindeki artışın, darbe enerjisindeki düşüşün ve 600 °C de 1 saat tavlama ısı işlemi sonrası darbe enerjisinin bariz düşmemesinin nedeninin tamamlanmamış dönüşüm kaynaklı oluşan ferrit+marzenzit mikro yapısı ve çözeltide kalan Nb’ çökeltileri kaynaklı olduğu, düşük sarım sıcaklığı ile üretilen çelikte görülen yüksek akma mukavemeti ve darbe enerjisi beynitik mikro yapı kaynaklı olduğu değerlendirilmiştir. Düşük sarım sıcaklığı ile üretilen çelikte 600 °C de 1 saat tavlama ısı işlemi sonrası beynitik mikro yapı bozulmuş ve darbe enerjisinin büyük oranda düşmüştür.

Kimyasal bileşimine yaklaşık 20 ppm bor ilave edilerek üretilen çelikte, akma ve çekme mukavemetlerinin 200 MPa ‘a kadar arttığı görülmüştür. En yüksek sertlik değerleri bu çelikte görülmüştür. Buna karşın, bor ilavesiyle, darbe enerjisi ve uzama oranları büyük oranda düşmüştür. Bor ilavesiyle, mikro yapı diğer borsuz çeliklere göre daha ince taneli, beynitik, iğnems, kaotik ve bantlı olmuştur. 600 °C’de 1 saat tavlama ısı işlemi etkisiyle akma mukavemeti büyük oranda artarken, çekme mukavemeti sınırlı oranda düşmüştür. Isıl işlem etkisiyle, sertlik ve darbe enerjisinde bariz artış- azalışlar olmamıştır. Çeliğin kimyasal bileşimine 30 ppm i geçmeyecek miktarda bor ilavesiyle akma ve çekme mukavemetlerinin büyük oranda artması literatür ile de uyumludur. Literatürde, kimyasal bileşimde bor miktarının fazla olmasının tokluğu düşürdüğü not edilmiştir. JMatPro ile çizilen CCT grafikerinde ferrit burnunun 10°C/s de sonlandığı görülmüştür. Bu değer, çeliğin duşlu masadaki soğuma hızının çok altındadır. Bu sayede ince taneli, iğnems ve kaotik bir mikro yapı elde edilebilmiştir. 300 HB üzeri sertlik elde edilmesi, mikro yapıda bir miktar martenzitik fazların da olduğuna işaret etmektedir. Isıl işlemle akma mukavemetlerinin artması, çekme mukavemetlerinin ise belirgin bir artış göstermemesinin martenzitin temperlenmesi ile ilgili olduğu değerlendirilmiştir.

Kimyasal bileşiminde Ni oranı bir miktar artırılarak üretilen çelikte, tokluk artışı sınırlı kalmıştır. İlaveten, akma mukavemeti de bir miktar düşmüştür. Üretilen yüksek Ni katkılı çelikte tokluk, literatürle uyumlu olarak, diğer daha düşük Ni katkılı çeliklere göre bir miktar daha yüksek çıkmıştır. Üretilen bobinin düşük sarım sıcaklıklı bölgesinden hazırlanan numunede beynitik mikro yapı ve daha ince karbür-nitrür partikülleri sayesinde darbe enerjisi yüksek sarım sıcaklıklı bölgeden hazırlanan ferritik ve daha iri karbür-nitrür partiküllü numuneye göre daha yüksek çıkmıştır. Bu durum, beynitik mikro yapının yüksek tane sınırı açısı sayesinde enerji absorblayabilme özelliğinin ferritik mikro yapıdan daha üstün olması bilgisiyle uyumludur.

RELATIONSHIP BETWEEN PROPERTIES OF LOW CARBON HIGH STRENGTH STEELS AND PRODUCTION PARAMETERS

SUMMARY

The aim of this thesis study was to examine the effects of chemical composition, rolling practices and isothermal heat treatment on microstructure and mechanical properties of low carbon and high strength micro alloyed steels.

Low-carbon high-strength steels are used in a wide range of areas, from automotive to defense industry. The most obvious advantages of these steels are; they are lighter than conventional steels, their weldability is higher due to the less carbon content in their chemical composition compared to conventional steels, they are more ductile and tougher than carbon steels, and their strength values can reach very high values with appropriate alloying concept.

In addition to the performance advantages of low-carbon high-strength steels in use, they also contribute to reducing carbon emissions, which has been given a great importance recently. Commercial plain carbon (S235, S355, SAE 1010 etc.) steels make up a significant part of the total production in almost all of the Iron and Steel Plants producing from ore or scrap in Turkey. In order to produce low carbon high strength steels, there are many requirements such as R&D investments, production process line investments, production trials, suitable market-customer and competitive price. All these requirements can be an obstacle for the production of this steel grades in our country. By this thesis, low carbon-micro alloy steels were produced on an industrial scale and presented to the literature.

In this thesis study, steels with four different target chemical composition have been produced by various target coiling temperatures and final thicknesses. The steels were named as initial, more alloyed than initial, with boron and with more Ni than the others, respectively.

The arc furnace based production method was used in the production of the steels. The production steps; melting of scrap mixture at AC type EAF, Al deoxidation and chemical composition adjustment at ladle furnace, vacuum degassing and Ca inclusion modification at vacuum tank and lastly, slab casting at continuous slab caster. The steel slabs were then sent to the hot rolling mill and rolled into their final product thickness by using different hot rolling parameters. The research samples were taken from these products.

As a result of the studies; In low-carbon and high-strength micro-alloy steel produced with the initial chemical composition, as the coiling temperature increased (450 °C, 500 °C, 550 °C, 600 °C), the tensile strength, elongation and hardness increased, too. When the produced coils are heat treated at 600 °C for 1 hour; It was determined that the yield-tensile strength, elongation and hardness of the material increased and the impact energy decreased. The increase in yield and tensile strengths and the decrease in impact energy after heat treatment at 600 °C was evaluated as a result of (Nb,Ti)C

precipitation, precipitation of supersaturated carbon as epsilon carbon in bainitic ferrite microstructure and aging mechanism.

Some thermodynamic and kinetic calculations, performed by the JMatPro commercial software, are here reported to characterize the behavior of the produced steels with respect to phase transformations and precipitation of Nb and Ti carbonitrides. Titanium is used to control the austenite grain size during slab reheating in order to avoid abnormal grain growth and inhomogeneous starting microstructures in the slab that might impair the product quality. The first aspect considered is the precipitation in austenite of carbonitrides of the microalloying elements Nb and Ti as a function of temperature, with particular reference to the interval from 1300 to 850°C where the hot rolling is carried out. Although carbonitrides are crystallographically isomorphous and mutually miscible, two distinct phases have been considered. They have been schematically denoted as (Ti,Nb)(C,N) and (Ti,Nb)C to mean the high- and low-temperature stable phases, the former being rich in Ti and N, the latter in Nb and C. Typically, the first one is representative of the coarse precipitation (about 1 µm average size) produced from casting down to slab reheating. Its calculated composition is (Ti_{0.95},Nb_{0.05})(C_{0.7},N_{0.3}). The second one, finer, is typical of the hot deformation and its calculated composition is (Ti_{0.55},Nb_{0.45})C. (Ti,Nb)(C,N) starts forming at about 1500°C whereas the precipitation start of the Nb-rich phase occurs at a temperature close to the roughing of the slab (about 1100°C) and increases as temperature decreases.

For the steel with higher alloy addition than the initial chemical composition, it was determined that when the coil thickness increased from 6 mm to 10 mm, the yield and tensile strength were decreased and the impact energy was increased.

For this steel, when the coiling temperature is increased from 450 °C to 600 °C; ferritic – bainitic microstructure disappeared and a ferritic – martensitic microstructure formed.

The bainitic microstructure of the low coiling temperature steels came from the high cooling rates at run out table. The low coiling temperature steels had a superior impact toughness as a result of the bainitic micro structure.

The presence of martensite in the final microstructure of the strips coiled with higher coiling temperature was because of incomplete reaction. As an effect of the ferritic-martensitic microstructure, the tensile strength increased dramatically, although there was no obvious change in the yield strength.

The increase in tensile strength in 6 mm thick steel reaches 170 MPa. On the other hand, in high coiling temperature steel, the impact energy decreased. The lower impact toughness of the higher coiling temperature steels are due to the lack of bainite which has a better cracking resistance than ferrite.

While the impact energies did not decrease after annealing heat treatment at 600 °C for 1 hour in ferritic-martensitic steel with high coiling temperature, the impact energies decreased in bainitic microstructure steel with low coiling temperature steel. The increase in tensile strength and limited decrease in impact energy after annealing heat treatment at 600 °C for 1 hour are due to ferrite+martensite microstructure and Nb precipitates remaining in solution for the high coiling temperature steel. The higher yield strength and impact energies of the low coiling temperature steel is related with its bainitic micro structure.

For the steel with boron, it has been observed that the yield and tensile strengths were increased up to 200 MPa in comparison with the steels without boron. The highest hardness values were observed in this steel. On the other hand, the impact energy and elongation values decreased with the boron addition to the chemical composition of the steel.

With the addition of boron, the microstructure became more fine-grained, bainitic, niddle like, chaotic and banded. Boron shifts the ferrite nose to the right on continuous cooling diagrams and it gives enough time to steel to form this type of phases.

With the effect of annealing heat treatment at 600 °C for 1 hour, the yield strength increased, while the decrease in tensile strength was limited. There was no an obvious increase or decrease in hardness and impact energy. The increase in yield and tensile strengths with the addition of boron in an amount not exceeding 30 ppm to the chemical composition of the steel is also compatible with the literature. It has also been noted in the literature that the high amount of boron in the chemical composition reduces the toughness.

In the CCT graphs- JMatPro, it was seen that the ferrite nose finish at 10°C/s. This value is well below the cooling rate of the steel in the run out table. By the help of this cooling rate, a fine-grained, needle-like and chaotic microstructure was obtained.

The hardness of 300 HB indicates that there are some martensitic phases in the Boron added steel's microstructure. It has been evaluated that the increase in yield strengths with heat treatment and the absence of a significant increase in tensile strengths are related to the tempering of martensite.

The increase in toughness remained limited in the steel produced with slightly increased Ni content in its chemical composition. In addition, the yield strength has also decreased somewhat. The toughness of the produced high Ni added steel was slightly higher than the other lower Ni added steels, in line with the literature. Thanks to the bainitic microstructure and finer carbide-nitride particles, the impact energy of the samples prepared from the low coiling temperature region of the produced coil was higher than the ferritic and larger carbide-nitride particle including sample prepared from the high coiling temperature region of the produced coil. This is compatible with the fact that the bainitic microstructure has superior ability to absorb energy due to its high grain boundary angle than the ferritic microstructure.



1. GİRİŞ ve AMAÇ

Düşük karbonlu yüksek dayanımlı çelikler, günümüzde otomotivden savunma sanayisine kadar çok geniş bir alanda kullanılmaktadır. Bu çeliklerin en belirgin avantajları; geleneksel çeliklere göre daha hafif olmaları, bileşimindeki karbon miktarının geleneksel çeliklere göre daha az olması sebebiyle kaynak edilebilirliğinin daha yüksek olması, karbon çeliklerine göre daha sünek ve tok olmaları, mukavemet değerlerinin uygun alaşımlama ile çok yüksek değerlere çıkabilmesi olarak sıralanabilir.

Düşük karbonlu yüksek dayanımlı çeliklerin kullanımda sağladığı performans avantajlarına ilaveten, son dönemde çok önem verilen bir diğer konu olan karbon salınımını azaltmasına katkısıdır. Örneğin; geleneksel bir yapı çeliğinden elde edilen mukavemet ve şekillendirilebilirlik özelliklerini, düşük karbonlu ve mikro alaşımlı bir çelik çok daha ince et kalınlıklarında sağlayabilir. Bu sayede, ağırlık azaltılarak yakıt tüketimi ve bunun bir sonucu olarak da karbon salınımı azaltılabilir.

Bu kapsamda; yasal bağlayıcılığı bulunan Paris iklim anlaşması, Birleşmiş Milletler tarafından 5 Ekim 2015'te üye ülkelere sunulmuş ve ilk etapta 55 ülkenin onayından sonra 4 Kasım 2016'da yürürlüğe girmiştir. Türkiye, ilgili anlaşmayı 22 Nisan 2016 tarihinde imzalamış, fakat anlaşmanın Türkiye Büyük Millet Meclisinde onaylanması 2021 yılı Ekim ayında yapılmıştır. Anlaşma kapsamında; 2053 yılına kadar Türkiye'nin net sıfır emisyon hedefine ulaşması beklenmektedir.

Karbon emisyonunda önemli bir etken, araçlardaki yakıt tüketimidir. Yakıt tüketiminin azalması için de araçların ağırlığının azaltılmasına ihtiyaç vardır. Örneğin; araçlarda %10 'luk bir ağırlık azaltılması halinde yakıt tüketiminde %5.5 seviyesinde tasarruf sağlanabilmektedir.

Otomotivde, çelik dışı malzemelerle ilgili yoğun çalışmalar olmakla beraber, ana gövde ve dayanım gerektiren birçok parçada çeliğin performans/maliyet açısından henüz alternatifi bulunmamaktadır. Bu sebeple, düşük karbonlu yüksek dayanımlı

eliklere olan ihtiyaç günden güne artmaktadır ve bu talebi en etkili üretim yöntemleri ile karşılamak kaçınılmaz olmuştur.

Türkiye'nin 2021 yılında toplam elik üretimi yaklaşık %12.7 'lik bir artışla 40.4 milyon tona ulaşmıştır. Aynı yılda toplam elik tüketimi %13.2 'lik bir artışla yaklaşık 33.4 milyon tona çıkmıştır. Türkiye'nin 2021 yılındaki toplam elik ihracatı yaklaşık 24 milyon ton iken, aynı yıl toplam elik ithalatı % 20.4'lk bir artışla yaklaşık 17.8 milyon ton seviyesinde olmuştur.

Türkiye'de sanayinin kullandığı yassı ürün tüketimi 2021 yılında %10.7 artarak yaklaşık 17.4 milyon ton seviyesinde gerçekleşmiştir. Bu tonajın %54.3'ne denk gelen 9.4 milyon tonu ithalat yoluyla karşılanmıştır. Rakamlardan da görüleceği üzere, Türkiye'nin yassı elik tüketim ihtiyaı günden güne artmakla beraber mevcut kapasite kullanımı talebi karşılamamaktadır.

Türkiye'de cevherden veya hurdadan üretim yapan Demir-elik fabrikalarının neredeyse tamamında geleneksel ticari kalite (S235, S355, SAE 1010 vb.) elikler, üretim tonajının önemli bir kısmını oluşturmaktadır.

Düşük karbonlu yüksek dayanımlı çeliklerin retilbilmesi için, gereken AR-GE yatırımları, üretim prosesi hat yatırımları, üretim denemeleri, uygun pazar-müşteri ve rekabetçi fiyat gibi birçok parametre bulunmaktadır. Tüm bu gereksinimler, ilgili elik kalitelerinin ülkemizde üretimi için birer engel olabilmektedir.

Bu tez çalışmasıyla; Otomotivden savunma sanayisine çok geniş bir alanda kullanımı bulunan düşük karbonlu yüksek dayanımlı elik kaliteleri; farklı kimyasal bileşim, farklı bobin sarım sıcaklığı ve farklı kalınlıklarda üretilmiştir.

elik parçaların, kullanım esnasında yüksek sıcaklıklara maruz kalması nedeniyle (kaynak işlemi, yüksek sıcaklıkta şekillendirme ve benzeri) mikro yapı ve mekanik özellikleri değişebilmektedir. Bu kapsamda, üretilen elik kalitelerine ısıl işlem uygulamaları yapılmıştır.

Üretilen bobinlerin, ısıl işlemlili ve ısıl işlemsiz haldeki mikro yapı ve mekanik özelliklerini belirlemek için; çekme testleri, darbe testleri, eğme testleri, sertlik testleri, optik mikroskop incelemeleri, elektron mikroskobu incelemeleri, kimyasal bileşim ve faz analizleri, kristallografik özellikler, alt tane yapısı, tane sınırı karakteristiği ve tane yönelme farklılıklarının tespiti için EBSD incelemeleri, haddelemede soğutma hızları ile faz analizi simülasyonları yapılmıştır.

Literatürde, farklı kimyasal kompozisyonlar ve bobin sarım sıcaklıkları ile üretilen mikro alaşımlı yüksek dayanımlı çelikler için ilgili parametrelerin mekanik özelliklere etkisiyle ilgili genel bir kabul bulunmamaktadır. Bu kapsamda, elektrik ark ocağından üretilen bir düşük karbonlu yüksek dayanımlı çelik kalitesinde farklı kimyasal kompozisyonlar ve bobin sarım sıcaklıklarının ürünün mekanik özelliklerine ve kullanımına etkisi incelenerek literatüre katkı sağlanmıştır.





2. DEMİR ÇELİK ÜRETİMİNİN TARİHÇESİ ve ÇELİĞİN TANIMI

2.1 Demir Çelik Üretiminin Tarihçesi ve Türkiye

İngilizcede demir için kullanılan Iron kelimesinin kökeni Anglo-Sakson dilindeki iren kelimesine dayanmaktadır. Tarih öncesi zamanlardan beri bilinen demir, diğer elementlerden farklı olarak, insanın maddi ilerlemesinde en büyük rolü oynamıştır. Yapılan araştırmalarla bulunan ve milattan önce yaklaşık dört binli yıllardan kalma olduğu tespit edilen demir boncukların meteor kökenli olduğuna dair şüphe yoktur.

Sonraki dönemlerde, demir cevherinin odun kömürüyle indirgenmesinden üretilen örnekler bulunmuştur. Fakat, bu örnekler döküm ile yapılmamıştır. Çünkü, o dönemlerde körük ve benzeri yapıda aletler kullanmadan döküm için yeterli sıcaklığa ulaşmak mümkün değildir. Bu sebeple, düşük sıcaklıkta indirgeme ile süngerimsi malzeme üretiliyor ve ardından malzemeye istenilen şekli kazandırmak için çekiç ile uzun süreli dövme işlemi uygulanıyordu.

Demirin ergitilmesinin ilk defa milattan önce üçüncü bin yılda Hititler tarafından başarıldığı düşünülmektedir. Hititler, bu keşiflerini milattan önce yaklaşık 1200 yılındaki çöküşlerine kadar bir sır olarak tutmayı başardılar. Hitit İmparatorluğunun çökmesiyle bu keşif insanlar arasında yayıldı ve bu Demir Çağı'nın başlamasını sağladı.

Sonraki dönemlerde, kok'un indirgeyici olarak prosese dahil olması geniş kapsamlı etkiler yarattı ve bu Sanayi Devriminin başlangıcı için ana faktörlerden biriydi (Cardarelli 2008).

Demir çelik üretiminde, Abraham Darby'nin 1709 yılında geleneksel yöntemde yakıt olarak kullanılan odun kömürü yerine doğrudan kok kullanmasıyla başlayan sanayi devrimini (Mason, 1988) İngiliz Henry Bessemer'in 1856 yılında patentini aldığı konverter prosesi takip etti ve böylelikle demir çağından çelik çağına geçilmiş oldu (Wilder, 1956).

Henry Bessemer'in patentini aldığı konverter prosesinde; ergiyik demirdeki karbonu yakarak uzaklaştırmak için hava kullanılmaktadır. Bu sayede, o dönemde pahalı ve zor

olduğu kadar düşük tonajlı olan çelik üretiminden daha az maliyetli ve yüksek tonajlı çelik üretimine geçilebilmiştir (Wilder, 1956).

Henry Bessemer prosesi ile demir çelik üretiminde yeni bir evreye geçilmiş olsa da, bu proste ergiyik demirdeki fosfor ve kükürtün yakarak uzaklaştırılmasında zorluklar yaşanmıştır. İngiliz Sidney Thomas'ın 1879 yılında patentini aldığı bazik fırın astarı ile bu zorluklar da aşılarak çelik üretim tonajı ve çelik ürün kullanım çeşitliliği arttırılabılmıştır (Wilder, 1949).

Carl Wilhelm Siemens'in 1861 yılında patentini aldığı rejeneratif fırınlar ve bu fırınların Fransız Edward Pritchard Martin tarafından demir çelik üretimine entegre edilmesiyle Siemens- Martin Prosesi ortaya çıkmıştır. Bu prosesin temelinde; kok üretimi esnasında açığa çıkan gazların fırını ateşlemesi ve çelik yapımı esnasında açığa çıkan atık gazların yakıtı ve havayı ön ısıtması yatmaktadır. Bu sayede, katı yakıt kullanımı azalmış ve buna bağlı sorunlar azaltılmıştır.

Siemens – Martin Prosesi hız olarak Bessemer prosesinden daha yavaş olmakla birlikte, pik demir ile beraber hurda kullanılabilmesi, kontrol edilebilirliği ve gemi, kazan, zırh, dövme vb. özel çeliklerin yapılabilmesine imkan tanınması nedeniyle daha avantajlı olmuştur. (Jones, 1987).

İngiliz Henry Bessemer'in 1856 yılında patentlediği konverter prosesinin üzerinden yaklaşık 91 yıl geçtikten sonra 1947 yılında İsviçreli metalurjist Robert Durrer, konverter prosesinde üstten hava yerine saf oksijenin üflenmesini önermiş ve bu doğrultuda, Avusturya'nın Linz and Donawitz şehirlerindeki çelik fabrikalarında bu yöntemle çelik üretimleri yapılmıştır. Durrer'in önerdiği bu proses daha sonraları LD prosesi veya Bazik oksijen prosesi (BOF) olarak anılmıştır (Wilder, 1956; Cuscoleca, 1954).

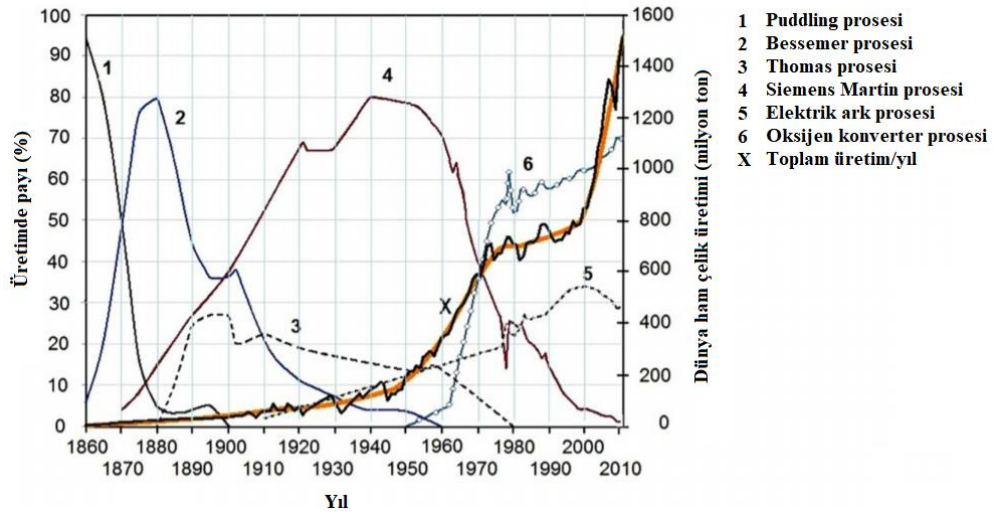
BOF prosesi sayesinde, Bessemer prosesinde üstten hava üflenmesi nedeniyle azot kapma sorunu ve bu nedenle derin çekilebilir çeliklerin üretimindeki zorluklar aşılmıştır. İlâveten, yüksek azot içeriğinin güçlü soğutma etkisi olması ve hurda ergitme kapasitesini düşürmesi sorunu da bu proses ile çözülmüştür (Holappa, 2017).

Carl Wilhelm Siemens'in rejeneratif fırınlar üzerine aldığı patent ile Siemens-Martin prosesi doğmuş ve demir çelik üretiminde Bessemer prosesine bir alternatif ortaya çıkmıştır. Carl Wilhelm Siemens'in 1879 yılında patentini aldığı bir diğer yenilik ise ark ile çalışan elektrik fırınlarıdır (Wilder, 1956). Bu fırınların çelik üretiminde

kullanılması teknolojik gelişmelerle beraber ancak Fransız Paul Heroult tarafından 1889 yılında gerçekleştirilebilmiştir (Holappa, 2017).

William Siemens iki fırın inşa etmiştir. Bunlardan biri, tepesinde ve tabanında elektrotlar olan bir fırın, diğeri ise birbirine yatay eksen ve karşılıklı olarak konumlandırılmış elektrotlar olan bir fırındır. Fakat, 1870 'lerin sonuna kadar büyük ölçekli ve katlanabilir maliyetlerle elektrik üretmenin bir yolu yoktur. Görece, küçük ölçekli ticari elektrik ark ocaklarının kullanımı 1888 yılında başlamıştır (Smil, 2016).

Dünya çelik üretiminin 1860 – 2010 yılları arasında üretim yöntemine göre dağılımına bakıldığında (Şekil 2.1) Bessemer prosesinin 1900'lü yıllara kadar birinci sırada olduğu, daha sonra Siemens- Martin prosesinin liderliği aldığını ve 1950'li yıllara kadar bu konumunu koruduğu görülmektedir. 1980'li yıllara gelindiğinde ise BOF ve elektrik ark ocaklı (EAF) proseslerin diğer tüm prosesleri geride bırakarak çelik üretiminde yaygın kullanılan iki metod haline geldiği görülmüştür (Jalkanen ve Holappa, 2014; Holappa, 2017).



Şekil 2.1 : Dünya çelik üretiminin üretim yöntemine ve tonaja göre dağılımı (Holappa, 2017).

2020 yılında, Dünya ham çelik üretimi 1,83 milyar ton olarak gerçekleşmiştir. Bu tonajın %72,3 'ü BOF, %27,7 'si ise EAF prosesiyle üretilmiştir (Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı, 2021).

20. yüzyılda elektrik üretiminin yaygınlaşması ve tüketim maliyetlerinin düşmesiyle elektrik ark fırını yöntemine dayalı demir çelik üretimi artmıştır. Elektrik ark fırını ile çelik üretiminin yıllar içinde artmasında; iki döküm arasındaki sürenin neredeyse bir dökümün sürekli döküm makinasında döküldüğü süreye kadar kısılması, büyük

transformatörlerin üretimi sayesinde çok yüksek güçlü ark fırınlarının geliştirilmesi ve kapasitenin arttırılabilmesi de önemli faktörlerdendir (Madias, 2016; Holappa, 2017). Elektrik ark ocaklarının öne çıkan bir diğer özelliği de çevreye zararlı gaz emisyon oranlarının konverter yöntemiyle üretim yapan entegre bir fabrikaya göre daha az olmasıdır (Toulouevski ve Zinurov, 2010).

Yıllık endüstriyel enerji tüketiminin yaklaşık %20 'sini oluşturan demir-çelik sektörü, dünyanın toplam karbon dioksit salınımının %7-9 'undan sorumludur ve bu anlamda çevresel etkisi yüksektir (Manojlovic ve diğ., 2022).

Dünya Çelik Birliği verilerine göre; 2021 yılı itibariyle Dünya ham çelik üretimi yaklaşık 1,95 milyar tondur. Bu tonaj içinde Türkiye'nin toplam ham çelik üretimi 40,36 milyon tondur (World Steel Association, 2021).

Türkiye 'de Demir Çelik sanayisinin temelleri ilk olarak 1930 yılında atılmıştır. Bu tarihte, Kırıkkale 'de askeri fabrikalar müdürlüğüne bağlı olarak modern anlamda ilk üretim yapılmıştır. Ardından, 1937 yılında Karabük 'te Türkiye 'nin ilk entegre Demir Çelik fabrikası Kardemir kurulmuş ve 1939 yılında 150 bin tonluk çelik üretim kapasitesiyle üretime başlamıştır. İlk özel mülkiyetli, Ark Ocaklı tesis Metaş tarafından 20 bin ton kapasiteyle 1960 yılında üretime başlamıştır. 1965 yılında ise 470 bin üretim ton kapasitesiyle Erdemir üretime başlamış ve bunu 1977 yılında İsdemir takip etmiştir. 1980 yılına gelindiğinde Türkiye 'nin üretim kapasitesi 4,2 milyon tona ulaşmıştır (İskenderun Ticaret ve Sanayi Odası, 2022).

Türkiye'nin 2021 yılında toplam yaklaşık 40,4 milyon tonluk üretimine karşılık 33,4 milyon ton tüketimi olmuştur. İhracat ve ithalat oranlarına bakıldığında, 23,9 milyon ton çelik ihracatına karşılık 17,8 milyon ton çelik ithalatı olmuştur (Çelik İhracatçıları Birliği, 2022).

Türkiye'nin 2020 yılında toplam yassı çelik üretimi yaklaşık 12,6 milyon ton olduğu halde yassı çelik tüketimi yaklaşık 15.7 milyon ton seviyesinde gerçekleşmiştir (Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı, 2021).

Türkiye'de 2020 yılında üretilen toplam 35,8 milyon ton çeliğin yaklaşık 24,78 milyon tonu Elektrik ark fırını prosesi ile dökülmüştür. Bu tonaj, 2020 yılı toplam çelik üretiminin yaklaşık %69' una denk gelmektedir (Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı, 2021).

Türkiye’de 2017 yılında üretim yöntemine göre kapasite kullanım oranlarına bakıldığında BOF’li tesislerde bu oranın % 81,7 ve EAF’li tesislerde bu oranın %67,1 olduğu görülmektedir.

Ülkemizde yassı çelik üretim kapasitesinin %40’larda kaldığı (Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı, 2020) ve ihtiyacın üretimden fazla olduğu düşünüldüğünde, gelecekte yassı çelik üretim kapasitesi ve ürün çeşitliliğinin artırılması gerekmektedir.

2.2 Günümüzün Çelik Üretim Teknolojileri

Günümüzde kitlesel çelik üretimi birincil demirli hammadde parça cevher, sinter, pelet kullanılarak yüksek fırınlı (YF) proseslerde veya ikincil demirli hammadde çelik hurdası kullanılarak elektrik ark fırınlı (EAF) proseslerde yapılır. Birincil demirli hammadde kullanılan üretimde; parça cevher, sinter, pelet yüksek fırında indirgeyip ergiterek kazanılan sıvı ham demir bazik oksijen konverterlerinde çeliğe dönüştürülür ve ardından rafine edilir. Birincil demirli hammadde ile yapılan bu üretim sürecinde dizilim; yüksek fırın, bazik oksijen konverteri, pota fırını, sürekli döküm şeklindedir. İkincil demirli hammadde çelik hurdası kullanılarak yapılan üretim, çelik hurdasının elektrik ark fırınında ergitilmesi ve rafinasyonu ile gerçekleştirilir. İkincil kaynaklarla (çelik hurdası ile) yapılan bu üretim sürecinde de dizilim; elektrik ark fırını, pota fırını, sürekli döküm şeklindedir. Elektrik ark fırını ile yapılan üretimde birincil demirli hammaddelerin direkt indirgenerek üretilen DRI veya HBI de kullanılır. Bütün bu üretimlerde, dökülerek kütük, blum veya slab şeklinde katılaştırılan çelik, haddelenerek farklı farklı biçimlerde çelik ürün haline dönüştürülür.

2.2.1 Elektrik ark fırını ile çelik üretimi

Elektrik arkı, ark ocağındaki şarjı ergitmek için gereken yüksek sıcaklıkları sağlamak için kullanılır. Ocak içerisinde, bir elektrik alan mevcudiyetinde, iki elektrot arasındaki gazlı ortam, bir elektrik iletkenliği üretecek şekilde iyonize edilir. Uygulanan elektrik alanın kuvvetine, elektrotların karakteristiğine ve ortam özelliklerine bağlı olarak bir elektriksel boşalma meydana gelir. Bu boşalma, gazlı ortamda akan elektrik akımı tarafından sürdürülür ve bu sayede elektrik arkı oluşturulur (Balan ve diğ., 2007).

Elektrik ark ocaklarının kökeni 1878-1879 yıllarında William Siemens ‘in yaptığı deneysel çalışmalara kadar uzanmaktadır. Siemens iki fırın inşa etmiştir. Bunlardan biri, tepesinde ve tabanında elektrotlar olan bir fırın, diğeri ise birbirine yatay eksen

ve karşılıklı olarak konumlandırılmış elektrotlar olan bir fırındır. Fakat, 1870 'lerin sonuna kadar büyük ölçekli ve katlanabilir maliyetlerle elektrik üretmenin bir yolu yoktur. Görece, küçük ölçekte ticari elektrik ark ocaklarının kullanımı 1888 yılında başlamıştır (Smil, 2016). Ark ocağı teknolojilerinde, yıllar içerisinde yapılan geliştirmeler sayesinde; daha az elektrik enerjisi tüketimi, daha kısa şarj devirme süreleri ve daha az elektrot tüketimi gibi önemli iyileştirmeler olmuş ve bu sayede ark ocağı kapasiteleri de 350 metrik ton seviyelerine gelmiştir (Madias, 2014).

On yıllardır, ark ocağı ile çelik üretiminde en önemli konu enerji tüketiminin iyileştirilmesi olmuştur. Bu konu, karmaşık ve birçok parametreyi içine alan bir problemdir. Bu parametreler içerisinde, çelik kaybı ve karbon dioksit salınımı da önemli bir yer tutmaktadır. Yıllık endüstriyel enerji tüketiminin yaklaşık %20 'sini oluşturan demir-çelik sektörü, dünyanın toplam karbon dioksit salınımının %7-9 'undan sorumludur ve bu anlamda çevresel etkisi yüksektir (Manojlovic ve diğ., 2022).

İkincil demir çelik üretiminde ark ocakları merkezi bir konumda bulunmaktadır ve hurda geri kazanım prosesleri içinde en önemlisi ark ocağı prosesidir (Manojlovic ve diğ., 2022; Madias, 2014). Dünya genelinde, ark ocaklarında metalik yükün %75 'i hurda, kalanı ise DRI, HBI ve pik demir gibi malzemelerden karşılanır (Madias, 2014).

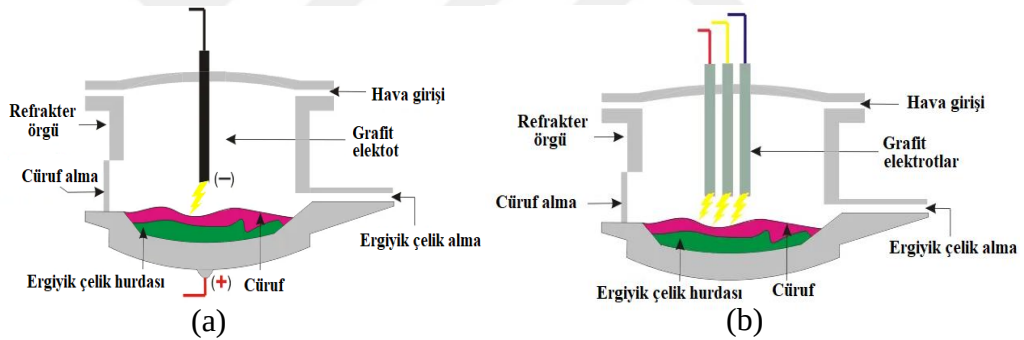
Elektrik ark ocaklarında temel proses adımları; şarj etme, ergitme, rafinasyon (ergiyiğin oksitlenmesi), kimyasal kompozisyon ve sıcaklık ayarlama, cüruf ve döküm alma şeklindedir (Kovacic ve diğ., 2019; Singh, 2020).

Elektik ark ocaklarında hurdanın ergitilmesi için elektrik ve kimyasal enerjiden faydalanılır. Elektrik enerjisi grafit elektrotlar yardımıyla, kimyasal enerji ise oksiyakıt brülörleri ve oksijen lansları dahil olmak üzere çeşitli kaynaklardan sağlanır. Oksiyakıt brülörleri, oksijen veya oksijen-hava karışımı kullanarak doğal gazı yakar. Açığa çıkan ısı, radyasyon ve konveksiyon ile hurdaya aktarılır (Singh, 2020).

Elektrik ark ocağında kullanılan elektrotlar fırın içerisine daldırıldıktan sonra grafit elektrotlar vasıtasıyla ark oluşturulur ve bu ark hurdayı ergitir (Kumar ve diğ.,2016; Singh, 2020). Genelde, şarjın en üst kısmındaki hurda tabandaki hurdaya göre daha hafif seçilir ve oluşturulan ilk ark için ortalama bir voltaj uygulanır. Bu aşamada hurdanın yaklaşık %15 'i ergitilir. Birkaç dakika sonrasında, grafit elektrotlar daha aşağı indirilerek ocak içerisindeki hurdanın tamamını ergitecek şekilde daha yüksek bir voltaj uygulanır (Singh, 2020).

Geleneksel olarak, ark ocağında rafinasyon işlemleri; kükürt, fosfor, silisyum, mangan ve karbonun uzaklaştırılması şeklindedir. Fakat, son dönemdeki gelişmelerle beraber hidrojen ve azot gibi çözünmüş gazların önemi de anlaşılmış ve ark ocağı prosesinde bu gazların da kabul edilebilir seviyelere düşürülmesi amaçlanmıştır (Singh, 2020).

Birçok ark ocağı, hurdayı ergitmek için alternatif veya doğru akım prensibiyle çalışan elektrik ark ocakları kullanmaktadır (Madias, 2014). İki fırın arasındaki temel fark; AC tip ark ocaklarında enerjiyi dağıtmak için 3 elektrot varken, DC tip ark ocaklarında yalnızca bir adet elektrot vardır (Şekil 2.2). AC tip ark ocaklarında, üç elektrottan biri herhangi bir şekilde devre dışı kalsa bile, diğer iki elektrot ile prosese devam edilebilirken DC tip ark ocaklarında bu esneklik bulunmamaktadır. AC tip ark ocakları, genelde, DC tip ocaklardan daha ucuz bir yatırım maliyetine sahiptir. DC tip ark ocaklarında, üç yerine tek elektrot olması nedeniyle elektrotlar daha az yer kaplamaktadır ve bakımı daha kolaydır. DC tip elektrik ark ocaklarında, elektrot ve refrakter tüketimi daha az ve ergitme daha homojendir (Electrical4U, 2020).



Şekil 2.2 : Elektrik ark ocağı, (a) DC tip, (b) AC tip (Electrical4U, 2020).

Ark ocağı ile üretilen eriyik deoksidasyon, desülfürizasyon ve alaşımlama işlemleri için Pota fırınlarına aktarılır. Pota fırınında istenilen kimyasal bileşim ve sıcaklığa getirilen sıvı çelik ihtiyaca göre vakum işlemine tabi tutulabilir.

Vakum istasyonunda yapılan işlemlerle sıvı çelik içerisindeki Hidrojen, Oksijen ve Azot gibi istenmeyen gazlar sıvı çelikten uzaklaştırılır. Çelik kalitesine göre iç temizlik için sıvı çeliğe Ca 'lu tel ilaveleri yapılabilir. Ca' un tel olarak beslenmesinin sebebi; özgül ağırlığının düşük olması ve reaktif olması nedeniyle sıvı çelik içerisinde derinlere inmeden sıvı çelikten uzaklaşmasıdır. Buda Ca verimini düşürmekte ve maliyeti arttırmaktadır.

Ca ilavesi sayesinde sıvı çelik içerisindeki inklüzyonlar Ca ile reaksiyona girer ve örneğin zararlı dentritik yapıdaki aluminat inklüzyonları daha küresel bir yapıda

kalsiyum alüminat olarak dönüştürülür. Bu inklüzyonların potanın alttan argon ile karıştırılması sayesinde birbiri ile temas etme şansı artar ve çapı artan inklüzyonlar daha kolay yüzdürülerek sıvı çelik yüzeyine çıkar ve cürufta kalarak sıvı çelikten uzaklaştırılmış olur. Vakum tankında bir başka ilave de FeTi tel beslemedir. Bu işlemde amaç; daha ince taneli bir çelik yapısı elde etmektir.

Pota fırınında sıvı çeliğin sıcaklığı arttırılabilirken vakum tankında böyle bir imkan bulunmamakta ve ilaveten işlem süresi uzadıkça sıvı çelik potasının sıcaklığı da düşmektedir. Bu sebeple, çelik kalitesine göre uygun döküm sıcaklığında potanın sürekli dökümlere gönderilmesi önemlidir.

Pota fırını ve vakum işlemlerinin ardından, istenilen kimyasal bileşim ve sıcaklıktaki döküm potası sürekli döküm makinasına gönderilir. Burada döküm potası taret adı verilen mekanizmaya oturtulur, pota taban tozu bir mekanizma ile kırılır ve potadaki sıvı çeliğin bir pota ara tüpü içerisinden döküm tandışine akması sağlanır. Döküm tandışinin üstü, sıvı çeliğin dış atmosferle temasını kesmek için örtü tozu ile kapatılır. Tandış içerisindeki sıvı çelik tandışten bir nozul sistemi içerisinde döküm kalıbına akar ve sıvı çeliğin ilk kalıba temas ettiği noktada katılaşma başlar ve bu süreç sıvı çelik tamamen slab formunda katılaşmaya kadar devam eder.

Slab döküm proses parametreleri peritektik karbon aralığına denk gelen döküm kalitelerinde diğer karbon aralığına sahip döküm kalitelerinden farklıdır. Peritektik reaksiyonda, sıvı çeliğin döküm makinası kalıbında katılaşması esnasında delta demir ve sıvı fazından ostenit fazı çekirdeklenir. Delta demir hacim merkezli kübik yapıya sahipken ostenit yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir. Bu sebeple, katılaşma esnasında ciddi bir hacimsel daralma meydana gelir ve katılaşan sıvı çeliğin en dıştaki kabuk kısmı ile döküm kalıbı arasında boşluk meydana gelir. Oluşan boşluk nedeniyle kalıp ile kabuk arasındaki ısı transferi düşer ve katılaşmış kabuk tekrar ısınır. Isınan kabuk inceler ve bu slab dökümde kanamalara sebep olabilir.

Peritektik dönüşümden dolayı meydana gelen katılaşma süreci; uygun olmayan döküm sıcaklığı, döküm tozu, döküm hızı, ikincil soğutma ve makine ayarları gibi parametreler nedeniyle kalite problemleri yaratabilir.

Özellikle, karbon içeriği % 0.09 – 0.16 aralığında olan peritektik çeliklerin yüzey çatlağı oluşturma eğilimi fazladır. Bu çeliklerde ostenit tane boyutu diğer karbon aralıklarına göre daha fazladır. Ostenit tane boyutunun büyük olması nedeniyle döküm

esnasında sıcaklığın düşmesiyle beraber ostenit tane sınırlarında film şeklinde ferrit ve bazı nitrür-sülfür fazları çökelir. Bu fazlar, anormal büyümüş ostenit tane sınırlarının döküm esnasında slabta meydana gelen termal ve mekanik gerilmelere karşı direncini düşürür ve tane sınırlarında çatlaklar meydana getirir. Bu çatlaklar slab yüzeyinde enine ve boyuna yüzey çatlakları olarak görülür.

Slab dökümde bir diğer önemli sorun, nihai ürün olan bobin yüzeyinde makro inklüzyon kusuru çıkmasıdır. Makro inklüzyon kusuru çelik üretim ve sürekli döküm adımlarındaki uygunsuz proses koşullarından doğmaktadır.

2.3 Çeliklerin Tanımı ve Sınıflandırılması

Çelik; içerisinde yaklaşık %2.1'e kadar karbon bulunabilen bir demir karbon alaşımıdır (Cardarelli, 2000).

Çelikler aşağıda sıralanan çeşitli parametrelere göre sınıflandırılabilir;

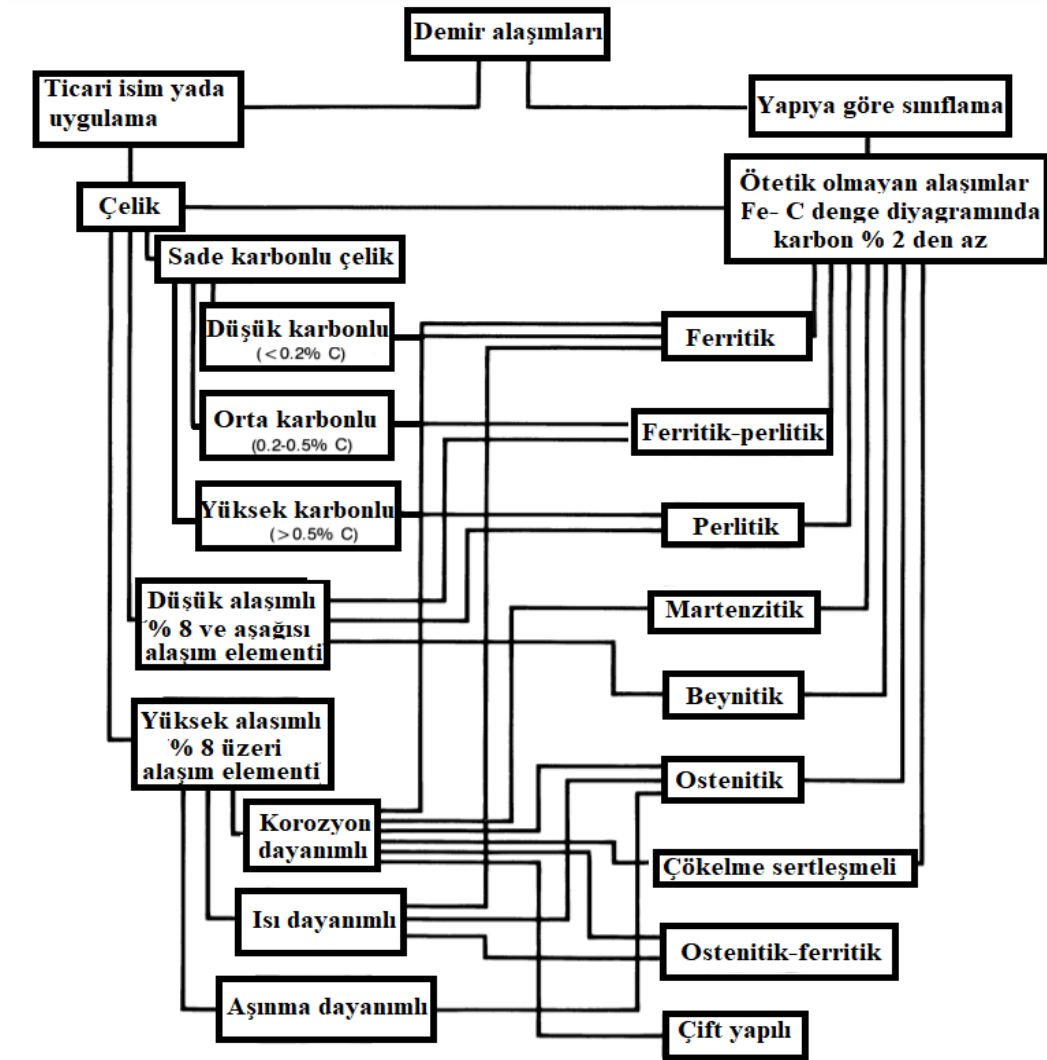
- Bileşimine göre (düşük karbon, düşük alaşımlı, paslanmaz vb.)
- Üretim yöntemine göre (bazik oksijen konverteri, elektrik ark ocağı vb.)
- Nihai haddeleme prosesine göre (Sıcak hadde, soğuk hadde vb.)
- Ürün şekline göre (Kütük, Yassı ürün, Boru vb.)
- Deoksidasyon pratiğine göre (durgun, yarı durgun, kaynar vb.)
- Endüstriyel standartlarda talep edilen mukavemet seviyesine göre
- Isıl işlem ve haddeleme metoduna göre (tavlanmış, termo mekanik haddelenmiş vb (Singh, 2016; Islam ve Rashed, 2019)
- Kalite tanımlarına göre (dövme, ticari vb.)
- Numaralama sistemine göre (Islam ve Rashed, 2019).

Çelikler, en basit haliyle ticari ismi ya da uygulama alanına göre; sade karbonlu, düşük alaşımlı ve yüksek alaşımlı olarak sınıflanabilir (Şekil 2.2).

Sade karbonlu çelikler kendi içinde düşük karbonlu ($C < 0.2$), orta karbonlu ($0.2\% - 0.5\% C$) ve yüksek karbonlu ($C > 0.5$) olarak gruplandırılır.

Düşük alaşımlı çelikler içerisinde %8 ve daha az oranda alaşım elementi içerirken yüksek alaşımlı çeliklerde bu oran %8'in üstündedir.

Çelikler, mikro yapılarına göre sınıflandırıldığında; ferritik, ferritik-perlitik, perlitik, martenzitik, beynitik, ostenitik, ostenitik-ferritik, çift yapılı ve çökelme sertleşmeli olarak gruplandırılabilir (ASM International, 2002).



Şekil 2.3 : Çeliklerin sınıflandırılması (ASM International, 2002).

2.4 Düşük Karbonlu Yüksek Dayanımlı Çelik Tanımları ve Önemi

Geleneksel yüksek dayanımlı çelikler 210-550 MPa arasında akma mukavemeti ve 270-700 MPa arasında çekme mukavemeti değerlerine sahiptir. Geliştirilmiş yüksek dayanımlı çeliklerde (AHSS) ise akma mukavemeti 550 MPa 'ın ve çekme mukavemeti 700 MPa 'ın üzerindedir (Silva ve diğ., 2017).

Eurocod 3 Part 1-12 'ye göre; akma mukavemeti 460 – 700 MPa arasında olan çelikler yüksek dayanımlı çelikler (HSS) olarak tanımlanmaktadır (Winful, 2018).

HSS ve AHSS elikleri arasındaki temel fark mikro yapısal özellikleri ile ilgilidir. HSS grubu çelikler genellikle ferrit perlit karışımı mikro yapıya sahipken AHSS grubundaki çelikler ferritten farklı olarak içerisinde martenzit, beynit, ostenit vb. fazlar içerebilmektedir (Silva ve diğ., 2017).

AHSS grubundaki çelikler; çift fazlı (DP), kompleks fazlı (CP), ferritik-beynitik (FB), martenzitik (MS), dönüşüm kaynaklı plastisiteli (TRIP), sıcak şekillendirilmiş (HF) ve ikizlemeden kaynaklanan plastisiteli (TWIP) eliklerdir.

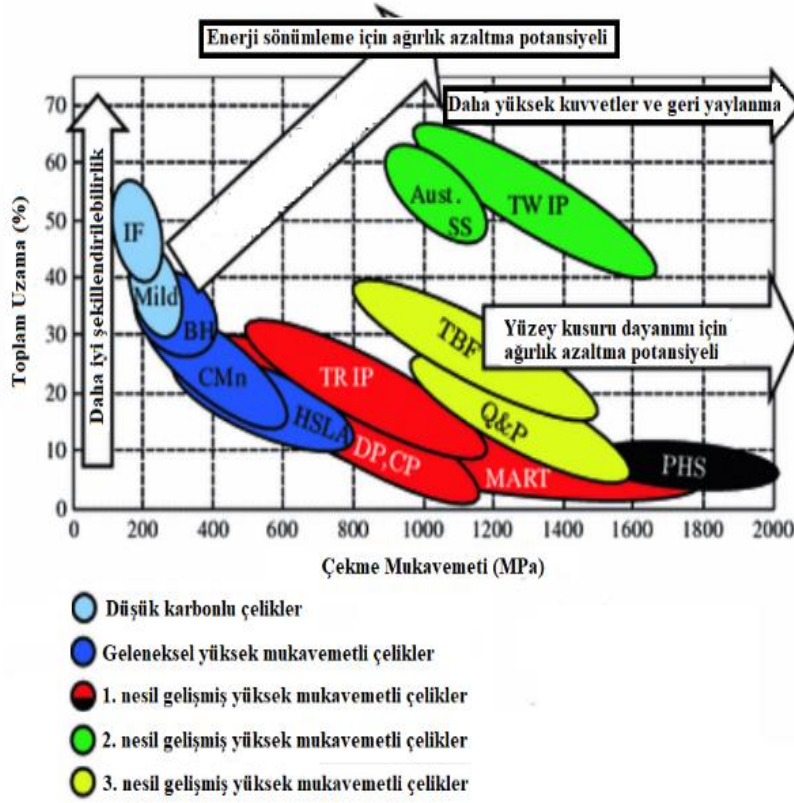
AHSS grubu çeliklerin geliştirilme çalışmaları devam ettiğinden kendi içerisinde bugüne kadar üç jenerasyonda sınıflandırılmıştır. 1. ve 2. nesil AHSS sınıfları, belirli parçaların işlevsel performans taleplerini karşılamak için benzersiz niteliklere sahiptir. Örneğın, DP ve TRIP elikleri yüksek enerji sönümleme kabiliyetleri sayesinde çarpışmada bölgesinde mükemmel sonuçlar verebilmektedir.

Araçların yolcu bölmesinin yapısal elemanları için, martenzitik ve bor bazlı pres ile sertleştirilmiş elikler (PHS) gibi son derece yüksek mukavemetli çelikler gelişmiş güvenlik performansı sağlar.

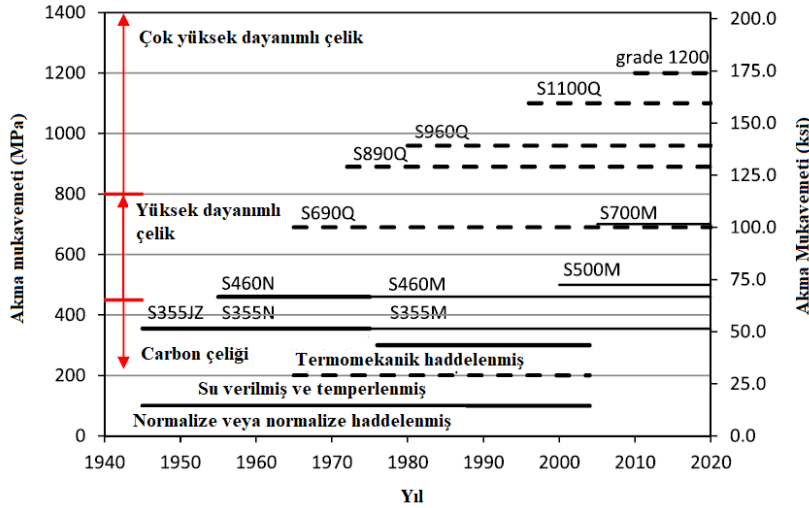
Üzerinde çalışılan 3.nesil AHSS 'de daha düşük maliyetlerle daha verimli birleştirme yetenekleri potansiyeline sahip ve mevcut kalitelere kıyasla daha gelişmiş mukavemet-süneklik kombinasyonlarını sergileyen çelikler hedeflenmektedir. Bunun için özel alaşım ve termo-mekanik haddeleme prosesleri çalışılmaktadır (World Auto Steel, 2017).

Otomotiv endüstrisinde kullanılan çelikler çekme mukavemeti ve toplam uzama kabiliyetine göre basitçe sınıflandırıldığında geleneksel yüksek dayanımlı çeliklerin ortalama bir çekme mukavemeti ve görece yüksek şekillendirme kabiliyetine sahip oldukları görülebilir (Şekil 2.3).

Gelişmiş yüksek dayanımlı çeliklerde ise hem şekillendirme kabiliyeti hem de yüksek çekme mukavemeti değeri elde edilebilmektedir (Billur, 2019). Yüksek dayanımlı çeliklere ilave olarak yıllar içerisinde artan ihtiyaçlar doğrultusunda çok yüksek dayanımlı elikler (VHSS) geliştirilmiştir. Bu eliklerde akma mukavemeti 1400 MPa seviyelerine kadar ulaşabilmektedir (Şekil 2.4). Bu gruptaki çeliklerde yüksek mukavemet değeri genellikle haddeleme sonrası yapılan ısıl işlemlerle elde edilir (Maraveas, 2017).

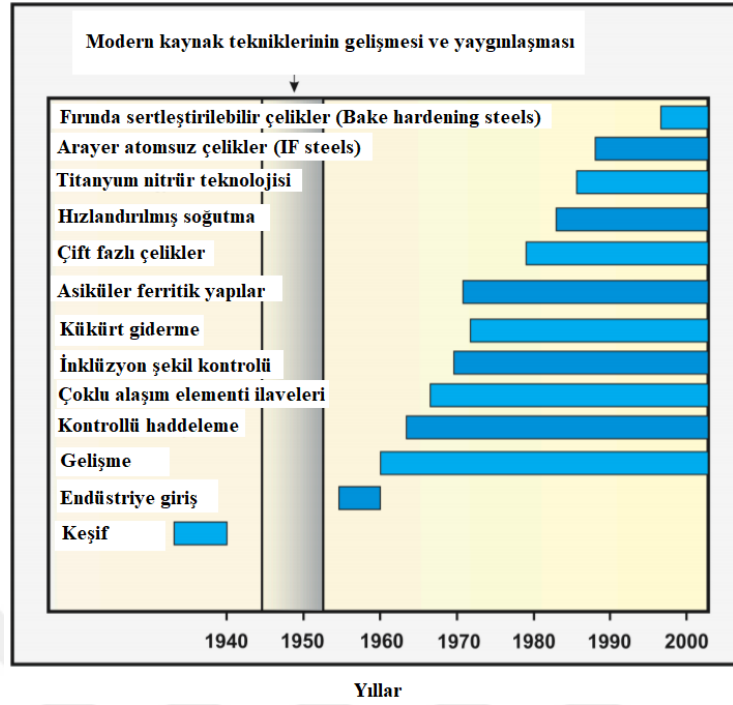


Şekil 2.4 : Otomotiv endüstrisinde kullanılan çeliklerin çekme mukavemeti ve toplam uzama kabiliyetine göre sınıflandırılması (Billur, 2019).



Şekil 2.5 : Haddelenmiş çelik ürünlerin tarihsel gelişimi (Maraveas, 2017).

Son elli yılda metalürji ve üretim tekniklerindeki gelişmeler market ihtiyaçlarına cevap verecek şekilde daha hafif ve mukavemetli çeliklerin üretilebilmesine olanak tanımıştır (Şekil 2.5). Artan market ihtiyaçları doğrultusunda daha yüksek mukavemetli, daha sünek, daha yüksek kaynak kabiliyetli ve daha tok çeliklerin elde edilmesi gerekliliği, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin geliştirilmesine öncülük etmiştir (Villalobos ve diğ., 2018).



Şekil 2.6 : 1940 -2000 yılları arasında düşük alaşımlı yüksek dayanımlı (HSLA) çeliklerin gelişimi (Villalobos ve diğ., 2018).

Düşük karbonlu yüksek dayanımlı çeliklerin tarihsel gelişimine bakıldığında ilk olarak 1934 yılında vanadyum katkılı rulman çeliğinin özelliklerine ilişkin bir makale yayınlanmıştır. Ardından, ilk düşük karbonlu yüksek dayanımlı çelik ticari olarak ABD ulusal çelik birliği tarafından 1958 yılında üretilmiştir. Bu çeliğin ticari ismi niyobyum katkılı GLX-W çeliğidir (Garcia, 2017).

Otomotiv endüstrisinde düşük karbonlu yüksek dayanımlı çeliklerin kullanımına yönelik ihtiyaçlar ilk defa 1973 yılındaki petrol krizi ile artmıştır. Otomotiv endüstrisi, ağırlık azaltarak yakıt tüketiminden tasarruf etmeye yönelik kapsamlı çalışmalar yapmak durumunda kalmıştır (Garcia, 2017).

Günümüzde yüksek dayanımlı çelikler yapı (köprü, bina vb.) ve otomotiv uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır (Maraveas, 2017). Özellikle taşımacılık endüstrisindeki ağırlık azaltma, daha yüksek performans ve güvenlik konularına yönelik eğilimler, kaynak edilebilirlik ve şekillendirilebilirlik özelliklerinden dolayı, yüksek dayanımlı çeliklere olan ilgiyi arttırmıştır (Sperle ve Olsson, 2005).

Avrupa’da karbondioksit salınımı ile ilgili yapılan yeni düzenlemelere göre 2020 yılında 95 g/km olarak hesaplanan karbon dioksit salınımının 2030 yılına kadar %30 daha da düşürülmesi planlanmaktadır. Bu düzenlemelerle yakıt tüketiminde en büyük

etkenlerden biri olan ağırlık azaltma konusunun daha da önem kazanacağı (%10 'luk bir ağırlık azaltma %5.5 yakıt tasarrufu sağlamaktadır) ve bunun da yüksek dayanımlı çeliklerin endüstriyel üretimine yönelik geliştirme çalışmalarına ağırlık verileceği ön görülmektedir (Schmitt ve Lung, 2018).



3. DÜŞÜK KARBONLU YÜKSEK DAYANIMLI ÇELİKLERDE KULLANILAN ALAŞIM ELEMENTLERİ VE UYGULANAN HADDELEME PROSESLERİ

3.1 Çeliklerde Kullanılan Alaşım Elementleri ve Mekanik Özelliklere Etkileri

Mikro alaşımlı çeliklerde mukavemet artışı başlıca iki mekanizma ile sağlanır; bunlardan ilki dispersiyon sertleştirilmesi, ikincisi de tane inceltme ile mukavemet artışıdır (Lagneborg, 2014).

Dispersiyon sertleştirmesinde dislokasyon hareketini engelleme ile mukavemet artırılırken, tane boyutunu incelterek sertleştirme yönteminde ikincil faz çökeltilerinin üretim prosesi esnasında çeliğin tane sınırlarını kitlenmesi ile mukavemet artışı sağlanır. Bu sayede, çeliğin hem tokluk hem de şekillendirilebilirlik özellikleri iyileştirilir (Radis, 2010).

Tane inceltme ile mukavemet artırma yöntemi teknolojik açıdan en önemli yöntemlerden biridir. Bu yöntemde hem çeliğin mekanik özellikleri iyileştirilir hem de sünek gevrek geçiş sıcaklığı düşürülür (Kostyrychev ve diğ., 2013; Liu ve diğ., 2018).

Tane inceltme ile mukavemet artışı Hall Petch eşitliği ile açıklanabilir;

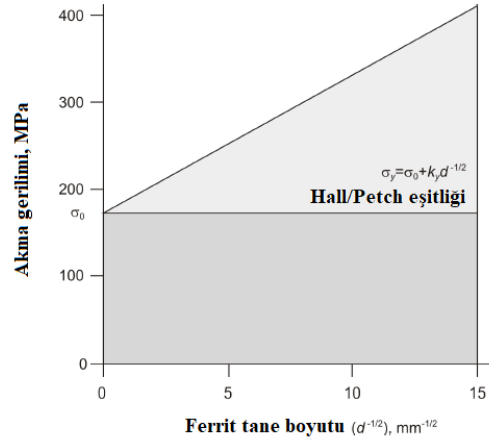
$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (3.1)$$

Formül 3.1’ de σ_y : akma mukavemeti, d : tane boyutu, σ_0 ve k_y malzeme sabitleridir. k_y demir içerisindeki çeşitli eriyiklere bağlıdır. C, N, Ni ve Si elementleri k_y değerini artırırken Cr ’un herhangi bir etkisi gözlenmemiştir.

Eşitlikten anlaşılacağı üzere akma mukavemeti ile tane boyutu arasında test oranı vardır. Yani, tane boyutu düştükçe akma mukavemeti artmaktadır.

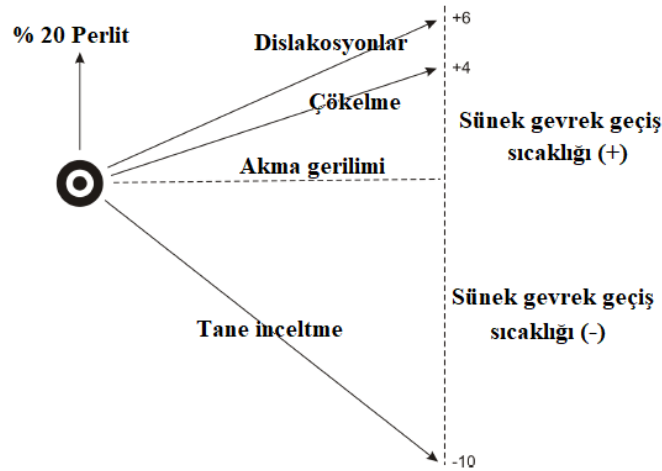
Kimyasal bileşiminde % 1 Mn, % 0.25 Si ve % 0.001 N bulunan bir C-Mn çeliğinin akma mukavemetinin nihai ferrit tane boyutu ilişkisi incelendiğinde (Şekil 3.1),

başlangıç tane boyutunda 200 MPa seviyesinde olan akma mukavemetinin, ferrit tane boyutunun 5 mikrona düşmesiyle 400 MPa seviyesine çıktığı görülür (Radis, 2010).



Şekil 3.1 : Bileşiminde % 1 Mn, % 0.25 Si ve % 0.001 N bulunan bir C-Mn çeliğinde akma mukavemeti -ferrit tane boyutu ilişkisi (Radis, 2010).

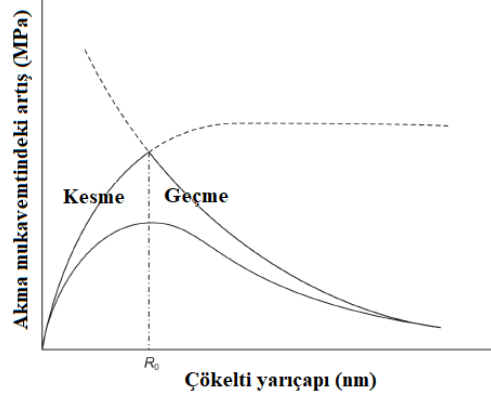
Çeşitli mukavemet artırma yöntemleri içerisinde sünek-gevrek geçiş sıcaklığını düşüren en etkili yöntem, tane boyutu incelterek mukavemet artırma yöntemidir (Şekil 3.2). Bu sayede çeliğin tokluk ve şekillendirilebilirlik özellikleri de iyileştirilebilmektedir (Radis, 2010; Wang, 2003).



Şekil 3.2 : Çelikte mukavemet artırma yöntemlerinin sünek - gevrek geçiş sıcaklığına etkileri (Radis, 2010; Wang, 2003; Uranga ve diğ, 2020).

Dispersiyon ile mukavemet artırma yönteminde, kayma gerilimi ile harekete geçen dislokasyonların bir veya daha fazla sayıda deformasyona dirençli çökeltiyle karşılaştıklarında hareketine devam edememesi durumu söz konusudur. Bunun için çökelti partikül yarı çapının kritik bir büyüklükte olması gerekmektedir. Teoride, kritik

partikül yarı çapı (R_0) ve çeliğin akma mukavemeti arasındaki ilişki çökelti partiküllerinin dislokasyonlar tarafından kesilmesi ya da geçilmesi üzerinden açıklamaktadır (Şekil 3.3).



Şekil 3.3 : Akma mukavemeti- kritik partikül boyutu ilişkisi (Radis, 2010).

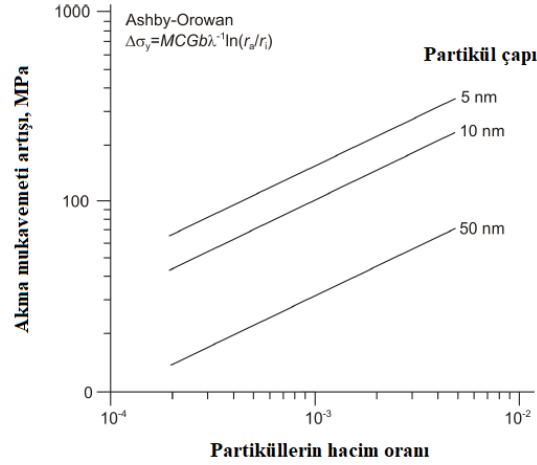
Çelik içerisindeki sert karbür ve/veya nitrür fazlarının mukavemeti arttırmaya etkisi dislokasyon hareketinin engellenmesi teorisine dayanmaktadır. Orowan'ın geliştirdiği bu teoride hesaplamalar partiküllerin belirli bir düzende dizilmesi esası ile yapılmış ve bu da partiküllerin dislokasyon hareketini engellemesi için gereken gerilim değerini olması gerekenden daha yüksek olmasına yol açmıştır.

Ashby'nin Orowan'ın teorisini geliştirerek ortaya attığı yeni hesaplama yönteminde çökelti partiküllerinin belirli bir düzende sıralanması yerine rastgele dağılmış olduğu varsayılmış ve partiküller arası mesafe olarak iki partikül merkezi arasındaki mesafe yerine iki partikülün yüzeyleri arasındaki mesafe alınmıştır (Radis, 2010). Ashby-Orowan eşitliği denklem 3.2' de verilmiştir.

$$\Delta\sigma_y = MCGb \frac{1}{\lambda} \ln \left(\frac{r_a}{r_i} \right) \quad (3.2)$$

Denklem 3.2'de verilen M: Taylor sabiti C: sabit, G: kayma modülü, b: burgers vektörü, λ : ortalama çökelti arası mesafe, r_i ve r_a sırasıyla iç ve dış kesme yarı çapını temsil etmektedir (Radis, 2010). Bu eşitlik ile mukavemete çökelti sertleşmesi katkısı doğrudan hesaplanabilmektedir.

Ashby-Orowan eşitliğine göre çökelti boyutu ve hacim oranı ile akma mukavemeti artışı arasındaki ilişki Şekil 3.4' te açıkça görülmektedir. Benzer hacim oranında daha düşük çaplı partikül boyutunda mukavemet artışı daha fazladır (Radis, 2010).



Şekil 3.4 : Ashby Orowan eşitliğine göre farklı boyutlu çökeltilerin akma mukavemeti artışına etkisi (Radis, 2010).

Çeliğin mukavemetinin artırılmasında en önemli element karbondur. Fakat, kaynak ve şekillendirme gibi birçok teknolojik uygulama açısından olumsuz etkileri vardır. Bu sebeple, karbon ile sertleştirilmiş çeliklerin uygulama alanları sınırlıdır. Yüksek mukavemetli ve düşük maliyetli çeliklerin üretilmesi ve daha geniş bir alanda kullanılabilmesi için çeliğin mikro alaşım elementleriyle mukavemetinin arttırılması tavsiye edilmektedir (Cabibbo ve diğ., 2008).

Düşük karbonlu yüksek akma dayanımlı çeliklerde sıklıkla kullanılan mikro alaşım elementleri; Nb, V ve Ti elementlerdir (Li ve diğ.,2017).

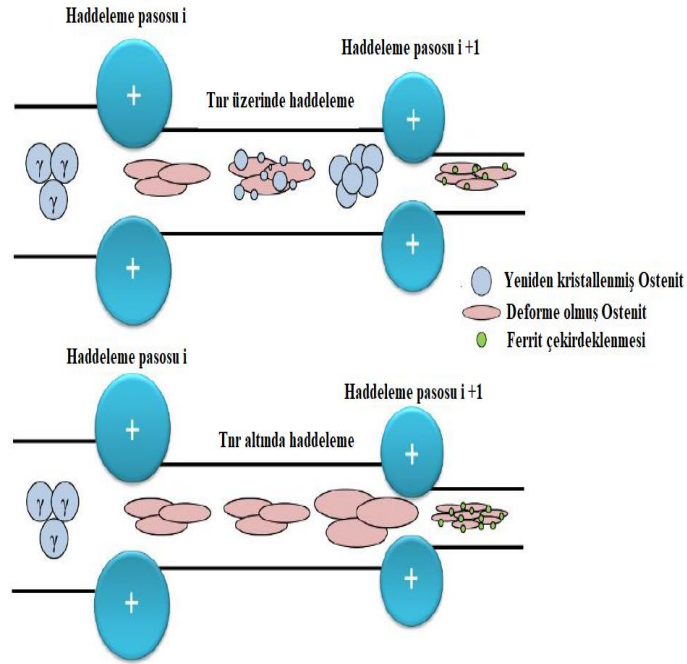
Nb elementi, düşük alaşımlı yüksek mukavemetli (HSLA) çeliklere başlıca kullanılan elementlerden biridir. Bunun bir nedeni, çeliğin mukavemetini arttırırken tokluğunu düşürmemesidir. Nb ile mukavemet artışında en etkin mekanizma tane boyutunu düşürerek mukavemet artışı sağlamaktır. Oysaki, Ti ve V ile yapılan mukavemet arttırma yönteminde en etkin mekanizmalar dispersiyon ile sertleştirmedir.

Çeliğin mukavemetinde belirli bir artış için gereken Nb miktarı, Ti veya V’ dan çok daha azdır. Bu sebeple, Nb elementi yapı, otomotiv ve boru uygulamalarında sıklıkla tercih edilen bir elementtir.

Nb elementinin çelikteki en önemli görevi; termo mekanik haddeleme esnasında ostenitin yeniden kristallenmesini geciktirmesi (Fu-ren ve diğ., 2012; Kostyryzhev ve diğ.,2013; Mesplont ve diğ., 1999; Zaitsev ve diğ, 2020) ve çok ince ferrit taneleri elde edilmesini sağlamasıdır (Radis, 2010).

Temo mekanik haddelemede nihai ferrit tane boyutu birincil ostenit tane boyutuna bağlıdır. Ostenit tane boyutu ise yeniden kristallenme ve tane büyümesinin bir sonucudur. Çeliğe katılan mikro alaşım elementlerinin eriyik formda ve çökelti halinde tane sınırı hareketini engellemesiyle ostenit tane boyutu düşürülmüş olur (Kostyrzhev ve diğ., 2013).

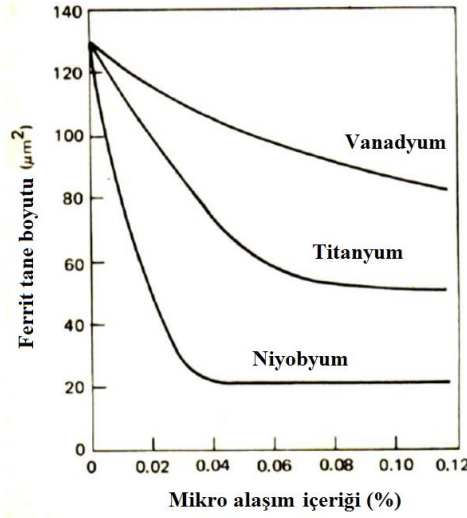
Yüksek sıcaklıkta deformasyon esnasında ostenit tanelerinin yeniden kristallenmesinin engellenmesi ile; dislokasyon yoğunluğu yüksek, tane sınırı alanı fazla ve ostenit-ferrit dönüşümü için çekirdeklenme nokta sayısı fazla olan uzamış ostenit taneleri (pancake grains) elde edilir (Şekil 3.5). Başlangıç ostenit tane boyutunun düşük olması nedeniyle Ostenit–Ferrit faz dönüşümü neticesinde oluşan ferrit fazı da ince taneli olmaktadır (Homsher, 2013; Sesma ve diğ., 2020).



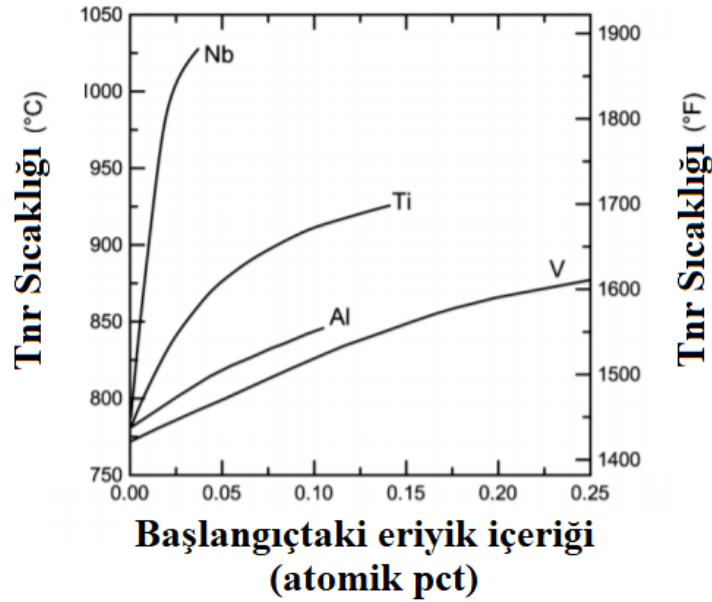
Şekil 3.5 : Tnr sıcaklığı altında ve üstüne haddeleme esnasında ostenitn yeniden kristallenme ve ferrit çekirdeklenmesi davranışı (Homsher, 2013).

Çelikte kullanılan mikro alaşım elementlerinin ferrit tane boyutuna etkisi incelendiğinde (Şekil 3.6) ferrit tane boyutunu en çok düşüren element Nb ‘dur (Maalekian, 2007).

Ostenit içerisinde çözülen Nb’ un, yeniden kristallenme sıcaklığını yükseltme üzerindeki etkisi diğer mikro alaşım elementlerine göre çok daha yüksektir (Deardo ve diğ., 2005; Bäcke, 2009). Nb ve bazı mikro alaşım elementlerinin ostenitin yeniden kristallenme sıcaklığına (T_{nr}) etkisi Şekil 3.7’ te görülmektedir.



Şekil 3.6 : Düşük karbonlu bir çelikte alaşım elementlerinin ferrit tane boyutuna etkisi (Maalekian, 2007).



Şekil 3.7 : Mikro alaşım elementlerinin T_{nr} sıcaklığına etkisi (Al-Moussawi, 2018).

Nb'un bu etkisi için iki önemli mekanizmanın etkin olduğu değerlendirilmektedir. Birincisi, katı eriyik haldeki Nb'un daha büyük atom boyutu sayesinde eriyik sürüklenme etkisi (solute drag effect) ile deformasyon esnasında ostenitin yeniden kristallenmesini geciktirdiği, ikincisi de ince taneli olarak çökelmiş NbC partiküllerinin yeniden kristallenme sürecini geciktirdiğidir (Radis, 2010; Klinkenberg, 2005; Lissel, 2008; Vervynckt ve diğ., 2009; Altuna ve diğ., 2012).

Sıcaklık, deformasyon ve süre vb. haddeleme parametrelerine bağlı olarak NbC çökmesi genellikle ostenit faz alanında tamamlanmaz ve termodinamik denge durumuna ulaşmaz.

Sonuç olarak, katı eriyik formunda kalan Nb dönüşüm esnasında veya sonrasında nanometre boyutunda çökelti oluşturur. Bu çökelti de çökeltme sertleşmesi mekanizmasıyla mukavemeti arttırmış olur (Radis, 2010).

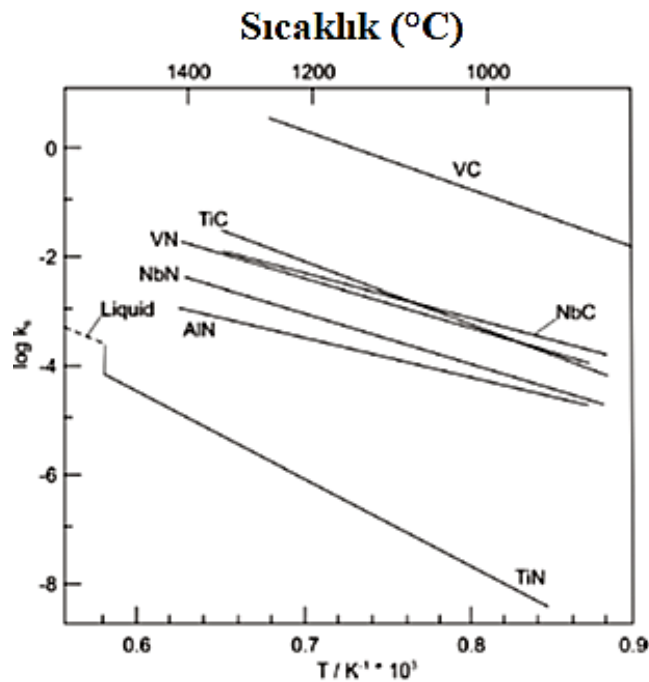
İnce taneli karbonitrür partiküllerinin çökeltme sertleşmesiyle sıcak haddelenmiş mikro alaşımlı çeliklerin mukavemetini arttırması yıllardır kullanılan bir yöntemdir.

Termo mekanik haddeleme esnasında karbonitrürler; ostenit içerisinde çekirdeklenebilir, ara faz çökmesi esnasında ostenit ferrit ara yüzeyde veya nihai soğutma esnasında aşırı doymuş ferrit içerisinde kalabilirler (Sobral, 2004).

Alaşımlı element olarak Titanyum (Ti) çoğunlukla sıvı çelik içerisindeki azotu stabilize etmek için kullanılır. Bu sayede, sıvı çeliğin katılaşması esnasında ve/veya katılaşmadan hemen sonra nitrür fazları (TiN) oluşturarak tane büyümesinin engellenmesine önemli katkılar sunar.

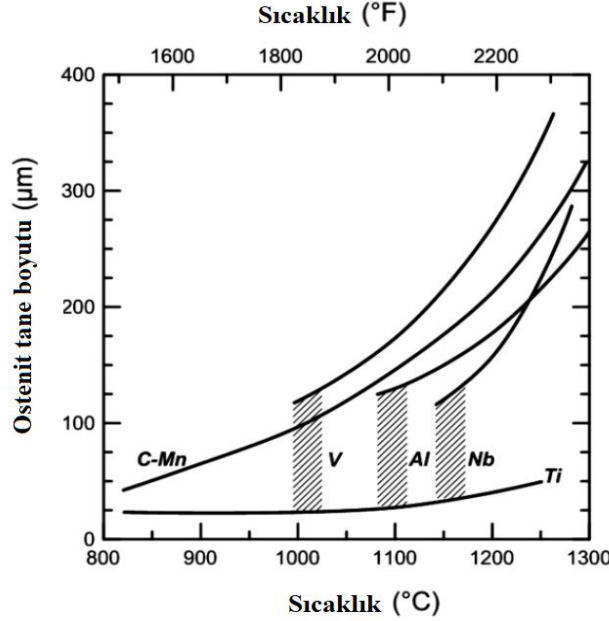
Mikroyapıda ince taneli dağılmış TiN çökeltilerinin mikro alaşımlı çeliklerdeki ferrit matrisin mukavemetindeki artış üzerinde, çökeltme sertleşmesi mekanizması sayesinde, önemli katkıları vardır (Radis, 2010).

Alaşımlı elementlerinin ostenit içerisindeki çözünürlükleri açısından (Şekil 3.8) TiN fazının haddeleme öncesi ısıtma prosesi esnasında yüksek sıcaklıklara kadar çözünmeden kalabildiği bilinmektedir (Lagneborg ve diğ., 2014).



Şekil 3.8 : Mikro alaşımlı karbür ve nitrürlerinin ostenit içerisinde sıcaklığa göre çözünürlüğü (Lagneborg ve diğ., 2014).

Yüksek sıcaklıklarda ostenit içerisinde çözülen mikro alaşım elementlerinin ostenit tane büyümesine etkisi incelendiğinde (Şekil 3.9), ostenit tane boyutunu en çok sınırlayan elementin titanyum olduğu görülmektedir (Al-Moussawi, 2018).



Şekil 3.9 : Çelikte kullanılan mikro alaşım elementlerinin ostenit tane boyutuna etkisi (Al-Moussawi, 2018).

Yüksek sıcaklık aralığında çökelen partiküller karbür ve/veya nitürler için çekirdeklenme noktası olarak görev yapmaktadır. Bu sebeple, yapılan çalışmalarda TiN çekirdeğinin etrafının V, Nb (C, N) gibi diğer mikro alaşım elementleri ile çevrili olduğu gözlemlenmiştir.

Saf TiN ve titanyumca zengin kompleks karbonitrürler elektron mikroskobu altında plaka ve küp şeklinde görülebilmektedir. TiN genellikle yüksek mukavemetli çelik sac üretiminde kullanılmaktadır (Radis, 2010).

Titanyum elementinin nitrür, oksit ve sülfid gibi yapıları oluşturma eğilimi karbür oluşturma eğiliminden daha fazladır. Yeterince hızlı soğutma ile ince tane dağılmış TiN partikülleri elde edilebilir. Fakat, uzun fırında tutma sürelerinde bu partiküller büyüyebilir ve dislokasyonları kitleme etkisi azalabilir.

Kaba TiN partiküllerinin kenar uzunlukları 5 – 10 µm arasında olabilmektedir (Homsher, 2013). Titanyum ve azotun stokiometrik oranı 3.42'dir (Lagneborg ve diğ., 2014; Nagata ve diğ., 2002). Çelikteki Ti oranı TiN için gerekli stokiometrik oranın üzerinde olduğunda titanyum daha fazla çözülebilir karbürler oluşturur (Homsher, 2013).

Titanyumun azot ve karbona olan afinitesi sayesinde, yüksek sıcaklıklarda dahi çelik içerisinde çözünürlüğü düşük karbonitrür çökeltileri oluşur. Bu fazlar, ostenitin yeniden kristallenmesini ve tane büyümesini engeller (Baker, 2018).

Mikro alaşımlı çeliklerde %Ti oranı 0.04'ten ve %N oranı 0.01 'den az olduğunda ostenitin yeniden kristallenmesi ve tane büyümesine etkisi daha az olmaktadır. Titanyum içeriği %0.10 ve üzerinde olduğunda ostenitin yeniden kristallenmesi üzerine etkisi Nb'a benzemektedir (Homsher, 2013).

Mikro alaşım elementi olarak vanadyum, yüksek hız çelikleri ve takım çeliklerinde yoğun bir şekilde kullanılmıştır.

Vanadyumun, karbon çeliklerine su verilmesi ve temperlenmesi neticesinde elde edilen mukavemet artışında önemli katkısı bulunmaktadır (Lagneborg ve diğ., 2014).

Vanadyumun Amerika'da otomotiv çeliklerinde alaşım elemanı olarak kullanımı ise Henry Ford'un izlediği bir motor yarışında meydana gelen kaza ve kırılma uğrayan parçanın incelenmesi neticesinde başlamıştır.

Henry Ford kaza sonrası beklenenden daha az kırılan krank milini inceletmiş ve bu milin İsveç çeliğinden yapıldığını ve içerisinde vanadyum bulunduğunu belirlemiştir. Sonraki yıllarda üretilen Ford marka araçların kritik bileşenlerinde, çeliğin darbe ve yorulma özelliklerini iyileştirdiği düşüncesiyle, vanadyum kullanılmaya başlanmıştır.

Günümüz bilgi seviyesiyle; vanadyumun mukavemet artışındaki etkisinin soğutma veya temperleme esnasında mikro yapıda ince boyutlarda çökelerek dağılmış vanadyum karbür-nitrür fazları sayesinde olduğu, iyileştirilmiş darbe dayanımının ise su verme veya normalize etme esnasında mikro yapıda dağılmış vanadyum nitrür çökeltilerinin tane büyümesini engelleyerek ince taneli bir mikro yapı elde edilmesi ile sağlandığı bilinmektedir.

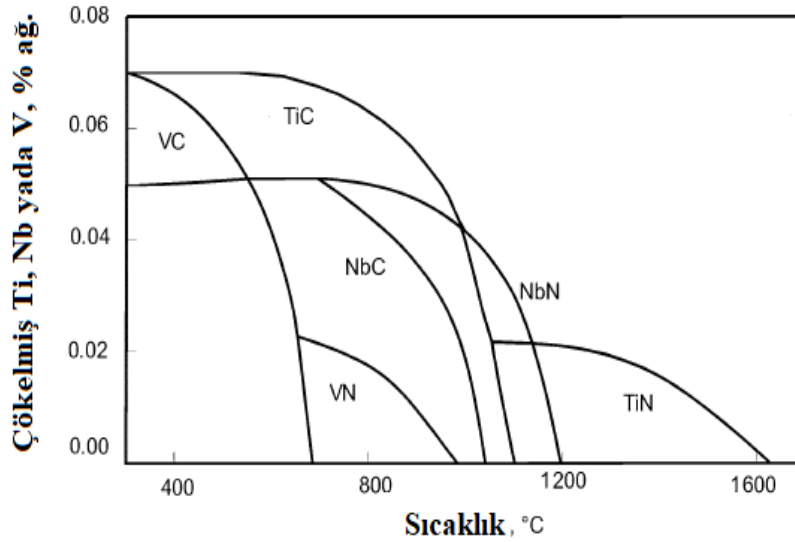
Vanadyum 1960 ve 1970 'li yıllarda ağırlıklı olarak kalın çeperli gaz boru hattı çeliklerinde kullanılmaktaydı. Bu çeliklerde ağırlıklı olarak üretim sonrası bir normalize ısıtıl işlemi uygulanırdı.

Vanadyumlu mikro alaşımlı çeliklerin haddelendiği gibi kullanımı ancak kontrollü haddeleme yöntemlerinin geliştirilmesi sayesinde olabilmektedir (Lagneborg ve diğ., 2014).

Vanadyum karbürün ostenit içerisindeki çözünürlüğünün diğer mikro alaşım elementlerinin karbür ve nitrürlerinden fazla olmasından dolayı diğer mikro alaşım elementlerine göre yüksek mukavemetli çeliklerde kullanımı çok daha fazladır (Kim ve diğ., 2015).

Vanadyum'un karbon ve azota olan afinitesinden dolayı çelikte katı eriyik mekanizmasıyla mukavemet artışına katkısı azdır (Bhatnagar ve diğ., 1979).

Vanadyumun ostenit içerisindeki çözünürlüğünün yüksek olması nedeniyle, haddeleme sıcaklıklarının 1000 °C 'nin altına düşene kadar çözeltide kalması beklenir (Şekil 3.10). Yüksek sıcaklıkta ostenit içerisinde sırasıyla VC, VN ve Nb (C,N) fazları çözülür (Medina ve diğ., 2012).



Şekil 3.10 : % 0.07 C ve % 0.07 N bulunan bir çelik kalitesinde sıcaklığın bir fonksiyonu olarak çökelti miktarları (Keown, 1981).

Eriyik haldeki vanadyumun eriyik sürüklenme etkisi ile tane sınırı hareketini kısıtlama kabiliyeti fazla değildir. Fakat, deformasyon ile tetiklenen çökelti sayesinde ostenit üzerinde önemli etkileri vardır. Düşük sıcaklıklarda çökelen vanadyum karbür-nitrür partikülleri ostenit matriste ince taneli olarak dağılırlar ve tane sınırı hareketini kısıtlarlar.

Eriyik sürüklenme etkisi ile tane sınırı hareketini sınırlamada elementlerin atom yarı çapı önemli bir parametredir (Tablo 3.1). Çözelti atomunun yarı çapının demir atomu yarı çapına göre daha büyük olması eriyik sürüklenme etkisini artırır. Bu anlamda, çizelge 3.1 'e göre en yüksek etki Nb ve Ti elementlerinde görülmektedir (Homsher, 2013).

Çizelge 3.1 : Çelik içerisinde bulunan bazı önemli elementlerin atomik yarı çapları (Homsher, 2013).

Element	Atomik yarıçap (Å)
Fe	1.34
V	1.33
Nb	1.48
Ti	1.47
C	0.70
N	0.68

Mikro alaşım elementli olarak V, Nb ve Ti gibi çelikte tane inceltme ve çökeltme sertleşmesi mekanizmalarıyla mukavemet artışı sağlamaktadır (Si-wei ve diğ., 2017; Zajac, 2001; Wang ve diğ., 2018; Jung ve diğ., 2015).

Nb çoğunlukla düşük karbonlu yüksek mukavemetli çeliklerde kullanılırken, V çoğunlukla orta ve yüksek karbonlu yüksek mukavemetli çeliklerde kullanılır (Medina ve diğ., 2012).

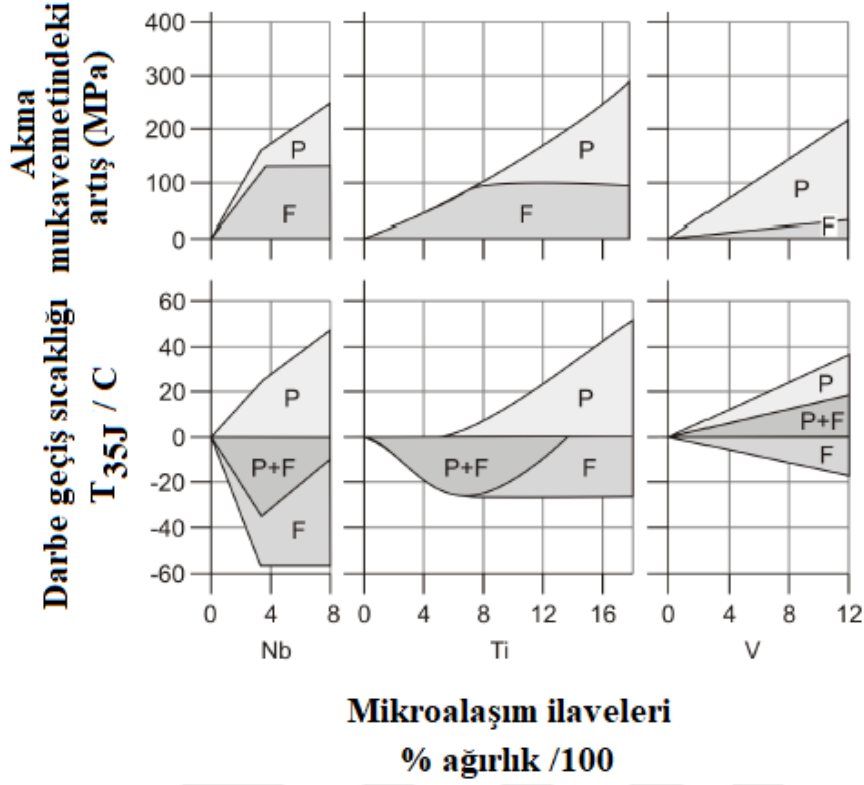
Vanadyumun ostenit içerisindeki çözünürlüğünün diğer mikro alaşım elementlerine göre fazla olması nedeniyle tane inceltme ve çökeltme sertleşmesiyle mukavemet artışı sağlaması çelik içerisinde çökelen V(C,N) fazlarına bağlıdır (Cabibbo ve diğ., 2008; Cao ve diğ., 2015).

Mikro alaşım elementlerinin bazıları ağırlıklı olarak tane inceltme etkisi özelliği ile bazıları ise ağırlıklı olarak çökeltme sertleşmesi özelliği ile çelikte mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde etkilidir.

Bu durum Nb, Ti ve V için Şekil 3.11’ da özetlenmiştir. Şekil 3.11 üzerinde P ile gösterilen bölge çökeltme sertleştirme, F ile gösterilen bölge de tane inceltme ile sertleştirme bölgesidir.

Görüldüğü üzere, Nb ve Ti elementleri çelikte akma mukavemeti artışını ve sünek gevrek geçiş sıcaklığındaki düşüşü her iki mekanizma ile sağlarken, V elementi akma mukavemeti artışını ağırlıklı olarak çökeltme sertleşmesi ile gerçekleştirmektedir.

Şekilden görüldüğü üzere, Ti ve V’a göre çok daha az miktardaki Nb, diğer elementlerle aynı seviyede mukavemet artışı sağlayabilmektedir (Radis, 2010).



Şekil 3.11 : Sıcak haddelenmiş bobinde mikro alaşım elementlerinin mekanik özelliklere etkisi (Radis, 2010; Stuart, 1991).

Nb, Ti ve V elementlerinin karbür ve nitrürlerinin çelikteki etkileri aşağıdaki şekilde sıralanmıştır (Radis, 2010);

- Sıcak hadde sonrası çökelme sertleşmesi etkisi: VN, VC, Nb(C,N), TiC
- Normalizasyon sonrası çökelme sertleşmesi etkisi: VC
- Sıcak haddeleme esnasında rekristalizasyonu geciktirme etkisi: Nb, Nb(C,N)
- Normalizasyon esnasında tane inceltme etkisi: VN, Nb(C,N), TiC
- Yüksek sıcaklıkta ostenitleme esnasında tane inceltme etkisi: TiN
- Sıcak haddeleme sonrası faz dönüşümü karakteristiklerine etkisi: Nb

Nb, Ti ve V' dan sonra, düşük karbonlu yüksek mukavemetli çeliklerde tercih edilen diğer elementler ağırlıklı olarak B, Mo, Cr ve Ni elementleridir.

Borun çeliğe alaşım elementi olarak ilave edilmesi yirminci yüzyılın başlarına denk gelmektedir (Liu ve diğ., 2015). Bor, mikro alaşımlı çeliklerde sertleşebilirliği arttırmaktadır (Stepanow ve diğ., 2014; Liu ve diğ., 2015; Manashev ve diğ., 2009; Kapadia, 1987).

Borun mikro alaşımlı çeliklerdeki oranı 5 – 30 ppm aralığında tercih edilir. 3 ppm ‘in altındaki bor içeriğın sertleşebilirliğe etkisi yoktur. 30 ppm ‘den yüksek bor içeriği de çeliğın sertleşebilirliğini azaltabilir (Liu ve diğ., 2015).

Borun çeliğın sertleşebilirliğine etkisine ilaveten, çeliğın tane sınırlarına fosfor vb. elementlerin difüzyonunu engelleyerek çelikte taneler arası kırılma eğilimi azaltılabilir (Yi-hong ve diğ., 2007).

Borlu çeliklerin ısıtıl işlem esnasında çarpılma ve su verme esnasında çatlak oluşturma eğilimi daha azdır (Ghali ve diğ., 2012). İlâveten, çelik yüzeyine hidrojen difüzyonunu azaltıcı etkisiyle hidrojen kaynaklı kırılmaları da önleyebilir (Yi-hong ve diğ., 2007). Borun düşük karbonlu, çok düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerdeki kullanımı günden güne olgunlaşarak artmaktadır (Liu ve diğ., 2015).

Bor ile beraber çeliğe katılan diğér alaşım elementleri borun çelikteki etkisini değıştirebilir. Örneğın, düşük karbonlu çeliklerde borun niyobyum veya molibden ile beraber kullanılması, borun tek başına kullanıldığı durumdan daha yüksek sertleşebilirlik sağlamaktadır.

Borun titanyum ile beraber C-Mn-B ’lu çeliklerde kullanılması halinde tane kabalaşması gibi bir etkisi vardır. Bunun nedeni, çelikte çökelen BN partiküllerinin Nb(C,N) gibi partiküllerin tane sınırı hareketini engelleyici etkisini azaltmasıdır. Literatürde, borun tane inceltici etkisi ile ilgili çalışmalar da mevcuttur (Liu ve diğ., 2015).

Borun düşük karbonlu çeliklerde sertleşebilirliği arttırdığının keşfinden sonra, borlu çelikler yapı malzemelerinde, aşınma dayanımlı malzemelerde, kaynaklı yapılar için yüksek çekme dayanımlı malzemelerde kullanılmaya başlanmıştır (Manashev ve diğ., 2009).

Borlu ve düşük karbonlu çelikler petrol boru çelikleri ve otomotiv endüstrisinde de yaygın olarak kullanılmaktadır (Shennawy ve diğ., 2016). İlâveten, maliyet düşürmeye yönelik olarak Ni, Cr ve Mo gibi bazı alaşım elementleri yerine de kullanılmaktadır (Gao ve diğ., 2015). Bunun başlıca nedenlerinden bazıları; diğér alaşım elementlerine göre nispeten daha ucuz olması, ulaşılabilir olması, çevresel etkilerinin daha az olması ve çok düşük bor ilâvelerinde bile çeliğın sertleşebilirliğine etkisinin fazla olması sıralanabilir (Manashev ve diğ., 2009).

Borun çeliğin sertleşebilirliğine etkisi; bor atomlarının düşük boyutu sayesinde birincil ostenit tane sınırlarına kolayca segregasyon olması, tane sınırı enerjisini düşürmesi ve ostenit ferrit dönüşümünü geciktirmesiyle alakalıdır (Gao ve diğ., 2015; Suski ve diğ., 2013; Shigesato ve diğ., 2014; Koley ve diğ., 2018; Kim ve diğ., 2015; Kim ve diğ., 2002; Jeong ve diğ., 2015; Haslberger ve diğ., 2015; Fisher, 1954; Azarkevich ve diğ., 1995).

Çelikte çözülmüş bor atomlarının ostenit tane sınırlarında zenginleşmesi denge ve denge dışı segregasyon mekanizmalarıyla gerçekleşir. Denge halinde segregasyon mekanizması; ostenit sıcaklığında çözülmüş bor atomlarının tane sınırlarının atomik katmanlarına difüzyonu ile olmaktadır.

Denge dışı segregasyon mekanizması ise yüksek sıcaklıklardan soğutma esnasında gerçekleşen dinamik bir süreçtir. Bu mekanizma ile, soğutma hızına bağlı olarak, çözülmüş bor atomlarından oluşan daha zengin bir bölge oluşur. Çözülmüş bor atomları hızlı soğutma ile oluşan boşluk gradyanından faydalanarak ostenit tane sınırlarına segregasyon olur (Suski ve diğ., 2013; Shigesato ve diğ., 2014).

Bor çelik içerisinde arayer atomu olarak yer alır ve α katı eriyiği içinde çözünürlüğü çok düşüktür. Bu nedenle çelik içerisindeki bor miktarı %0.005' i geçmemelidir (Titova ve diğ., 2007). Çeliğe ilave edilen bor miktarının çok düşük olması nedeniyle standart elektron temelli yöntemlerde tespiti zordur (Choi ve diğ., 1997).

Çeliğe fazla miktarda bor ilave edildiğinde çeşitli sıcaklıklarda çeliğin tokluğunu ve sünekliğini düşüren ötektik borid fazı oluşur. Çeliğin sertliği borun katı eriyik içerisinde kalmasıyla mümkün olur (Titova ve diğ., 2007).

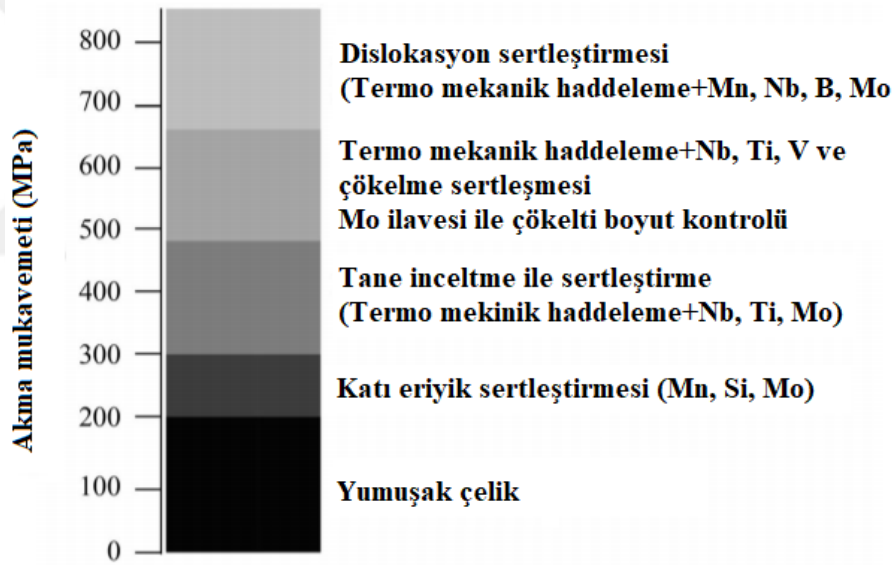
Çeliğe ilave edilen borun çelik üzerindeki işlevsel etkisini arttırmak için, çeliklere çoğunlukla Ti de eklenir ve çelik içerisindeki azot titanyum ile bağlanarak (TiN oluşumu) BN oluşumu engellenir (Hu ve diğ., 2015).

Molibdenli çelikler, petrol- doğal gaz, otomotiv ve yapı uygulamalarında sıklıkla kullanılır (Mohrbacher, 2010). Molibden diğer alaşım elementlerine göre bir miktar daha pahalıdır. Ostenit ve ferrit içerisindeki çözünürlüğü sınırlıdır. Güçlü bir karbür yapıcı elementtir. Genellikle Ni ya da Cr ile beraber kullanılır. Çeliğin aşınma dayanımının iyileştirilmesinde faydalıdır (Khan ve Rashed, 2020). Düşük karbonlu çeliklerde mukavemet ve tokluğun beraber artırılmasının istendiği durumlarda Mo kullanılması genel bir uygulamadır (Isasti ve diğ., 2013; Kapoor ve diğ., 2016).

Mo 'in çelik içerisindeki varlığı % 0.5 'in altında olduğu durumlarda ısıtıl işlem ile ikincil sertlik artışında katkısının az olduğu literatür çalışmalarında gösterilmiştir (Filho ve diğ., 2014).

Düşük alaşımlı yüksek dayanımlı çeliklerde Molibden genellikle mekanik özelliklerin en yüksek seviyede istendiği durumlarda kullanılır. Geleneksel yüksek mukavemetli yapı çeliklerinde mukavemet karbon ve manganez oranına bağlıdır ve mikro yapıda klasik ferrit-perlit mikro yapısı görülür. Bu yapı normalize haddeleme veya termo mekanik haddeleme ile verilebilir. Bu durumda çeliğin akma mukavemetleri tipik olarak maksimum 460 MPa civarındadır (Mohrbacher, 2010).

Arzu edilen daha yüksek mukavemet değerleri için farklı sertlik artış mekanizmaları gereklidir (Şekil 3.12). Tek başına karbonu arttırarak sertliği arttırmak tokluktan feragat etmek anlamına gelir (Mohrbacher, 2010).



Şekil 3.12 : Çeliklerdeki mukavemetlendirme mekanizmaları (Uranga ve diğ., 2020).

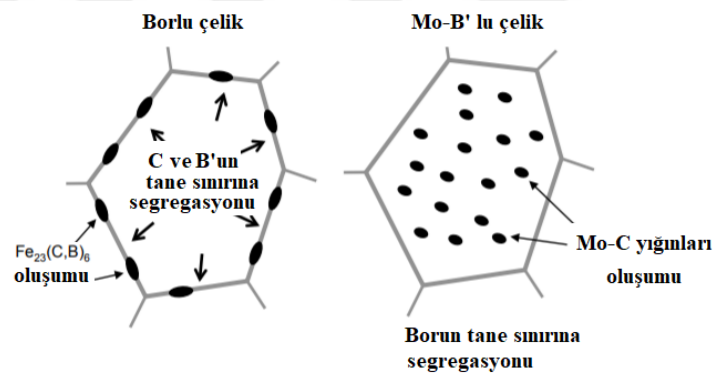
Bu sebeple, çeliğe tane inceltici etkisi sağlayabilecek mikro alaşım elementleri ilave etmek ve çeliği termo mekanik haddeleme koşullarında haddelemek hem yüksek mukavemet hem de tokluk değerleri elde etmek için tercih edilen bir yöntemdir (Mohrbacher, 2010; Isasti ve diğ., 2011).

Molibdenin standart bir sıcak sac haddehanesi düzeninde çeliğin haddelenmesi esnasındaki temel etkileri Şekil 3.13'te görülmektedir.

Molibden, çelikte perlit oluşumunu (Patra ve diğ., 2017) ve allotromorfik ferrit çekirdeklenmesini geciktirir (Andres ve diğ., 2002). Molibden aynı zamanda çeliğin katı eriyik mekanizmasıyla sertleşmesine katkı sağlamaktadır. Ostenitin dinamik yeniden kristallenme hızını azaltarak ince taneli bir mikro yapı elde edilmesine katkı sağlamaktadır. Molibdence zengin karbür fazları çelikte çökeltme sertleşmesi mekanizmasıyla mukavemet artışına katkı sağlamaktadır (Kostyryzhev ve diğ., 2018).

Molibden de bor gibi çeliğin sertleşebilirliğini artırır (Deepa ve diğ., 2018). Özellikle, yüksek sıcaklıklarda temperleme işlemi esnasında kompleks karbür yapıların oluşmasına katkı sağlayarak yumuşamayı geciktirir ve aynı zamanda çeliğin sertliğini artırır (Khan ve Rashed, 2020).

Molibden, bor ile beraber çeliğe katıldığında, Şekil 3.14 'te gösterildiği gibi, karbonun ostenit tane sınırına difüzyonunu geciktirir ve ostenit tane sınırlarında bor karbür fazlarının oluşumunu engeller (Deepa ve diğ., 2018).



Şekil 3.14 : Borun Mo'li ve Mo'siz çeliklerde tane sınırına segregasyonu ve çökeltmesi (Mohrbacher, 2010).

Molibden, alaşım elementi olarak niyobyum ile beraber kullanıldığında mikro yapıda ince taneli dağılmış Nb(C,N) partikülü sayısını artırır (Rezende ve diğ., 2020; Isasti ve diğ., 2014; Mandal ve diğ., 2018; Ledermueller ve diğ., 2020). Bu sayede çökeltme sertleşmesine katkı sağlar (Rezende ve diğ., 2020; Chen ve diğ., 2019).

Molibdenin ferrit içerisinde çökelti - ana faz ara yüzüne difüze olduğu ve Nb'un karbonitrür fazlarına difüzyonunu yavaşlatarak bu fazların kabalaşmasını engellediği belirlenmiştir (Enloe ve diğ., 2015).

Molibdenin Nb'ca zengin karbonitrürlerdeki oranının artışı sayesinde çökelti-ana faz arasındaki ara yüzey enerjisi azalmakta ve bu sayede çekirdeklenme için gerekli enerji

bariyeri düşmektedir. Mo 'in Nb ile beraber kullanıldığında hem çekirdeklenme hızı artmakta hem de çökeltilerin kabalaşması engellenmektedir (Jiang ve diğ.,2020).

Molibden 'in, tek başına kullanıldığında statik yeniden kristallenmeyi çok fazla etkilemediği halde niyobyum ile beraber kullanılması halinde statik yeniden kristallenmeyi önemli derecede azalttığı belirlenmiştir (Hannula ve diğ., 2019).

Literatürde, Mo-Nb alaşım konseptli birçok düşük karbonlu beynitik yapıları çelikler üzerine çalışmalar mevcuttur. Mo'in ötektoit öncesi ferrit dönüşümünü geciktirici etkisi sayesinde asiküler ferrit ve beynit yapılarının oluşumuna ve çelikte kesit boyunca homojen bir mikroyapı elde edilmesine katkı sağlaması ve sonuç olarak tokluk, mukavemet beklentilerinin beraber karşılanmasına etkileri nedeniyle boru uygulamalarında kullanılan kalın kesitli levha çeliklerinde kullanımı yaygındır (Mohrbacher ve diğ., 2011).

Molibdenin titanyumca zengin çeliklerdeki etkisi üzerine de çalışmalar yapılmıştır (Enloe ve diğ., 2015). Bu çalışmalarda, molibdenin beynitik ferrit yapıları oluşturarak tane inceltme etkisi yaptığı, çökeltiler için çekirdeklenme noktaları oluşturduğu (Isasti ve diğ., 2014; (Enloe ve diğ., 2015), yavaş soğutma yada ostenitleme esnasında kabalaşma dirençli (Ti,Mo)C fazlarının oluşumuna katkı sağladığı ve 10 nm ve altında partiküllerin sayısını arttırdığı belirlenmiştir (Enloe ve diğ., 2015).

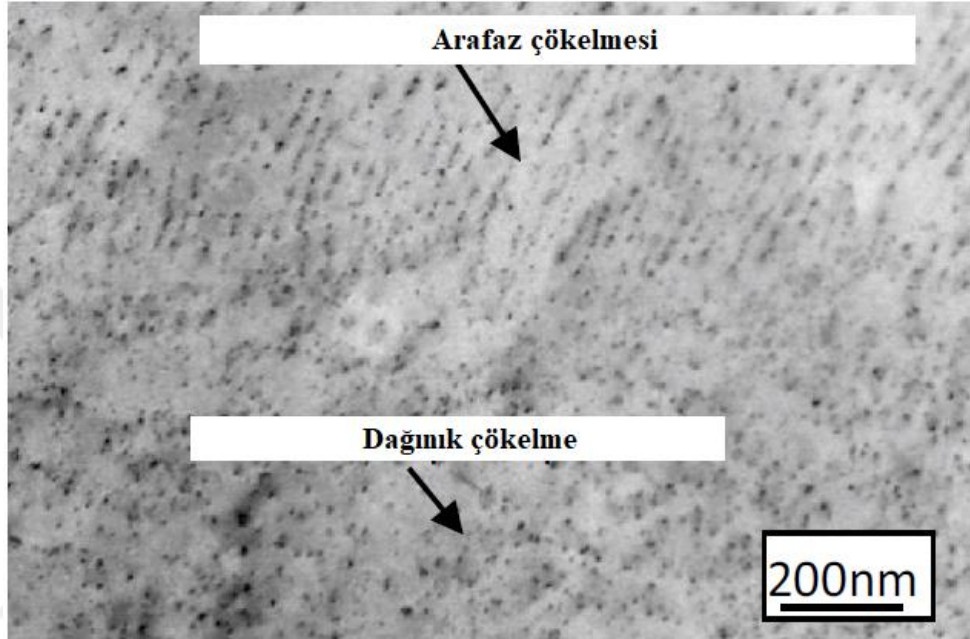
Molibdenli çeliklerde çökelen (Ti,Mo)C partikülleri uzun süreli ısı işlem sonrasında dahi kabalaşmadan kalabilir (Chen ve diğ., 2020). Bu partiküllerin termal stabilitesi yüksektir (Chen ve diğ., 2020; Zaitsev ve diğ., 2016).

Molibdenin ferrit içerisinde denge titanyum konsantrasyonunu azaltarak (Ti,Mo)C partiküllerinin kabalaşma hızını düşürdüğü değerlendirilmektedir (Chen ve diğ., 2020; Wang ve diğ., 2020).

Ti ve Mo ile alaşımlandırılmış mikro alaşımlı çeliklerde iki tip çökelti olduğu belirlenmiştir. Birincisi; çok fazla sayıda, boyutu 50 nm 'den daha düşük ve düzensiz şekilli (Ti,Mo)C karbürler, ikincisi ise daha seyrek ve daha büyük boyutlu Ti(C,N) karbo-nitrürlerdir (Hu ve diğ., 2013).

Literatürde, TiC çökeltilerinin çözünmemiş küp şeklindeki TiN partiküllerinin üzerinde çekirdeklendiğini gösteren çalışmalar mevcuttur (Hu ve diğ., 2013; Kapoor ve diğ., 2016).

(Ti,Mo)C partikülleri ferrit matris içerisinde belirli bir düzende sıralı halde (ara faz çökmesi) ya da dağınık biçimde bulunabilirler (Şekil 3.15). Faz dönüşümü esnasında gerçekleşen ara faz çökmesi durumunda (Ti,Mo)C partikülleri ferrit/ostenit ara yüzeylerinde belirli bir sıralı düzende çökeldikleri halde faz dönüşümden sonra dağınık bir biçimde çökelerler (Hu ve diğ., 2013). Düşük sıcaklıkta oluşan beynit fazında ise çökelti dağınık bir biçimde çökelerler (Yi ve diğ., 2019).



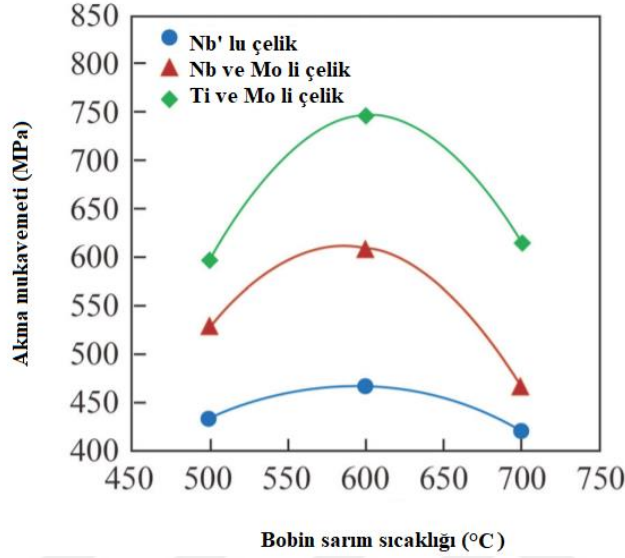
Şekil 3.15 : Bileşiminde %0.08 C- %1.58 Mn-%0.24 Si-%0.11 Ti-%0.28 Mo-%0.005 P-%0.002 S-%0.004 N bulunan bir çelikte arafaz ve dağınık çökmesi (Yi ve diğ., 2018).

Vanadyumlu mikro alaşımlı çeliklere Mo ilavesiyle ostenit ferrit dönüşüm kinetikleri önemli derecede azalır. Vanadyumlu çeliklere Mo ilavesi, titanyumlu çeliklere Mo ilavesine göre ferrit tane boyutunu düşürme üzerine etkisi daha fazladır. Mo ilavesiyle vanadyumlu çeliklerde çökelti boyutu azalır ve hacim oranı artar (Gong ve diğ., 2018).

Mikroyapıda, V bazlı karbürler ve ana faz arasındaki ara yüzey enerjisi Mo sayesinde azalır ve çekirdeklenme yoğunluğu artar (Gong ve diğ., 2018).

Mikro alaşımlı çeliklerde Mo'in Ti veya Nb ile beraber kullanılması halinde bobin sarılma sıcaklığına bağlı olarak akma mukavemetine etkisi, bileşiminde mikro alaşım elementi olarak yalnızca %0.04 Nb bulunan, %0.04 Nb ve %0.2 Mo bulunan ve %0.09 Ti ve %0.2 Mo bulunan 3 çelik için, Şekil 3.16' da gösterilmiştir (Uranga ve diğ., 2020).

Nb'un tek başına alaşım elementi olarak kullanıldığı duruma göre Mo ile beraber kullanılması halinde farklı bobin sarılma sıcaklıklarında akma mukavemeti daha yüksek olmaktadır. Titanyum ve molibden'in beraber kullanıldığı çelikte ise farklı sarılma sıcaklıklarında Nb ve Mo 'in beraber kullanıldığı duruma göre daha yüksek akma mukavemeti değerleri elde edilmiştir (Uranga ve diğ., 2020).



Şekil 3.16 : Alaşım tasarımı ve sarılma sıcaklığına bağlı olarak akma mukavemetinin değişimi (%0.04 Nb, %0.2 Mo, % 0.09 Ti) (Uranga, 2020).

Vanadyum çökelme sertleşmesi için çok ideal bir elementtir. Vanadyumun Ti ve Mo ile mikro alaşımlandırılmış çeliklere katılmasının artan çökelti hacim oranı, daha ince taneli mikro yapı ve daha küçük boyutlu çökelti ve termal kararlılığı (Ti,Mo)C 'den daha yüksek olan (Ti,V,Mo)C karbürlerin oluşması gibi birtakım avantajları vardır (Zhang ve diğ., 2015).

Zhang ve arkadaşlarının Ti, Mo ve V ile alaşımlandırılmış ve termo mekanik olarak haddelendikten sonra farklı sarılma sıcaklıklarında sarılmış bir çelik üzerine yapmış olduğu çalışmada; 550, 600 ve 650 °C seçilen sarılma sıcaklıklarında en yüksek akma ve çekme mukavemetlerinin 600 °C sarılma sıcaklıklı çeliğe ait olduğu belirlenmiştir. Çeliğin kimyasal bileşimi; % ağırlık olarak; 0.09 C, 0.11 Si, 1.29 Mn, 0.27 Cr, 0.093 Ti, 0.26 Mo, 0.14 V, 0.0022 S, 0.0068 P, 0.0043 N şeklindedir (Zhang ve diğ., 2015).

Elde edilen bu sonucun; homojen ve ince taneli dağılımlı ferrit tane yapısına ve yüksek hacim oranında bulunan nano boyutlu çökeltilere bağlı olduğu yorumu yapılmıştır. 650 °C' de metal karbür (MC) fazlarının sayısının 600 °C ye göre daha fazla olduğu halde, bu fazların çökelme sertleşmesine katkısının daha az olduğu belirlenmiştir. Buna

gerekçe olarak iki neden sıralanmıştır. Birincisi, 10 nm den küçük MC partiküllerinin ağırlık oranının 650 °C sarılma sıcaklığında daha az olması, ikincisi de 650 °C’de MC partiküllerinin kabalaşmasıdır (Zhang ve diğ., 2015).

Krom ve Molibden periyodik tabloda aynı gruptadır ve benzer karakteristikleri vardır. Buna karşın, Krom Mo’e göre daha ucuzdur. Bu sebeple, düşük karbonlu bey nitik çeliklerde Mo yerine Cr kullanımı maliyeti oldukça düşürebilir (Huo ve diğ., 2011).

Kromlu çeliklerin oksidasyon dayanımları ve iyi mekanik özellikleri bu çeliklere ilgi duyulmasını sağlamaktadır (Barbangelo 1990). Krom, karbür yapıcı bir elementtir. Bu karbürler yüksek sertliğe ve aşınma direncine sahiptir. Kromun ostenitteki çözünürlüğü %13 civarında ve ferritteki çözünürlüğü ise sınırsızdır. Alaşımli çeliklerde %5 üzerindeki krom korozyon dayanımını ve yüksek sıcaklık özelliklerini iyileştirir (Khan ve diğ., 2020).

Mikro alaşım elementi olarak krom çoğunlukla korozyon dayanımını arttırmak amacıyla kullanılır. Buna ilaveten krom, karbür oluşturarak çeliğin mukavemetlendirilmesine katkı sağlar ve mikro yapıda sementitin kabalaşmasını engeller (Ledermueller ve diğ., 2020).

Soğuma esnasında ostenit bölgesinden çökmeye başlayan krom karbürler yeni çekirdeklenmiş ferrit tane sınırı hareketini kısıtlar ve ince taneli ferrit elde edilmesine katkı sunarlar. Ayrıca, çökeltme sertleşmesi ile çeliğin mukavemetini arttırmaları. Krom, krom karbür oluşturmaları nedeniyle nikel göre ferrit tane boyutunu sınırlamada ve mukavemet artışında daha etkilidir (Razzak, 2011).

Krom da Mo gibi bey nitik dönüşüme yardımcı olur. Cr’ca zengin kompleks çökeltiler oluşturur. Ti ve Nb ’un çözünebilirliğini artırır. Sementit çökeltmesini geciktirir. Katı eriyik mekanizması ile sertlik artışında Mo’e göre 6 kat daha zayıftır ve bu sebeple, rekristalizasyonu geciktirmedeki etkisi daha zayıftır (Kostyazhev ve diğ., 2018).

Kromun, orta karbonlu ve mikro alaşımli yüksek mukavemetli çeliklerde mangan ile beraber yüksek yoğunluklu ve küçük boyutlarda V(C,N) çökeltilerinin oluşumuna katkı sağladığı değerlendirilmektedir (Ollilainen ve diğ., 1984).

Mangan ve kromun çelik içerisinde beraber bulunduğu halleden, vanadyumun ostenit içerisindeki çözünürlüğü önemli ölçüde artmaktadır. Kromun, çelikte gevrek kırılmayı da önlemede etkili olduğu yönünde çalışmalar mevcuttur (Zaslavskii, 2001).

Krom, Nb elementiyle beraber otomotiv endüstrisinde yoğunlukla kullanılmaktadır. Bu çelikler, sade karbonlu çeliklere göre, yüksek mukavemet ve iyi şekillendirilebilirlik özellikleri sağlar. Bu sayede, otomotivde ağırlık azaltma uygulamaları için gelecek vadeden çeliklerdir (Wang ve diğ., 2020).

Nikel, çelikte osteniti stabilize eder ve ostenit faz alanını genişletir. Çelikte, yüksek sıcaklıkta oksidasyon ve korozyon dayanımını iyileştirir. Tokluğu artırır ve tane inceltme etkisi ile mukavemet artışına katkı sağlar.

Çelik yüzeyinde tufal oluşumunu azaltır. Krom ile beraber kullanıldığında sertlik, süneklik, yorulma dayanımı üzerine olumlu etkileri görülür.

Nikel elementel olarak düşük bir difüzyon katsayısına sahiptir ve bu sebepten diğer birçok elemente göre demir içerisine daha yavaş difüze olur (Ahssi ve diğ., 2020).

Nikel, ferritin mukavemetini artırır. Düşük sıcaklıklarda, ferrit fazının tokluk ve sertleşebilirliğini artırır. Mikro alaşımlı çeliklerde dövülerek şekillendirilme kabiliyetini artırır. Isıl işlemin su verme kademesinde çarpılma ve çatlak oluşumu eğilimini azaltır (Roy ve diğ., 2020).

Nikel elementi silisyum ve mangan gibi karbür yapmayan elementlerdendir ve ferrit içerisinde katı eriyik olarak kalır ve çelikte katı eriyik sertleşmesi ile mukavemet artışına katkı sağlar (Raj ve diğ., 2013).

Bakırlı çeliklerde nikel sıcak kırılganlığı azaltır, bakırın ostenit içerisindeki çözünürlüğünü artırır. Ti ve Nb ile alaşımlandırılmış mikro alaşımlı çeliklere Ni ilavesiyle Ti ve Nb 'dan çökelen karbür/nitrür fazlarının daha iri taneli olduğu yönünde çalışmalar mevcuttur (Comineli ve diğ., 2004).

3.2 Çeliklere Uygulanan Haddeme Prosesleri

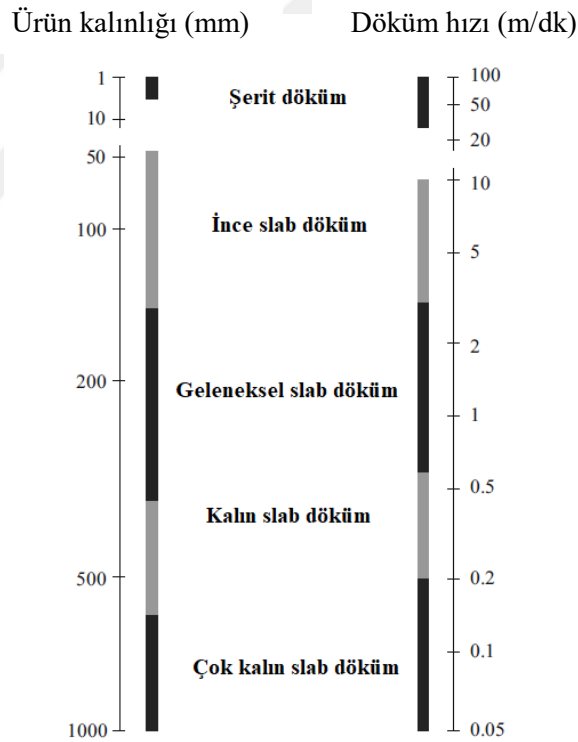
Çelik üretiminde sürekli döküm ve sıcak haddeme proseslerinin yürütülmesine yönelik birçok teknolojik uygulamalar mevcuttur. Burada ana amaç enerji maliyetlerini azaltmaktır.

Sürekli döküm slabları sıcaklık ve kondisyonlarına bağlı olarak farklı proses akışları (sıcak şarj, ılık şarj, soğuk şarj, sıcak direkt şarj) ile haddelenebilmektedir (Shamanian ve Najafizadeh, 2004).

Sürekli döküm slab kalınlıkları uygulanan prosese göre farklılık göstermektedir (Şekil 3.17). Slab kalınlıkları şerit döküm yönteminde 2 – 5 mm, ince slab dökümde 50 – 100 mm, geleneksel slab dökümde 200 – 300 mm, kalın slab dökümde 400 – 600 mm aralığında olmakta ve çok kalın slab dökümde 700 mm üzerine çıkmaktadır (Lee, 2018).

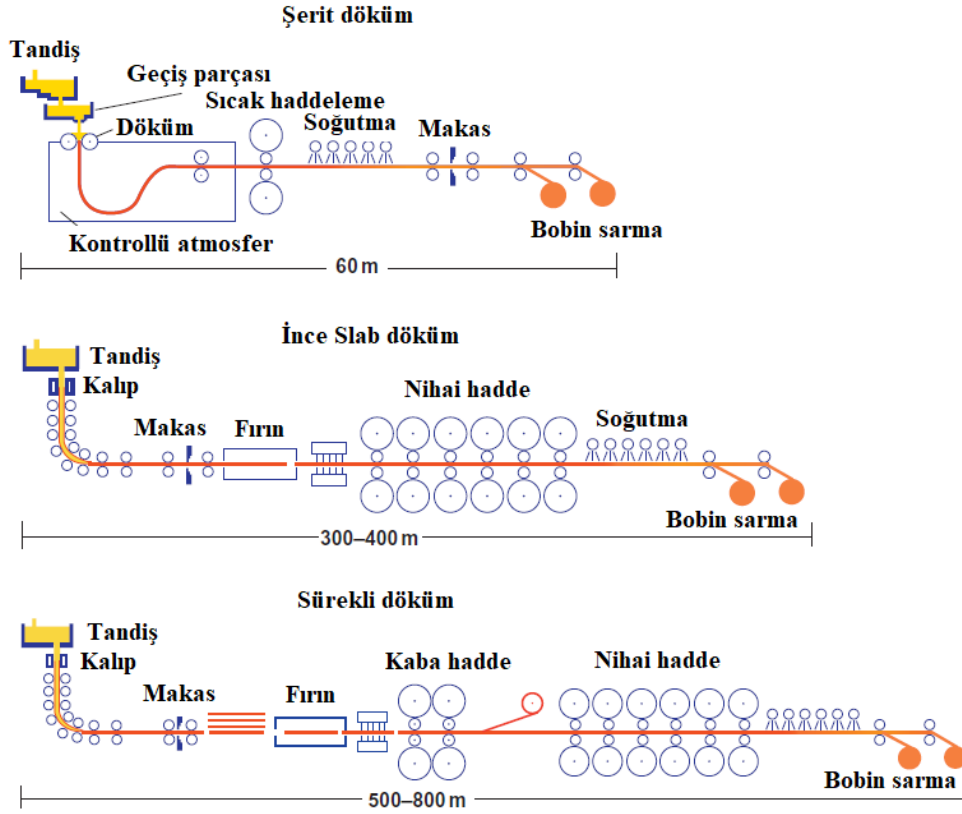
Günümüzde kullanılan döküm yöntemlerinden bazıları ve bu yöntemlerde üretim hattı boyutları Şekil 3.18 de görülmektedir. Geleneksel sürekli dökümde veya ingot dökümde, çeliğin nihai ürün şekline getirilmesi için sıcak ve soğuk haddeleme gibi proses adımları bulunmaktadır. Bu da enerji, iş ve zaman kazanma/kaybı demektir (Louhenkilpi, 2014).

Sürekli döküm yönteminde, ingot döküme kıyasla bir miktar enerji ve malzeme kaybı engellenebilir. Fakat, daha ileri seviyede enerji ve malzeme kazancı sağlamak için şerit döküm ve ince slab döküm gibi yöntemler geliştirilmiştir (Louhenkilpi, 2014).



Şekil 3.17 : Slab döküm yöntemine göre döküm kalınlığı ve döküm hızı kıyaslaması (Lee, 2018).

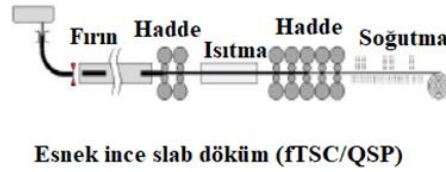
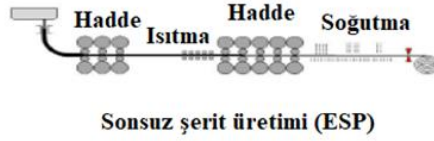
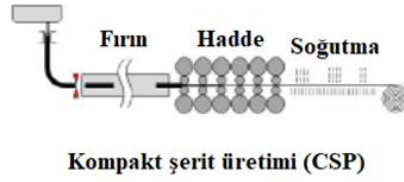
İnce slab dökümün sürekli döküm yöntemine göre avantajı yatırım maliyetlerinin daha düşük olması ve daha az sayıda haddeleme pasolarından dolayı enerjiden tasarruf sağlamasıdır. Dezavantajı ise ince slab kalınlığından dolayı deformasyon sertleşmesi etkisinden yeterince faydalanılamamasıdır (Louhenkilpi, 2014).



Şekil 3.18 : Sürekli döküm yöntemleri kıyaslaması (Louhenkilpi, 2014).

Şerit döküm yönteminde ise sıvı çeliğin diğer yöntemlerde olduğu gibi bir kalıba akması yerine hareket eden iki merdane arasına akması ve hızlı bir şekilde katılaşması söz konusudur (Louhenkilpi, 2014) İnce slab döküm yöntemleri 1980 'lere kadar teknolojik sınırlamalardan dolayı çok ciddi başarı sağlayamamıştır. İnce slab dökümde ilk problem yüksek döküm hızları ile mücadele, kalite problemleri ve üretim tonajları sorunları olmuştur (Kordzadeh,2016). Günümüze kadar geliştirilen bazı ince slab döküm yöntemleri aşağıda görülmektedir (Şekil 3.19).

İnce slab dökümde ilk önemli eşik 1985 yılında SMS'in geliştirdiği "Kompakt şerit üretimi (CSP)" yöntemi ile olmuştur. Bu yöntemde 50 mm kalınlıklı ince slab döküm başarılmıştır. Bu yöntemde huni şeklinde bir kalıp ve bu kalıba daldırılacak bir nozul kullanılmaktadır (Kordzadeh,2016). İlk CSP fabrikası 1980'li yıllarda Nucor Steel 'de kurulmuştur (Klinkenberg ve diğ., 2010). CSP 'den sonraki yıllarda Mannesmann Demag ve Arvedi beraber ISP yöntemini, Arvedi ESP yöntemini geliştirmiştir (Kordzadeh,2016).



Şekil 3.19 : İnce slab döküm yöntemleri (Kordzadeh,2016).

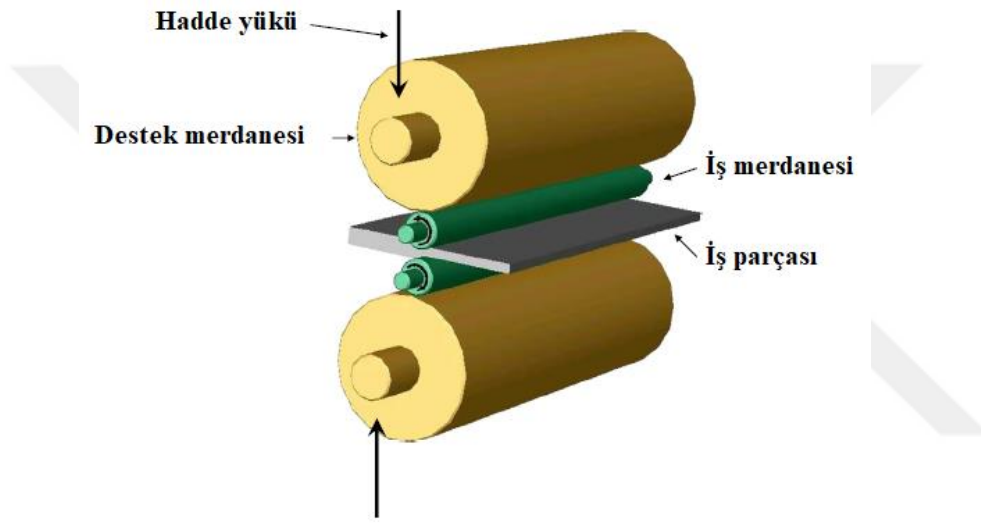
Kalite şerit üretim tekniği (QSP) ile beraber ince slab döküm ile dökülebilen çelik kalitesi çeşidi büyük ölçüde arttırılmış ve üretim kapasitesi üç milyon tonu aşmıştır. QSP hattı üzerinde yapılan bazı revizyonlarla termo mekanik haddeleme, sonsuz ve yarı sonsuz üretim yöntemleri de geliştirilmiştir (Pigani ve diğ., 2016).

İnce slab dökümün geleneksel slab döküme göre farklılıkları;

- Daha hızlı katılaşma,
- Dentritik yapı doğrulaması ve daha homojen bir yapı
- Haddeleme esnasında isotropik özellikler
- Yüksek haddeleme sıcaklığı sayesinde mikro alaşım elementlerinin uzun süre çözeltide kalması ve erken çökmesinin engellenmesi
- Yüksek slab sıcaklığı sayesinde doğrultma esnasında enine kenar çatlağı oluşum riskinin azaltılması
- Slabın haddeleme operasyonuna doğrudan transferi sayesinde enerji tüketiminin azalması (Kordzadeh,2016).

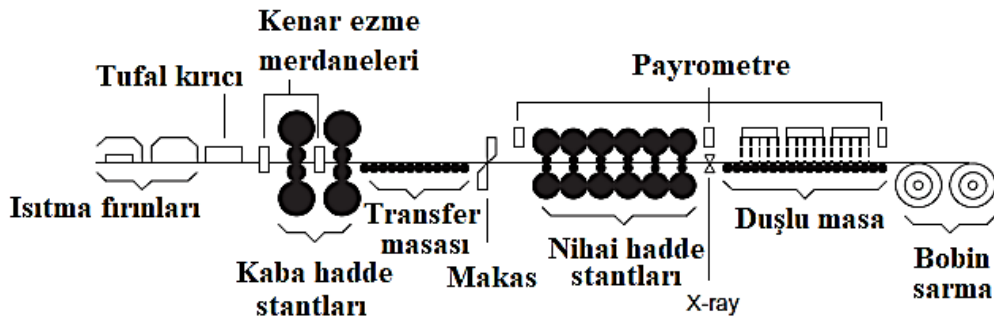
Geleneksel sürekli dökümde üretilen slablar sıcak sac haddehanesine, sıcak veya soğuk olarak iletilir. Sıcak haddelemeden kasıt, üretilen parçanın haddelendiği sıcaklığın malzemenin ergime sıcaklığının yarısından fazla olduğu sıcaklıktır (Lenard, 2014).

Sıcak haddelemede amaç; iş parçasının başlangıç kalınlığını önceden belirlenen nihai ürün kalınlığına indirmektir. Bunun için birbirinin tersi yönde dönen iki merdane arasında malzeme hareket ettirilir ve haddeleme sağlanır (Şekil 3.20). Bu işlem esnasında malzemenin mekanik ve metalürjik özelliklerinde değişimler olur (Lenard, 2014).



Şekil 3.20 : Tek stant dördümlü merdane düzeni görseli (Lenard, 2014).

Geleneksel bir sıcak sac haddehanesi düzeninde sırasıyla; slab ısıtma fırınları, tufal kırıcılar, kaba hadde stantları, kesici makas, nihai hadde stantları, duşlu masa ve bobin sarıcılar bulunmaktadır (Şekil 3.21).



Şekil 3.21 : Geleneksel sıcak sac haddehanesi düzeni (Lenard, 2014).

Sıcak sac haddeleme prosesinde birincil adım haddelenecek slabların slab sahasından ısıtma – tav - ostenitleme fırınına şarj edilmesidir (Lenard, 2014). Endüstride yaygın

olarak iki tip tav fırını kullanılmaktadır. Bunlar; itici tip fırınlar ve yürüyen kirişli tip fırınlardır (Kim ve Huh., 2000).

Slab ısıtma fırınlarında slab iletim, konveksiyon ve radyasyonlu ısı transferi ile ısıtılır. İletim ve konveksiyon ile ısıtma yanıcı gazlar sayesinde olurken radyasyon ile ısıtma hem yanıcı gazlar hem de fırın duvarları vasıtasıyla olur (Lee ve Kim, 2014).

Fırına şarj edilen slablar ortalama 1200 – 1250°C aralığına ısıtılır ve bu sayede dökümden gelen dentritik yapı bozulur. Aynı şekilde, çeliğe katılan birçok alaşım elementi de bu sıcaklıklarda ostenit içerisinde çözünür (Lenard, 2014).

Sıcaklığın gerekenden yüksek olması halinde üretim maliyetleri ve slab yüzeyinde oluşan birincil tufal tabakası kalınlığı artmaktadır. Düşük olması halinde ise alaşım elementlerinin katı çözelti içine geçmemesi ve metalürjik özelliklerin olumsuz etkilenmesi durumu söz konusudur (Lenard, 2014).

Fırın içerisinde slab yüzeyinde oluşan tufal birkaç milimetre kalınlıkta olabilmektedir. Bu tufali azaltmanın yolları bulunmakla beraber bu önlemler çoğunlukla maliyetli olmaktadır (Lenard, 2014). Fırında ısıtma ile alakalı bir diğer sorun da fırın içerisinde slabın temas ettiği noktalarda slabın lokal olarak soğuk kalması ve homojen bir sıcaklık dağılımının sağlanamamasıdır (Lenard, 2014, Kim ve Huh, 2000). Bu durumlarda, nihai ürün yüzeyinde görülebilecek derecede izler oluşabilir. Bu izlere ingilizce “skid marks” denir. Bu izler nedeniyle nihai üründe boyutsal, mekanik ve metalürjik sorunlar olabilmektedir (Lenard, 2014).

Skid marks kusurunu azaltmak için tav fırınlarının ısıtma rejimlerinde, fırın iç yapılarında ve slabların fırın içerisinde temas ettiği ayak/kiriş vb. düzeneklerin dizaynında farklı düzenlemeler mevcuttur (Tang ve diğ., 2017).

Slabların tav fırınında istenilen sıcaklık ve sürede tutulmasının ardından slablar fırından deşarj edilir ve kaba hadde standına gönderilir. Kaba haddeleme öncesi slabın yüzeyindeki tufal yüksek basınçlı su ve/veya tufal kırıcılar ile uzaklaştırılır. Kaba hadde standında slabın kalınlığı 200- 300 mm mertebesinde yaklaşık 50 mm mertebesine birkaç pasoda düşürülebilir. Kaba haddelemede hız 1 m/s ile 5 m/s arasında değişebilmektedir (Lenard, 2014).

Kaba hadde prosesinde slabın kalınlığı azalırken genişliği artmaktadır. Genişliği kontrol etmek için kenarlardan 5-10 cm ezme yapılabilir. Bu sayede haddeleme esnasında hem kalınlık hem de genişlik kontrol altında tutulmaktadır (Lenard, 2014).

Kaba hadde stantlarının değişik konfigürasyonları bulunmaktadır. Bunlar; tek stant tersinir haddeden çoklu stantlara ve tek yönlü haddelere kadar uzanmaktadır (Lenard, 2014).

Kaba haddeleme sonrası elde edilen yapıya genellikle transfer bar denilmektedir. Bazı işletmelerde transfer bar nihai hadde standına gönderilmeden önce bobin kutusu denilen bir istasyona girer (Şekil 3.22).



Şekil 3.22 : Kanada 'da bir demir çelik firmasına ait bobin kutusu görseli (Lenard, 2014).

Bobin kutusu ilk defa Kanada 'da 1970'li yıllarda icat edilmiş ve bir demir çelik şirketinde kullanılmıştır. Bobin kutusu; 2 giriş merdanesi, 3 eğme merdanesi, bir şekillendirme merdanesi, 2 set beşik merdanesi, bobin sabitleyici, sıyrıcı, transfer kolu ve sıkıştırma merdanelerinden oluşmaktadır (Lenard, 2014).

Bobin kutusunun avantajları;

- Toplam hat uzunluğunun azaltılmasına katkı sağlar,
- Üretimi artırır,
- Haddelenebilecek şerit genişlik ve uzunluğunu artırır,
- Şerit uzunluğu boyunca ısı farklılıkları azaltır.

Bobin kutusu sayesinde homojen bir sıcaklık dağılımı ve sabit haddeleme hızı koşulları sürdürülebilir. Bobin kutusundan çıkarılan transfer barın kuyruk kısmı

makas ile kesilir, yüksek basınçlı tufal giderici sistemlerden geçirilir ve böylelikle malzeme nihai hadde stantlarında haddelenmeye hazır hale getirilir (Lenard, 2014).

Nihai hadde stantları genellikle 5 veya 7 tandem hadde standından oluşmaktadır. Nihai hadde standında şerit hızı genellikle 2.5 – 5 m/ s aralığındadır. Hadde düzeni genellikle 2 büyük destek ve 2 küçük iş merdanesi olmak üzere 4 'lü hadde sistemi şeklindedir. Her hadde standından çıktığı kalınlık genellikle kütle korunumuna dayalı matematiksel modellerle ölçülür. Bazı modern haddehanelerde optik payrometreler bulunmaktadır. Bu sayede haddelenen malzemenin sıcaklığı ölçülebilmektedir (Lenard, 2014).

Şeridin son hadde standından çıktığı andaki sıcaklığın kontrolü için haddeleme hızları değiştirilebilir. Ancak, şayet haddeleme hızı çok yüksek veya düşük olması bazı yüzey kusurlarına neden olabilmektedir. Şerit hızı genellikle kalınlık azaldıkça artar ve son hadde standında 10 – 20 m/ s aralığında olabilir (Lenard, 2014).

Hadde stantlarından geçen şeridin sıcaklığındaki düzensizliği azaltmak için bazı modern haddehanelerde stantlar arasında soğutma/ısıtma cihazları bulunmaktadır. Bu cihazlar sayesinde nihai ürünün homojenliği ve kalitesi artırılabilir (Lenard, 2014).

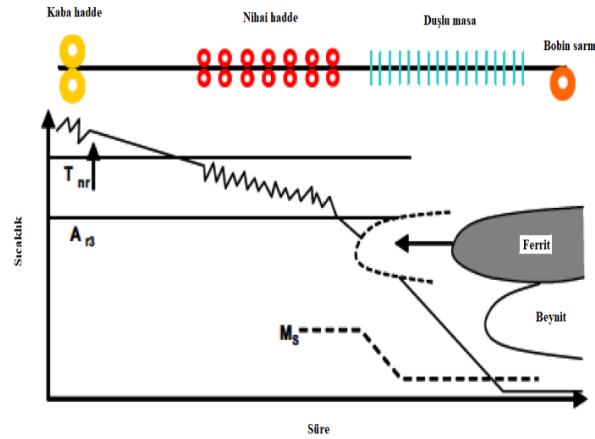
Nihai haddelemede bir diğer önemli konu hadde merdanelerinin ısı yorulmasıdır. Şeride temas eden merdane yüzeyinde sıcaklık 500°C 'lere kadar çıkabilmektedir. Hadde yüzeyinin soğutulabilmesi için su soğutmalı sistemler kullanılmaktadır. Hadde merdanelerinin sıcaklıkları içlerine yerleştirilen termokupullarla sürekli biçimde ölçülmektedir

Nihai haddelemede hadde merdanelerinin aşınması da büyük bir problemdir. Bu sorunu aşmak için son dönemde döküm malzeme yerine takım çeliğinden üretilen merdaneler kullanılmaya başlanmıştır (Lenard, 2014).

Nihai hadde standından istenilen sıcaklık ve kalınlıkta çıkan şerit duşlu masaya aktarılır. Duşlu masa girişinde şerit sıcaklığı genellikle 800 – 900°C aralığında olmaktadır. Duşlu masa uzunluğu 150 – 200 m civarında olabilmektedir. Duşlu masada soğutma suları şeridin üst ve alt yüzeyine püskürtülür. Üst yüzeyde akış hızı 20 bin ile 50 bin gpm (1 gpm = 4.55 l/dk) seviyesinde iken alt yüzeyde bu değer 5 bin – 20 bin gmp seviyesinde olmaktadır.

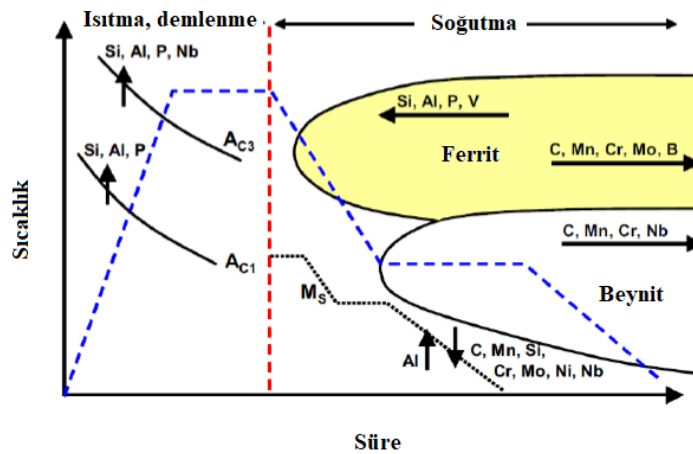
Duşlu masada soğutma ile şerit istenilen bobin sarım sıcaklığına getirilir. Daha hızlı soğutma kabiliyetine sahip hatlarda malzeme mukavemeti daha yüksek seviyelere çıkabilmektedir. Duşlu masa malzemenin ısı, mekanik özelliklerine ve doğal olarak mikro yapısına doğrudan etki etmektedir. Duşlu masa soğutma işleminin ardından bobin sarma işlemine geçilir. Bu işlem öncesi şeridin sıcaklığı ölçülür. Bobin sarma sonrası nihai ürün elde edilmiş olunur (Lenard, 2014).

Geleneksel bir sıcak sac haddehanesi proses adımları ve bu adımlarda gerçekleşen mekanik ve metalürjik olaylar Şekil 3.23 'de görülmektedir.



Şekil 3.23 : Çift fazlı bir çelik kalitesi haddeleme prosesi ve faz dönüşümleri (Allam, 2015).

Sıcak haddeleme prosesi için önemli olan sıcaklık aralıkları ve çeliğin nihai yapısını oluşturacak fazların türü bazı elementlerden etkilenmektedir (Şekil 3.24).



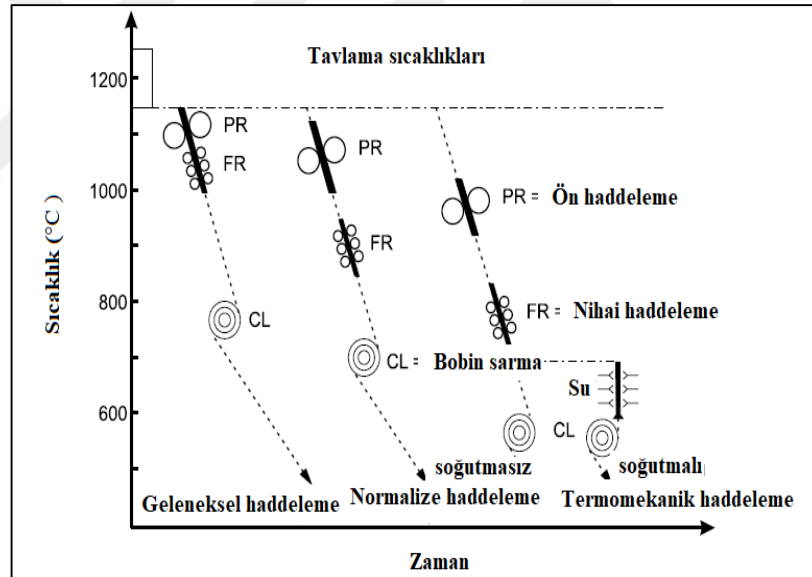
Şekil 3.24 : Alaşım elementlerinin belirli sıcaklıklar ve faz dönüşümlerine etkisi (Allam, 2015).

Sıcak haddelemede kabul edilen üç tip yöntem bulunmaktadır. Bunlar sırasıyla; geleneksel haddeleme, normalize haddeleme ve termomekanik haddeleme

yöntemleridir (Şekil 3.25). Geleneksel haddeleme işleminden sonra genellikle bir normalizasyon ihtiyacı duyulmaktadır. Normalize haddeleme işlemindeyse nihai haddeleme sıcaklığını geleneksel haddelemeye oranla bir miktar düşürerek daha fazla tane incelme etkisi sağlanmaktadır (Berns ve Theisen, 2008).

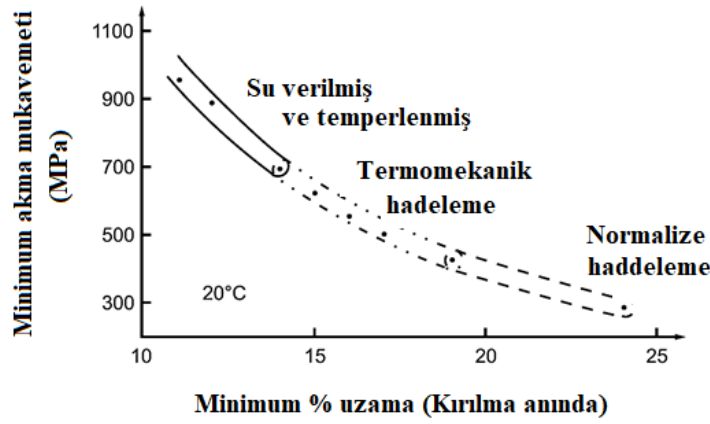
Normalize haddelemede genellikle son hadde sıcaklığı ostenitin yeniden kristallenme sıcaklığının üzerinde tutulur. Elde edilen ince ostenit yapısı sayesinde nihai üründe ince taneli poligonal ferrit ve perlit yapısı elde edilir (Taş, 2006). Bu mikroyapı tıpkı normalizasyon ısıtma işlemi yapılmış gibi kararlı bir yapıdadır (Taş, 2006; Jacques ve Boris, 2004).

Termomekanik haddelemede ise ostenitin yeniden kristallenmediği bir haddeleme durumu söz konusudur (Berns ve Theisen, 2008). Termomekanik haddeleme esasen kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma adımlarından oluşur. Bu yöntemde ince taneli, yüksek mukavemete ve tokluğa sahip çelikler üretilebilir (Weng, 2009).



Şekil 3.25 : Sıcak sac haddeleme yöntemleri (Berns ve Theisen, 2008).

Termomekanik haddeleme ve normalize haddeleme arasında mekanik özellikler açısından farklar bulunmaktadır (Şekil 3.26). Termomekanik haddelemede oda sıcaklığında elde edilen minimum akma mukavemeti değerleri normalize haddeleme ile elde edilen değerlerden genelde daha yüksektir. Fakat, % uzamada ise tam tersi bir durum söz konusudur (Berns ve Theisen, 2008).



Şekil 3.26 : Haddeleme ve ısıtım işlem türüne göre oda sıcaklığında minimum akma mukavemeti ve % uzamanın değişimi (Berns ve Theisen, 2008).

Termomekanik haddeleme prosesi genellikle düşük alaşımlı yüksek mukavemetli ya da mikro alaşımlı çeliklerin çok ince taneli mikro yapıda üretilmesi için kullanılan bir sıcak haddeleme yöntemini tanımlamaktadır. Üretilen çok ince taneli yapı sayesinde hem mukavemet hem de tokluk artmaktadır (Vergote, 2004). Buna ilave olarak, termomekanik haddeleme ile çeliğin alaşım içeriği azaltılabilir ve daha iyi kaynak edilebilirlik özellikleri elde edilir (Kern ve diğ., 2004).

Geleneksel haddelemede haddeleme sıcaklıkları ostenit bölgesinde ve yüksek sıcaklıklarda olmaktadır ve ostenit-ferrit dönüşümü tamamen rekristalizasyon sonrası gerçekleşmektedir. Termomekanik haddelemede ise öncelikli olarak rekristalizasyon geciktirilir ve ostenit ferrit dönüşümü şiddetli biçimde deforme olmuş ostenit tanelerinden başlar (Vergote, 2004).

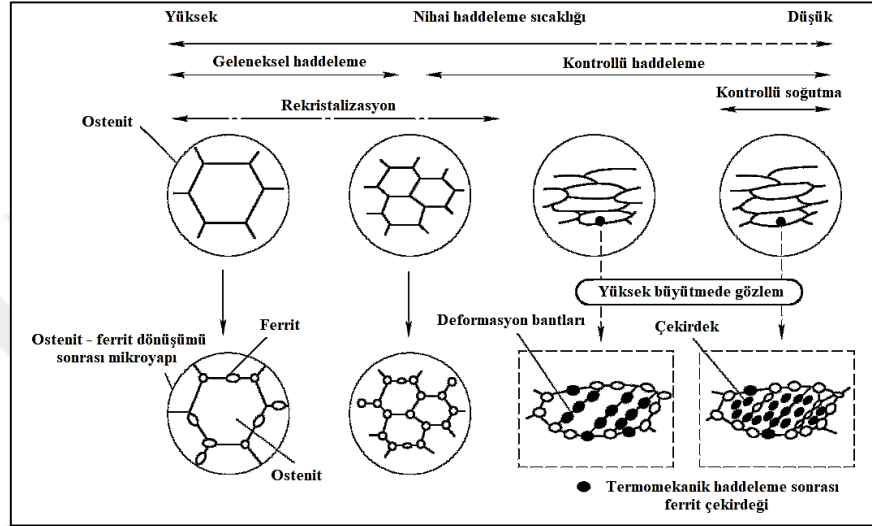
Bu sayede, çekirdeklenme noktası fazla ostenit tane yapısı ve bunun sonucu olarak nihai yapıda birim hacim başına tane sayısı fazla bir mikroyapı (Şekil 3.27) elde edilir (Vergote, 2004).

Termomekanik haddeleme işlemlerinde slabın tavlama sıcaklığı, T_{nr} sıcaklığı, nihai hadde sıcaklığı ve bobin sarım sıcaklığı en iyi mekanik özellikleri elde edebilmek için çok iyi tasarlanmalıdır (Vergote, 2004).

Termomekanik haddelemede genel adımlar;

- Mikro alaşım elementlerinin karbür-nitrürlerinin tavlama esnasında ostenit içerisinde çözünmesi,
- Alaşım elementlerinin katı eriyik etkisi ve deformasyonla tetiklenen karbonitrür fazlarının etkisiyle yeniden kristallenmenin geciktirilmesi,

- Pankek yapılı ostenit tanesi eldesi için T_{nr} (yeniden kristallenmenin olmadığı sıcaklık) sıcaklığı altında yüksek kalınlık azaltma,
- Yeniden kristallenmemiş ve şiddetli biçimde deforme edilmiş ostenit tanelerinin ferrit veya diğer fazlara dönüşmesi,
- İyi tanımlanmış sarım sıcaklıklarına kontrollü soğutma şeklindedir (Vergote, 2004).

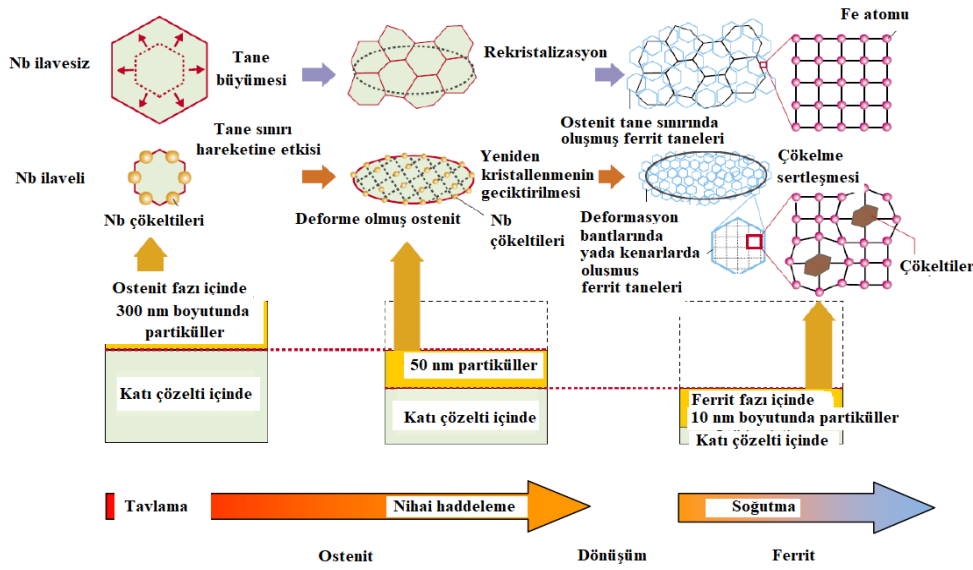


Şekil 3.27 : Geleneksel haddeleme ve kontrollü haddeleme durumlarında ostenit – ferrit dönüşümleri mikroyapı değerlendirilmesi (Weng, 2009).

Tavlama esnasında ostenit tanelerinin kabalaşması, tavlama süresi ve sıcaklığı ile doğrudan ilişkilidir. Tavlama sıcaklığının düşük seçilmesi başlangıç ostenit tane boyutunu da düşüreceğinden nihai ürünün tokluk özellikleri üzerinde olumlu etkileri olacaktır.

Fakat, tavlama sıcaklığının termomekanik haddeleme esnasında karbür-nitrür yapıcı Nb vb. elementlerin mümkün olduğunca çok miktarda ostenit içerisinde çözülebileceği seviyede yüksek olması gerekmektedir (Heckmann ve diğ., 2004).

Nb çökeltilerinin haddeleme öncesinde ve 1000°C üzeri sıcaklıklarda kabaca 300 nm büyüklüğünde olduğu, yaklaşık 800 °C civarındaki kontrollü haddeleme adımında 50 nm boyutunda olduğu ve soğutma esnasında gerçekleşen dönüşüm sıcaklıklarında (yaklaşık 600 °C) ise yaklaşık 10 nm boyutunda olduğu değerlendirilmektedir (Şekil 3.28) (Nishioka ve Ichikawa, 2012).



Şekil 3.28 : Termomekanik haddeleme adımlarında Nb'un çökmesi, ferrit tane incelmeye ve çökme sertleşmesi etkisi (Nishioka ve Ichikawa, 2012).

Nb elementi eriyik sürüklenme etkisi sayesinde kaba haddeleme adımında ve karbür-nitrür çökeltileri sayesinde nihai haddeleme adımında tane sınırı hareketini kısıtlar (Yoshie ve diğ., 1992; Olalla, 2015), T_{nr} sıcaklığını artırır (Almatani ve DeArdo, 2020), ostenitin panek yapılı taneler halinde kalmasını sağlamak için gerekli sıcaklık aralığını genişletir (Olalla, 2015).

Yeniden kristallenme, depolanan deformasyon enerjisinin itici güç olduğu, yüksek açılı tane sınırlarının oluşumu ve hareketi prosesi olarak tanımlanır (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).

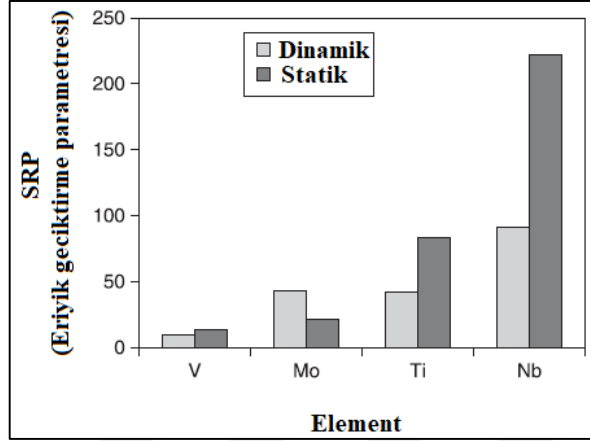
Yeniden kristallenme ile deforme olmuş tanelerin yerini çekirdeklenme ve büyüme ile meydana gelen deforme olmamış taneler alır. Yeniden kristallenmeye sertlik ve mukavemette azalma ve süneklikte artma eşlik eder (Ishikawa, 2012).

Yeniden kristallenme, sıcak haddeleme esnasında tane inceltme etkisi yaratmak için kullanılan en etkili parametrelerden biri olarak kabul edilir (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).

Deformasyon, deformasyon hızı, sıcaklık, iki deformasyon arası geçen süre ve malzemenin kimyasal kompozisyonunun yeniden kristallenme kristallenme kinetikleri ve ürünün nihai tane boyutu üzerine etkileri vardır (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).

Yeniden kristallenmenin deformasyon esnasında gerçekleştiği duruma dinamik yeniden kristallenme, deformasyondan sonra gerçekleştiği durumlara statik yeniden kristallenme denir (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).

Sıcak haddeleme esnasında elementlerin dinamik ve statik yeniden kristallenmeye etkileri vardır. Nb'un hem dinamik hem de statik (Şekil 3.29) yeniden kristallenmeye etkisi Ti, Mo ve V gibi mikro alaşım elementlerine oranla daha yüksektir (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).



Şekil 3.29 : Elementlerin statik ve dinamik yeniden kristallenmeye etkileri (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).

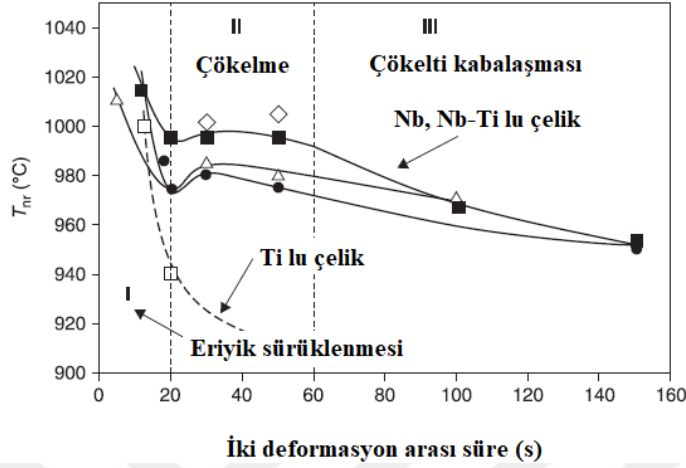
Çeliğin nihai mikroyapısındaki ferrit tane boyutu ile başlangıç ostenit tane boyutu arasında ilişki bulunmaktadır. Yeniden kristallenmiş ostenit yerine, yeniden kristallenmemiş ostenit durumunda nihai yapıdaki ferrit tane boyutu daha düşük olabilmektedir. Bu sebeple, çeliğin mikroyapısında bulunan başlangıç ostenit tanelerinin deformasyon ile yeniden kristallenmesinin geciktirilmesi konusu önem arz etmektedir (Tamura ve diğ., 1988).

Termomekanik haddelemede tane boyutunu düşürerek yüksek mukavemet ve süneklik değerlerinin elde edilmesinde slabın tavlanması esnasında tane boyutunun kontrolü ve yeniden kristallenmenin olmadığı (T_{nr}) sıcaklığın altında yapılan deformasyonun büyük önemi vardır (Allam, 2015).

T_{nr} sıcaklığı altında yapılan deformasyonla pankek görünümlü ostenit taneleri elde edilir. Bu taneler, sonraki haddeleme adımlarında ferrit taneleri için çekildeklenme nokta sayısı fazla yapılar olarak görev alır (Allam, 2015).

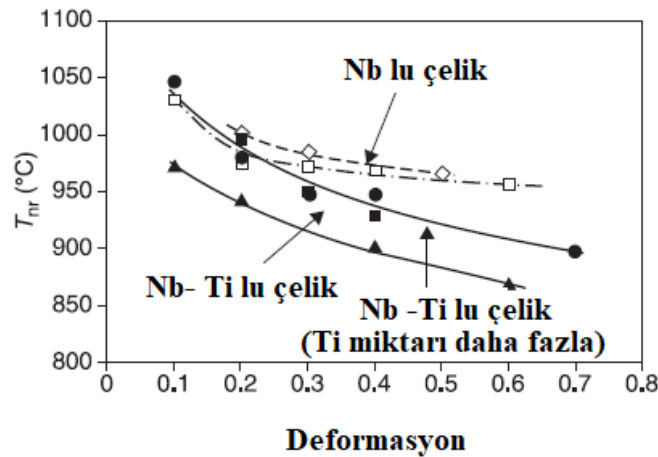
T_{nr} sıcaklığı hem proses koşullarına hem de kimyasal bileşimine bağlıdır. Örneğin, iki deformasyon arasında geçen süre parametresi dikkate alındığında (Şekil 3.30) çok kısa zaman dilimlerinde alaşım elementlerinin çökmesi gerçekleşemez ve alaşım elementi eriyiklerinin sürüklenme etkisi yeniden kristallenmenin geciktirilmesinde ana etken olur. Süre bir miktar arttığında, deformasyon ile tetiklenen çökeltiler yeniden

kristallenmeyi geciktirir ve T_{nr} sıcaklığını artırır ve bir süre sonra bu sıcaklık sabitlenir. Süre iyice arttığında ise çökeltilerin kabalaşması gerçekleşir ve yeniden kristallenmenin geciktirilmesi etkisi zayıflar ve T_{nr} sıcaklığı düşer (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).



Şekil 3.30 : Nb, Ti ve Ti-Nb ile mikro alaşımlanmış çeliklerde T_{nr} sıcaklığı üzerine iki deformasyon arası sürenin etkisi (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).

T_{nr} sıcaklığına etki eden bir başka proses parametresi deformasyon miktarıdır. Deformasyon hem yeniden kristallenmeyi hem de deformasyon ile tetiklenen çökelmeyi etkiler. Literatürde, deformasyonun yeniden kristallenme kinetikleri üzerine etkisinin çökelme kinetikleri üzerine etkisinden daha kuvvetli olduğu yönünde çalışmalar mevcuttur. Litaratüre göre (Şekil 3.31), deformasyon miktarı arttıkça T_{nr} sıcaklığı düşmektedir. Bu çıkarımda; tane incilmesi, dislokasyon yoğunluğunun artması ve çökelti kabalaşması etkin parametrelerdir (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).



Şekil 3.31 : Nb ve Nb-Ti lu çeliklerde deformasyonun T_{nr} sıcaklığına etkisi (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).

Deformasyon miktarının yanında, deformasyon hızı da T_{nr} sıcaklığına etki etmektedir. Yüksek deformasyon hızlarında, büyük oranda deformasyon ile sertleştirilmiş ostenit taneleri statik yeniden kristallenme için gerekli itici güç sağlarlar ve sonuç olarak T_{nr} sıcaklığı düşer (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012).

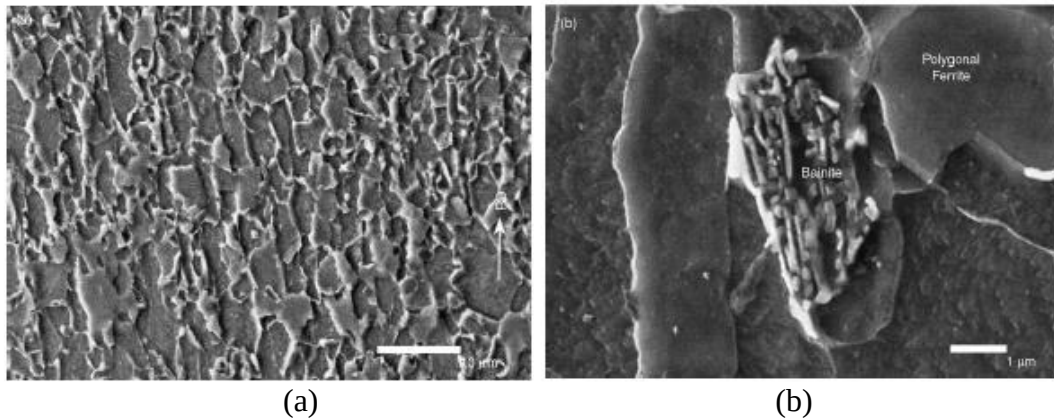
Termomekanik haddelemede T_{nr} sıcaklığına etki eden iki deformasyon arası süre, deformasyon miktarı ve deformasyon hızı gibi proses parametrelerine ilaveten bir diğer konu çeliğin kimyasal kompozisyonudur (Lopez ve Rodriguez-ibabe, 2012). Örneğin, çeliğin içerisinde bulunan Nb, T_{nr} sıcaklığını arttırmaktadır (Allam, 2015; Rosado ve diğ., 2013). Bunu iki mekanizma ile gerçekleştirir. Birincisi eriyik haldeki Nb 'un eriyik sürüklenme etkisi ile ostenit tane sınırı hareketini sınırlaması, diğeri de Nb 'un karbür ve nitrür çökeltilerinin tane sınırları üzerinde çökelme etkisi ile yeniden kristallenmeyi geciktirmesidir (Allam, 2015).



4. DÜŞÜK KARBONLU MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLERDE MİKRO YAPILAR VE ÖZELLİKLERİ

Misra ve arkadaşlarının 2005 yılında yapmış oldukları “Yeni bir 770 MPa sıcak haddelenmiş Nb-Ti mikro alaşımlı çeliğin mikro yapısal incelemesi” isimli çalışması kapsamında; kimyasal bileşimi: %0.06 C, %1.5 Mn, %0.07-0.09 Nb, %0.065-0.085 Ti, %0.1-0.2 Mo ve 5-10 ppm B olan ve sıcak sac haddehanesinde 1325°C ısıtma sıcaklığı, 900°C nihai haddeleme sıcaklığı ve 650 °C sarılma sıcaklığı parametreleriyle 3 mm kalınlığa haddelenen bir mikro alaşımlı çelik üretmişlerdir. Yapmış oldukları literatür çalışmasında; bu tip bir çelikte nihai olarak ferritik-beynitik bir mikro yapı elde edilmesi beklendiği, beynitik yapı için B ve Mo elementlerinin önemli olduğunu belirtmişlerdir. Literatür çalışmasına göre; Bor’un ostenit – ferrit sınırına segregasyonuyla ferrit çekirdeklenmesi gecikir. Bu işlem için boşluk ve dislokasyon gibi latis kusurlarından faydalanır. Molibden de ostenitten ferritin ayrılmasını geciktirir ve beynit başlangıç sıcaklığını düşürür. Mn ve Nb’da beynitin sertliğini artırır.

Misra ve arkadaşlarının üretmiş oldukları çeliğin optik ve elektron mikroskobu görüntüleri Şekil 4.1’de verilmiştir. Elde ettikleri mikro yapı, literatürle uyumlu olarak ferrit- beynit karışımı bir mikro yapıdır.



Şekil 4.1 : 770 MPa Nb-Ti mikro alaşımlı sıcak haddelenmiş çelik a) optik mikroskop, b) elektron mikroskobu görüntüsü.

Misra ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, SEM ve TEM ile çelik içerisinde tespit ettikleri çökelti ve boyutları; 1 – 1,5 μm boyutunda düzensiz ve çubuk benzeri

(Fe,Mn)₃C, 120 – 400 nm boyutunda kübik, yuvarlak, eliptik ve dikdörtgen biçimlerinde (Ti,Nb)N, 10 -120 nm boyutunda küresel ve levha görünümlü (Nb, Ti)C ve son olarak 3 – 5 nm boyutlarında iğnemsî (Nb, Ti)C fazları tespit etmişlerdir.

Mikro yapıda gördükleri ilgili fazlarla ilgili yorumları; Ni ve Ti'un nihai haddeleme sıcaklığında yeniden kristallenmeyi geciktirmesiyle pankek görünümlü ostenit yapısı elde edilmiştir. İlgili yapı sayesinde ferritin çekirdeklenebileceği birçok nokta oluşmuş ve bu da ince taneli bir mikro elde edilmesine katkı sağlamıştır. Deformasyon ile çökelen Nb bazlı karbürler de, tıpkı TiN fazları gibi, tane sınırı hareketini kısıtlamış ve ostenitin yeniden kristallenmesini geciktirmiştir. İlâveten, dönüşüm esnasında ferrit için ilave çekirdeklenme noktaları oluşturmuştur.

Mikro yapıda görülen 1 – 1,5 µ boyutunda düzensiz ve çubuk benzeri (Fe, Mn)₃C yapıları ağırlıklı olarak tane sınırlarında görülmüştür. Özellikle, yüksek açılı tane sınırlarında bu çökeltiler daha yoğundur. EDS incelemelerinde de ilgili yapıların Fe ve C ağırlıklı olduğu ve bir miktar Mn içerdiği belirlenmiştir. Bu yapıların ortorombik kristal yapılı Fe₃C fazı olduğu değerlendirilmiştir. İlgili yapıların 3 -5 µ luk ince taneli ferritik-beynitik yapıya rağmen tokluk üzerinde olumsuz etkileri olduğu literatürde not edilmiştir. Bu yapı nedeniyle karışık bir kırılma modu yarı klivaj ve sünek) ortaya çıktığı literatürde belirlenmiştir.

120-400 nm boyutunda kübik, yuvarlak, eliptik ve dikdörtgen biçimlerinde görülen (Ti,Nb)N fazları mikro yapıda rasgele dağılmış haldedir. Morfolojileri tipik TiN partikülleri gibidir. Titanyum sıvı çelikte ya da katılaşma anında nitrür oluşturma eğilimindedir ve bu sayede haddelemenin başında ve ilerleyen aşamalarında tane büyümesini engeller.

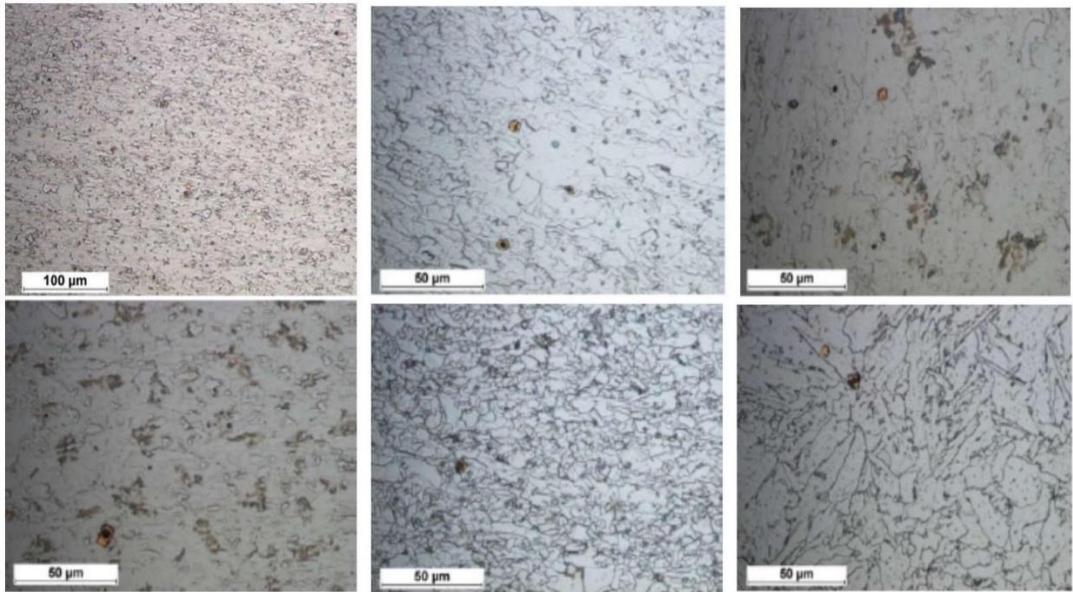
10-120 nm boyutunda küresel ve levha görünümlü (Nb, Ti)C fazları büyük oranda tane içlerinde ve alt tanelerde görülmüştür. Bu yapıları NaCl kristal yapısıyla uyumludur.

3-5 nm boyutlarında iğnemsî (Nb,Ti)C fazları çoğunlukla ferrit üzerindeki dislokasyonlarda çökelmiştir. Literatürde yapılan çalışmalara göre 3-20 nm arası partiküllerin çökme sertleşmesi ile mukavemet artışında etkili oldukları belirlenmiştir. 100 nm den büyük partiküllerin ostenit bölgesinde yüksek sıcaklıkta çökeldiği, 20-50 nm arası partiküllerin rekristalizasyon olmayan bölgede haddeleme yapılması sonrası deformasyonun tektiklemesi ile çökeldiği, 10-20 nm arası

partiküllerin yüksek sıcaklık ferrit bölgesinde çökdikleri, 3-10 nm arası partiküllerin bobin sarma sonrası çökdikleri literatürde ifade edilmektedir.

Misra ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, çelikte 798 MPa akma ve 882 MPa çekme mukavemetleri, %16 uzama görülmüştür. İlaveten, -40°C deki darbe testinde 50 J enerji ve oda sıcaklığı darbe testinde 120 J enerji değerleri elde edilmiştir. Elde edilen yüksek mukavemet değerlerinde Katı eriyik sertleştirmesi, arayer sertleştirmesi, çökeltme sertleşmesi, tane boyutu sertleştirmesi ve dislakosyan sertleşmesi etkileri değerlendirilmiştir. Mukavemet artışındaki en etkili mekanizmaların yüksek dislakosyon yoğunluğu ve ince taneli çökelti olduğu belirlenmiştir (Misra ve diğ., 2005).

Gorka'nın 2013 yılında yapmış olduğu "Isıl işlemin termo mekanik olarak haddelenmiş çeliğin özelliklerine etkisi" isimli çalışmasında kimyasal bileşimi: C% 0.056, % 1.6 Mn, % 0.16 Si, % 0.005 S, % 0.02 Al, % 0.04 Nb, % 0.12 Ti, % 0.006 V ve 72 ppm N olan bir S700MC kalite çelik kullanılmıştır. Termo mekanik haddeleme yöntemiyle üretilen çeliğe sırasıyla; 100, 200, 300, 400, 500, 600, 700, 800, 900, 1000, 1100, 1200 ve 1300 °C'de 1'er saat ısıtılmış ve ardından numuneler açık atmosferde soğutulmuştur. Makale çalışmasında kullanılan çeliğin ısıtılmış ve farklı sıcaklıklarda yapılan ısıtılmış sonrası mikro yapısal değişimleri Şekil 4.2'de verilmiştir.



Şekil 4.2 : Oda sıcaklığı, 200, 400, 600, 800, 1000 ve 1200°C de ısıtılmış numunelerin mikro yapıları.

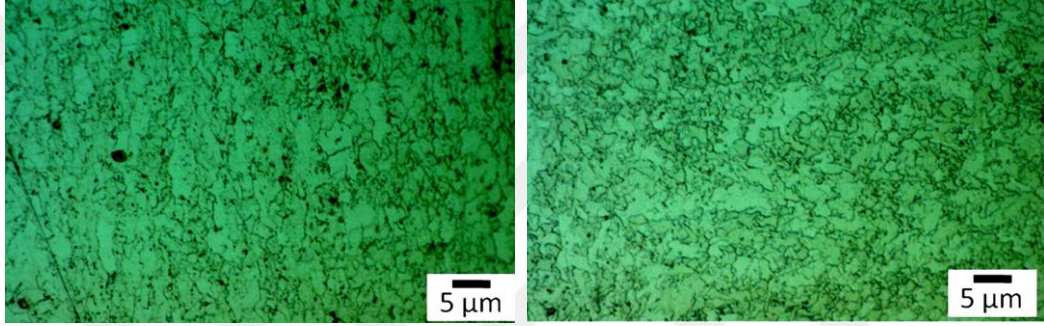
Gorka'nın yapmış olduğu çalışmada, oda sıcaklığında mikro yapının benitik-ferritik olduğu belirlenmiştir. Isıl işlem ile 100-600°C arasında çeliğin beyitik yapıda temperlendiğı, sıcaklığın 800°C'yi aşmasıyla beraber yapıda rekristalizasyon prosesinin gerçekleştiğı ve ferrit oranının arttığı, sıcaklığın 1000°C 'yi aşmasıyla beraber tanelerin irileştiğı gözlemlenmiştir. Yine mikro yapıda, yüksek sıcaklıkta kararlı olan Ti(C,N) ve (Ti,Nb)(C,N) fazları belirlenmiştir. Yapılan çalışmada; S700MC çelik kalitesinin yüksek sıcaklıktaki termal çevrimlere hassas olduğu doğrulanmıştır. Isıl işlem ile 600°C 'ye kadar beyitin temperlendiğı ve sertliğin çok fazla değişmediğı gözlemlenmiştir.

Sıcaklık yükseldikçe sertliğin çok fazla değişmemesi çeliğin kimyasal kompozisyonundaki elementlerin seviyesinin, özellikle karbonun, düşük olmasına bağlanmıştır. Isıl işlem sıcaklığının artmasıyla 600°C' ye kadar -30°C' deki darbe tokluğu artmıştır. Fakat, ısılsız ham çeliğin test sıcaklığındaki tokluğu 50 J iken, 600°C 'de 38 J seviyesinde gelmiştir. Bu durum ilgili sıcaklığa kadar ısılsız işlem etkisiyle çeliğin yaşlanması mekanizmasına bağlanmıştır. Isıl işlem sıcaklığının 700-1000°C aralığında olduğu halde, çöktillerin mukavemet artırma etkisi kabalaşma nedeniyle ortadan kaybolmuş ve yapıda iç stres azalmıştır. Buna ilaveten, rekristalizasyon gerçekleşmiş, sertlik azalmış ve darbe tokluğu test sıcaklığında 280 J seviyesine yükselmiştir. Isıl işlem sıcaklığının 1000°C 'yi aşmasıyla çelik mikro yapısı matrisindeki çöktillerin kısmı çözünmesi gerçekleşmiş ve tokluk değerleri tekrar düşmüştür.

Çekme testlerindeyse, ısılsız numune ile 600°C 'ye kadar ısılsız işlemli numunelerin çekme mukavemetleri ısılsız ham numune de bir miktar daha yüksek olmakla beraber birbirine yakın gelmiştir ve en düşük çekme mukavemeti 1000°C 'de ısılsız işlemli numunede görülmüştür. % uzama açısından en yüksek değerler ham numune ve 1000°C 'de ısılsız işlemli numunede görülmüştür (Gorka, 2013).

Patra ve arkadaşlarının 2017 yılında yapmış oldukları "Ti- Nb mikro alaşımlanmış çok yüksek mukavemetli çeliğin mikro yapı ve mekanik özelliklerine bobin sarım sıcaklığının etkisi" isimli çalışmada kullanılan çeliğin kimyasal bileşiminde: %0.045 C, %1.58 Mn, %0.25 Si, %0.004 S, % 0.01 P, % 0.038 Al, %0.0063 Nb, % 0.12 Ti ve 72 ppm N vardır.

İlgili çelik kalitesi, 200 tonluk bir ark ocağı ile hurdadan dökülmüştür. Slab genişliği 1250 mm ve kalınlığı 62 mm dir. Slab dökümünde, slab kalınlığından da anlaşılacağı üzere, ince slab döküm yöntemlerinden CSP yöntemi ile döküm yapılmıştır. Dökülen slablar 1100-1150°C arasında ısıtılmış ve fırında 15-25 dk arasında demlenme için bekletilmiştir. Nihai haddeleme sıcaklıkları 800-900°C arasındadır. Bobin sarım sıcaklıkları, nihai haddeleme sonrası su püskürtülen nozullar içeren duşlu masada kazandırılmıştır. Çalışma için iki farklı bobin sarım sıcaklığı denenmiştir. Bunlar; 520 ve 580°C 'dir. Üretilen slablar, 6 hadde standı ile 62 mm den 6 mm ye haddelenmiştir. Düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı numunelerin kesitinden yapılan optik mikroskop incelemeleri Şekil 4.3'te paylaşılmıştır.



Şekil 4.3 : Düşük (sol) ve yüksek (sağ) sarım sıcaklıklı bobinlerin mikro yapısı.

Patra ve arkadaşlarının düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı bobinlerin mikro yapılarına ilişkin yorumları; her iki durumda da poligonal ferrit ağırlıklı bir mikro yapı elde edilmekle beraber düşük sarım sıcaklıklı bobinde tane boyutunun yüksek sarım sıcaklığı durumuna göre daha yüksek olduğu yönündedir. EBSD incelemeleri ile de bu gözlemlerini desteklemişlerdir. Her iki mikro yapıda da tane boyutunun 5 µ altında olduğu değerlendirilmiştir. Yaptıkları TEM analizlerinde dislokasyonların nano boyutlu çökelti ile kilitlendiği belirlenmiştir. İlgili çökelti (Ti,Nb)C partikülleri olduğu değerlendirilmiş ve yapılan EDS analizleriyle de bu desteklenmiştir.

Yüksek sarım sıcaklıklı bobinde çökelti boyutları ve yoğunluğunun düşük sarım sıcaklıklı bobine göre daha fazla olduğu gözlemlenmiştir. Bu durumun; yüksek sıcaklık ve düşük soğuma hızının difüzyon ve çökelmeye katkıda bulunmasından kaynaklandığı değerlendirilmiştir. Yüksek sıcaklık ve düşük soğuma hızının bir başka etkisi de çekirdeklenme için itici güç olmasıdır.

Düşük sarım sıcaklığı yüksek soğutma hızı ile sağlanabilir. Bu sayede tane irileşmesi çökelen partiküllerin de etkisiyle engellenir. Patra ve arkadaşlarının yapmış olduğu

çalışmada; düşük bobin sarım sıcaklıklı numunede çökelti miktarı yüksek sarım sıcaklığı haline göre daha azdır ve çökelti tane boyutları çok az bir miktar daha büyüktür. Bu durumda düşük sarım sıcaklıklı bobinde çökeltilerin mukavemet artışına katkısı yüksek sıcaklıklı bobin sarma haline göre daha azdır.

Yüksek bobin sarma sıcaklığı halinde tane boyutunun düşük bobin sarma sıcaklığı haline göre daha düşük olması; düşük soğuma hızı ve yüksek sıcaklık sayesinde daha fazla karbonun difüzyonuna imkan tanınması, daha fazla çökelti olması ve bu çökeltilerin tane sınırları hareketini kısıtlayarak tane büyümesini engellemesi mekanizması ile açıklanmıştır.

Düşük sarılma sıcaklığı halinde akma mukavemeti 660 MPa, çekme mukavemeti 712 MPa, % uzama 19 ve -20°C de darbe enerjisi 136 J seviyesinde gelirken yüksek sarılma sıcaklıklı bobinde akma mukavemeti 720 MPa, çekme mukavemeti 762 MPa, % uzama 20 ve -20°C de darbe enerjisi 200 J seviyesinde gelmiştir.

Yüksek sarım sıcaklığı halinde akma mukavemetinin düşük sarım sıcaklığına göre 60 MPa kadar fazla gelmesini katı eriyik mekanizması ile mukavemet arttırma, tane boyutunu düşürme ile mukavemet arttırma, dislokasyon ile mukavemet arttırma ve çökelti ile mukavemet arttırma mekanizmaları üzerinden değerlendirmişlerdir. Literatürde yukarıda sıralanan mekanizmalardan tane boyutunu düşürmenin %40, dislokasyon ile sertleştirmenin %22, çökelti sertleşmesinin %17 ve katı eriyik mekanizmasının % 15 civarında mukavemet artışına etki ettiği not edilmiştir.

Patra ve arkadaşlarının makalesindeki literatür referansına göre; Ti ile alaşımlandırılmış mikro alaşımlı bir çelikte 700 MPa seviyelerinde mukavemet elde edilebilmesi için aşağıdaki eşitliğe göre hesaplama yapılması gerekmektedir;

$$\sigma_{ys} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{gb} + \Delta\sigma_{ppt} + \Delta\sigma_{dis} \quad (4.1)$$

Formülde verilen; σ_{ys} : çeliğin akma mukavemeti, σ_0 : latis sürtünme gerilimi, $\Delta\sigma_{ss}$: katı eriyik katkısı, $\Delta\sigma_{gb}$: tane boyutunu düşürerek mukavemet arttırma katkısı, $\Delta\sigma_{ppt}$: çökelti sertleşmesi katkısı ve $\Delta\sigma_{dis}$: dislokasyon ile mukavemet arttırma katkısını ifade etmektedir.

Patra ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada yüksek sarım sıcaklığı halinde akma mukavemetinin düşük sarım sıcaklığına göre 60 MPa daha fazla olmasında en etkili

mekanizmalar tane inceltme ve çökelme sertleşmesi mekanizmaları olmuştur (Patra ve diğ., 2017).

Wu ve arkadaşlarının 2017 yılında yapmış olduğu “Yüksek mukavemetli çeliklerde Titanyum’un çökelme davranışı” isimli çalışmasında Ti ‘lu ve Ti ‘suz iki farklı çelik kalitesinde mekanik özelliklerin değişimi ve Ti’lu çelikte çökelme davranışı irdelenmiştir. İncelemeler için kimyasal bileşiminde; %0.08- 0.1 C, %1.0- 1.2 Mn, 55 ppm N olan bir çelik kalitesi ve aynı kimyasal kompozisyonda yalnızca % 0.03 – 0.05 arasında Ti olan ikinci bir çelik kalitesi kullanılmıştır.

Yapmış oldukları çalışmada; yüksek sıcaklıklarda katılaştıran ilk çökeltilerin TiN olduğu, sıcaklığın düşmesiyle beraber çelikte TiC partiküllerinin oranının arttığını ve sıcaklığın 800°C altına düşmesiyle Ti’un neredeyse tamamının TiC formunda çöktüğünü değerlendirmişlerdir. İlavenen, yaptıkları matematiksel hesaplamalarda Ti’un %0.014 altında olduğu durumlarda çeliğin akma mukavemetine etkisinin sınırlı olduğu, çelikte Ti’un %0.014-%0.03 arasında olması halinde çeliğin akma mukavemetinin önemli ölçüde arttığı, fakat çeliğin titanyum miktarına göre mekanik özelliklerin daha hassas-kararsız olduğu, çelikte Ti ‘un %0.03 ün üzerinde olduğu hallerde ise akma mukavemetinin kararlı bir şekilde arttığı değerlendirilmiştir.

Wu ve arkadaşlarının mikro alaşımlı çeliklerde Ti ‘un miktarına bağlı olarak çeliğin akma mukavemetinin değişimi üzerine yaptıkları hesaplamalara göre; çelikte %0.002 oranında Ti varken akma mukavemetine katkısı 2.54 MPa seviyesindeyken, %0.112 civarında Ti bulunması halinde çeliğin akma mukavemetine katkısı, tane inceltme ve çökelme sertleştirme etkisi nedeniyle, 187 MPa seviyesine çıkmaktadır (Wu ve diğ., 2017).

Challa ve arkadaşlarının 2014 yılında yapmış oldukları “Nb-Ti ile mikro alaşımlandırılmış ince slab döküm çelikte mikro yapı ve mekanik özelliklere bobin sarım sıcaklığının etkisi isimli çalışmasında kullandıkları çeliğin kimyasal bileşimi: %0.053 C, %0.29 Si, %0.074 Cu, %0.048 Cr, % 0.114 Mo, % 0.065 Nb ve % 0.129 Ti şeklindedir. Makalelerinde; Cu ve Cr un hurdadan geldiğini, düşük karbonun kaynak edilebilirlik için seçildiğini, Si ‘un sementit oluşumunu engellemek için konulduğunu, Nb, Mo ve Ti ‘un çökelme sertleşmesi etkisi için katıldığını, Mo ‘in sertleşebilirliği arttırması ve beynit oluşumunu desteklemesi için konulduğunu belirtmişlerdir. Sarım sıcaklığının çeliğin mikro yapısına ve mekanik özelliklerine

etkisini inceleyebilmek için iki farklı sarım sıcaklığı seçilmiştir. Bunlar: 579 °C ve 621°C'dir.

Challa ve arkadaşları, 579°C sarım sıcaklıklı bobinlerin çekme testinde akma mukavemetinin 701-728 MPa, çekme mukavemetinin 996-997 MPa aralığında ve % uzama değerlerinin 21-23 aralığında olduğunu belirlemişlerdir. İlgili bobinde aynı sarım sıcaklığında fakat kalınlığın arttığı hallerde, çekme mukavemetinin değişmediğini, fakat akma mukavemetinin bir miktar azaldığını belirlemişlerdir.

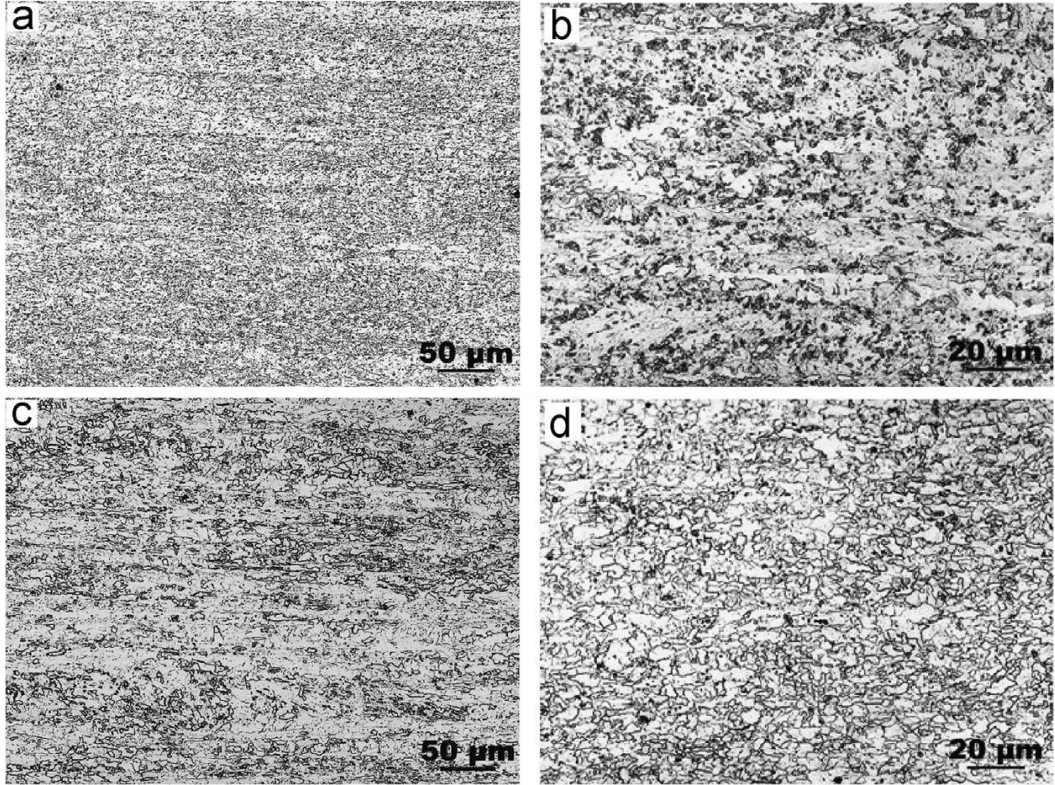
Sarım sıcaklığı 621°C olan bobinlerde akma mukavemeti 749-821 MPa, çekme mukavemeti 821-876 MPa ve % uzama 19-25 aralığında gelmiştir. Yüksek sarım sıcaklıklı bobinlerde akma mukavemeti düşük sarım sıcaklıklı bobinlere göre aynı kalınlıklarda daha yüksek gelirken çekme mukavemeti açısından tam tersi bir durum söz konusudur.

Darbe enerjileri açısından; -40 ile +20°C arasında 6.38 mm ve 7.85 mm kalınlıklarda sarım sıcaklığı düşük olan bobinlerin darbe enerjileri tüm test sıcaklıklarında yüksek sarım sıcaklıklı bobinlere göre daha yüksek çıkmıştır. Örneğin; -40°C'de düşük sarım sıcaklığında 70 J/cm² gelirken yüksek sarım sıcaklıklı bobinde bu değer 38 J/cm² ye kadar düşmüştür. Yapmış oldukları katlama testlerinde de düşük sarım sıcaklıklı 7.62 mm kalınlıklı bobinde çatlak görülmezken yüksek sarım sıcaklıklı ve aynı kalınlıklı bobinde çatlama meydana gelmiştir.

Challa ve arkadaşlarının iki farklı sarım sıcaklığı ile ürettiği bobinlerden yapmış oldukları mikro yapı (Şekil 4.4), TEM ve JMatPro analizlerine göre; düşük ve yüksek sarım sıcaklığı halinde çift fazlı bir mikro yapı hakimdir. Bu yapı; alt taneli beynit ve poligonal ferrit şeklindedir. Fakat, düşük sarım sıcaklıklı bobinlerde beynit oranı ağırlıklı olarak beynitik yapıda iken yüksek sarım sıcaklıklı bobinde poligonal ferrit oranı daha fazladır. Mikro yapı incelemelerinde ferrit tanelerinin 0.5- 2 µ aralığında olduğu ve yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip olduğu belirlenmiştir. Levha şeklindeki beynitin ise 0.2-1 µ aralığında genişliğe sahip olduğu belirlenmiştir. Düşük sarım sıcaklığı halinde mikro yapıdaki fazların daha homojen dağıldığı ve nispeten daha ince taneli olduğu belirlenmiştir.

Challa ve arkadaşlarının yaptıkları TEM analizlerinde; düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı bobinlerin her ikisinde de ferrit maktikte dislokasyonlara çökelmiş ince ve küresel formda partiküller belirlemişlerdir. 2-10 nm boyutundaki küresel partiküllerin

NbC, TiC ve (Nb,Ti)C olduğu belirlenmiştir. İnce çubuk benzeri partiküllerin ise Mo_2C olduğu değerlendirilmiştir. Bu partiküllere ilave olarak küresel, düzensiz ve çubuk benzeri olan 100-200 nm boyutlarında (Ti, Nb)C partikülleri de tespit edilmiştir. Yapılan tespitlere göre; ince partiküllerin bobin sarma prosesi esnasında çökelediği ve bu partiküllerin mukavemet artışında önemli rol oynadığı değerlendirilmiştir. Daha iri partiküllerin ise yüksek sıcaklıkta ve ostenit bölgesinde oluştuğu ve mukavemet arttırma etkisinin göz ardı edilebileceği değerlendirilmiştir.



Şekil 4.4 : Farklı sarım sıcaklığı ile üretilen bobinlerin mikro yapıları. a ve b: düşük sarım sıcaklıklı bobin, c ve d: yüksek sarım sıcaklıklı bobin.

Düşük sarım sıcaklığında üretilen bobinlerde çökeltilerin nispeten daha ince ve mikro yapıda daha homojen dağıldığı belirlenmiştir. Bunun nedeni; sarım sıcaklığının düşük olması ve bobin sarma prosesinde beynit dönüşümünün getirdiği yüksek yoğunluklu dislokasyonlardır.

Challa ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada, düşük sarım sıcaklığında yüksek sarım sıcaklığı haline göre daha yüksek çekme mukavemeti değerlerinin elde edilmesi; sarım sıcaklığının beynit sıcaklık aralığında olması nedeniyle beynitin yüksek olması ve poligonal ferritin ise daha düşük oranda olmasıyla açıklanmıştır. Yüksek oranda beynit çekme mukavemetini arttırmıştır. Akma mukavemetinin düşük sarım sıcaklıklı

bobinde yüksek sarım sıcaklığı haline göre daha düşük olması ise mikro yapıdaki daha az miktardaki ferrit fazı nedeniyle ferrit fazı içerisindeki dislokasyon yığılmasının akmadan hemen önce fazla olmasıdır. Özetle; düşük sarım sıcaklığı halinde en iyi tokluk ve mukavemet değerleri elde edilmiştir. Bunun nedeni; çökelti partiküllerinin homojen dağılması ve ağırlıklı beynitik yapıdır. Beynit yapısının yüksek dislokasyon yoğunluğu mukavemet ve tokluğu arttırmıştır (Challa ve diğ., 2014).

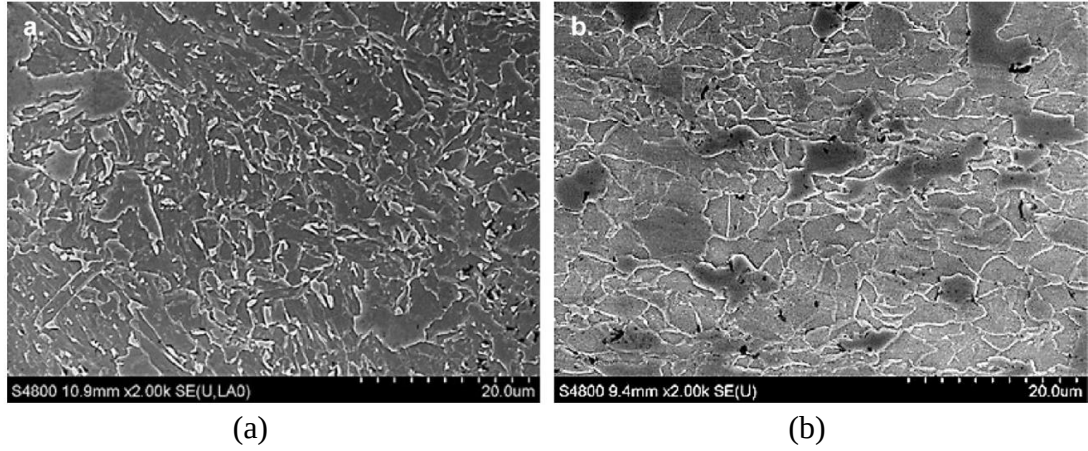
Natarajan ve arkadaşlarının 2016 yılında yapmış oldukları “Ti-Nb yüksek mukavemetli mikro alaşımlı çeliğin mekanik özellikleri ve mikro yapısına sarım sıcaklığının etkisinin belirlenmesi: çökeltme ve beynitin yarışan etkisi” isimli çalışmada kimyasal bileşiminde % 0.03-0.07 C, % 1.5-2.0 Mn, % 0.2-0.4 Si, % 0.003 S, % 0.03 Al, % 0.002 Ca ve % 0.5-0.7 aralığında Cr+Nb+Ti içeren alaşımlı bir çelik kullanılmıştır. Kimyasal bileşiminde beynit oluşumunu ve sertleşebilirliği arttırmak için Mo katıldığı da belirtilmiştir. İlgili çelik kalitesi endüstriyel olarak sürekli döküm makinasıyla dökülmüş ve sıcak sac haddehanesinde haddelenerek nihai ürün kalınlığına haddelenmiştir. Bobin sarım sıcaklıkları olarak 520°C ve 600°C olarak seçilmiştir.

Çalışmalarında JMatPro ile CCT ve TTT diyagramları çizdirilmiştir. Burada; ostenitleme sıcaklığı 900°C ve ostenit tane boyutu 20 µm olarak seçilmiştir. Yapılan hesaplamalarda; beynit başlangıç sıcaklığı 600°C ve martenzit başlangıç sıcaklığı 450°C olarak çıkmıştır.

Natarajan ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada, 520°C sarım sıcaklıklı bobinde ortalama akma mukavemeti 633 MPa, çekme mukavemeti 831 MPa seviyesinde gelirken, 600°C sarım sıcaklıklı bobinde akma mukavemeti ortalama 807 MPa, çekme mukavemeti ortalama 862 MPa seviyesinde gelmiştir. Bu sonuçlara göre, belirlenen sarım sıcaklıklarında akma mukavemetinde ciddi bir farklılaşma olurken çekme mukavemetleri her iki sıcaklıkta da birbirine yakın gelmiştir. Her iki sarım sıcaklığında da % uzama değerleri 13-15 arasındadır.

Genel mikro yapı incelemeleri için SEM ve TEM ile çalışma yapılmıştır. İncelemeler sonucunda; 520°C sarım sıcaklıklı bobinde ağırlıklı olarak beynitik (%75-80) ve bir miktar poligonal ferritik (%20-25) bir yapı görülürken, 600°C sarım sıcaklıklı bobinde ağırlıklı olarak poligonal ferritik bir mikro yapı görülmüştür. Mikro yapı incelemelerine ait görseller Şekil 4.5’te verilmiştir. Mikro yapı incelemelerinden

poligonal ferrit tanelerinin 1-2 μ , beynit plakalarının ise 0.5 – 1 μ arasında boyutlara sahip olduğu değerlendirilmiştir.



Şekil 4.5 : Farklı bobin sarım sıcaklıkları ile üretilen Ti-Nb 'li çeliklerin mikro yapıları; a) 520°C, b) 600°C.

JMatPro ile çizdirilen TTT diyagramlarından, beynit dönüşümünün 580°C 'de gerçekleştiği hesaplanmıştır. Sonuç olarak; düşük sıcaklıkta sarılan bobinde poligonal ferrit tanelerinin bobin sarma öncesinde olduğu değerlendirilmiştir. Yüksek sarım sıcaklıklı bobinde, poligonal ferrit taneleri bobin sarma esnasında çekirdeklenmektedir. Bu sıcaklıkta aynı zamanda ferrit dönüşümü gerçekleşmektedir. Yüksek sarım sıcaklıklı bobinde ferrit taneleri düşük sarım sıcaklıklı bobine göre bir miktar daha iridir ve 3-5 μ arasındadır.

Natarajan ve arkadaşları mikro yapıda çökeltileri incelemek için TEM analizi yapmışlardır. Yapmış oldukları incelemelerde 2-10 nm boyutunda (Nb,Ti)C partiküllerini tespit etmişlerdir. İlgili partiküllerin tespiti ile ilgili; Ti ve Nb'un latis parametresi ve kristal yapısı benzerliği nedeniyle çökelti latisinde birbiri arasında değişebilir olmasına bağlamışlardır. Yapmış oldukları çökelti analizinde; yüksek sarım sıcaklıklı bobinde poligonal ferrit faz içinde çökelen partiküllerin sayısının düşük sarım sıcaklıklı bobine göre daha fazla olduğunu belirlemişlerdir. Bu fark; çökelti kinetiği ve büyük miktardaki ferrit tanelerinin yüksek oranda dislokasyona uğramış olmasından kaynaklanmaktadır. Dislokasyonlar çökelti için potansiyel çökelti noktaları sağlamaktadır.

Natarajan ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışma sonucunda; düşük sarım sıcaklıklı bobinde ağırlıklı beynitik bir mikro yapı olduğunu, yüksek sarım sıcaklıklı bobinde ise ağırlıklı poligonal ferritik bir yapı olduğunu, düşük sarım sıcaklıklı bobinde akma

mukavemetinin daha düşük olmasının mikro yapıdaki az miktar poligonal ferritte akma esnasında dislokasyonların yığılmasından kaynaklandığı, çekme mukavemetinin yüksek olması ise yüksek orandaki beynit ile ilgili olduğu değerlendirilmiştir (Natarajan ve diğ., 2016).

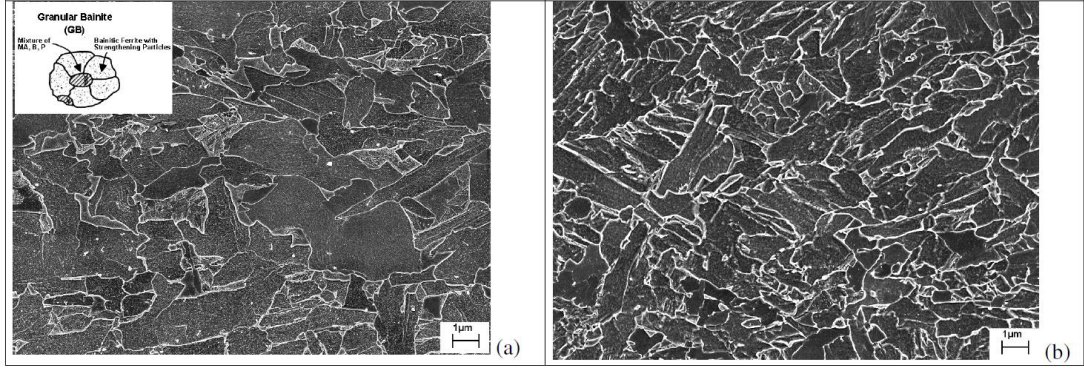
Zajac ve arkadaşlarının 2005 yılında yapmış oldukları “Yüksek ve çok yüksek mukavemetli boru çeliklerinin mikro yapısındaki kompleks beynitik fazların karakterizasyonu ve ölçümü” isimli çalışmasında X100 ve X120 kalite çelikler kullanılmıştır. İlgili çelik kalitelerinde %0.03-0.06 aralığında karbon bulunmaktadır. Alaşımlamada beynitik yapıyı oluşturmak için Mo, MoNi, CuNi ve MoNiCuCr sistemleri ve mikro alaşım elementi olarak ise Nb, Ti ve V sistemleri araştırılmıştır. Çeliklerin bor’lu ve bor’suz varyantları üretilmiştir. Mikro yapı incelemeleri için FEG-SEM ve buna bağlı EBSD ekipmanları kullanılmıştır.

EBSD incelemeleriyle farklı mikro yapı bileşenleri arasındaki yönelim farklılıklarının ölçümü yapılmıştır. En düşük yönelim farklı 2° olarak ölçülmüştür ve bu değeri aşan dereceler tane sınırı olarak değerlendirilmiştir.

Zajac ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada düşük karbonlu beynit morfolojilerini tanımlamak için kullanılan ifadeler; granüler beynit (GB), üst beynit (UB), dejenere üst beynit (DUB), alt beynit (LB) ve dejenere alt beynit (DLB) şeklindedir.

Granüler beynit mikro yapısı; düzensiz ferrit ve bu ferrit taneleri arasına dağılmış ikinci fazlardan oluşmaktadır. Bu ferrit yapısı aynı zamanda yarı poligonal ferrit olarak da tanımlanmaktadır. Şekil 4.6’daki yüksek çözünürlüklü SEM görüntüsünden de anlaşılacağı üzere, ferrit büyümesi difüzyon kontrollü çıkıntı mekanizmasıyla (ledge mechanism) gerçekleşir ve granüler, plaka tipi olmayan (lath-less) ferrit taneleri kalıntı osteniti sınırlayarak granüler ya da eş eksenli yapılar oluşturur.

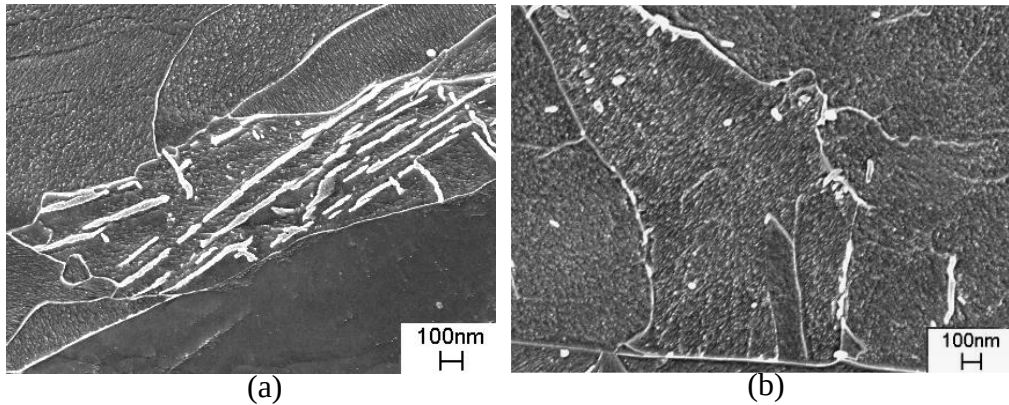
Granüler beynitin karakteristik yapısı mikro yapıda karbür eksikliğidir. Bunun yerine, beynitik ferritten ayrılan karbon kalıntı ostenitin kararlılığını artırır ve nihai mikro yapı karbonca zengin ostenitten oluşan herhangi bir dönüşüm ürünü içerebilir. Farklı ikinci fazların oluşumu alaşım elementlerinin ferrit reaksiyonuna etkisiyle doğrudan ilgilidir. Öyleki, ferrit reaksiyonu ile son dönüşen ostenitin karbon miktarını ve boyutunu belirler.



Şekil 4.6 : a) % 0.06 C içeren bor'suz çelikte granüler beynit, b) % 0.06 C içeren bor'lu çelikte granüler beynit

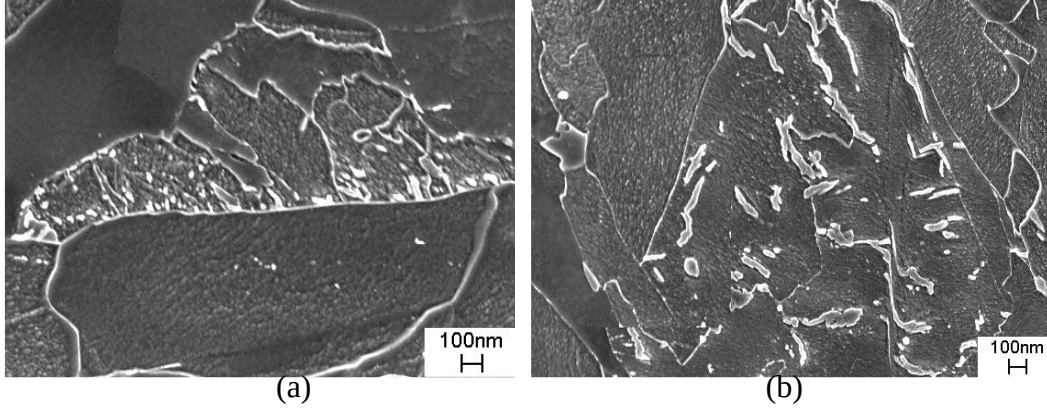
Zajac ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada kullandıkları çeliklerde tespit ettikleri ikinci faz morfolojileri; dejenere perlit ya da sementit debris, beynit, tamamlanmamış dönüşüm ürünleri karışımı, M/A ve son olarak martenzit yapılarıdır.

Düşük sertleşebilirlikli çeliklerde alaşımlama için kullanılan Mo ve benzeri elementler ostenit içerisindeki karbon aktivitesini düşürmekte ve bu sayede karbonca zenginleşmiş ostenitten kolaylıkla sementit oluşabilmektedir. Şekil 4.7 'de gösterildiği gibi, daha yüksek dönüşüm sıcaklıklarında, sementit ve ferritin birlikte büyümesi mümkün olduğunda, kısa dejenere perlit nodülleri oluşabilir. Daha düşük sıcaklıklarda ise tane sınırlarında ve tanelerin içinde sementit debris içeren daha kaotik bir ferrit-sementit agregası oluşmaktadır.



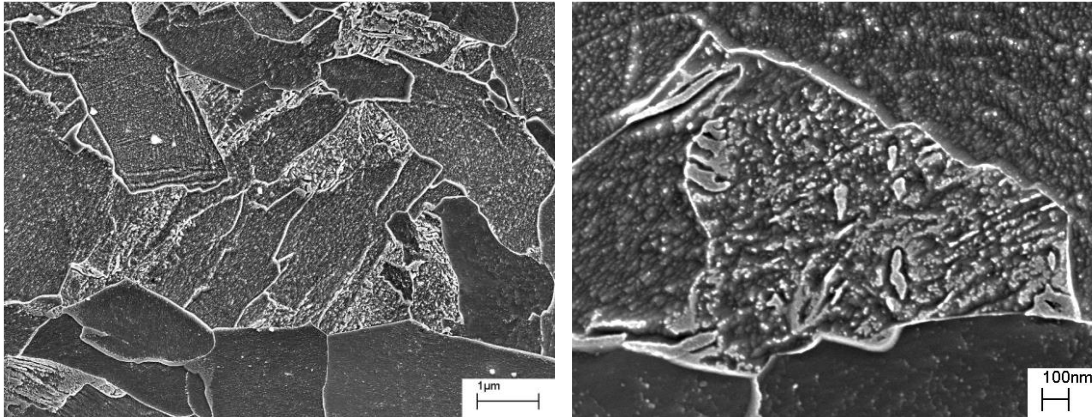
Şekil 4.7 : Granüler beynit içindeki ikinci fazlar, (a) dejenere perlit, (b) sementit debris.

Nihai soğuma sıcaklığının düşmesi ya da soğutma hızının artmasıyla, karbonca zenginleşen ostenit beynite dönüşür. Şekil 4.8'de sementit içeren tipik bir beynit yapısı ve sementit oluşumu engellendiğinde küçük beynit taneleri yerine oluşan uzamış M/A partikülleri görülmektedir.



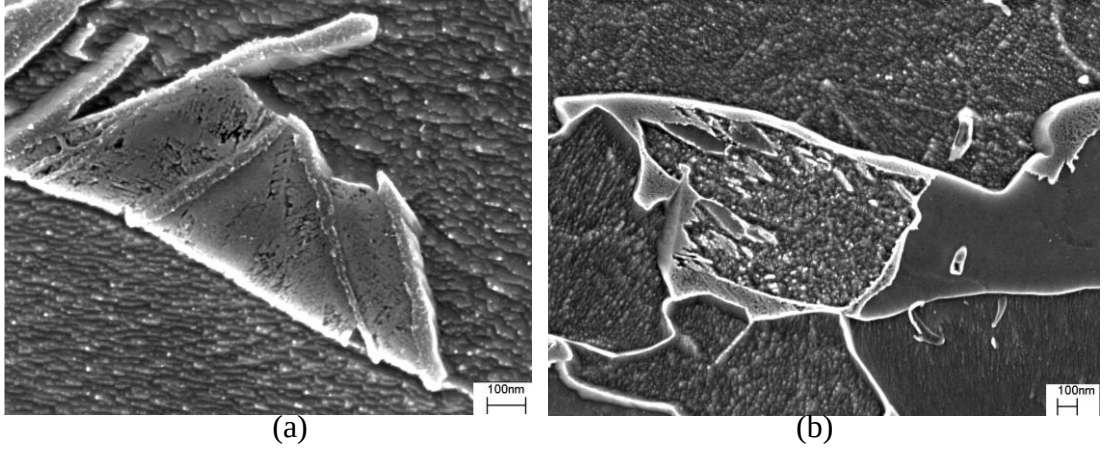
Şekil 4.8 : Granüler beynit içindeki ikinci fazlar (a) sementit içeren beynit, (b) M/A içeren beynit.

Ostenitteki karbon aktivitesini artıran alaşım elementleri, ferrit büyüme oranlarını azaltarak proötektoid ferrit reaksiyonunu etkiler. Dönüşüm durduğunda, kalıntı östenit, Şekil 4.9 ‘da görüleceği üzere olağandışı bir mikro yapıya dönüşür. Literatürde daha önce bildirilmeyen bu mikro yapı, tamamlanmamış dönüşümün bir ürünü olarak tanımlanan; ferrit, sementit ve M/A parçalı debrislerinden oluşur. Farklı mikro yapı bileşenlerinden oluşan bu kaotik yapı ya ağırlıklı olarak düzensiz ferritin bitişiğinde bulunan ayrı küçük taneler olarak ya da daha büyük düzensiz ferrit tanelerinin bir parçası olarak onların kenarlarında oluşur. Tamamlanmamış dönüşüm, ikinci fazın yüksek hacimli bir oranını üretir.



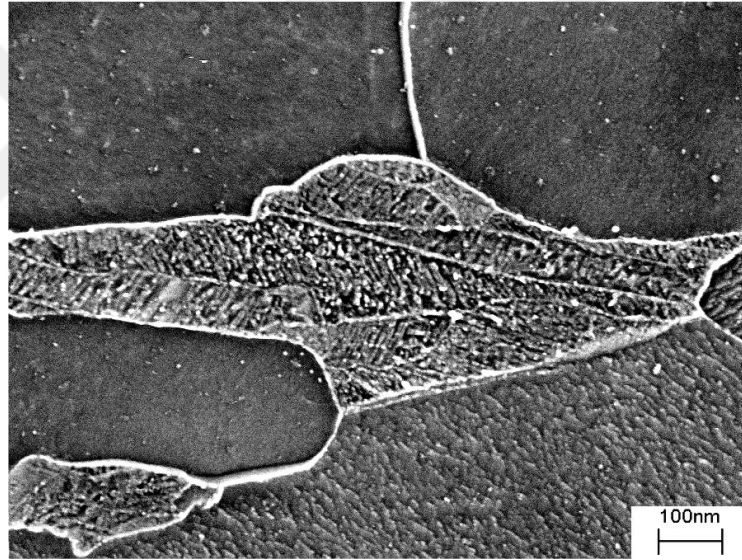
Şekil 4.9 : Tamamlanmamış dönüşüm ürünleri karışımı içeren granüler beynit.

M/A bileşenleri granüler beynitin en yaygın özelliğidir. M/A bileşenleri ya ferrit taneleri arasında dağılmış küçük adacıklar halinde bulunur (Şekil 4.10 a) ya da dik bir karbon gradyanı oluşturacak şekilde büyük beynitik tanelerin yüzeylerini kaplar (Şekil 4.10 b).



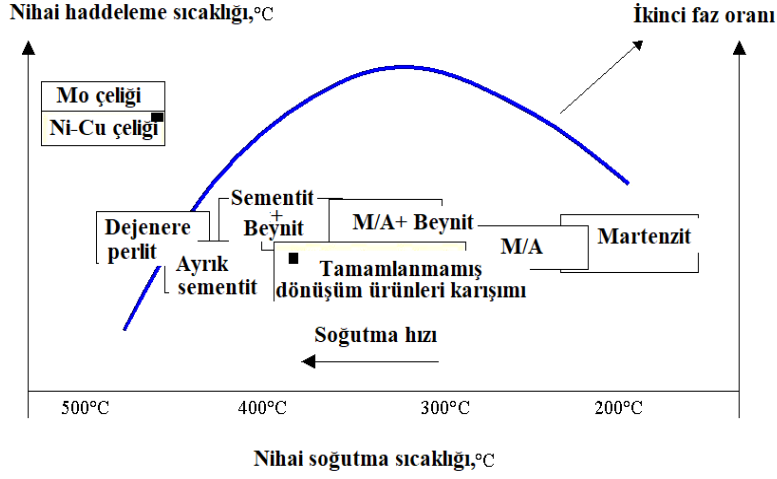
Şekil 4.10 : Mo-Ni çeliklerinde martenzit-ostenit ikinci fazlarının morfolojileri.

M/A adacıkları yapısında martenzit bileşeni kalıntı ostenit katmanları ile birbirinden ayrılır. Saf martenzitik ikinci faza ait bir görsel aşağıdaki Şekil 4.11 'de paylaşılmıştır. Bu yapıdaki ince ϵ - karbürlerin varlığı temperleme yapıldığının göstergesidir.



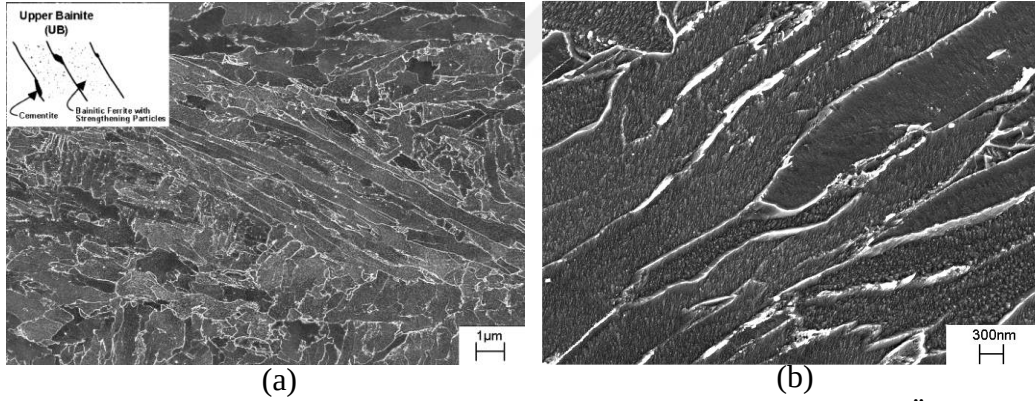
Şekil 4.11 : Martenzitik ikincil faz.

Mikro yapıdaki ikinci fazın hacim oranı ve türü ağırlıklı olarak alaşımlama sistemine, soğutma hızına ve nihai soğutma sıcaklığına bağlıdır. İkinci fazın hacim oranının en yüksek olduğu sıcaklık aralığında karbonca zenginleşmiş kalıntı ostenit oranı da en yüksek seviyededir (Şekil 4.12). İçeriğinde %0.06 C olan bir çelikte tamamlanmamış dönüşüm halinde olabilecek maksimum ikinci faz oranı %20 seviyesindedir.



Şekil 4.12 : Granüler beynit içindeki ikinci faz oranının ve türünün değişiminin şematik gösterimi.

Üst beynit, ferritin plaka benzeri bir morfolojideki halidir ve düşük sıcaklık dönüşümlerinde oluşur. Üst beynitteki ikinci faz, karbonca zenginleşmiş kalıntı ostenitten çökeler ve bu faz daima sementittir. Örnek bir üst beynit yapısı Şekil 4.13 'te görülmektedir.

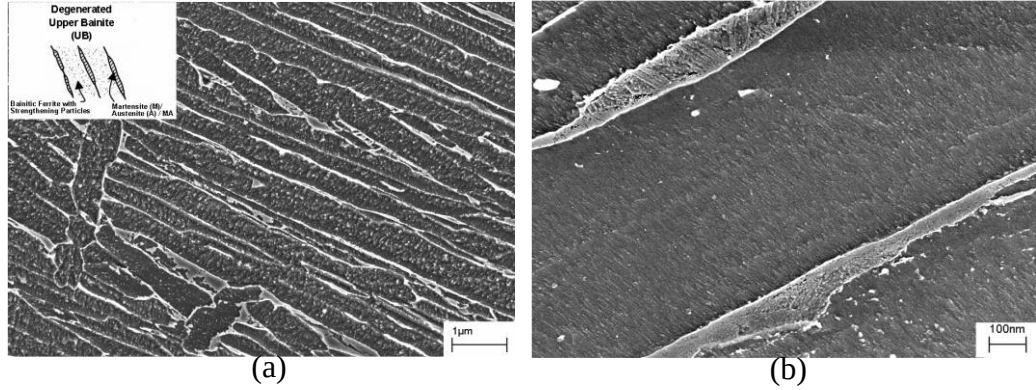


Şekil 4.13 : (a) Bor'suz bir çelikte üst beynit FEG -SEM görüntüsü (b) Üst beynitte ferrit plakaları arasında çökelmiş ince karbür çökeltileri.

Üst beynitin tipik yapısı; paketler halinde düzenlenen uzamış plakalardan ve bu plakaların sınırlarında dağılmış sementit fazlarından oluşur. Her bir beynitik plaka genellikle haddeleme yönüne göre 40-60° arasında yönlenmiştir. Plakaların içinde yüksek dislokasyon yoğunluğuna işaret eden fakat net bir alt yapı göstermeyen kontrast değişiklikleri vardır.

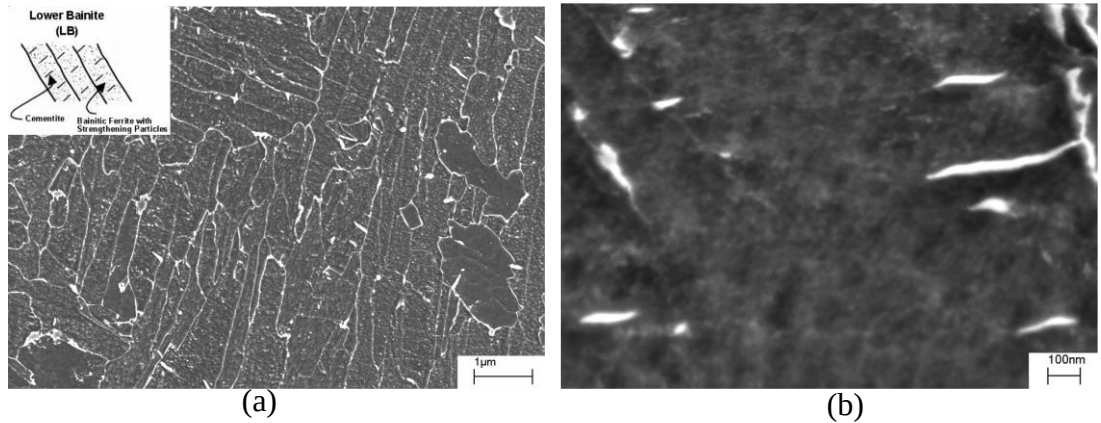
Dejenere üst beynit yapısı, sementit oluşumu engellendiğinde ortaya çıkar. Bu durumda mikro yapı; plaka benzeri ferrit ve plaka sınırları üzerinde bulunan karbonca zenginleşmiş kalıntı ostenit yada martenzitten (M/A) oluşur. Dejenere üst beynit yapısı geleneksel üst beynite benzemektedir. Fakat, yüksek büyütmelelerde iç yapıdaki M/A

fazları bariz biçimde görülebilmektedir. Şekil 4.14 'te örnek bir dejenere üst beyrit yapısı görülmektedir.



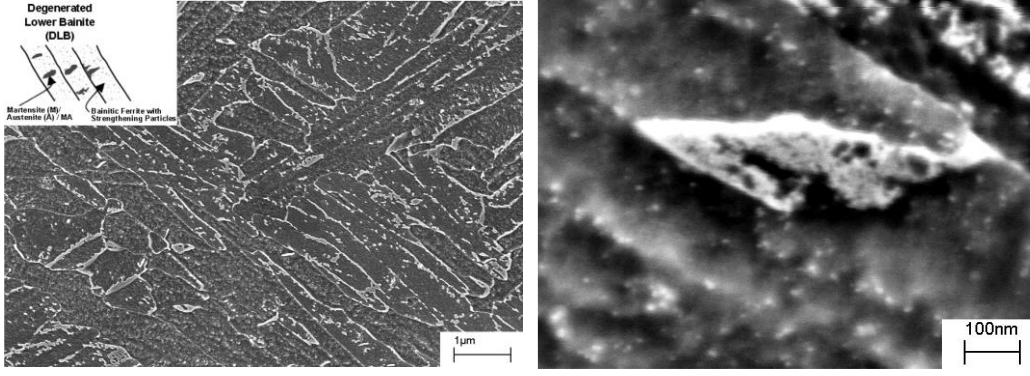
Şekil 4.14 : (a) Bor'lu kompleks çelikte dejenere üst beyrit FEG-SEM görüntüsü, (b) Dejenere üst beyritte martenzit-ostenit iç yapısı.

Düşük karbonlu çeliklerde görülen alt beyrit mikro yapısı da üst beyrit gibi plaka benzeri ferrit morfolojisine sahiptir. Çelikte karbon miktarı arttıkça alt beyrit yapısı daha kalın bir plaka benzeri morfoloji gösterir. Üst ve alt beyritteki esas farklılık karbür çökmesi ile ilgilidir. Alt beyrit yapısında sementitin çökmesi ferrit plakaları içerisinde olur. Sementit parçacıklarının en uzun eksenleri, ferrit plakalarının büyüme yönüne yaklaşık 60° eğimlidir ve bu parçacıkların büyük bir çoğunluğu, ferrit plakalarının kenarları ile temas halindedir. Şekil 4.15'te örnek bir alt beyrit mikro yapısı görülmektedir.



Şekil 4.15 : (a) Bor'lu X120 çeliğinde FEG-SEM ile alınan alt beyrit görüntüsü.

MoNiCuCrB çeliklerinde keşfedilen dejenere alt beyritte geleneksel alt beyritte göre farklılık; mikro yapıda sementit fazı yerine M/A fazının yapısının bulunmasıdır. Mikro yapıda M/A fazının varlığı dejenere alt beyritin bir tamamlanmamış dönüşüm ürünü olduğunu düşündürmektedir. Şekil 4. 16'da örnek bir dejenere beyrit mikro yapısı görülmektedir.



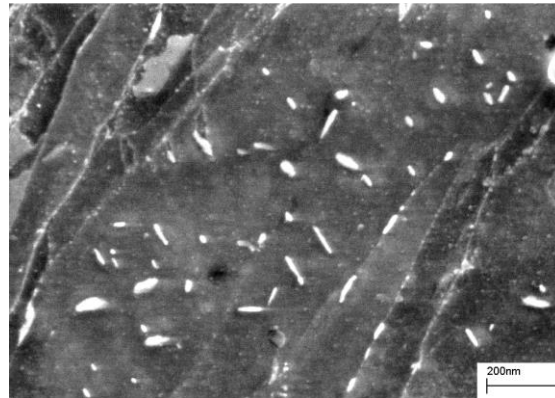
Şekil 4.16 : Bor'lu X120 kalitesinde dejenere alt beynit mikro yapısı.

Dejenere alt beynit oluşumu, alt beynit reaksiyon sıcaklığı üzerinde belli elementlerin özel bir etkisi ile açıklanabilir. Yüksek dönüşüm hızlarında, ostenit içerisinde dik bir karbon konsantrasyon gradyanı oluşur. Bu yapıda, α/γ ara yüzeyinde yüksek bir karbon doygunluğu söz konusudur. Yüksek aşırı doygunluğun bir sonucu olarak, büyüme esnasında α/γ ara yüzeyinde sementit çökmesi gerçekleşir.

Dönüşüm hızı düşürüldüğünde, ostenit içerisine doğru olan karbon gradyanı daha büyük mesafelere ulaşır ve ara yüzeydeki karbon konsantrasyonu düşer. Azalan karbon aşırı doygunluğu ile beraber sementit oluşumu da zorlaşır ve dejenere alt beynit oluşumuna sebep olur.

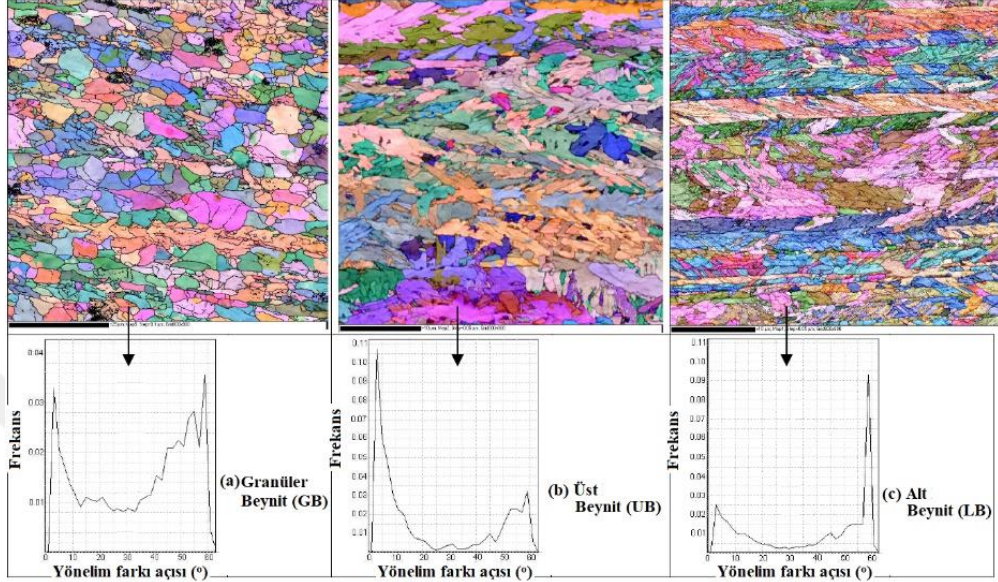
Bor'lu çeliklerde oluşan iğnemsiz martenzit yapısı Şekil 4.17'de paylaşılmıştır. Bu tip yapılar difüzyonsuz, yer değiştirme mekanizması ile oluşur. Alt yapısı, hücrelerde düzenlenmiş yüksek yoğunluklu dislokasyonlardan oluşur.

Her iğnemsiz martenzit parçası birçok dislokasyon hücresinden oluşur. Düşük karbonlu çeliklerdeki iğnemsiz martenzit, her zaman otomatik olarak temperlenir ve morfolojisi, aşırı doymuş ferritten çökelen sementit dışında, alt beynite çok benzerdir.



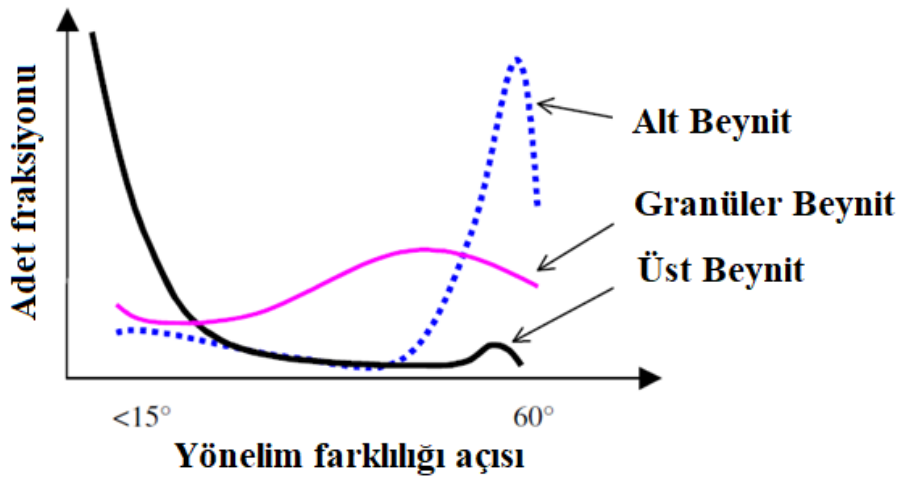
Şekil 4.17 : Kendiliğinden temperenmiş iğnemsiz martenzit mikro yapısı.

Zajac ve arkadaşları, düşük karbonlu beynitin küçük ölçekli mikro yapısının karmaşıklığını EBSD ile yönlenme haritaları ve ilgili tane sınırı oranları üzerinden incelemişlerdir. Yaptıkları inceleme ile GB, UB ve LB yapılarına ilişkin yönelim farkı dağılımlarını çıkarmışlardır (Şekil 4.18).



Şekil 4.18 : EBSD – yönelim haritaları ve ferrit tanelerinin yönelim farklılığı açılarının dağılımı (a) granüler beynit, (b) üst beynit, (c) alt beynit.

EBSD ile tane sınırı yönelim farklılıkları dağılımından, beynitin farklı formlarını ayırt etmek için güvenilir bir veri sağlanmıştır. Bu yaklaşımla, düşük ve yüksek açılı tane sınırlarının sayısal yoğunluğu arasındaki ilişkiye dayanarak aşağıda Şekil 4.19’da verilen grafik oluşturulmuştur.



Şekil 4.19 : Taneler/Plakalar arasındaki yönelim farklılığı açısı temelinde Beyniten tanımı.

LB yapısı; 50-60° aralığında yönelim farklılığına sahip tane sınırlarının yüksek oranda ve yönelim farklılığı açılarının 20° den küçük tane sınırlarının az sayıda olduğu yapı olarak tanımlanmıştır.

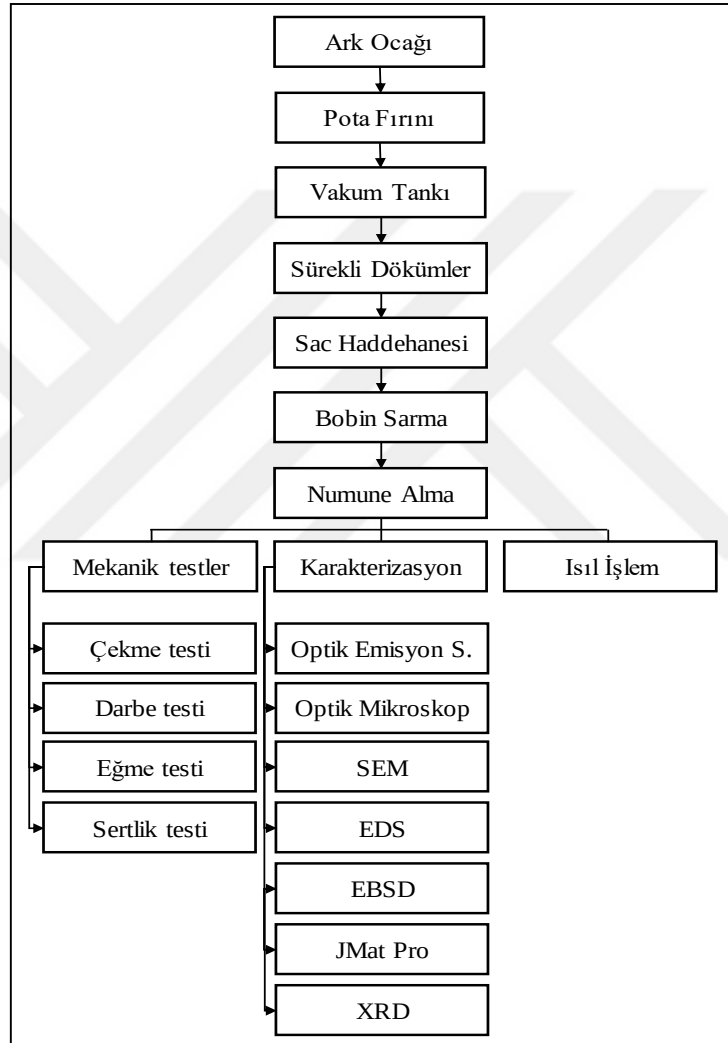
UB yapısı; düşük yönelim farklılığı ile düşük açılı tane sınırlarının (<20°) yüksek oranda ve daha az sayıda yüksek açılı tane sınırlarının (>50°) olduğu yapı olarak tanımlanmıştır.

GB yapısı (düzensiz ferrit ile beraber); aşağı yukarı 45° civarında geniş bir pik veren rasgele dağılımlı bir tane sınırı yapısı ile tanımlanmıştır. Bu yapıda, 20° civarında alt tane yapısının varlığını gösteren küçük pikler bulunur (Şekil 22). (Zajac ve diğ.,2005).



5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Tez çalışması kapsamında, deney numunelerinin üretimi ve yapılan testlere ilişkin iş akış diyagramı Şekil 5.1’de paylaşılmıştır.



Şekil 5.1 : İş Akış Diyagramı.

5.1 Kullanılan Malzemeler ve Cihazlar

Geliştirilen çelik kalitesi hedef kimyasal bileşimlerini tanımlamak için A, B, C ve D harfleri kullanılmıştır. Her hedef kimyasal bileşimde amaç; termo mekanik olarak haddelenmiş, akma mukavemeti 700 MPa ve civarında ve soğuk şekillendirme kabiliyeti bulunan bir çelik kalitesi geliştirmektir.

A hedef kimyasal bileşimi ile üretilen bobinler 6 mm altı kalınlıkta iken diğer hedef kimyasal bileşimlerle üretilen bobinler 6 – 10 mm arası kalınlıktadır.

5.1.1 Kullanılan malzemeler

Tez çalışmasında AC tip Elektrik Ark Ocağı ve Pota Fırını ile, Al ile deokside edilmiş, vakum gaz giderme işlemi yapılmış, Ca ile inklüzyon modifikasyonu işlemi yapılmış, muhtelif kalınlıklarda S700MC kalite çeliğin sürekli dökümü ve sıcak haddelenmesi ile üretilen çeliğin özelliklerinin üretim koşulları ve bileşimleri ile ilişkileri incelenmiştir. Farklı mikro alaşım içeriği ve oranları ile üretilen çeliklerin bileşimleri Çizelge 5.1’de verilmiştir. Bileşimleri, hadde bitiş sıcaklıkları ve bobin sarma sıcaklıkları parametre olarak kullanılmıştır.

Çizelge 5.1 : Deneylerde kullanılan çeliklerin bileşimleri.

Döküm	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cu	% Al	% (Nb + V + Ti)	% (Cr + Ni + Mo)	ppm B
A1	0,09	1,94	0,19	0,015	0,003	0,19	0,036	0,21	0,42	3
A2	0,07	1,92	0,19	0,015	0,002	0,24	0,048	0,21	0,42	3
A3	0,07	1,91	0,19	0,013	0,003	0,18	0,049	0,20	0,38	3
A4	0,08	2,00	0,21	0,014	0,002	0,19	0,051	0,20	0,41	3
B1	0,09	1,98	0,20	0,016	0,003	0,16	0,045	0,22	0,57	5
B2	0,07	1,88	0,17	0,015	0,002	0,18	0,044	0,22	0,55	4
C1	0,07	2,03	0,17	0,011	0,002	0,16	0,038	0,21	0,56	22
C2	0,09	2,00	0,19	0,011	0,003	0,18	0,038	0,18	0,54	26
D1	0,06	1,94	0,26	0,014	0,002	0,18	0,058	0,21	0,64	3

5.1.2 Kullanılan cihazlar

Rezistanslı Isıl işlem fırını: Isıl işlem uygulamaları için 1000°C sıcaklığa kadar çıkabilen laboratuvar tipi rezistanslı bir fırın kullanılmıştır.

Optik emisyon spektrometre cihazı: Kimyasal bileşim tayini için ARL 4460-978 marka OES cihazı kullanılmıştır. Cihaz kalibrasyonu ve doğrulamaları dökümler öncesinde yapılmıştır.

Çekme testi cihazı: Tez çalışması kapsamında kullanılan numunelerin çekme testleri Zwick/Roell Z600 marka bir cihazda yapılmıştır. Cihazın maksimum yük kapasitesi 600 kN’ dur. İlgili çekme cihazında % uzamaları ölçümleyebilmek için ekstansometre mevcuttur.

Darbe testi cihazı: Tez numunelerinin darbe testleri Zwick roell marka RKP 450 darbe cihazı ile yapılmıştır. Cihaz 1 joule ile 450 joule arasında çalışmaktadır. Cihaz

ile beraber +20 ile – 80 ° arasında çalışabilen bir soğutma cihazı bulunmaktadır. Tez numunelerinin soğutma cihazında istenilen test sıcaklığına geldiğinden emin olmak amacıyla cihazın kendi termometresi dışında bir termometre de kullanılmış ve test sıcaklıkları doğrulanmıştır.

Üç nokta eğme testi cihazı: Tez numunelerinin plastik şekil değiştirme kabiliyetleri hakkında bilgi edinebilmek amacıyla DYZ-200 marka cihaz ile üç nokta eğme testleri yapılmıştır. Tüm test numuneleri hadde yönüne dik olacak şekilde hazırlanmıştır. Katlama testlerinde mandrel yarıçapı numune kalınlığında seçilmiş ve cihazın izin verdiği ölçüde (minimum 120° ve üzerinde) eğme testi gerçekleştirilmiştir.

Sertlik cihazı: Tez numunelerinin sertlik deneyleri Zwick/Roell marka ZHU250top model cihazında yapılmıştır. Sertlik testleri öncesinde numunelerin yüzeylerindeki tufal tabakaları sulu zımpara ile kaldırılmıştır. Tüm numunelere brinell sertlik deneyi uygulanmıştır.

Optik mikroskop cihazı: Tez numunelerinin optik mikroskop incelemeleri Endüstriyel ters tip Nikon Eclipse MA200 marka Clemex görüntü analiz sistemi destekli bir cihazla yapılmıştır.

SEM cihazı: Elektron mikroskobu incelemeleri için Zeiss Sigma 300 – FEG cihazı ve buna bağlı In-lens, SE, BSE ve EDS dedektörleri kullanılmıştır. İnceleme öncesi tüm numuneler iletken bakalite gömülmüş ve gerekli durumlarda numunelerin iletkenliğini arttırmak için Pd/Au ile incefilm kaplaması uygulanmıştır.

EBSD Cihazı: EBSD analizleri için Ankara Atılım Üniversitesinde bulunan a Zeiss Merlin FEG-SEM cihazı kullanılmıştır. İlgili cihazda EBSD için EDAX/TSL yazılımından yararlanılmıştır.

XRD Cihazı: XRD analizleri için Philips PW 3710 marka Cu K- α kaynaklı bir cihaz kullanılmıştır.

JMatPro yazılımı: Tez numunelerinde sürekli soğuma dönüşüm eğrilerinin ve çökmesi muhtemel fazların belirlenmesi amacıyla JMatPro analizleri yapılmıştır. Bu kapsamda JMatPro v10.2 yazılımı kullanılmıştır.

Bakalitleme Cihazı: Tez numunelerinin metalografik incelemelere hazırlanması için, Struers CitoPress-1 marka bakalitleme cihazı kullanılmıştır. Bakalitleme; 180°C’de 6,5 dk süre ile yapılmıştır.

Zımparalama ve Parlatma Cihazları: Bakalite alınmış numunelerin yüzeylerinin optik ve elektron mikroskobu incelemelerine hazır hale getirilmesi için Struers TegraPol-21 marka bir cihaz ile zımparalama ve Struers Tegra Doser- 5 marka bir cihaz ile parlatma yapılmıştır.

5.2 Deneylerin Yapılması

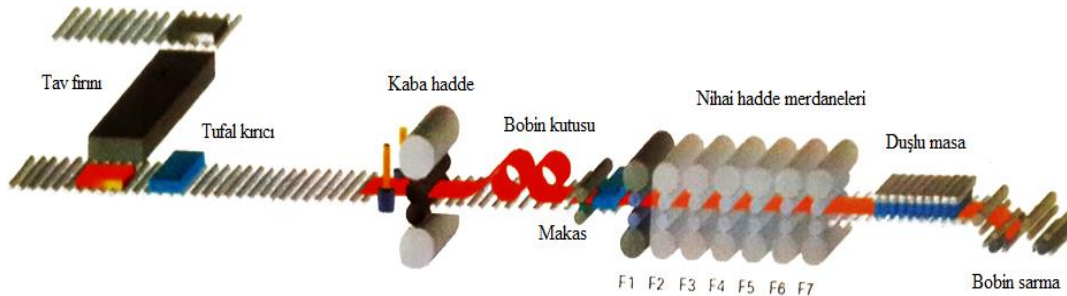
5.2.1 Deneylerde kullanılan sac örneklerin üretilmesi

Tez çalışması kapsamında kullanılan deney numuneleri AC tip bir Elektrik Ark Ocağı ile üretilmiştir. Elektrik ark ocağı prosesi sonrası elde edilen sıvı metal bir pota ile pota fırınlarına aktarılmış, burada hedef kimyasal bileşimine uygun şekilde alüminyum ile tam deokside edilmiş ve ardından, kükürt giderme işlemi yapılmıştır. Alaşım elementlerinin ilavesi de pota fırınında yapılmıştır.

Pota fırını işlemleri sonrası vakum altında gaz giderme ve Ca tel besleme ile inklüzyon modifikasyonu için Pota vakum tankına gönderilmiştir. Vakum tankında uygulanan işlemler ile azot ve hidrojenle fakirleştirilmiş ve içerisindeki inklüzyonlar Ca tel ile modifiye edilerek yüzdürülmüş çelik sürekli döküm tesisine gönderilmiştir.

Tez numunelerinin üretildiği sürekli döküm makinasında; 800 – 1650 mm arası genişlik, 150-270 mm arası kalınlık ve 6 – 16 m arası uzunlukta slablar dökülebilmektedir.

Sürekli dökümlerde çelik kalitesi kimyasal bileşimine uygun proses koşullarında slab olarak dökülmüş ve üretilen slablar bobin olarak üretilmek üzere Sıcak sac haddehanesine gönderilmiştir (Şekil 5.2).



Şekil 5.2 : Tez numunelerinin üretildiği Sıcak sac haddehanesi proses akış görseli.

Sıcak sac haddehanesi tav fırınına şarj edilen slablar 1200-1250 °C sıcaklık aralığına ısıtılmıştır. Sıcak sac haddehanesinde bulunan tav fırını yürüyen tabanlı bir tav fırınıdır. Tez çalışması kapsamında üretilen çelik kalitelerinde yüksek miktarlarda Nb

olduğundan fırında 2 – 3 saatlik ısıtma süresinin ardından, deşarj edilmeden önce fırının cehennemlik denilen bölgesinde 40 – 60 dakika arasında bekletme yapılmıştır. Bu sayede mikroyapıda çökelti halinde bulunan Nb'un mümkün olduğunda çözülerek ostenit içerisinde kalması amaçlanmıştır.

Tav fırınından deşarj edilen slablar öncelikle tufal kırıcı istasyonuna girmiş ve yüzeyindeki tufal uzaklaştırılmıştır. Tufal kırıcı istasyonun ardından, slablar kaba hadde standına girmiştir. Kaba hadde 4 merdane düzenindedir. Bunlardan iki tanesi daha düşük çapta olan iş merdaneleri ve hemen üzerlerinde olan daha büyük çaplı iki adet destek merdaneleridir. Kaba hadde standına 220 mm kalınlıkta giren slablar 5 – 7 pasoda 25 mm kalınlığa kadar indirilebilmektedir. Kaba hadde standında kenar ezme de yapılmaktadır. Bu sayede yatay ekseninde ezilen slabın genişlemesi kenar ezme ile kontrol edilir ve nihai üründe istenilen genişlik korunmuş olur. Kaba hadde standında tufal gidermek için basınçlı su püskürten nozullar bulunmaktadır. Bu nozullar sayesinde her pasoda yüzeydeki tufal iş merdanesi altında haddelenen malzemeden uzaklaştırılabilmektedir.

Kaba haddede ezme işlemi sonrası elde edilen malzeme transfer bar olarak adlandırılır. Tezde kullanılan numunelerde transfer bar kalınlığı 30 – 50 mm arasındadır. Üretilen transfer barların kaba hadde çıkış sıcaklığı 1050-1100 °C aralığındadır. Kaba hadde prosesi sonrası üretilen transfer bar bir sonraki istasyon olan bobin kutusuna gönderilir. Bobin kutusu sayesinde kaba haddeden çıkan ve ince kalınlıklara haddelenmesi planlanan malzemelerin sıcak kalması sağlanır ve alandan tasarruf sağlanarak kaba hadde standının boşalması ve doğal olarak üretim hızı artışına katkı sağlar. Nihai ürün kalınlığı 6 mm ve altında olan tez numunelerinin bobin kutusunda sarılmıştır.

Üretilen transfer barlar nihai haddeleme kalınlığına haddelenmek üzere sıralı hadde stantlarına iletilmiştir. Tez numunelerinin üretildiği nihai hadde stantları yedi adettir. Her biri kaba hadde standında olduğu gibi 2 adet iş ve 2 adet destek olmak üzere 4'lü merdane düzenindedir.

Üretilen transfer barlar son hadde standından nihai ürün kalınlığında çıkmış ve istenilen mikro yapı ve mekanik özelliklerin kazandırılması ve sarılmaya uygun hale getirilmesi amacıyla 80 metre uzunluğundaki duşlu masaya gönderilmiştir. Duşlu masada, belirlenen soğutma stratejisine göre soğutulan şerit nihai bobin sarım sıcaklığına getirilmiş ve üretilen şerit bobin olarak sarılmıştır. Şerit sıcaklıklarının

hedeflenen sıcaklıklarda olup olmadığının kontrolü yedinci hadde standı çıkışında ve bobin sarma ünitesi öncesinde sıcaklık ölçen pirometreler ile yapılmaktadır. Yedinci hadde standı çıkışında okunan sıcaklığa ikmal sıcaklığı, bobin sarma öncesi okunan sıcaklığa da sarılma sıcaklığı denilmektedir.

Tezde kullanılan numunelerin ikmal sıcaklıkları 850-900 °C aralığında ve sarılma sıcaklıkları 450-650°C aralığındadır. Duşlu masada soğutulan şeridin nihai bobin sarım sıcaklığına, ince kalınlıklarda daha kısa sürede olmak üzere, 5 – 20 s aralığında geldiği ölçülmüştür. Sarılma sıcaklığı 450°C hedefi ile haddelenen şeritlerde soğutma hızı (°C/s) 4 -6 mm kalınlıkta 60 – 45 °C/s, 8 -10 mm kalınlıkta 35 - 20 °C/s arasındadır.

Tezde kullanılan numuneler; bobin açma hattına yönlendirilen bobinlerin en dış sargılarından alınmıştır. Burada, bobin en dış sargısı birkaç metre açılarak, en dış sargının son 2-3 metresi şaloma ile kesildikten sonra numuneler alınmış ve etiketlenmiştir.

5.2.2 Hazırlama ve incelemelerin yapılması

5.2.2.1 Optik emisyon spektroskopisi çalışmaları

Tez çalışması kapsamında A, B, C ve D harfleriyle kodlanan hedef kimyasal bileşimlerden yapılan dökümler yanlarına bir rakam konularak kodlanmıştır. Bu kapsamda A hedef bileşiminden A1, A2, A3 ve A4 dökümleri, B hedef bileşiminden B1 ve B2 dökümleri, C hedef bileşiminden C1 ve C2 dökümleri, D hedef bileşiminden ise D1 kodlu dökümler üretilmiştir. Üretilen her bir döküm için, ark ocağından sürekli dökümlere kadar proses boyunca her bir proses adımında kimyasal analiz tayini için sıvı çelikten numune alınmıştır. Alınan numunelerin yüzeyleri zımparalandıktan sonra optik emisyon spektroskopisi cihazında kimyasal analiz yapılmıştır.

5.2.2.2 Çekme testi çalışmaları

Çekme testinde kullanılan numuneler DIN EN 100149-1 standardında atıf yapılan DIN EN 10002-1 standardına göre hazırlanmıştır. İlgili standarda göre ilk ölçü uzunluğu L_0 numune kalınlığı 3 mm ve üzerinde olan numuneler için aşağıdaki formüle göre hesaplanır;

$$L_0 = 5,65x\sqrt{S_0} \quad (5.1)$$

Bu formülde S_0 değeri numunenin ilk ölçü uzunluğu bölgesindeki daraltılmış kesit genişliği ile kalınlığının matematiksel çarpımından elde edilir. Tezde kullanılan tüm numunelerde daraltılmış kesit genişliği 25 mm'dir.

Tüm numuneler, üretilen bobinlerde hadde yönüne paralel yönde çıkarılarak giyotin makas ile kesilmiş ve CNC torna ile işlenmiştir. Her bir bobinden çekme testi için ikişer adet numune hazırlanmıştır. Çekme testleri için düşük karbonlu-mikro alaşımlı çelikler için Zwick Çekme cihazında bulunan program seçilmiştir.

5.2.2.3 Darbe testi çalışmaları

Darbe testi numuneleri, üretilen bobinlerin hadde yönünde olacak şekilde kesilmiş ve ASTM A370 standardının izin verdiği ölçülerde hazırlanmıştır. Bu kapsamda, tüm numuneler giyotin makasta kesme, CNC tornada işleme ve freze tegahta taşlama adımları sonrasında numune kalınlığına göre $55 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$, $55 \times 10 \times 7,5 \text{ mm}^3$ veya $55 \times 10 \times 5 \text{ mm}^3$ ebatlarında hazırlanmıştır. Ardından, tüm numunelere V tipi çentik açma makinasında çentik açıldıktan sonra numuneler teste hazır hale getirilmiştir. Bu şekilde, her bir test setinde 3 adet numune hazırlanmıştır.

Darbe testi numunelerinin, istenilen test sıcaklığına geldiğinden emin olmak amacıyla, soğutma cihazı kendi termometresi dışında da kalibre edilmiş bir termometre kullanılarak test sıcaklıkları doğrulanmıştır.

5.2.2.4 Katlama testi çalışmaları

Tüm test numuneleri hadde yönüne dik olacak şekilde hazırlanmıştır. Katlama testlerinde mandrel yarıçapı numune kalınlığında seçilmiş ve cihazın izin verdiği ölçüde (minimum 120° ve üzerinde) eğme testi gerçekleştirilmiştir. Her bir test setinde 2 adet numune hazırlanmıştır.

5.2.2.5 Sertlik testi çalışmaları

Sertlik testleri öncesinde numunelerin yüzeylerindeki tufal tabakaları sulu zımpara ile kaldırılmıştır. Tüm numunelere brinell sertlik deneyi uygulanmıştır. Testlerde kullanılan yük 187.5 kg, batırıcı uç bilye çapı 2.5 mm ve deney süresi 12 s olarak seçilmiştir. Sertlik ölçümlerinin doğrulaması için her bir numune kesitinde birkaç bölgeden ölçüm yapılmıştır.

5.2.2.6 Isıl işlem çalışmaları

Üretilen bobinlerde sıcaklık etkisiyle mikroyapı ve mekanik özelliklerdeki değişimi görmek ve ürünün kaynak prosesi koşullarındaki davranışını ön görebilmek amacıyla izotermal ısıtma işlem uygulamaları yapılmıştır.

Isıl işlem uygulamaları için; A kalitesinde, A1 nolu dökümden üretilen bobinler arasında A1.1 nolu bobin seçilmiştir. A1.1 nolu bobinden hazırlanan numuneler 200 – 800°C sıcaklık aralığında ayarlanan bir laboratuvar tipi rezistanslı fırına çekme, katlama ve darbe testleri için yerleştirilmiş ve numuneler 1 saat fırında tutulmuştur. Belirlenen süre dolduğunda numuneler fırından çıkarılmış ve açık havada soğumaya bırakılmıştır. B ve C kalitelerinde ısıtma işlem çalışmaları, A kalitesiyle karşılaştırma amacıyla, 600°C ‘de yapılmıştır.

5.2.2.7 Optik mikroskop çalışmaları

Metalografik incelemeler için çekme testi yapılan numunelerden hadde yönünde hazırlanan yüzeyler kullanılmıştır. İlgili yüzeyler, sırasıyla 200-400-600-800 ve 1000 numara zımpara kağıtlarıyla zımparalanmış ve sırasıyla 9-6-3 ve 1 µ ‘luk elmas pasta ile parlatılmıştır. Dağlama çözeltisi olarak %2-%4’lük Nital çözeltisi kullanılmıştır. Numunelerin tamamı termomekanik olarak haddelenmiş çok ince taneli bir yapıda olduğundan optik mikroskop ile tane boyutu ölçümü yapılamamıştır. Mikroyapı incelemelerinin numuneyi temsil etmesi amacıyla, numune kesitinin kenar ve merkez ortasına gelen bölgesinden alınan görüntüler tezde kullanılmıştır.

5.2.2.8 Elektron mikroskobu çalışmaları

Elektron mikroskobu incelemeleri için iletken bakalite gömülmüş ve gerekli durumlarda iletkenliğini arttırmak için yüzeyleri Pd/Au ile incefilm kaplanmış numuneler kullanılmıştır. Numunelerde tane boyutu ölçümü ve genel mikroyapı görüntüsü analizi için elektron mikroskobunun In-Lens ve SE modlarından yararlanılmıştır. Numune In Lens görüntüleri, internetten temin edilen ücretsiz “IMAGE J” programına yüklenerek tane boyutu ölçümleri desteklenmiştir.

Mikroyapıdaki alaşım elementlerinin karbür, nitrür ve karbonitrür yapıdaki fazlarının tespiti için elektron mikroskobunun atom ağırlığına göre kontrast farkı veren BSE dedektöründen ve faz analizi yapabilen EDS dedektöründen faydalanılmıştır. Elde edilen görüntüler literatürle de kıyaslanarak tespitler doğrulanmıştır.

Elektron mikroskobu için A1.1 nolu bobinin ısıt ışılemsiz ve 600°C’de ısıt ışılemli numuneleri, A3.1 nolu bobin numunesi, A3.2 nolu bobin numunesi, B1.1, B1.2, B2.1, B2.2 bobin numuneleri, C1.2 ısıt ışılemsiz ve 600°C’de ısıt ışılemli bobin numuneleri, D1.1 nolu bobin düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı bölgelerinden alınan numuneler kullanılmıştır.

5.2.2.9 EBSD çalışmaları

Elektron geri saçılım difraksiyon metodu ile B kalitesinde kristallografik özellikler, alt tane yapısı, tane sınırı karakteristiğı ve tane yönelme farklılıkları araştırılmıştır. EBSD analizleri için 15kV hızlandırma voltajı, 6 nm demet akımı ve 13 mm çalışma mesafesi parametreleri kullanılmıştır. EBSD haritaları 80 x 80 µm karelik bir alandan alınan görüntüler üzerinde yapılmıştır. EBSD analizleri için, metalografik olarak hazırlanan numunelerde 0,05 mikron çapta koloidal silika içeren OPS solüsyonluya 15 dakika süreyle son parlatma işlemi yapılmıştır.

5.2.2.10 JMat Pro çalışmaları

Tez numunelerinin JMat Pro ile sürekli soğuma eğrileri çıkarılmıştır. İlgili eğriler, şerit son hadde standı çıkış sıcaklığı ile şerit sarım sıcaklıklarını temsil etmesi açısından 900°C ile 300°C arasında çizdirilmiştir. Başlangıç ostenit tane boyutu 2 µ seçilmiştir. Tez numunelerinin duşlu masadaki şerit soğuma hızları sürekli soğuma eğrilerine göre değerlendirilerek mikro yapıdaki olası fazlar belirlenmiştir.

Mikroyapıdaki karbür, nitrür ve karbonitrür fazlarının belirlenmesi için JMat Pro ile çökelti % molar oranı grafikleri çıkarılmıştır. Sıcaklıklar, slab döküm sıcaklığından şerit sarım sıcaklığına kadar olan sıcaklıklardaki çökelmeleri temsil etmesi açısından 1600°C ile 600°C arasında uygulanmıştır. İncelemeler için, A1.1 nolu bobin, B1.1 ve B2.2 nolu bobinler, C1.1 ve C2.1 nolu bobinler ve D1.1 nolu bobin seçilmiştir.

5.2.2.11 XRD çalışmaları

B kalitesinden üretilen B1.1, B1.2, B2.1 ve B2.1 nolu bobin numunelerinde kalıntı ostenit mevcudiyetinin tespiti için 10 ile 120 2-Theta açıları arasında XRD incelemeleri yapılmıştır.

5.3 . Deney Sonuçları

Tez çalışması kapsamında incelenen numunelerin proses bilgileri ve numunelerin alınma konumları Çizelge 5.2’de görülmektedir.

Çizelge 5.2 : Tez çalışması kapsamında incelenen bobinlerin proses bilgileri ve numunelerin konumları.

Dökümler	Bobinler	T. Bar kalınlığı, mm	Bobin Kalınlığı, mm	Hedef İkmal Sıc. °C	Hedef Sarılma Sıc. °C	Mekanik testler için Numune Alınan Konum
A1	A1.1	30-40	5	850-900	450	Bobin Sonu
	A1.2	30-40	5	850-900	450	Bobin Sonu
	A1.3	30-40	5	850-900	500	Bobin Sonu
	A1.4	30-40	5	850-900	450	Bobin Ortası
	A1.5	30-40	5	850-900	550	Bobin Ortası
A2	A2.1	30-40	5	850-900	450	Bobin Sonu
A3	A3.1	30-40	4	850-900	450	Bobin Sonu
	A3.2	30-40	4	850-900	600	Bobin Sonu
	A3.3	30-40	5	850-900	500	Bobin Sonu
A4	A4.1	30-40	5	850-900	450	Bobin Sonu
B1	B1.1	30-40	6	850-900	450	Bobin Sonu
	B1.2	30-40	6	850-900	600	Bobin Sonu
B2	B2.1	40-50	10	850-900	450	Bobin Sonu
	B2.2	40-50	10	850-900	600	Bobin Sonu
C1	C1.1	40-50	10	850-900	450	Bobin Sonu
	C1.2	40-50	8	850-900	450	Bobin Sonu
C2	C2.1	30-40	6	850-900	450	Bobin Sonu
	C2.2	40-50	8	850-900	450	Bobin Sonu
	C2.3	40-50	10	850-900	450	Bobin Sonu
D1	D1.1	40-50	10	850-900	470	Bobin Sonu
	D1.1	40-50	10	850-900	470	Bobin Ortası

Sıcak sac haddeleme prosesi sonrasında üretim hattından bobin açma-sarma hattına yönlendirilen bobinlerin sonundan numune alınırken, boy kesme hattına gönderilecek bobinlerden bobin ortasına denk gelecek şekilde numune alma imkânı da doğmuştur.

5.3.1 Çekme testi sonuçları

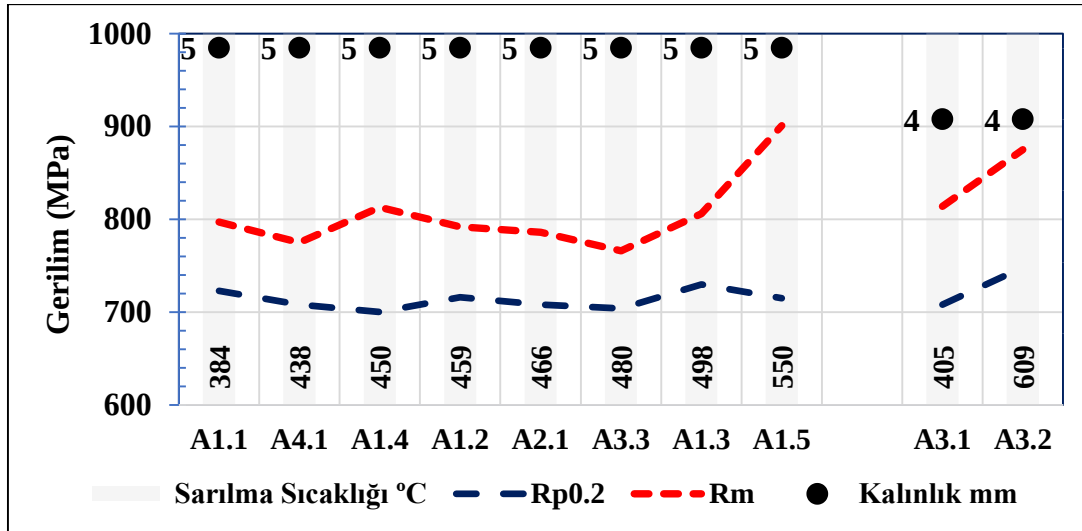
Tez çalışması kapsamında yapılan çekme testlerinin sonuçları Çizelge 5.3 ve Çizelge 5.4’te verilmiştir.

Çizelge 5.3 : Tez numunelerinin çekme testi sonuçları (Isıl işlemsiz).

Bobin No	İkmal Sıcaklığı° C	Sarılma sıcaklığı °C	T. Bar kalınlık mm	Kalınlık mm	Akma Mukavemeti Rp0.2 (N/mm²)	Çekme Mukavemeti (N/mm²)	% Uzama
A1.1	850-900	450	30-40	5	723	797	14,6
					726	801	13,5
A1.2	850-900	450	30-40	5	716	792	13,2
					722	798	12,8
A1.3	850-900	500	30-40	5	730	806	14,8
					742	812	14,3
A1.4	850-900	450	30-40	5	700	813	16,4
A1.5	850-900	550	30-40	5	715	901	16,4
A2.1	850-900	450	30-40	5	708	786	16,6
					711	785	17,0
A3.1	850-900	450	30-40	4	708	814	13,2
					736	805	12,5
A3.2	850-900	600	30-40	4	748	875	17,7
					744	874	17,4
A3.3	850-900	500	30-40	5	704	766	16,4
					705	766	16,1
A4.1	850-900	450	30-40	5	708	775	17,3
					709	776	16,8
B1.1	850-900	450	30-40	6	729	817	15,0
					726	814	15,1
B1.2	850-900	600	30-40	6	729	981	15,8
					733	982	15,2
B2.1	850-900	450	40-50	10	678	781	16,6
					678	771	16,2
B2.2	850-900	600	40-50	10	681	853	18,3
					679	857	18,9
C1.1	850-900	450	40-50	10	898	1040	10,9
					913	1050	9,80
C1.2	850-900	450	40-50	8	885	991	10,1
					822	952	11,4
C2.1	850-900	450	30-40	6	994	1120	7,4
					992	1090	7,6
C2.2	850-900	450	40-50	8	829	1050	10,9
					813	1040	12,1
C2.3	850-900	450	40-50	10	869	1030	10,6
					843	1040	10,2
D1.1	850-900	450	40-50	10	680	796	17,5
					678	797	17,9
D1.1	850-900	700	40-50	10	683	821	19,1
					679	815	18,9

A kalitesinden ısıtılmış numunelerin çekme testi sonuçları kalınlık ve numunenin alındığı bölgedeki sarılma sıcaklığı açısından kıyaslandığında aynı kalınlıkta sarılma sıcaklığı arttıkça çekme mukavemetinin arttığı, akma mukavemetinin ise çok fazla değişmediği görülmektedir.

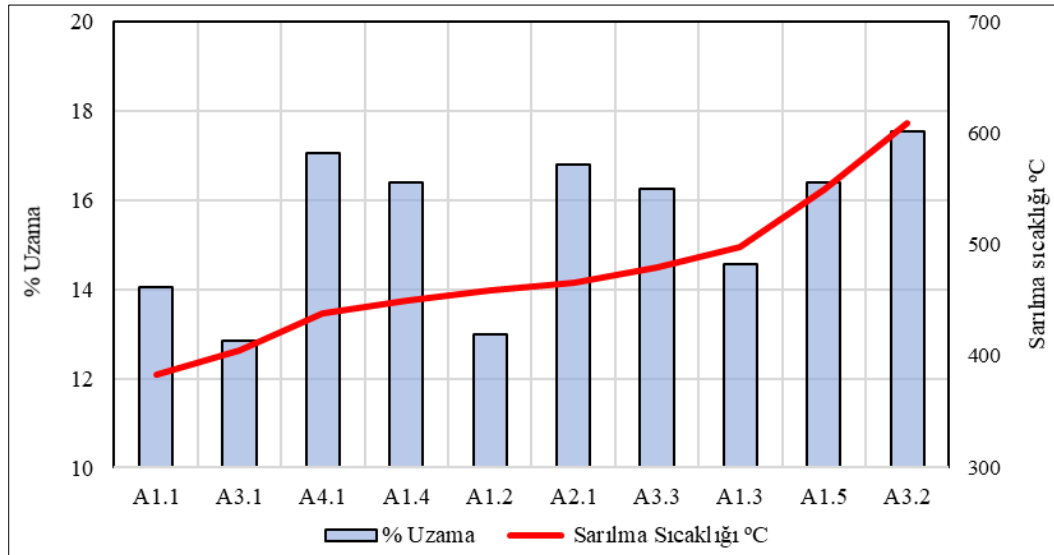
Şekil 5.3'te görüldüğü üzere farklı sarılma sıcaklıklarında akma mukavemeti 700 – 750 MPa kalırken, çekme mukavemeti sarılma sıcaklığının artmasıyla 750 – 800 MPa civarından 850 MPa'ın üzerine taşınmaktadır.



Şekil 5.3 : A kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin Çekme testi Sonuçlarının kalınlık ve sarılma sıcaklığına göre kıyaslaması.

Çekme testinden elde edilen % uzama değerlerine A kalitesi için bakıldığında (Şekil 5.4) % uzama değerlerinin farklı sarılma sıcaklıklarında 12 – 18 arasında olduğu ve en yüksek değerlerin en yüksek sarılma sıcaklığında elde edildiği görülmektedir.

Mikro alaşım elementi açısından daha zengin olan B kalitesinde de A kalitesine benzer bir şekilde, yüksek sarılma sıcaklığında akma mukavemetinin hemen hemen değişmediği halde çekme mukavemetinin arttığı belirlenmiştir.

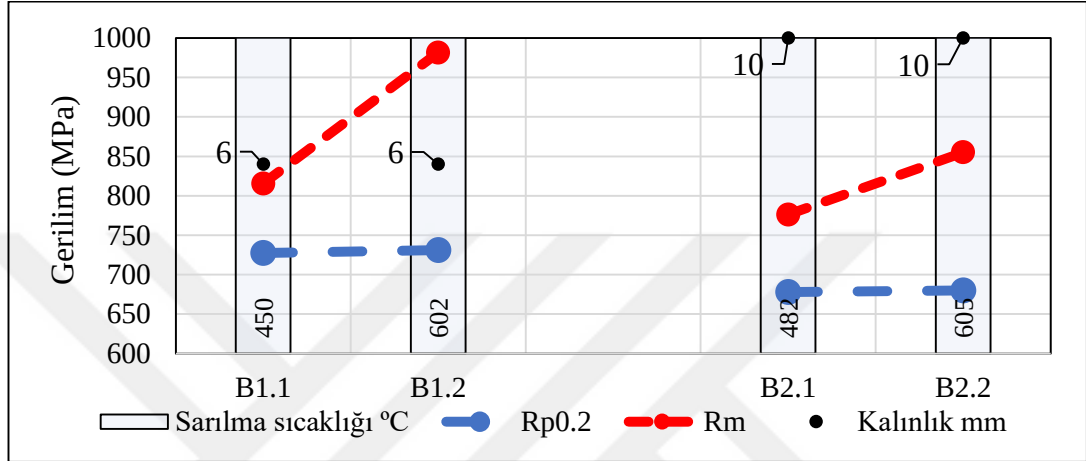


Şekil 5.4 : A kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin % uzamalarının kalınlık ve sarılma sıcaklığına göre kıyaslaması.

Şekil 5.5'tende görüleceği üzere 6 mm kalınlıklı numunelerde düşük ve yüksek sarılma sıcaklıklarında akma mukavemetinin 700-750 MPa bandında kaldığı, çekme

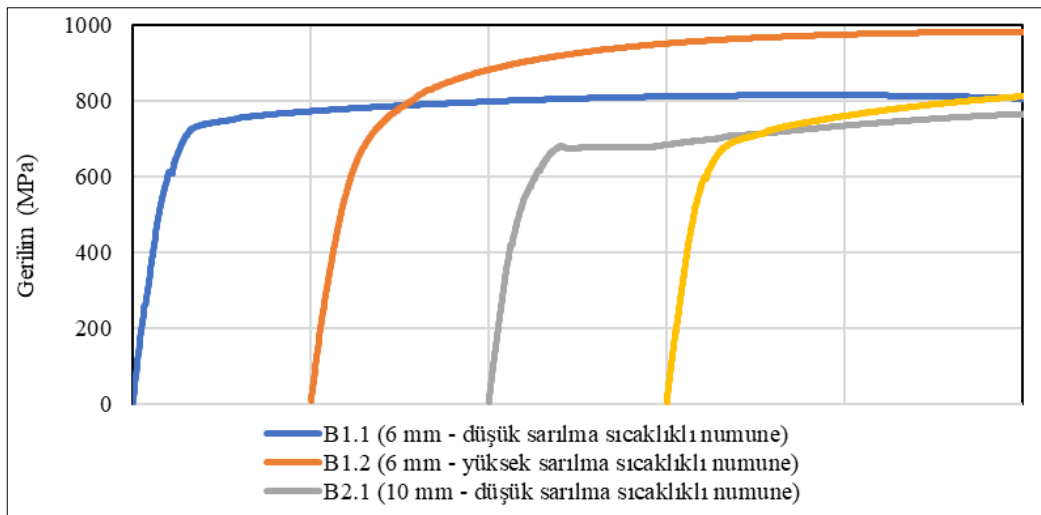
mukavemetinin ise düşük sarılma sıcaklığında 800-850 MPa bandında iken yüksek sarılma sıcaklığında 950-1000 MPa bandına yerleştiği görülmektedir.

B kaliteli bobinden yapılan çekme testi sonuçlarına göre; 10 mm kalınlıklı numunenin akma mukavemeti 6 mm kalınlıklı numuneye göre daha düşük olarak 650 – 700 MPa bandında kalmış ve çekme mukavemeti de düşük sarılma sıcaklığında 750 – 800 MPa bandında iken yüksek sarılma sıcaklığında bu değer 850- 900 MPa bandına taşınmıştır.



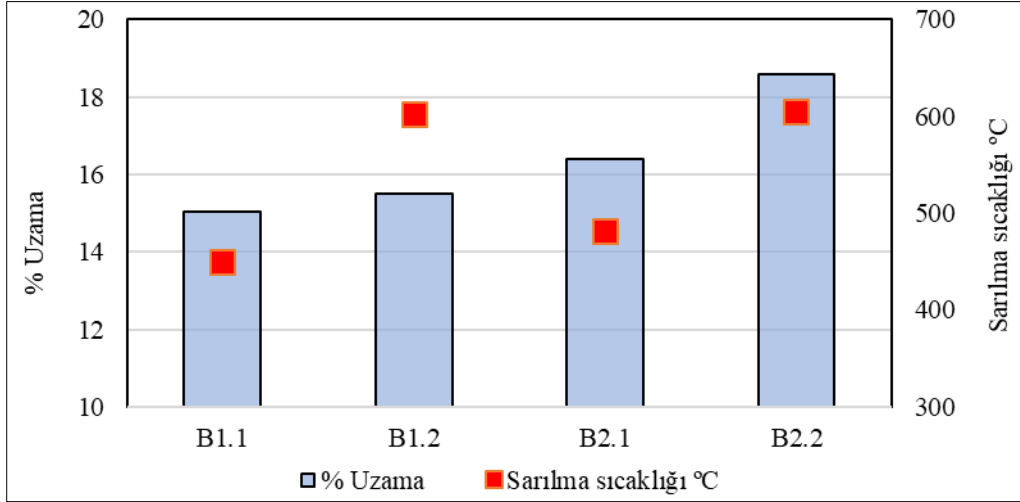
Şekil 5.5 : B kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin Çekme testi Sonuçlarının kalınlık ve sarılma sıcaklığına göre kıyaslaması.

B kalitesi çekme testi grafikleri incelendiğinde (Şekil 5.6) düşük sarılma sıcaklıklı numunelerin gerilim-genleme grafiklerinin daha yatay olduğu ve süreksiz akmaya yakın bir şekilde olduğu, yüksek sarılma sıcaklıklı numunelerin ise süreksiz akma benzeri bir davranış sergilemediği görülmektedir.



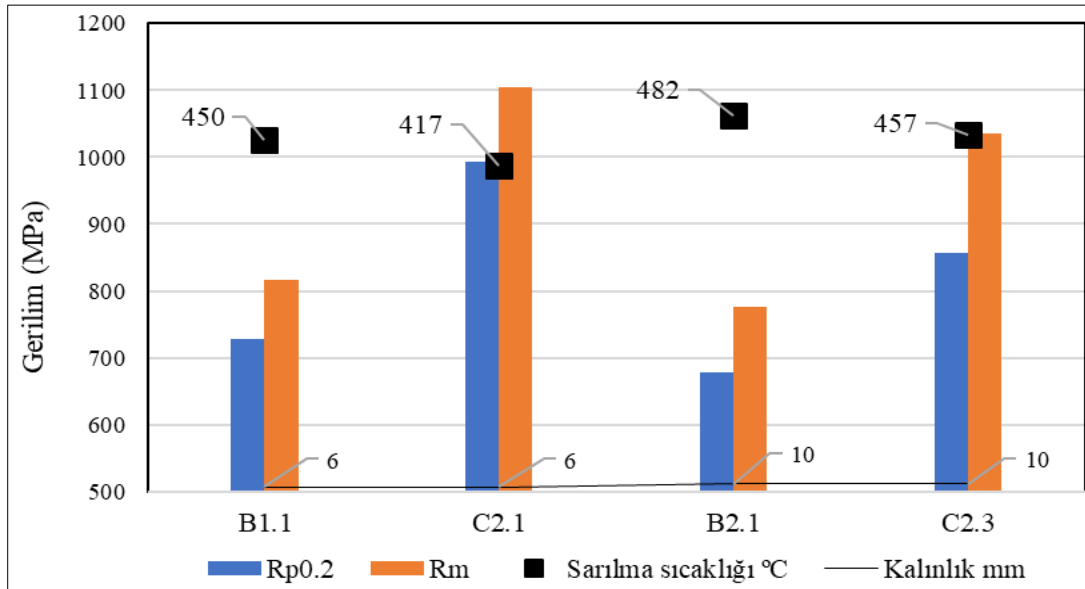
Şekil 5.6 : B kalite Isıl işlemsiz numunelerin Çekme testi Gerilim-genleme grafiği karşılaştırması.

Çekme testinden elde edilen % uzama değerlerine B kalitesi için bakıldığında (Şekil 5.7) % uzama değerlerinin farklı sarılma sıcaklıklarında 14 – 20 arasında olduğu, 10 mm kalınlıklı numunede her iki sarım sıcaklığında da % uzama değerlerinin 6 mm kalınlıklı numuneye göre daha yüksek olduğu görülmektedir.



Şekil 5.7 : B kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin % uzamalarının kalınlık ve sarılma sıcaklığına göre kıyaslaması.

B ve C kalitesinden üretilen tez numunelerinin çekme testi sonuçları açısından karşılaştırılması için 6 mm ve 10 mm kalınlıklı ve düşük sarılma sıcaklıklı numuneler seçilmiştir (Şekil 5.8).

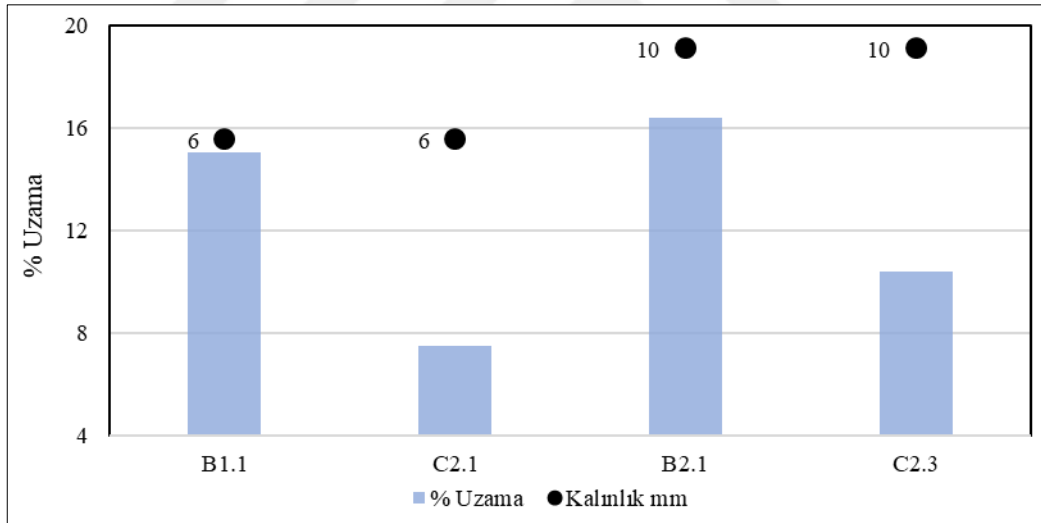


Şekil 5.8 : B ve C kalitesi için Isıl işlemsiz numunelerin Çekme testi Sonuçlarının Kıyaslaması.

B ve C kaliteleri arasındaki en büyük fark, C kalitesinin kimyasal kompozisyonunda 20-30 ppm arasında bor bulunmasıdır. B kalitesinde 6 mm kalınlık için akma mukavemeti 700-800 MPa aralığında iken borlu C kalitesinde aynı kalınlıkta bu değer 900-1000 MPa seviyesine çıkmaktadır. Aynı şekilde, çekme mukavemeti B kalitesinde 6 mm için 800-900 MPa seviyesinde iken, borlu C kalitesinde aynı kalınlıkta bu değer 1000-1100 MPa seviyesine çıkmaktadır.

B kalitesinde 10 mm kalınlıkta akma mukavemeti 600-700 MPa bandında kalırken, C kalitesinde aynı kalınlıkta akma mukavemeti 800-900 MPa bandına yerleşmektedir. Çekme mukavemeti açısından ise 10 mm kalınlıkta C kalitesinin çekme mukavemeti B kalitesine göre yaklaşık 200 MPa seviyesinde daha fazladır.

Her iki kalitede de 10 mm kalınlıktaki akma ve çekme mukavemetleri 6 mm kalınlığa göre daha düşüktür. Borsuz B ve borlu C kalitesinin % uzamalar açısından kıyaslaması yapıldığında (Şekil 5.9) 6 ve 10 mm kalınlıklarda borsuz B kalitesinin % uzama kabiliyetinin borlu C kalitesinden daha iyi olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 5.9 : B ve C kalitesi için ısıtılmış numunelerin % uzamalarının kıyaslaması.

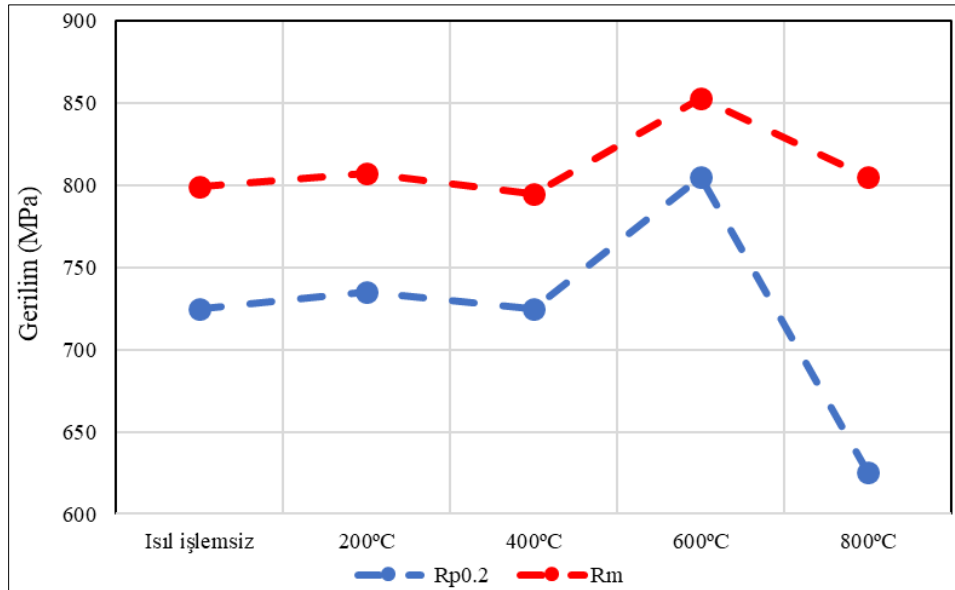
D kalitesinden yapılan çekme testi, diğer kalitelerden yapılan çekme testlerinden farklı olarak, aynı bobinin farklı metrelerinden farklı sarılma sıcaklık değerlerinde üretilen numunelerden yapılmasıdır. Bu halde üretilen bobinin çekme testi sonuçları borsuz B kalitesinin düşük ve yüksek sarılma sıcaklıkla sarılan bobinlerinden yapılan çekme testi sonuçları ile benzerdir. Üretilen tez numunelerinin ısıtılmış mekanik özelliklerinin değişimini belirlemek amacıyla yapılan çekme testi sonuçları Çizelge 5.4 'te görülmektedir.

Çizelge 5.4 : Tez numunelerinin çekme testi sonuçları (Isıl işlemlili).

Bobin No	İkmal Sıcaklığı °C	Sarılma sıcaklığı °C	Isıl işlem sıcaklığı °C	Kalınlık mm	Akma Mukavemeti Rp0.2 (N/mm ²)	Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	% Uzama
A1.1	850-900	450	200	5	735	807	15,6
A1.1	850-900	450	400	5	725	795	13,6
A1.1	850-900	450	600	5	805	853	16,1
A1.1	850-900	450	800	5	625	805	14,4
B1.1	850-900	450	600	6	799	873	15,4
B1.2	850-900	600	600	6	815	901	16,6
B2.1	850-900	450	600	10	774	857	17,3
B2.2	850-900	600	600	10	794	875	19,6
C1.1	850-900	450	600	10	979	1010	13,2
C1.2	850-900	450	600	8	944	977	10,9
C1.2	850-900	450	700	8	905	932	15,7
C2.1	850-900	450	600	6	1040	1050	9,4
C2.2	850-900	450	600	8	947	998	11,5
C2.3	850-900	450	700	10	853	939	15,7

Çelik kalitelerinin mekanik özelliklerinin ısıtılışla değişimini irdelemek için öncelikle A kalitesinden düşük sarılma sıcaklığı ile üretilen A1.1 bobininden 4 adet çekme testi numunesi hazırlanmıştır. Numuneler sırasıyla 200, 400, 600 ve 800 °C'ye ısıtılan laboratuvar tipi rezistanslı fırına konmuş ve 1'er saat fırında kaldıktan sonra açık havada soğutulmuştur.

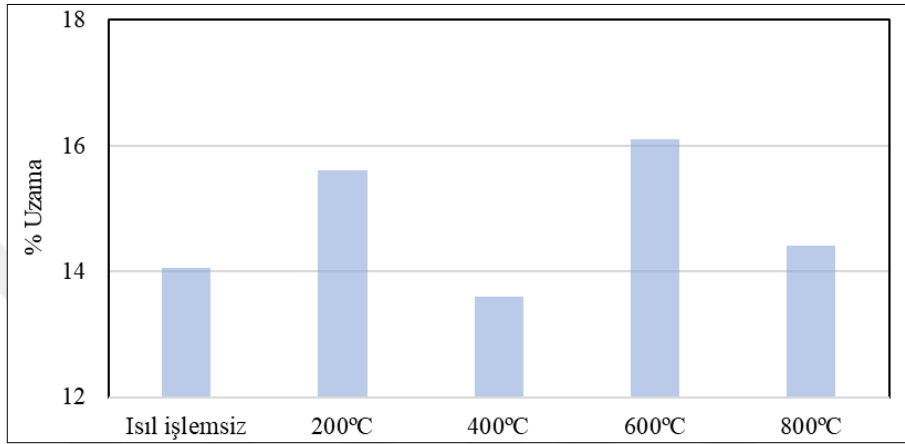
Soğutulan numunelerden yapılan çekme testi sonuçlarına göre A kalitesinde en yüksek akma ve çekme mukavemet değerleri 600 °C'de ısıtılış yapılan numunede görülmüştür (Şekil 5.10).



Şekil 5.10 : A1.1 nolu bobin den hazırlanan çekme testi numunelerinin ısıtılışsız ve farklı sıcaklıklarda izotermal ısıtılışlı durumda akma ve çekme mukavemeti kıyaslaması.

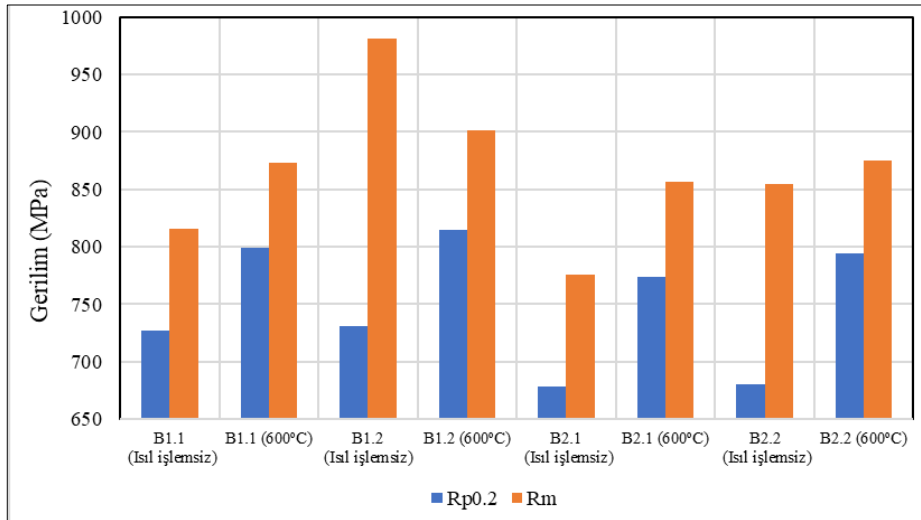
Isıl işlemsiz numune ile 200 ve 400°C ısıtıl işlem yapılan numunelerin çekme testi sonuçları birbirine yakın çıktığı halde, 600°C’de ısıtıl işlem yapılan numunenin akma mukavemetinde keskin bir artış olmuştur. Aynı şekilde, ilgili numunenin çekme mukavemeti de diğer ısıtıl işlemli ve ısıtıl işlemsiz numunelerden daha yüksektir.

% uzamalar açısından ısıtıl işlemli ve ısıtıl işlemsiz numunelerden elde edilen sonuçlar birbirine benzer olmakla beraber en yüksek değer 600°C’de ısıtıl işlem gören numuneden elde edilmiştir (Şekil 5.11).



Şekil 5.11 : A1.1 nolu bobin den hazırlanan çekme testi numunelerinin ısıtıl işlemsiz ve farklı sıcaklıklarda izotermal ısıtıl işlemli durumda % uzama kıyaslaması.

A kalitesinden üretilen A1.1 nolu bobinden hazırlanan ve 600°C’de 1 saat fırında tutulmak suretiyle ısıtıl işlem yapılan numunenin çekme testi sonuçlarında akma, çekme ve % uzama değerlerinin artışının B (Şekil 5.12 -Şekil 5.13) ve C (Şekil 5.14-Şekil 5.15) kalitelerinden üretilen bobinlerde de görülüp görülmediği araştırılmıştır.

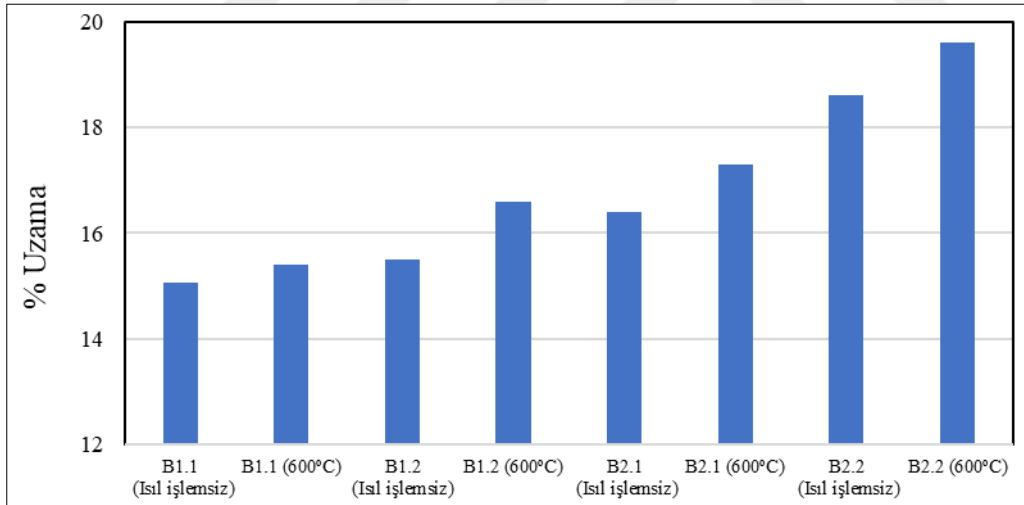


Şekil 5.12 : 6 mm kalınlıklı B1.1, B1.2 ve 10 mm kalınlıklı B2.1, B2.2 nolu bobinlerden üretilen ısıtıl işlemsiz ısıtıl işlemli numunelerin çekme testi sonuçları.

Düşük sarılma sıcaklıklı B1.1 ve B2.1 nolu bobinlerden üretilen numunelerin ısıt işlemsiz ve 600°C’de 1 saat ısıt işlemlı çekme testi sonuçları A kalitesinde elde edilen sonuçlarla benzerlik göstermiş ve ısıt işlemlı hem akma hem de çekme mukavemetlerinin arttığı belirlenmiştir. B1.1 nolu numunede ısıt işlemsiz halde 700-750 MPa bandında olan akma mukavemeti ısıt işlemlı ile 800 MPa bandına çıkarken 800-850 MPa bandındaki çekme mukavemeti de 850-900 MPa bandına yükselmiştir.

Yüksek bobin sarım sıcaklıklı B1.2 ve B2.2 nolu bobinlerde ise, 600°C’de 1 saat ısıt işlemlı ile akma mukavemetleri sırasıyla 84 MPa ve 114 MPa seviyesinde artmıştır. ısıt işlemlı ile, B1.2 nolu bobinin çekme mukavemetinde 80 MPa seviyesinde bir azalma, B2.2 nolu bobinin çekme mukavemetinde ise 20 MPa seviyesinde çok sınırlı bir artış olmuştur.

B2.1 nolu bobinden üretilen ısıt işlemsiz numunenin çekme testinde akma mukavemeti 650-700 MPa bandında iken, ısıt işlemlı ile akma mukavemeti 750-800 MPa bandına taşınmış ve aynı şekilde çekme mukavemeti de 750-800 MPa bandından 850-900 MPa bandına yükselmiştir.

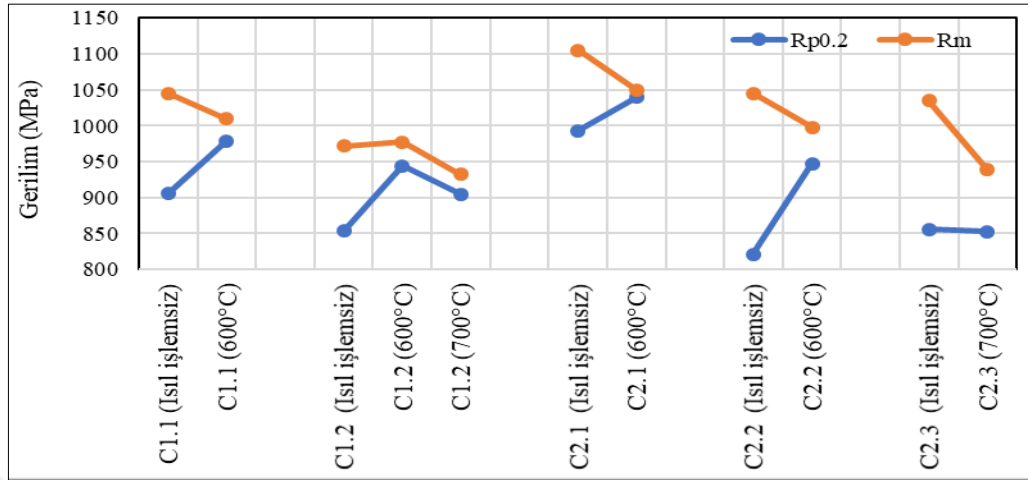


Şekil 5.13 : 6 mm kalınlıklı B1.1, B1.2 ve 10 mm kalınlıklı B2.1, B2.2 nolu bobinlerden üretilen ısıt işlemsiz ve ısıt işlemlı numunelerin % uzama değerleri.

A kalitesinde olduğu gibi, B kalitesinden yapılan testlerde, % uzamalar açısından ısıt işlemlı ve ısıt işlemsiz numunelerden elde edilen sonuçlar birbirine benzerdir ve en yüksek % uzama değerleri 600°C’de ısıt işlemlı yapılan numunede görülmüştür.

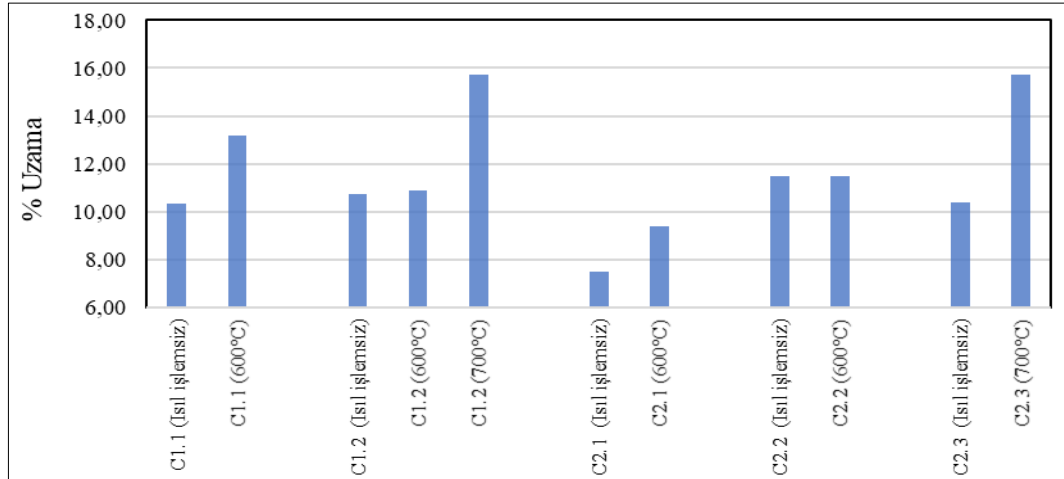
Borlu C kalitesinden üretilen 6, 8 ve 10 mm kalınlıklı bobinlerden çekme testi numuneleri hazırlanmış ve 600-700°C’de 1 ‘er saat fırında tutup açık atmosferde soğutma yapılmak suretiyle izotermal ısıt işlemlı prosesleri gerçekleştirilmiştir. ısıt

işlemsiz ve ısıtılmış borlu C kalitesinden elde edilen çekme testi sonuçları Şekil 5.14 akma-çekme mukavemeti ve Şekil 5.15'te % uzama sonuçları ile verilmiştir.



Şekil 5.14 : Borlu C kalitesi ısıtılmış ve ısıtılmamış numunelerin Akma- Çekme mukavemeti kıyaslaması.

Borlu C kalitesi ısıtılmamış ve 600 °C 'de ısıtılmış numunelerin Rp0.2 akma ve Rm çekme mukavemetlerine bakıldığında; akma mukavemetlerinin 600 C'de ısıtılmış işlem ile genel olarak 50-100 MPa seviyesinde arttığı, 700°C'de ısıtılmış işlem ile akma mukavemetlerinin düştüğü tüm numunelerde gözlenmiştir. Çekme mukavemetleri tüm numunelerde ısıtılmış işlemle beraber 50-100 MPa seviyesinde düşmüştür.



Şekil 5.15 : Borlu C kalitesi ısıtılmış ve ısıtılmamış % uzama kıyaslaması.

Borlu C kalitesi ısıtılmamış ve ısıtılmış numunelerin % uzama açısından sonuçlarına bakıldığında ısıtılmış işlem halinde % uzama değerlerinin daha yüksek olduğu ve genel olarak 700 °C'de ısıtılmış numuneler haricinde % uzamaların 13'ün altında kaldığı belirlenmiştir.

5.3.2 Darbe testleri

Isıl işlemsiz tez numunelerinden yapılan darbe testi sonuçları Çizelge 5.5'te görülmektedir.

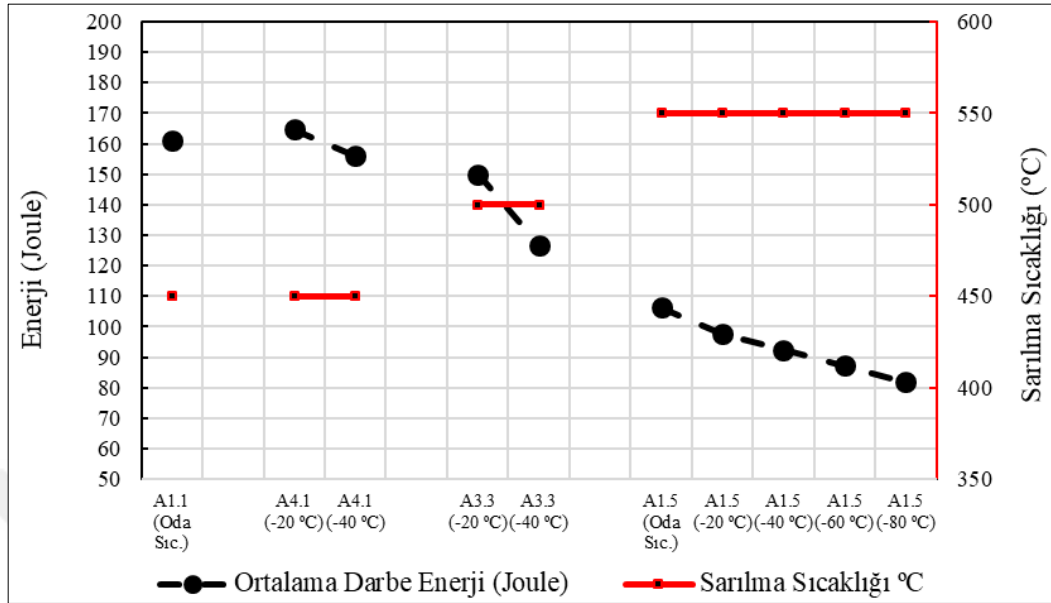
Çizelge 5.5 : Isıl işlemsiz tez numunelerinin Darbe testi sonuçları.

Bobin no	Test Sıcaklığı	1. numune (Joule)	2. numune (Joule)	3. numune (Joule)	Ortalama Darbe Enerji (Joule)
A1.1	Oda Sıc.	164,24	160,62	158,05	160,97
A1.5	Oda Sıc.	113,33	100,49	105,12	106,31
A1.5	-20 °C	102,34	103,72	86,91	97,66
A1.5	-40 °C	92,74	89,14	95	92,3
A1.5	-60 °C	89,14	83,59	89,14	87,29
A1.5	-80 °C	82,49	81,39	81,39	81,76
A3.3	-20 °C	156	148	146	150
A3.3	-40 °C	120	130	130	126,67
A4.1	-20 °C	178	164	152	164,67
A4.1	-40 °C	148	168	152	156
B1.1	-20 °C	128	122	134	128
B1.1	-40 °C	128	110	122	120
B1.2	-20 °C	66	70	64	66,67
B1.2	-40 °C	64	54	62	60
B2.1	-20 °C	129,33	161,33	154,67	139,17
B2.1	-40 °C	110,67	126,67	114,67	110
B2.2	-20 °C	94,67	102,67	85,33	88,33
B2.2	-40 °C	82,67	85,33	72	75
C1.1	-20 °C	32	62,67	32	39,58
C1.1	-40 °C	18,67	21,33	-	20,00
C1.2	-20 °C	90	84	78	84
C1.2	-40 °C	28,00	60,00	68,00	52,00
C2.1	-20 °C	61,72	85,94	83,74	77,13
C2.1	-40 °C	14,64	21,18	26,34	20,72
C2.2	-20 °C	74	74	70	72,67
C2.2	-40 °C	38,00	58,00	58,00	51,33
C2.3	-20 °C	89,33	44	38,67	53,75
C2.3	-40 °C	22,67	22,67	-	22,67
D1.1 450	-80 °C	106	109	109	108
D1.1 450	-70 °C	79	112	94	95
D1.1 450	-60 °C	110	113	115	113
D1.1 450	-40 °C	115	151	118	128
D1.1 700	-80 °C	29	50	25	35
D1.1 700	-70 °C	31	19	63	38
D1.1 700	-60 °C	66	67	54	62
D1.1 700	-40 °C	81	82	89	84

Tez numuneleri, üretilen bobinlerin hadde yönünde olacak şekilde kesilmiş ve standardın izin verdiği ölçülerde darbe testi numunesi hazırlamak amacıyla frezeleme, taşlama ve çentik açma işlemlerine tabi olmuştur. D1.1 450 ve D1.1 700 kodlu bobinlerde rakamlar ile gösterilen kısım bobin sarım sıcaklığını temsil etmektedir.

A kalitesinden üretilen bobinlerde ısı işlemsiz darbe testleri sonuçları Şekil 5.16' da görülmektedir. Elde edilen sonuçlara göre; sarılma sıcaklığı arttıkça oda sıcaklığında darbe enerjisi 160-170 J seviyesinden 100-110 J seviyesine düşmüştür. A kalitesinden

darbe testi yapılan tüm numunelerde test sıcaklığı düştükçe darbe enerjileri de düşmüş ve en düşük darbe enerjisi -80°C’de 80-90 J bandında okunmuştur.



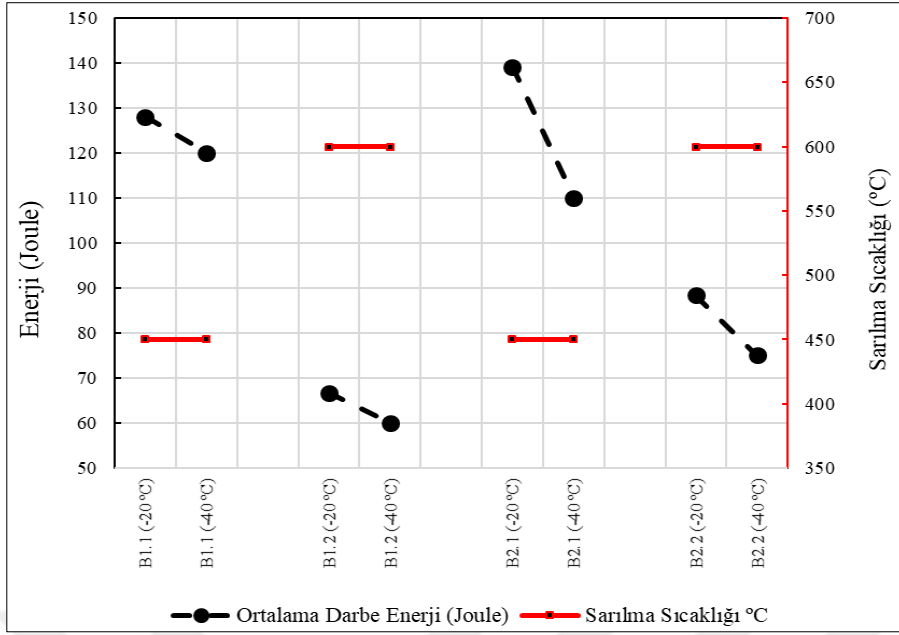
Şekil 5.16 : A kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları.

B kalitesinden üretilen bobinlerden hazırlanan darbe testi numuneleri de farklı sıcaklıklarda test edilmiştir (Şekil 5.17). A kalitesinden farklı olarak, B kalitesinde hedef sarılma sıcaklıkları 450 °C ve 600 °C olarak seçilmiş, 550 °C’de bobin üretilmemiştir.

Düşük sarılma sıcaklıklı ve 6 mm kalınlıklı B kalitesinde -20 °C’de 130 J seviyesinde darbe enerjisi elde edilirken, aynı kalitenin aynı kalınlıkta ve yüksek sarılma sıcaklığı durumunda -20 °C’de darbe enerjisi 70 J seviyelerine düşmektedir. İlgili bobinde -40 °C’de yüksek ve düşük sarılma sıcaklığı halinde darbe enerjileri 10’ar joule düşmektedir.

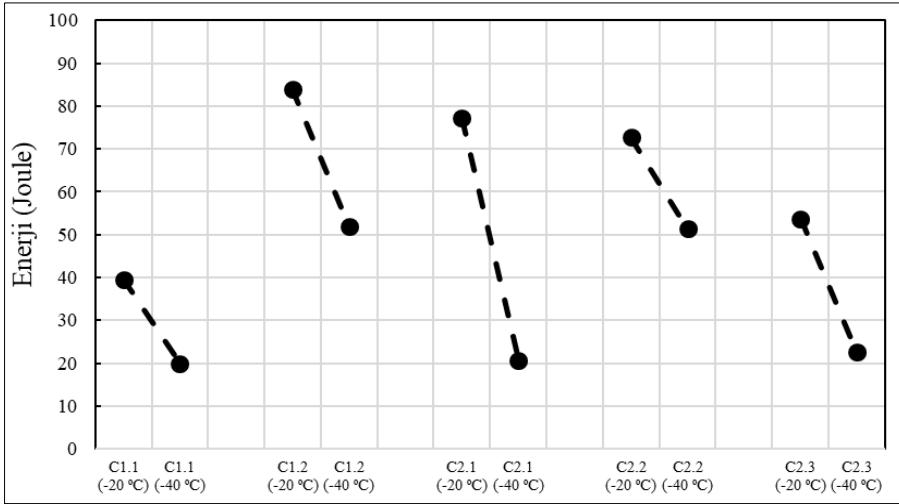
B kalitesinde 10 mm kalınlıklı düşük (B2.1) ve yüksek (B2.2) sarılma sıcaklıklı bobinlerde yüksek sarılma sıcaklığı halinde -20 °C’de darbe enerjisi 90 J seviyelerine düşmektedir. Düşük sarılma sıcaklıklı B2.1 nolu numunede -40 °C’de darbe enerjisi yüksek sarılma sıcaklığı durumuna göre daha fazla düşmüştür. Her iki sarım sıcaklığı halinde de darbe enerjisi en düşük test sıcaklıklarında 60 J seviyesinde kalmıştır.

Borlu C kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları Şekil 5.18’de verilmiştir. 10 mm kalınlıklı C1.1 ve C2.3 nolu numunelerden -20 °C ve -40 °C’de benzer sonuçlar alınmış ve -40 °C’de 20 J seviyesinde darbe enerjisi ölçülmüştür.



Şekil 5.17 : B kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları.

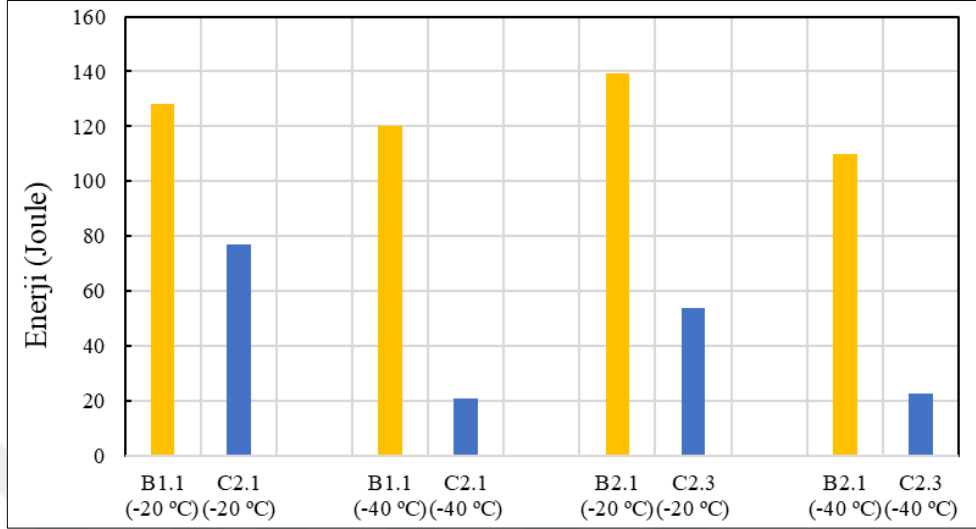
8 mm kalınlıklı C1.2 ve C2.2 nolu numunelerde -40 °C'de 50 J seviyesinde darbe enerjisi elde edilmiştir. Darbe enerjisindeki en büyük düşüş 6 mm kalınlıklı C2.1 nolu numuneden 20 °C ve -40 °C'de yapılan testlerde görülmüştür. C kalitesinde tüm kalitelerde okunan en yüksek darbe enerjisi 80-90 J seviyesinde ve en düşük darbe enerjisi 20-30 J seviyesindedir.



Şekil 5.18 : C kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları.

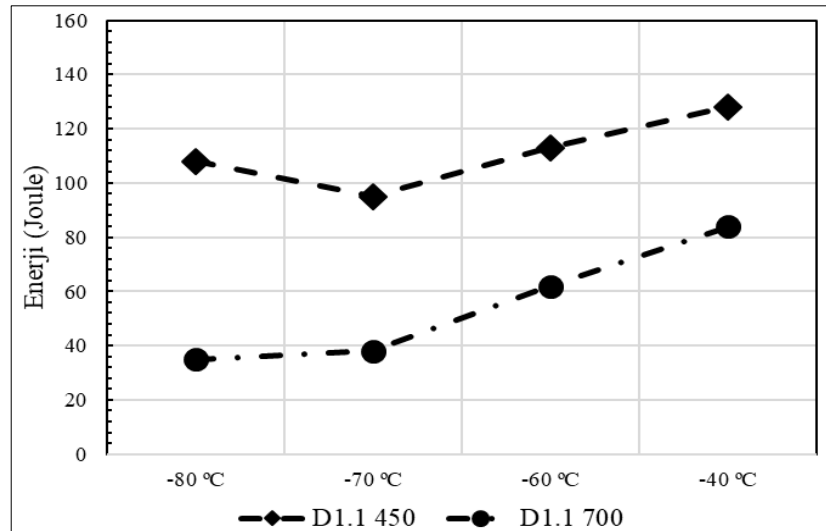
Borlu C ve borsuz B kalitelerinin düşük sarım sıcaklıklı ve aynı kalınlıklı numunelerinin darbe testleri kıyaslandığında (Şekil 5.19) bor katkısı ile akma ve çekme mukavemetlerinin artmasına karşılık, darbe enerjilerinin düştüğü görülmektedir.

Bor katkısız B kalitesinde 20 °C ve -40 °C’de yapılan testlerde 100 J’ ün altında bir değer okunmazken borlu C kalitesinde her iki test sıcaklığında da 80 J ‘ ün üzerinde bir değer elde edilememiştir.



Şekil 5.19 : B kalitesi ve Borlu C kalitesinde ısıl işlemsiz numunelerin darbe Testi sonuçları kıyaslaması.

D kalitesinde, diğer tez numunelerinden farklı olarak, aynı bobinin farklı sıcaklık bölgelerinden numune alınmış ve hazırlanmıştır. Darbe testlerindeki eğilim, diğer kalitelerle uyumlu olacak şekilde düşük sarım sıcaklığında yüksek, yüksek sarım sıcaklığında düşük darbe enerjisi davranışındır (Şekil 5.20). D kalitesinde, literatürde tokluğa olumlu etkileri olduğu belirtilen nikel elementi oranının B kalitesine göre daha yüksek olmasına rağmen aynı test sıcaklıklarında darbe enerjisine belirgin şekilde olumlu etkisi gözlenmemiştir.

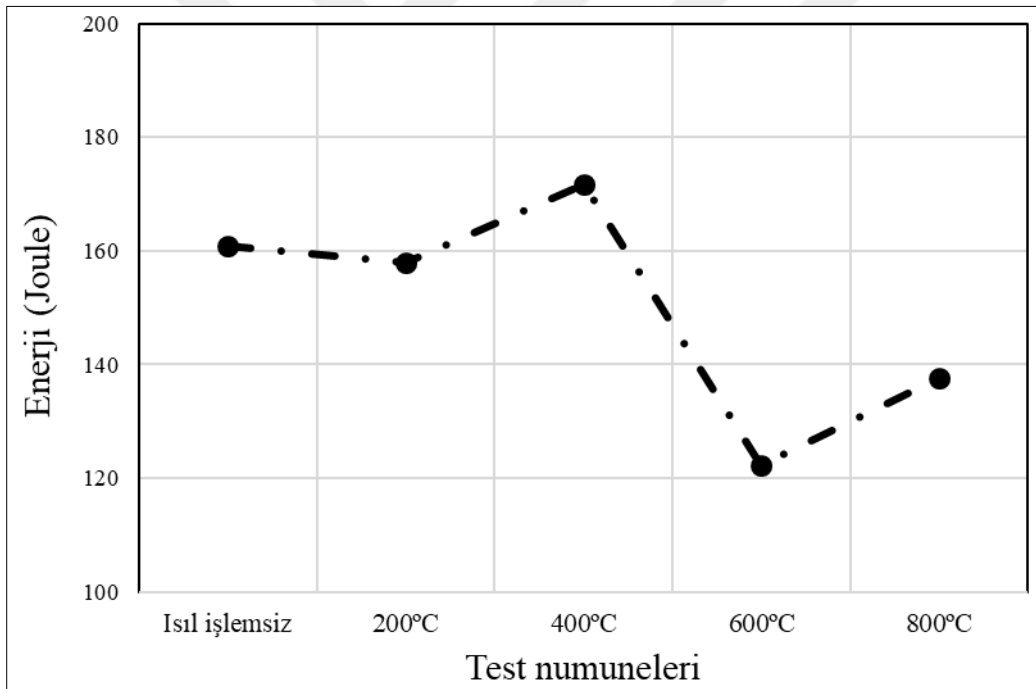


Şekil 5.20 : D kalitesinden yapılan darbe testi sonuçları.

Tez numunelerinin bazılarının ısıtıl işlem ile farklı sıcaklıklarda darbe enerjilerinin değişimini incelemek amacıyla darbe testleri yapılmıştır.

A1.1 nolu düşük sarılma sıcaklıklı bobinden hazırlanan darbe testi numuneleri 200, 400, 600 ve 800°C’de 1 er saat labaratuvar tipi fırında tutulmuş ve ardından açık ortamda soğutulmuştur. Elde edilen 1 er set 3 er numune oda sıcaklığında Charpy çentik darbe cihazında test edilmiştir.

A1.1 nolu numunede ısıtıl işlemsiz durumda 160 J seviyesinde olan darbe enerjisi 200 °C’de ısıtıl işlemli numune ile benzer çıkmıştır (Şekil 5.21). 400°C’de ısıtıl işlemli numunede darbe enerjisi 160 – 180 J seviyesine çıkmış ve ardından 600°C’de ısıtıl işlemli numunede 120 J seviyelerine kadar düşmüştür. Isıtıl işlemsiz numuneye göre bu sıcaklıkta darbe enerjisi 40 J kadar düşmüştür. 800°C’de ısıtıl işlemli numunede darbe enerjisi tekrar yükselerek 140 J seviyelerine gelmiştir.

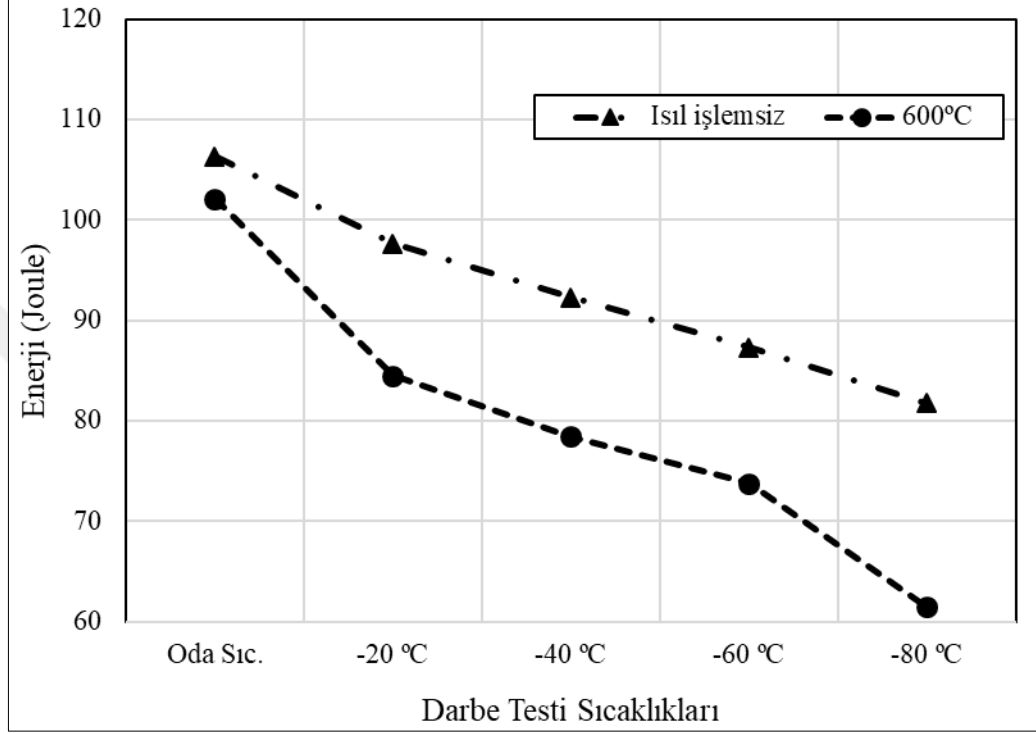


Şekil 5.21 : A1.1 nolu bobinden hazırlanan numunelerin ısıtıl işlemli ve ısıtıl işlemsiz oda sıcaklığı darbe testi sonuçları.

A1.5 nolu yüksek sarılma sıcaklıklı bobinden hazırlanan numunelerde, A1.1 nolu bobinde belirlenen 600°C’de ısıtıl işlem halinde darbe enerjisindeki düşme referans alınarak, oda sıcaklığından -80 °C’ye kadar darbe testleri yapılmıştır (Şekil 5.22).

Isıtıl işlemsiz ve 600°C’de ısıtıl işlemli numunelerin oda sıcaklığında yapılan darbe testlerinde 100-110 J seviyesinde değerler elde edilmiştir. Darbe testi sıcaklığı -20

°C'den -80°C'ye düştükçe ısıı işlemsiz numuneler ile 600°C'de ısıı işlemlı numunelerin darbe enerjileri arasındaki fark açılmış ve ısıı işlemsiz numunelerde darbe enerjilerinin daha yüksek geldiği gözlemlenmiştir. Darbe testi sıcaklığı -80°C'de ısıı işlemsiz A1.5 nolu bobinin ısıı işlemsiz numunesinde 80 J civarı değeri okunurken, aynı bobinin ısıı işlemlı numunesinde aynı sıcaklıkta bu değeri 60 J civarı okunmuştur.

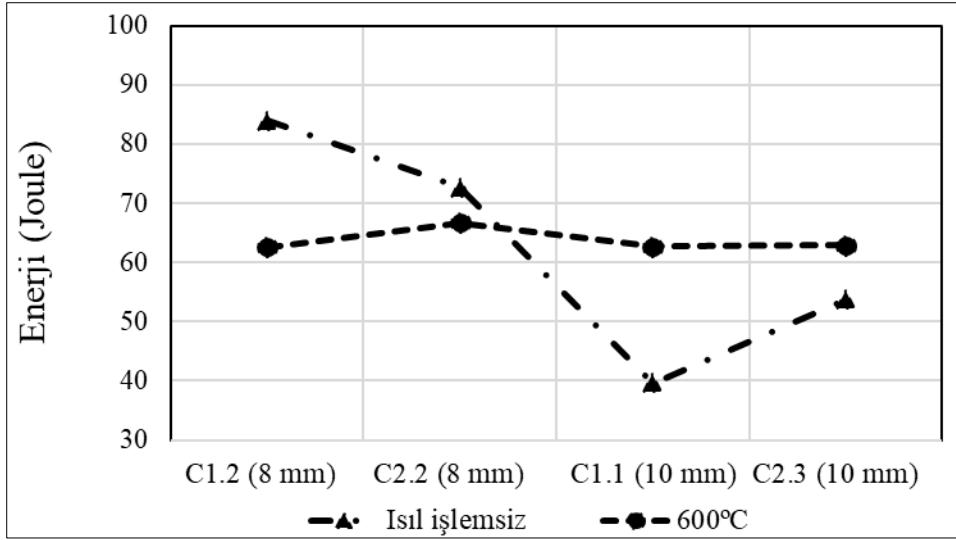


Şekil 5.22 : A1.5 nolu bobinden hazırlanan ısıı işlemlı ve ısıı işlemsiz numunelerin farklı sıcaklıklarda darbe testi sonuçları kıyaslaması.

B kalitesinden üretilen düşük bobin sarım sıcaklıklı B2.1 nolu bobinden oda sıcaklığında yapılan darbe testlerinde ortalama 175 J seviyesinde değeri elde edilirler, aynı bobinin ısıı işlemlı numunesinde bu değeri ortalama 114 J seviyesine düşmektedir.

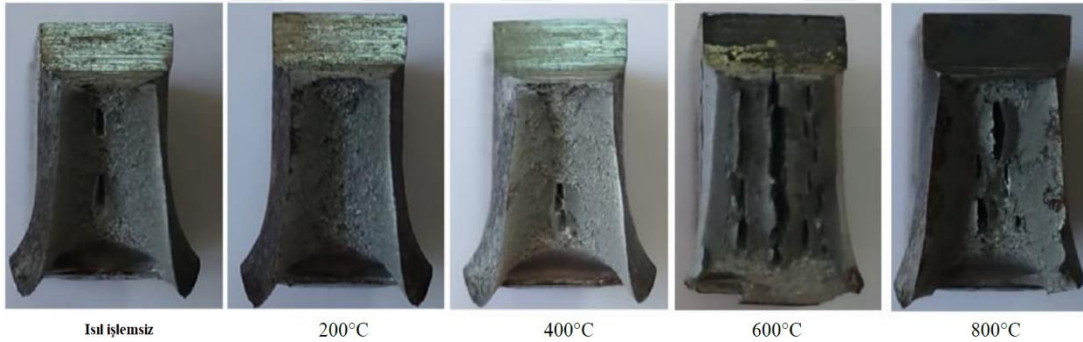
B kalitesinden üretilen yüksek sarım sıcaklıklı B2.2 nolu bobinde, oda sıcaklığı darbe testinde ortalama 113 J darbe enerjisi, ısıı işlem sonrası ise ortalama 105 J darbe enerjisi elde edilmiştir. Bu anlamda, düşük sarım sıcaklıklı bobinde ısıı işlem ile darbe enerjisi düşerken, yüksek sarım sıcaklıklı bobinde, ısıı işlem ile darbe enerjisinin düşmediği sonucu çıkarılabilir.

Borlu C kalitesinde ısıı işlemsiz ve ısıı işlemlı numunelerde -20°C'de darbe testleri yapılmıştır (Şekil 5.23). ısıı işlemlı 8 ve 10 mm kalınlıklı numunelerin darbe enerjileri 60-70 J bandında değışirken, ısıı işlemsiz numunelerde darbe enerjisi saçılımı daha fazladır.



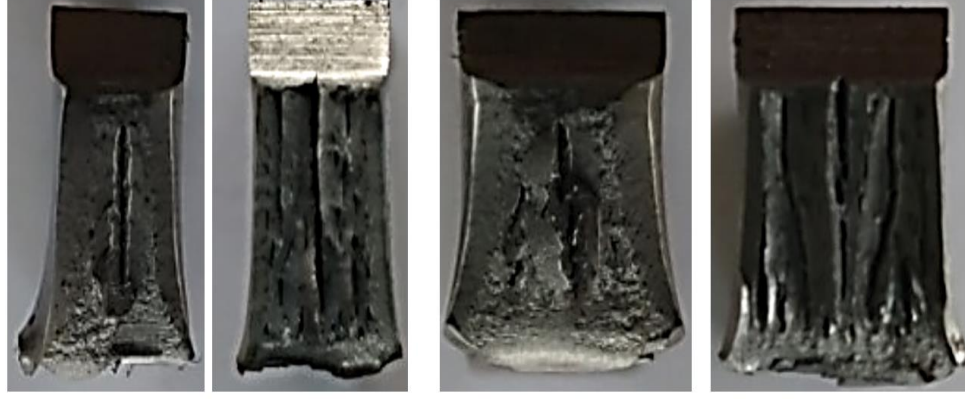
Şekil 5.23 : Borlu C kalitesinden hazırlanan ısıtılmış ve ısıtılmamış numunelerin-20°C darbe testi sonuçları kıyaslaması.

A1.1 nolu bobinden hazırlanan numunelerin oda sıcaklığı darbe testi görsellerine (Şekil 5.24) göre ısıtılmış ve ısıtılmamış numunelerde genel olarak sünek kırılma karakteristiği hakimken 600°C’de ısıtılmış numunede delaminasyonlar görülmektedir.



Şekil 5.24 : Farklı sıcaklıklarda izotermal ısıtılmış ve ısıtılmamış A1.1 nolu bobinden oda sıcaklığında yapılan darbe testi kırık yüzeyleri.

A kalitesi ısıtılmış ve ısıtılmamış numunelere benzer şekilde, B kalitesinde düşük ve yüksek sarılma sıcaklıklarıyla sarılan bobinlerden hazırlanan darbe testi numunelerinin -20°C darbe testi sonrası kırık yüzey görüntülerine göre (Şekil 5.25) tüm numunelerde sünek bir kırılma yüzeyi bulunurken, yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2 ve B2.2 nolu numunelerde delaminasyonlar daha belirgindir.



B1.1

B1.2

B2.1

B2.2

Şekil 5.25 : Düşük sarılma sıcaklıklı B1.1 ve B2.1 nolu bobinler ile yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2 ve B2.2 nolu bobinlerin -20°C darbe testi sonrası kırık yüzey görüntüleri.

Borlu C kalitesi darbe testi sonrası yüzey görüntülerine bakıldığında (Şekil 5.26) 10 mm kalınlıklı bobinlerde darbe test sıcaklığında ısıtılmış numunelerde delaminasyonlar yoğunlukta iken ısıtılmamış numunelerde gevrek kırılma karakterinin baskın olduğu görülmektedir.

Diğer taraftan, 8 mm kalınlıklı bobinlerde ise ısıtılmamış numunelerin darbe testlerinde, ısıtılmış numunelerde göre daha sünek bir kırılma yüzey görüntüsü bulunmaktadır.



C1.1

C2.3

C1.2

C2.2

C1.1 (600°C)

C2.3 (600°C)

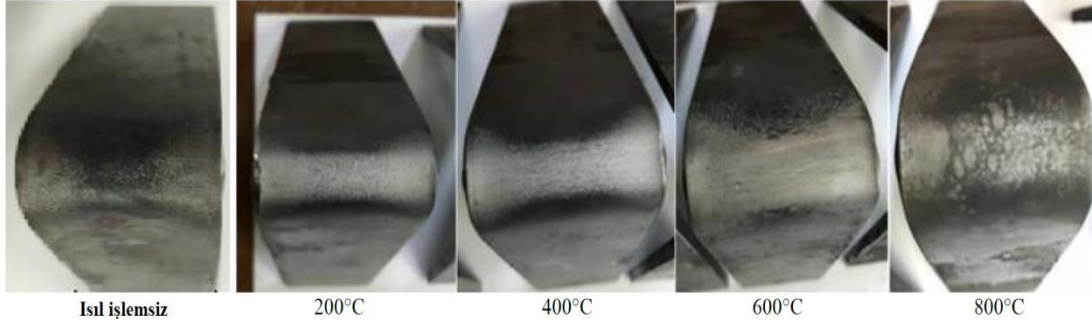
C1.2 (600°C)

C2.2 (600°C)

Şekil 5.26 : Borlu C kalitesinde ısıtılmamış ve 600°C de ısıtılmış numunelerinin -20°C de darbe testis sonrası kırık yüzey görüntüleri.

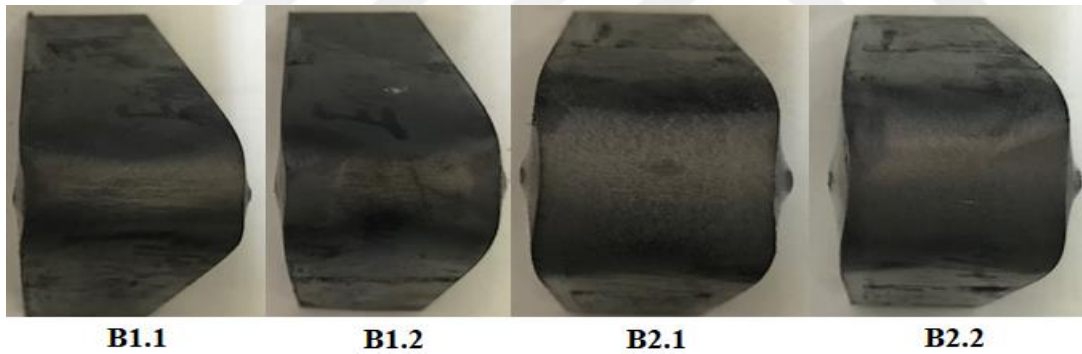
5.3.3 Katlama testleri

A kalitesinden üretilen 5 mm kalınlıklı A1.1 nolu bobinden ısıtıl işlemisiz ve farklı sıcaklıklarda ısıtıl işlemli numunelerin katlama testi görsellerine göre (Şekil 5.27) yüzeylerde herhangi bir çatlak vb. yapı görülmemiştir.



Şekil 5.27 : A1.1 nolu bobinden hazırlanan numunelerin ısıtıl işlemli ve ısıtıl işlemisiz katlama testi sonrası yüzey görüntüleri.

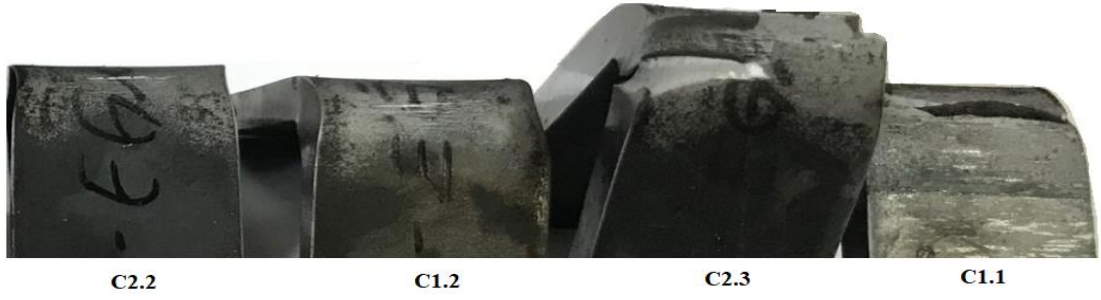
B kalitesinden üretilen 6 mm kalınlıklı B1.1 ve B1.2 nolu bobinler ile 10 mm kalınlıklı B2.1 ve B2.2 nolu bobinlerden yapılan katlama testi sonuçlarına göre (Şekil 5.28) katlama yüzey ve kesit görüntülerinde çatlama vb. bir yapı tespit edilememiştir.



Şekil 5.28 : B kalitesinden düşük sarılma sıcaklıklı B1.1, B2.1 ve yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2, B2.2 nolu bobinlerden yapılan katlama testi sonrası yüzey görüntüleri.

Borlu C kalitesinden 8 mm kalınlıklı C1.2, C2.2 ve 10 mm kalınlıklı C1.1, C2.3 nolu bobinlerden yapılan katlama testi sonrası test numunesi görselleri Şekil 5.29’da görülmektedir. Tüm test numunelerinde yüzeyde çatlamlar ve kırılmalar belirlenmiştir.

D kalitesinden üretilen D1.1 nolu bobinin farklı bölgelerinden (düşük ve yüksek sarılma sıcaklıklı) alınan numunelerden yapılan katlama testi sonucunda (Şekil 5.30) katlama yüzeylerinde kırılma vb. kusur görülmemiştir.



Şekil 5.29 : C kalitesinden üretilen sırasıyla; C2.2, C1.2, C2.3 ve C1.1 nolu bobinlerden yapılan katlama testi sonrası yüzey görüntüleri.



Şekil 5.30 : D kalitesinden üretilen D1.1 nolu bobinde sırasıyla; düşük (D1.1 450) ve yüksek (D1.1 700) sarılma sıcaklıklı bölgelerinden yapılan katlama testi sonrası yüzey görüntüleri.

5.3.4 Sertlik testleri

Deney numunelerinden yapılan sertlik testi sonuçları Çizelge 5.6'da görülmektedir.

A kalitesinden üretilen A1.1 nolu bobinde ısıtılmış halde 240 HB gelen sertlik değeri 600°C'de ısıtılmış halde 263 HB seviyesine yükselmiştir.

A kalitesinde ısıtılmış ve 500°C hedef sarılma sıcaklıklı A1.3 nolu bobinde sertlik 250 HB ve 550°C hedef sarılma sıcaklıklı A1.5 nolu bobinde sertlik 269 HB seviyesinde gelmiştir.

B kalitesinde düşük sarılma sıcaklıklı B1.1 nolu bobinde sertlik 255 HB iken yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2 nolu bobinde sertlik 287 HB olarak gerçekleşmiştir.

Her iki bobinde de 600°C'de ısıtılmış halde sertlik değerleri ısıtılmış halleriyle benzer seviyede olmuştur.

A ve B kalitesinde sarılma sıcaklığı yüksek olan bobinlerdeki sertlik artışı, 600°C'de ısıtılmış ile gerçekleşen artıştan daha yüksektir.

Borlu C kalitesinde okunan sertlik değerleri A ve B kalitesinde okunan değerlerin yaklaşık 50 HB ve üzerinde olmuştur. ısıtılmış ile sertlik değerleri 10-20 HB seviyesinde düşmüştür.

Çizelge 5.6 : Tez numunelerinin Brinell sertlik testi sonuçları.

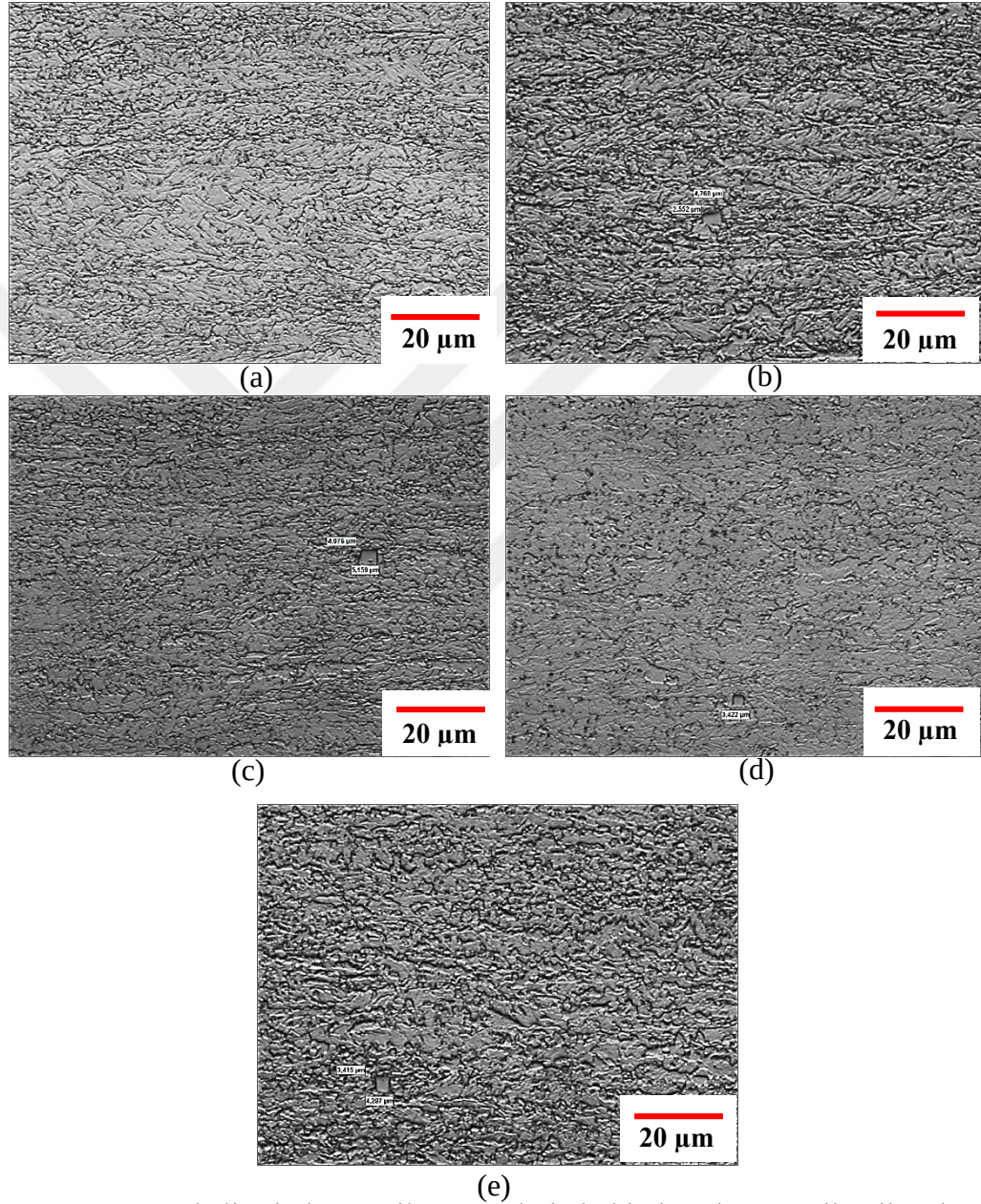
Bobin no	Kalınlık, mm	Isıl işlem Sıcaklığı	Hedef Sarılma Sıcaklığı	Brinell Sertlik sonuçları
A1.1	5	-	450°C	240
A1.1	5	200°C	450°C	241
A1.1	5	400°C	450°C	245
A1.1	5	600°C	450°C	263
A1.1	5	800°C	450°C	239
A1.2	5	-	450°C	245
A1.3	5	-	500°C	250
A1.4	5	-	450°C	250
A1.5	5	-	550°C	269
A2.1	5	-	450°C	243
A3.2	4	-	600°C	266
A3.3	4	-	500°C	236
A4.1	5	-	450°C	239
B1.1	6	-	450°C	255
B1.1	6	600°C	450°C	267
B1.2	6	-	600°C	287
B1.2	6	600°C	600°C	274
B2.1	10	-	450°C	252
B2.1	10	600°C	450°C	264
B2.2	10	-	600°C	261
B2.2	10	600°C	600°C	266
C1.1	10	-	450°C	311
C1.2	8	-	450°C	299
C1.2	8	600°C	450°C	295
C1.2	8	700°C	450°C	290
C2.1	6	-	450°C	337
C2.1	6	600°C	450°C	313
C2.2	8	-	450°C	317
C2.2	8	600°C	450°C	310
C2.3	10	-	450°C	320
C2.3	10	700°C	450°C	286
D1.1 450	10	-	470°C	250

5.3.5 Optik mikroskop

Tez numunelerinin optik mikroskop incelemeleri Endüstriyel ters tip Nikon Eclipse MA200 marka Clemex görüntü analiz sistemi destekli bir cihazla yapılmıştır.

Numunelerin tamamı termomekanik olarak haddelenmiş çok ince taneli bir yapıda olduğundan optik mikroskop ile tane boyutu ölçümü yapılamamıştır.

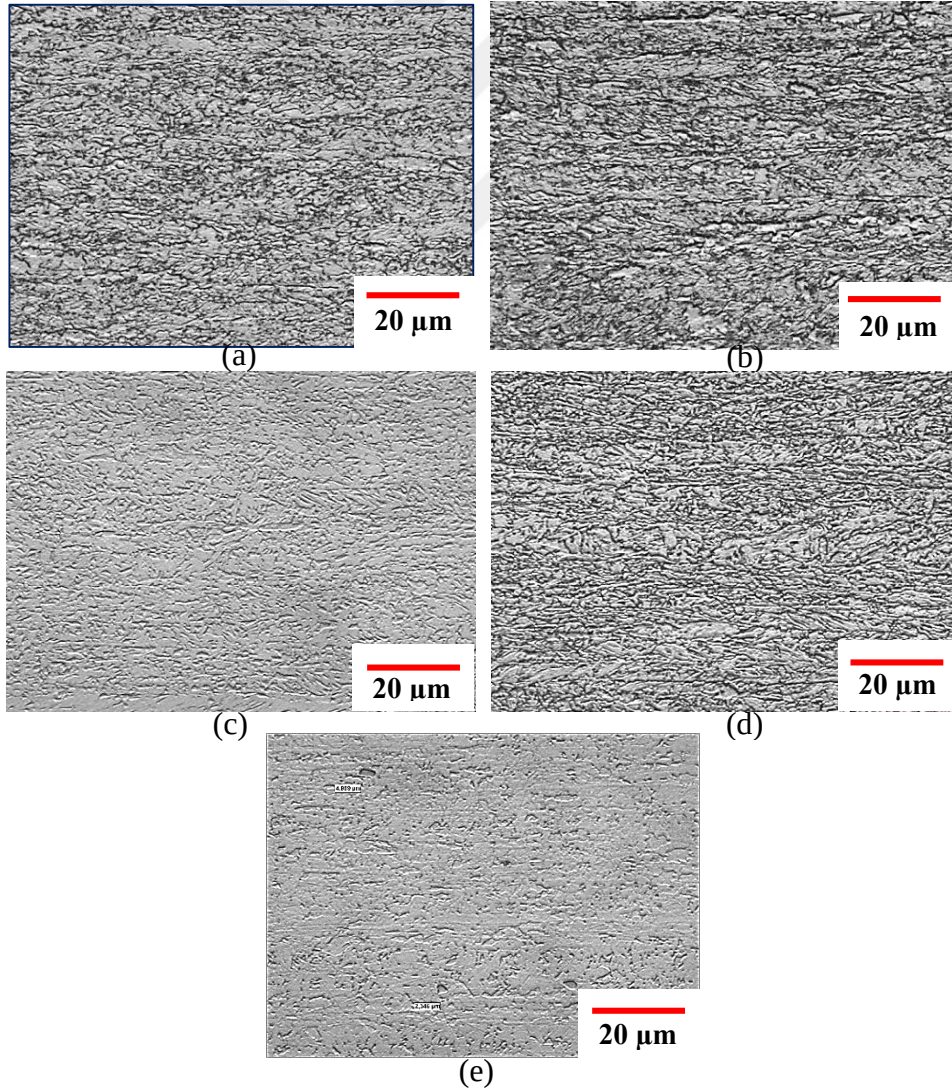
A kalitesinden dökülerek üretilen düşük sarılma sıcaklıklı A1.1 nolu bobinden hazırlanan ısıt işlemsiz ve ısıt işlemlili numunelerin optik mikroskop incelemeleri Şekil 5.31’de verilmiştir.



Şekil 5.31 : A kalitesinden üretilen A1.1 bolu bobinden alınan optik mikroskop görüntüleri; (a) Isıt işlemsiz, (b) 200°C’de ısıt işlemlili, (c) 400°C’de ısıt işlemlili, (d) 600°C’de ısıt işlemlili, (e) 600°C’de ısıt işlemlili.

A kalitesinden üretilen A1.1 nolu bobinden hazırlanan numunelerin metalografik inceleme sonuçlarına göre; ısıt işlemsiz numune ve 200°C’de ısıt işlemlili numune benzer bir mikroyapıya sahiptir. Bu numunelerde hadde yapısı açık bir şekilde

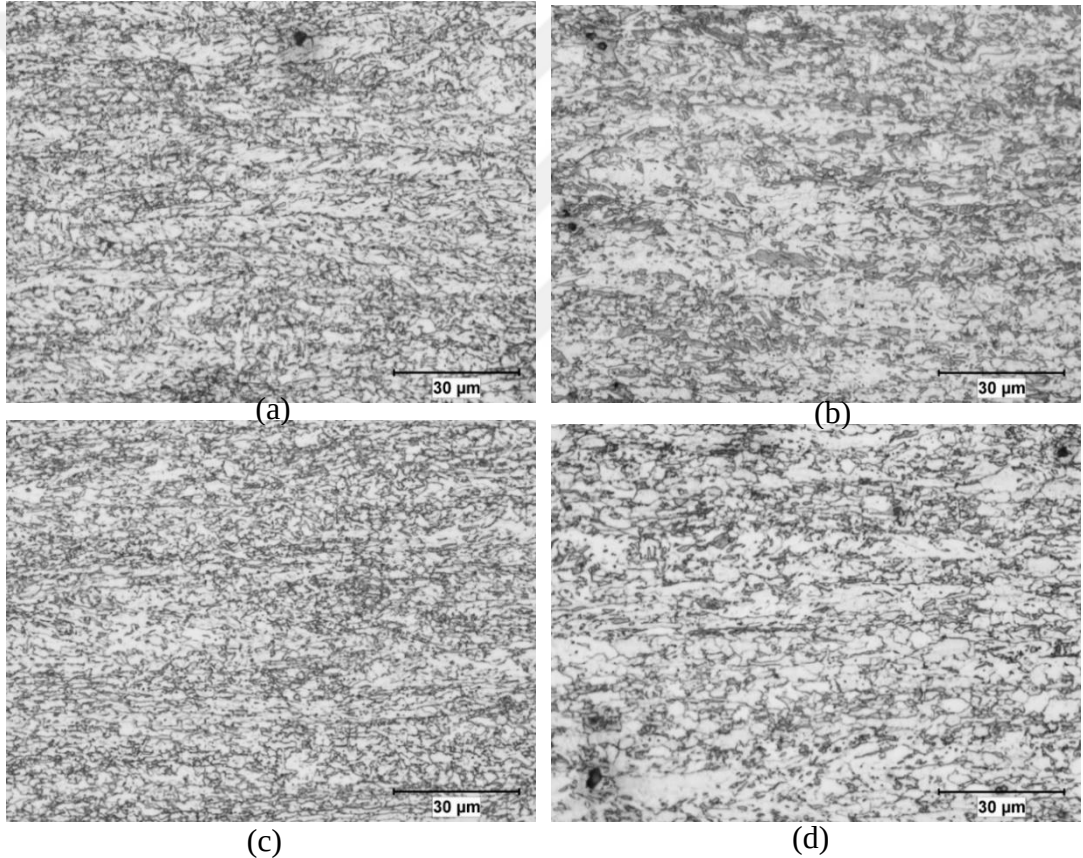
görülmektedir. Isıl işlemsiz ve 200°C’de ısıl işlemlili numunenin mikroyapısının, literatürle uyumlu olarak, ağırlıklı beynitik yapıda olduğu değerlendirilmiştir. Isıl işlem sıcaklığının 400°C’ye çıktığı numunede mikroyapıda küçük değişimler görülmektedir. 600°C’de ısıl işlemlili numunede beynitin kısmi rekristalasyonu ile mikroyapının yeniden düzenlenmesi neticesinde hadde yapısının bozulduğu ve bununla beraber, tane boyutunun bir miktar arttığı ve iğnemi yapıdan eş eksenliye doğru değiştiği gözlemlenmiştir. İlâveten, ferritteki karbon doygunluğunun azalması nedeniyle tane sınırı karbür yapılarının da bir miktar kabalaştığı gözlemlenmiştir. 800°C’de ısıl işlemlili numunede mikroyapı beynitiktan ferrit-perlit yapısına geçmiştir. Tüm numunelerde 3-5 µm boyutlarında kübik formda ve sarı renkte (Ti,Nb)(C,N) partikülleri tespit edilmiştir. A kalitesinden üretilen diğer A1.2, A1.3, A1.5, A3.1 ve A3.2 nolu bobinlere ait mikro yapı görüntüleri Şekil 5.32’de verilmiştir.



Şekil 5.32 : A kalitesinden üretilen (a) A1.2, (b) A1.3, (c) A1.5, (d) A3.1 ve (e) A3.2 nolu bobinlere ait mikroyapı görüntüleri.

A kalitesinden üretilen 5 mm kalınlıklı A1.2 ve 4 mm kalınlıklı A3.1 nolu bobinler sırasıyla 459 ve 405°C sarılma sıcaklıkları ile üretilmiştir. Her iki bobinin mikroyapısı da beynitik bir görünüme sahiptir. Daha yüksek sarılma sıcaklıklı A1.3, A1.5 ve A3.2 nolu bobinlerde ise mikroyapıda tanelerin bir miktar irileştiği ve iğnemsî mikroyapının bir miktar değiştiği görülmektedir.

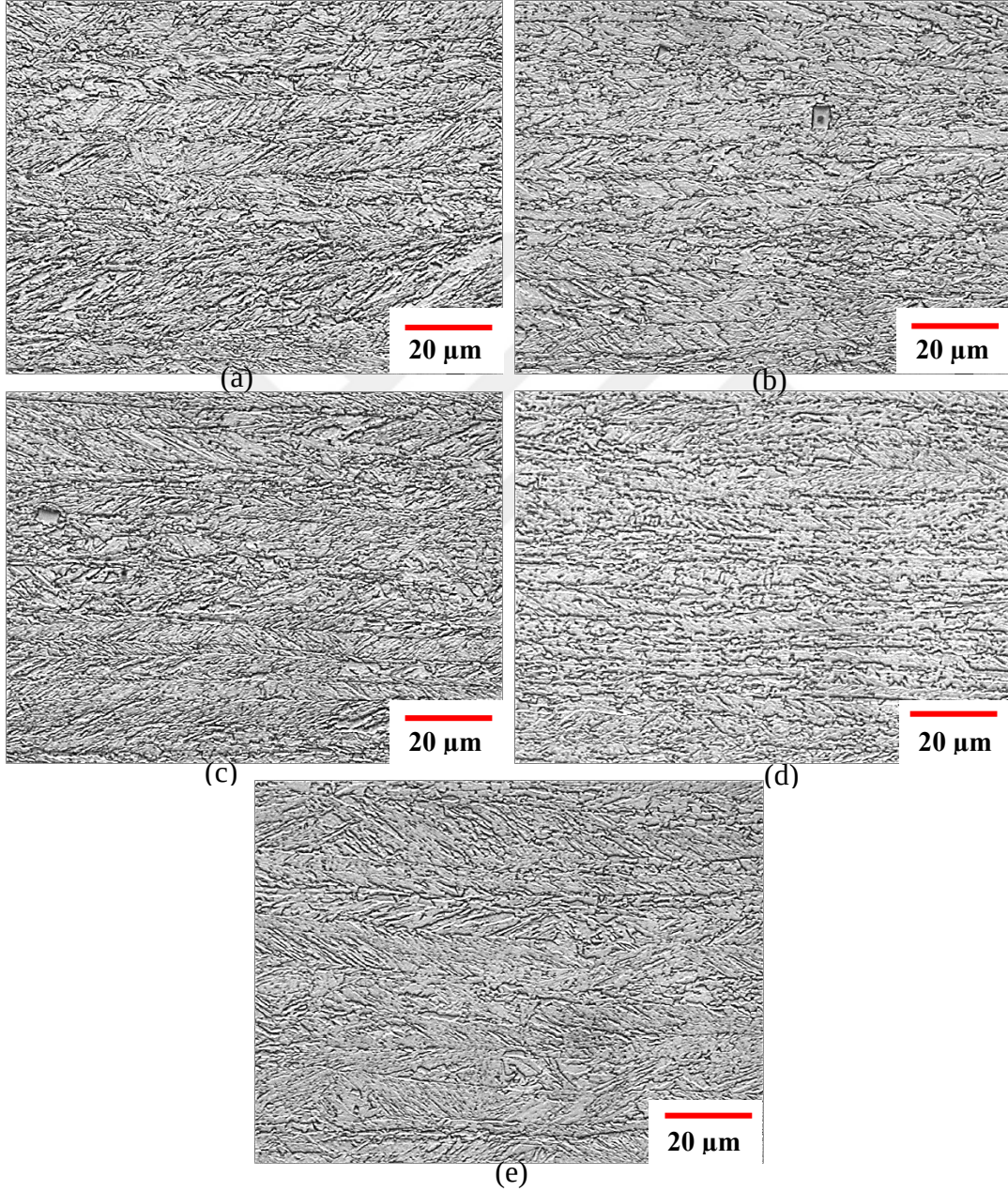
B kalitesinden üretilen 6 mm kalınlıklı düşük sarılma sıcaklıklı B1.1 ve yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2 nolu bobinlerin ve 10 mm kalınlıklı düşük sarılma sıcaklıklı B2.1 ve yüksek sarılma sıcaklıklı B2.1 nolu bobinlerin mikroyapı incelemelerine ait görüntüler Şekil 5.33'te verilmiştir. İlgili optik mikroskop incelemeleri Atılım Üniversitesi'nde yaptırılmıştır.



Şekil 5.33 : B kalitesinden üretilen (a) B1.1, (b) B1.2, (c) B2.1 ve (d) B2.1 nolu bobinlerin mikroyapı görselleri.

B kalitesinden üretilen bobinlerden yapılan mikroyapı incelemelerine göre tüm numunelerde haddeleme kaynaklı bantlı yapı mevcuttur. Yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2 ve B2.2 nolu numunelerde ferrit tanelerinin düşük sarılma sıcaklıklı B1.2 ve B2.1 nolu bobinlere göre daha iri olduğu görülmektedir. Düşük sarılma sıcaklıklı numunelerde ferritik-beynitik bir yapı hakimken, yüksek sarılma sıcaklıklı

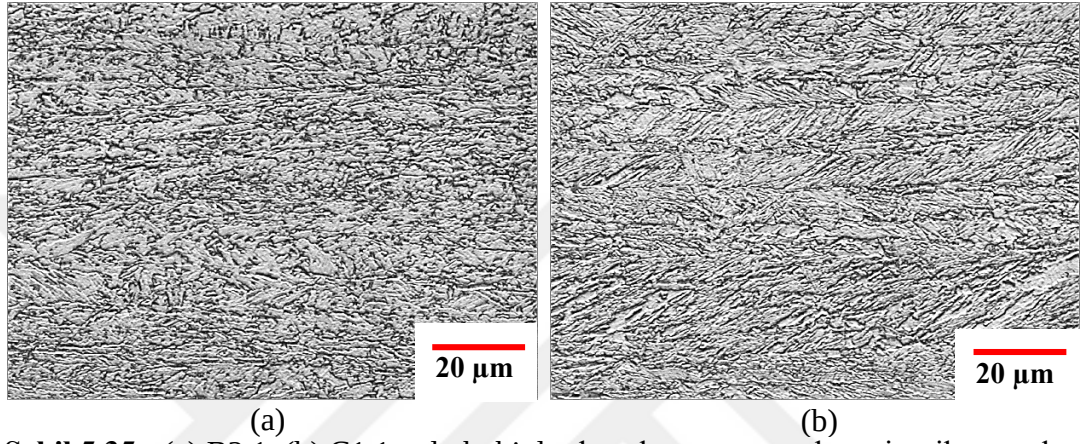
numunelerde ferritik-martenzitik bir yapı olduğu değerlendirilmektedir. Bu konudaki tespitler SEM, EBSD ve XRD incelemeleri ile detaylandırılacaktır. A kalitesinde olduğu gibi B kalitesinde de tüm numunelerde 3-5 μm boyutlarında kübik formda ve sarı renkte (Ti,Nb)(C,N) partikülleri tespit edilmiştir. Borlu C kalitesinden üretilen C1.1, C1.2, C2.1, C2.2 ve C2.3 nolu bobinlerden yapılan mikroyapı incelemelerine ait görüntüler Şekil 5.34’te verilmiştir.



Şekil 5.34 : Borlu C kalitesinden üretilen (a) C1.1, (b) C1.2, (c) C2.1, (d) C2.2, (e) C2.3 nolu bobinlerin mikroyapı görselleri.

C kalitesinde, A ve B kalitesinden farklı olarak, bulunan bor elementi sayesinde mikroyapıda ferrit oluşumu geciktirilmiş ve ağırlıklı beynitik bir yapı oluşmuştur. B

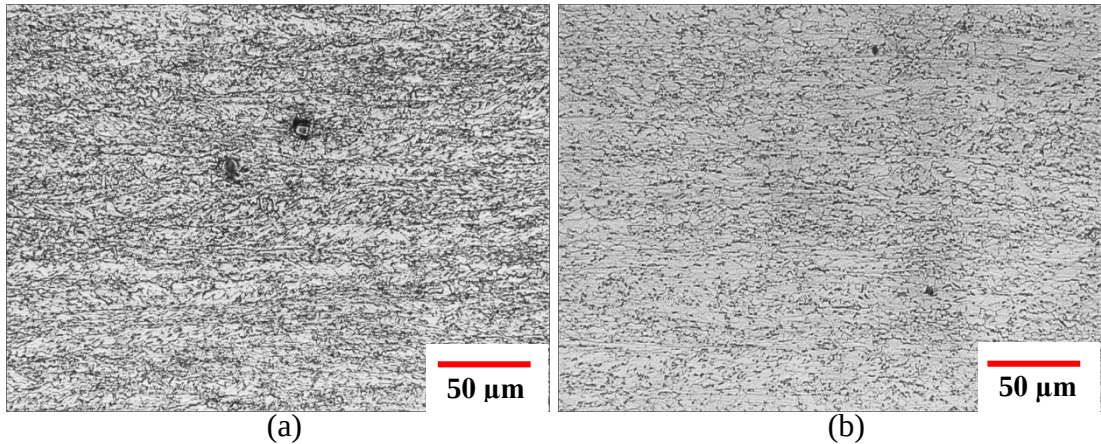
kalitesinden üretilen 10 mm kalınlıklı ve düşük sarılma sıcaklıklı B2.1 nolu bobinine ait mikroyapı görseli, 10 mm kalınlıklı ve düşük sarılma sıcaklıklı borlu C1.1 nolu bobin mikroyapısı ile kıyaslandığında borlu C kalitesindeki daha iğnemsî ve beynitik yapı Şekil 5.35’da görülmektedir. Image J yazılımı desteğiyle yapılan tane boyutu ölçümlerine göre, ağırlıklı beynitik yapıdaki mikroyapıda tane boyutunun 1 – 3 μ aralığında olduğu değerlendirilmiştir. Bu haliyle A ve B kalitesine göre bir miktar daha ince bir tane boyutu dağılımı söz konusudur.



Şekil 5.35 : (a) B2.1, (b) C1.1 nolu bobinlerden alınan numunelere ait mikroyapılar.

Tüm çelik kalitelerinde olduğu gibi C kalitesinde de haddeleme kaynaklı yoğun bir bantlı yapı söz konusudur ve tüm numunelerde 3-5 μ m boyutlarında kübik formda ve sarı renkte (Ti,Nb)(C,N) partikülleri tespit edilmiştir.

Daha fazla Ni içeren D kaliteli dökümden üretilen D1.1 nolu bobinin kuyruk kısmından alınan numunelere D1.1 450, daha sıcak olan göbek kısmından alınan numunelere D1.1 700 kodlaması yapılmıştır. İlgili parçalardan yapılan optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.36’da verilmiştir.



Şekil 5.36 : D kalitesinden üretilen (a) D1.1 450 ve (b) D1.1 700 nolu numunelerin mikroyapıları.

D1.1 450 nolu numunenin D1.1 700 nolu numuneye göre aynı büyütmeye daha ince tane dağılımlı bir mikroyapıya sahip olduğu görülmektedir.

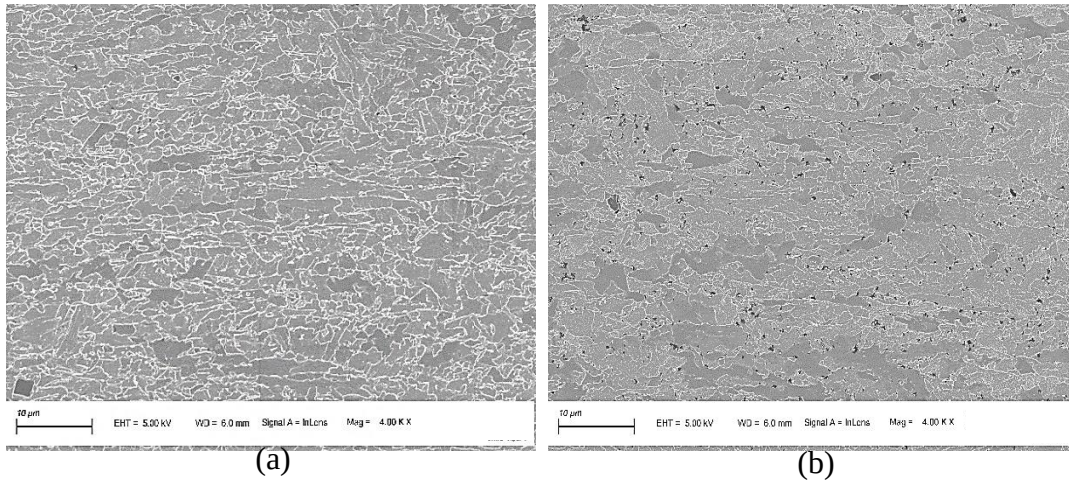
D kalitesinden üretilen D1.1 nolu bobinin düşük sarım sıcaklıklı numunesinin mikroyapı incelemelerinde B kalitesinden üretilen 10 mm kalınlıklı B2.1 nolu bobin ile benzer bir mikroyapı görülmüştür. Tane boyutu dağılımının 1-4 μ boyutu aralığında olduğu ve ağırlıklı 1 μ tarafında tanelerin fazlalıkta olduğu değerlendirilmiştir.

Her iki numunede de (Ti,Nb)(C,N) partikülleri boyutlarının benzer olduğu ve 3-5 μ m boyutlarında kübik formda-sarı renkte olduğu belirlenmiştir.

5.3.6 Elektron mikroskobu

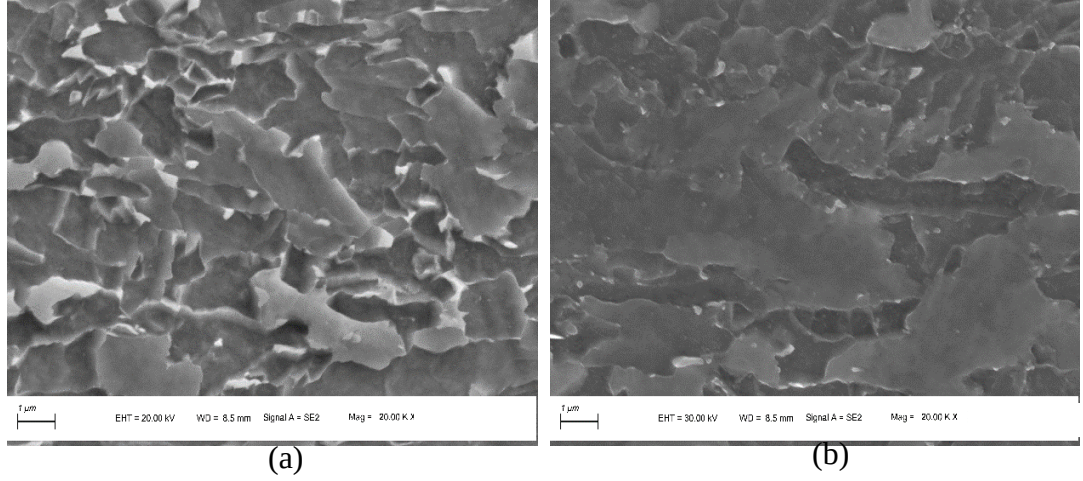
A kalitesinden üretilen A1.1 nolu düşük sarılma sıcaklıklı ve 5 mm kalınlıklı bobinin ısıt işlemsiz ve 600°C'de 1 saat ısıt işlemlili numunelerinden elektron mikroskobu incelemeleri yapılmıştır.

A1.1 nolu numunenin In-lens ve SE görüntülerinden anlaşılacağı üzere (Şekil 5.37), ısıt işlemsiz numunede tane boyutu daha düşük ve dağılımı daha kaotik bir yapıda olduğu halde ısıt işlemlili numunede tane boyutu ısıt işlem etkisiyle artmış ve tane sınırlarında çökelmiş sementit partikülleri mikroyapıda daha belirgin hale gelmiştir.



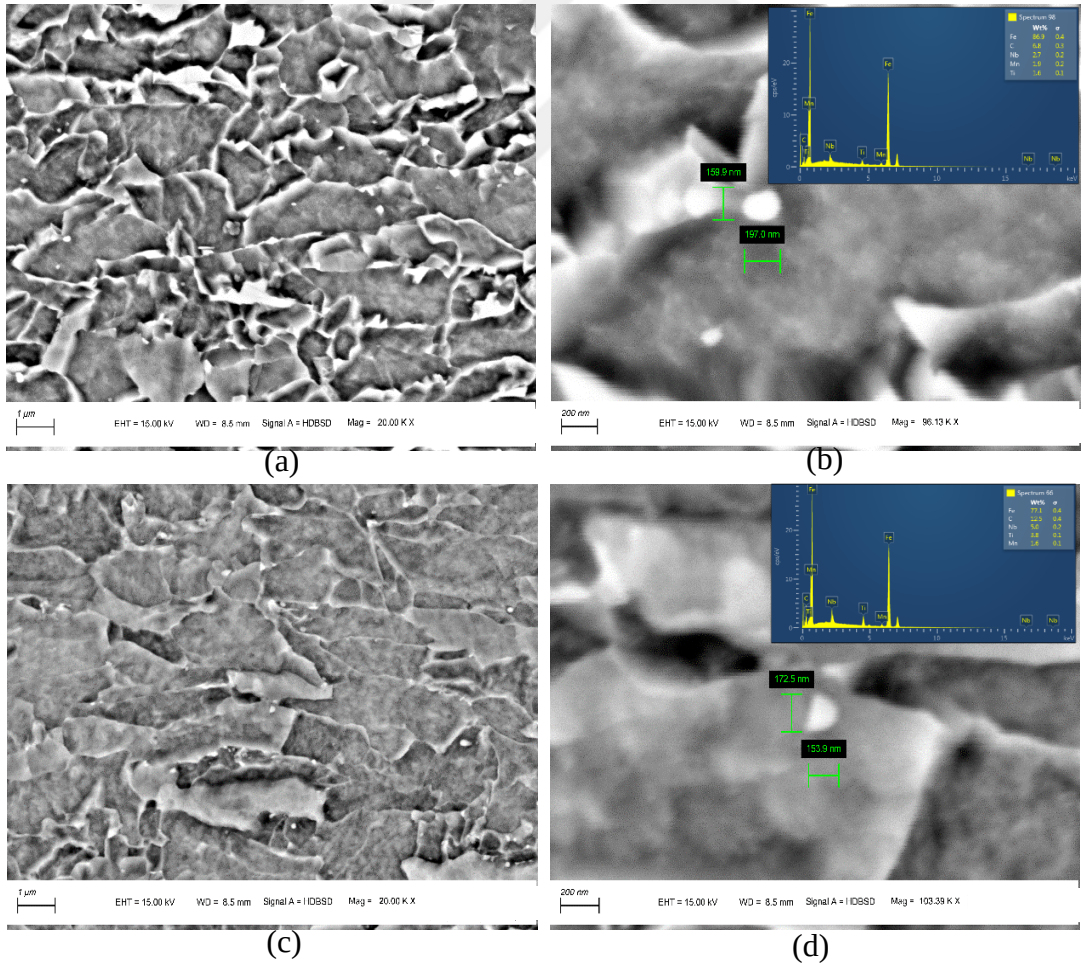
Şekil 5.37 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu (a) ısıt işlemsiz ve (b) 600°C'de 1 saat ısıt işlemlili numunelerin SEM-Inlens görüntüleri.

Optik mikroskop ile tane boyutu hakkında yorum yapmanın zorluğu nedeniyle SEM' de tane boyutu ile ilgili ölçümler yapılmıştır. Bu kapsamda, ısıt işlemsiz numunede tane boyutunun 1-3 μ m, ısıt işlemsiz numunede ise 2-4 μ m aralığında olduğu değerlendirilmiştir (Şekil 5.38).



Şekil 5.38 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu (a) ısıt işlemsiz ve (b) 600°C'de 1 saat ısıt işlemlı numunelerin SEM-SE görüntüleri.

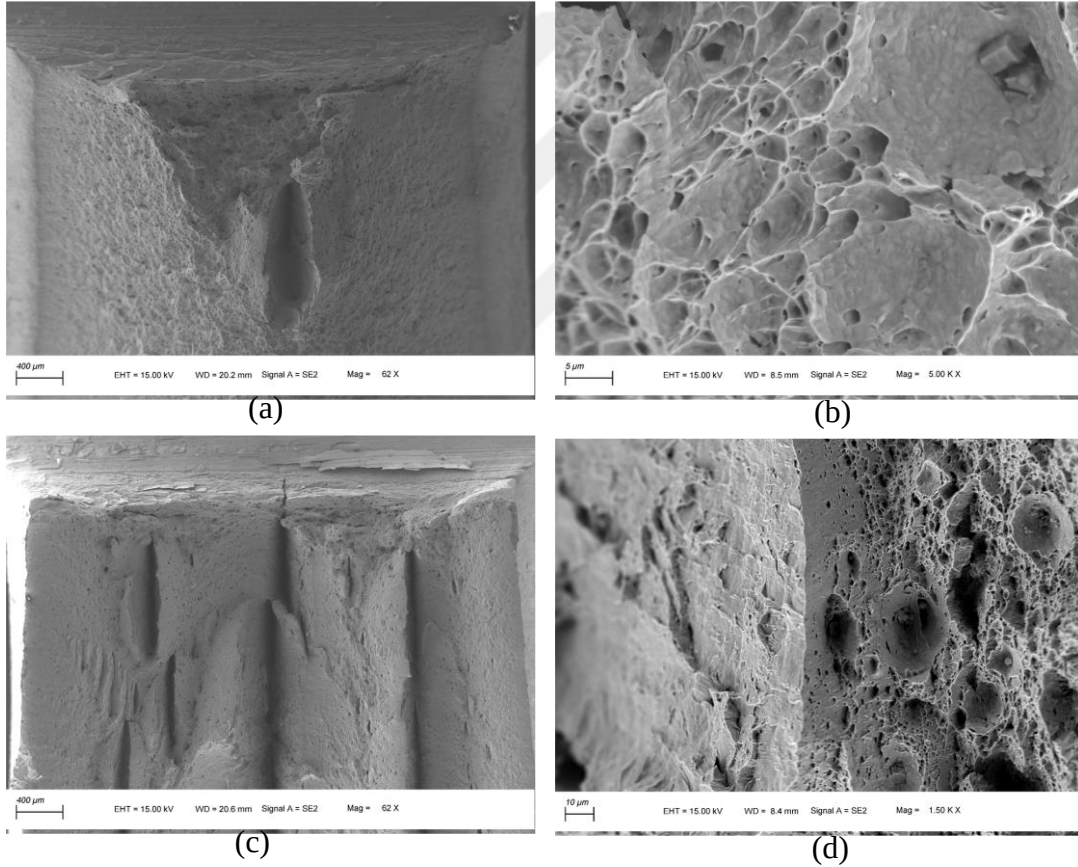
A kalitesinden üretilen A1.1 nolu bobinin BSE-EDS analizlerinde parlak- beyaz formda ve yuvarlağa yakın geometride ve 100-200 nm boyutlarında (Nb, Ti)C fazları belirlenmiştir (Şekil 5.39).



Şekil 5.39 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu (a),(b) ısıt işlemsiz ve (c),(d) 600°C'de 1 saat ısıt işlemlı numunelerin SEM-BSE görüntüleri ve EDS analizleri.

A çelik kalitesine ait A1.1 nolu bobinin ısıt işlemsiz ve 600 °C ısıt işlemlı numunelerının oda sıcaklığında yapılan darbe testinden elde edilen kırık yüzeylerin SEM incelemeleri Şekil 5.40'da verilmiştir. Kırık yüzey incelemelerinden görüleceği üzere ısıt işlemsiz numunede çukurcuklar (dimples) ve içlerinde çökeltiler ve inklüzyonlar bulunmaktadır.

Isıt işlemsiz numunede tamamen sünek kırılma yüzeyi görüntüsü elde edilmiştir. Diğer taraftan, 600°C ısıt işlemlı numune kırık yüzeyinde karışık bir kırılma karakteristiği (mixed fracture) söz konusudur. Kırık yüzeyin bazı bölgelerinde kristalin bir yapı vardır ve laminasyonlar görölmektedir. Fakat, ısıt işlemlı numunede olduğu gibi ağırlıklı sünek kırılma karakteristiği hakimdir.

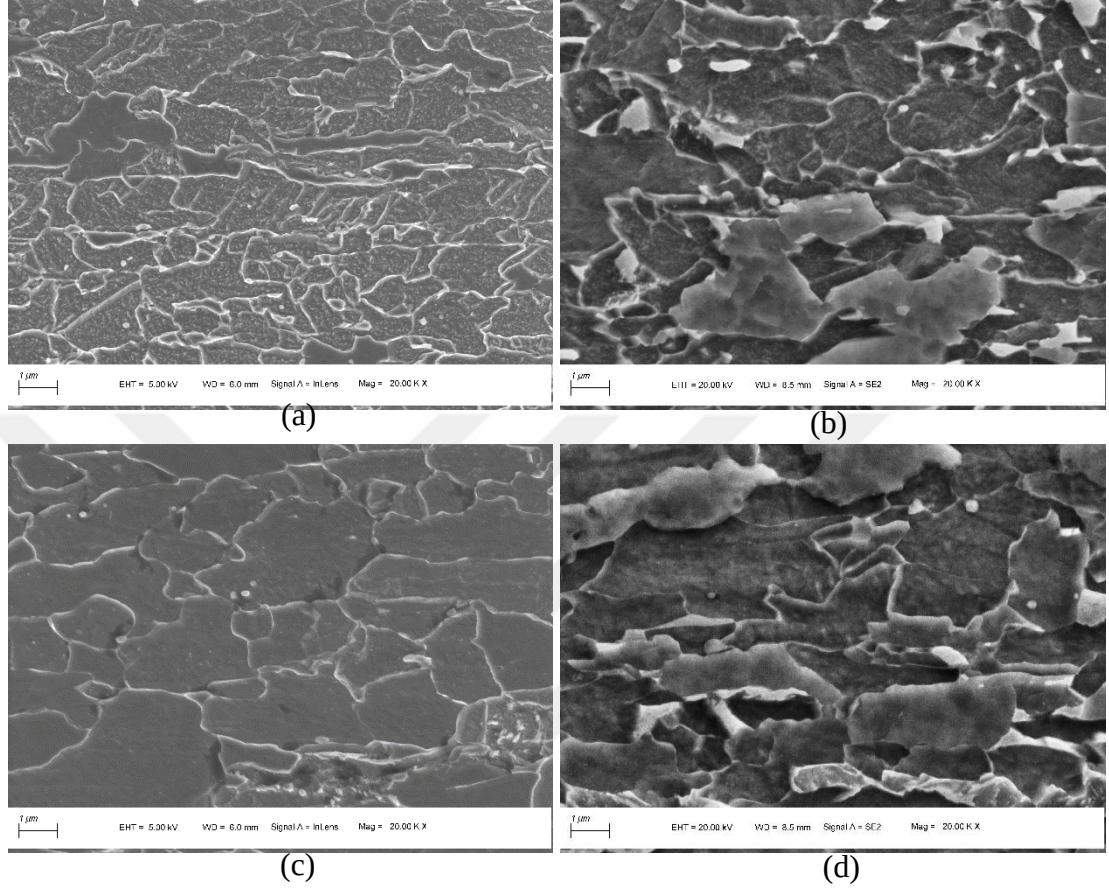


Şekil 5.40 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu (a),(b) ısıt işlemsiz ve (c),(d) 600°C'de 1 saat ısıt işlemlı numunelerin SEM-SE kırık yüzey görüntüleri.

A kalitesinden üretilen üretilen 4 mm kalınlıklı düşük sarılma sıcaklıklılı A3.1 ve 4 mm kalınlıklı yüksek sarılma sıcaklıklılı A3.2 nolu bobinlerin SEM incelemelerine ilişkin görselleri Şekil 5.41'de verilmiştir.

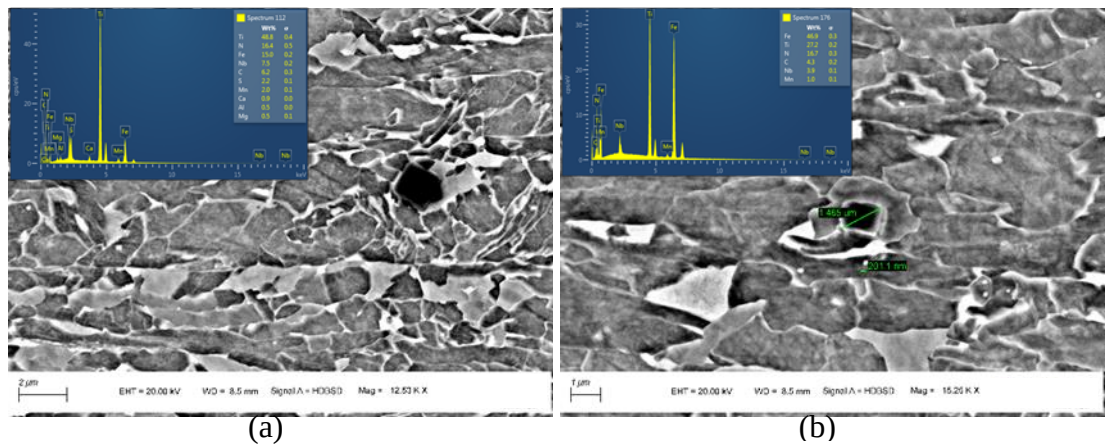
Düşük sarılma sıcaklıklılı A3.1 bolu bobinde, yüksek sarılma sıcaklıklılı bobine göre daha kaotik ve ince taneli bir yapı görölmektedir. İlâveten, tane sınırlarına çökelmiş

sementit fazları yüksek sarılma sıcaklıklı bobinde daha belirgindir. Tane boyutu düşük sarılma sıcaklıklı A3.1 nolu bobinde 1-3 μm arasında, yüksek sarılma sıcaklıklı A3.2 nolu bobinde 2-5 μm arasında ölçülmüştür.



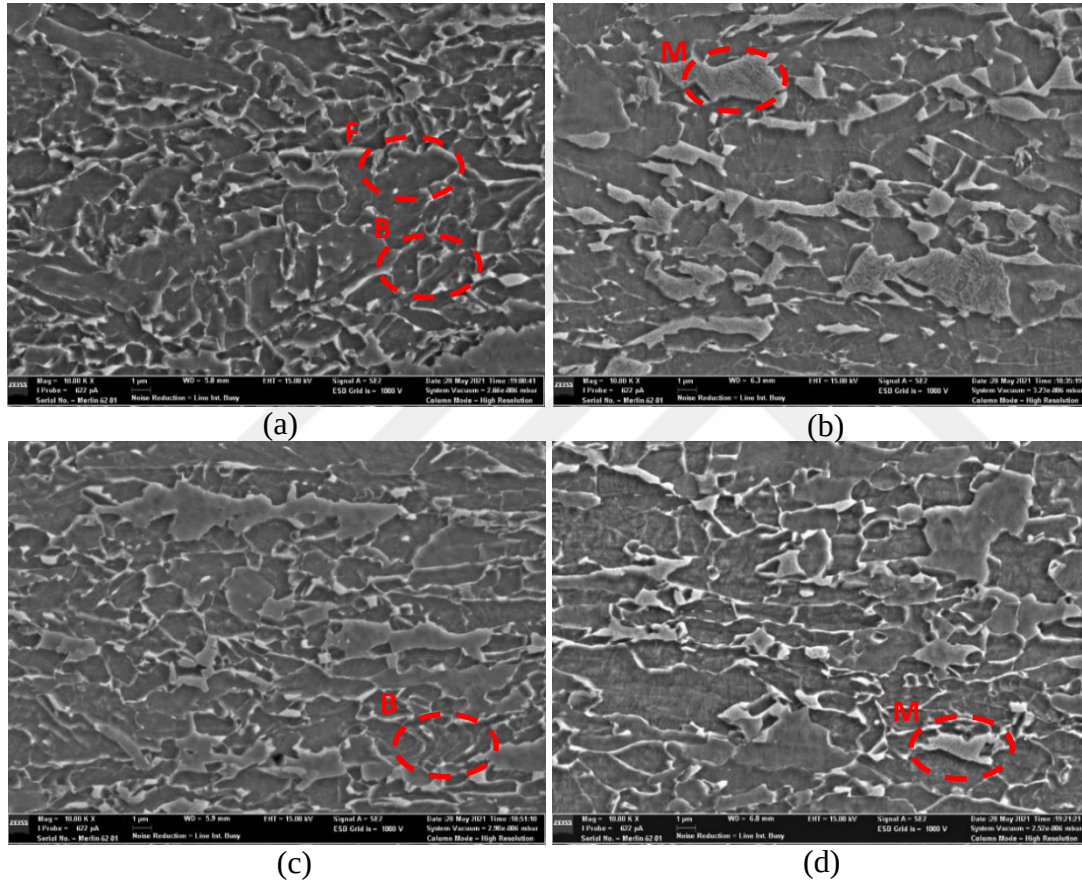
Şekil 5.41 : A3.1 nolu düşük sarılma sıcaklıklı bobinin (a),(b) ve A3.2 nolu yüksek sarılma sıcaklıklı bobinin (c),(d) SEM-In-lens görüntüleri.

A3.1 ve A3.2 nolu bobinlerden yapılan EDS analizleri Şekil 5.42 'de verilmiştir.



Şekil 5.42 : A3.1 (a) ve A3.2 (b) nolu bobinlerin SEM-BSE ve EDS analizleri.

SEM – EDS incelemeleri neticesinde; düşük ve yüksek sarılma sıcaklı A3.1 ve A3.2 nolu numunelerde; tane içlerinde ve tane sınırına yakın bölgelerde açık beyaz renkte ve hemen hemen küresel formda maksimum 200-250 nm boyutlarında (Nb,Ti)C fazları ve küp şeklinde koyu renkte 1-5 μ boyutlarında (Ti-Nb)(C,N) fazları tespit edilmiştir. B kalitesinden üretilen düşük sarılma sıcaklıklı B1.1 (6 mm), B2.1 (10 mm) ve yüksek sarılma sıcaklıklı B1.2 (6 mm), B2.2 (10 mm) nolu bobinlerin SEM-SE incelemeleri Şekil 5.43’de verilmiştir. İlgili incelemeler Ankara Atılım Üniversitesi’nde yaptırılmıştır.



Şekil 5.43 : B kalitesinden üretilen (a) B1.1, (b) B1.2, (c) B2.1 ve (d) B2.2 nolu bobinlerin SEM-SE görüntüleri.

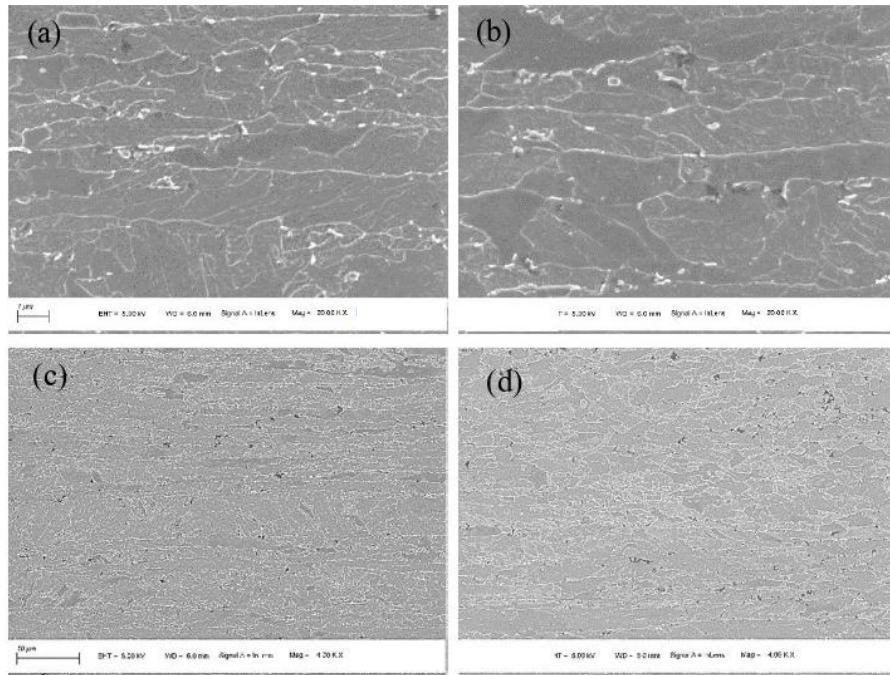
B kalitesinde, düşük sarılma sıcaklıklı B1.1 ve B2.1 nolu bobinlerde mikroyapının üst beynit ve ferrit ağırlıklı olduğu değerlendirilmiştir. İlaveten, tane sınırlarına çökelmiş sementit taneleri görülmektedir. Yüksek sarılma sıcaklıklı B2.1 ve B2.2 nolu bobinlerde ise ferritik bir yapı ve buna eşlik eden matenzit adaları olduğu değerlendirilmiştir. Tüm numunelerde 80-150 nm boyutları arasında Nb-Ti karbonitrür partikülleri görülmüştür.

Mikroyapıda ferrit ve beyniti ayırt etmenin zor olması nedeniyle daha eş eksenli olmayan ve sementit çökmesi görülmeyen fazlar ferrit, diğerleri beynit varsayılarak nokta sayım yöntemi ile mikroyapıdaki faz dağılımları hesaplanmıştır. İlaveten, numunelerde kalıntı ostenit olup olmadığının incelenmesi yapılan XRD analizleri sonucunda yalnızca B2.1 nolu numunede %4 seviyesinde kalıntı ostenit tespit edilmiştir. Kalıntı ostenit varlığı granüler beynit ile ilgilidir. Granüler beynit; sürekli soğuma faz dönüşümleri veya izotermal ısıtma işlemleri esnasında oluşan bir beynit türüdür. Beynitik ferritin kaba demetleri ve mikroyapıda karbür azlığı bu yapının karakteristik özelliklerdendir. Beynitik ferritten ayrılan karbonun kalıntı ostenitin kararlılığını arttırması nedeniyle B2.1 nolu bobin numunesinin nihai mikro yapısında; kalıntı ostenit, az miktar martenzit ve beynitik ferrit fazları elde edilmiştir. Mikroyapıdaki fazların dağılımı Çizelge 5.7’de görülmektedir.

Çizelge 5.7 : B kalitesinden üretilen bobinlerde mikroyapı bileşenlerinin % dağılımı.

Bobin no	Beynit (%)	Martenzit (%)	Ferrit (%)	Kalıntı Ostenit (%)
B1.1	56±5	0	44±5	0
B1.2	0	35±5	65±5	0
B2.1	38±5	Eser	58±5	4
B2.2	0	20±5	80±5	0

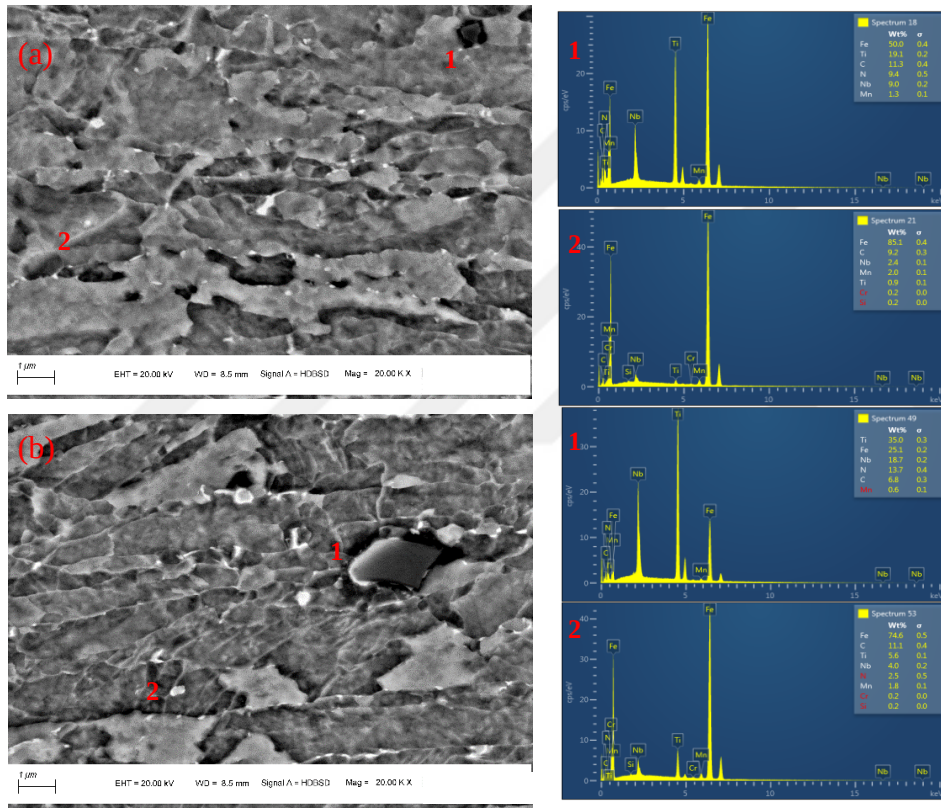
Borlu C kalitesinden üretilen düşük sarım sıcaklıklı C1.2 nolu bobinin ısıtma işlemleri ve ısıtma işlemli numunelerinin SEM incelemelerine ait görüntüler Şekil 5.44 ’de verilmiştir.



Şekil 5.44 : C1.2 nolu bobinden (a), (c) ısıtma işlemleri, (b), (d) 600°C’de 1 saat ısıtma işlemli numunelerin SEM In-lens görüntüleri.

Borlu C kalitesine ısıtılmış ve ısıtılmış numunelerin mikroyapılarında tane sınırlarına çökelmiş sementit fazları, ısıtılmış numunede daha fazla olmakla beraber, görülmektedir. Isıtılmış numunede daha iğnemi ve az miktar daha ince taneli bir yapı mevcuttur. Isıtılmış numunede haddelemeden kaynaklanan bantlı ve kaotik yapı daha belirgindir. Isıtılmış işlemle beraber bu yapının bir miktar bozulduğu görülmektedir. Bu sonuçlar A kalitesinden yapılan ısıtılmış işlem ile elde edilen mikroyapısal görünüm ve mekanik test sonuçları ile uyumludur.

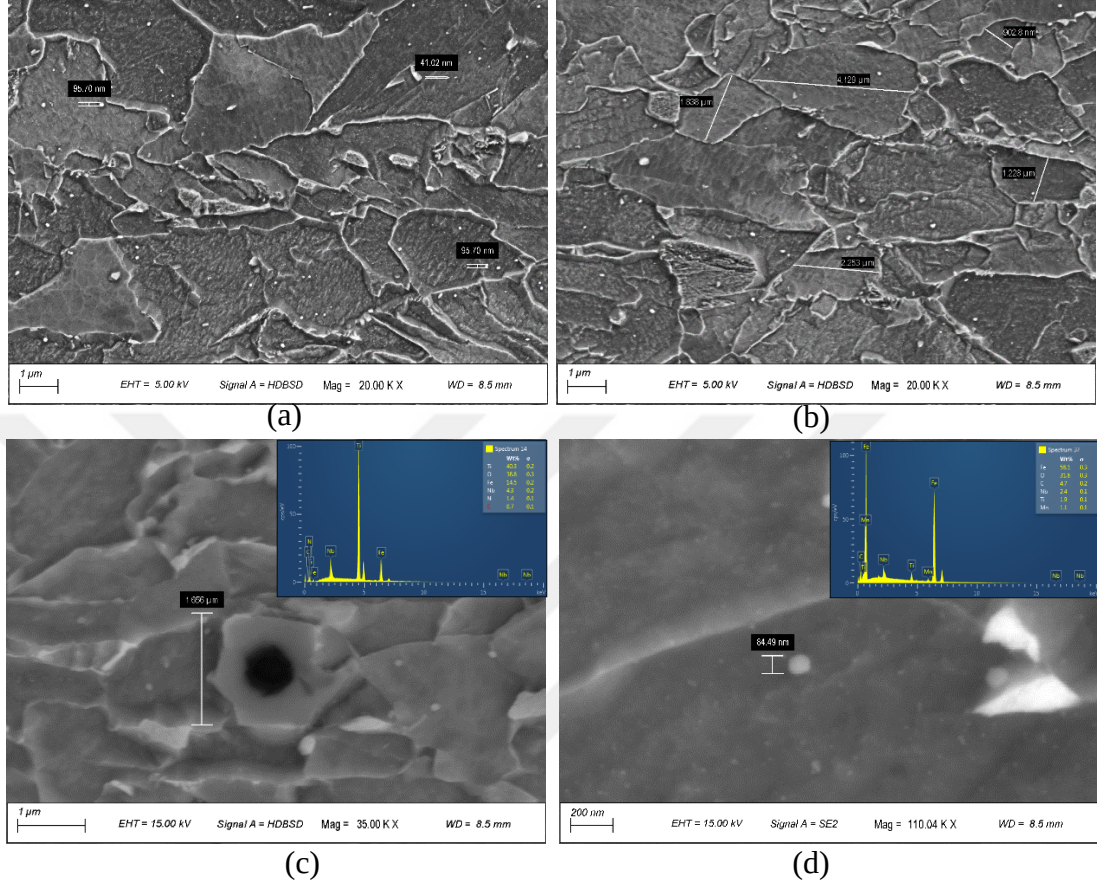
Borlu C kalitesinden üretilen C1.2 nolu ısıtılmış ve ısıtılmış numunelere ait EDS analizleri sırasıyla Şekil 5.45'te verilmiştir.



Şekil 5.45 : C1.2 nolu numunenin (a) ısıtılmış ve (b) ısıtılmış numunelerinin EDS analizleri.

Borlu C kalitesinden yapılan EDS analizlerinde ısıtılmış ve ısıtılmış numunelerde, 300 – 400 nm boyutlarında parlak beyaz renkte ve yuvarlak şekilde (Nb, Ti)C fazları ve bunlara ilaveten 1- 5 µ boyutlarında koyu renkte ve kübik formda (Ti, Nb) C,N fazları tespit edilmiştir. Ayrıca, kübik formdaki (Ti, Nb) C,N fazlarındaki Nb miktarının arttıkça faz renginin koyu renkten daha açık bir renge kaydığı gözlemlenmiştir.

Daha yüksek oranda nikel içeren D kalitesinden üretilen D1.1 nolu bobinin uzunluğu yönünde soğuk olan göbek kısmından kesilen ve sıcak olan kuyruk kısmından kesilen numunelerden yapılan SEM incelemeleri sırasıyla Şekil 5.46 ve 5.47’de verilmiştir.



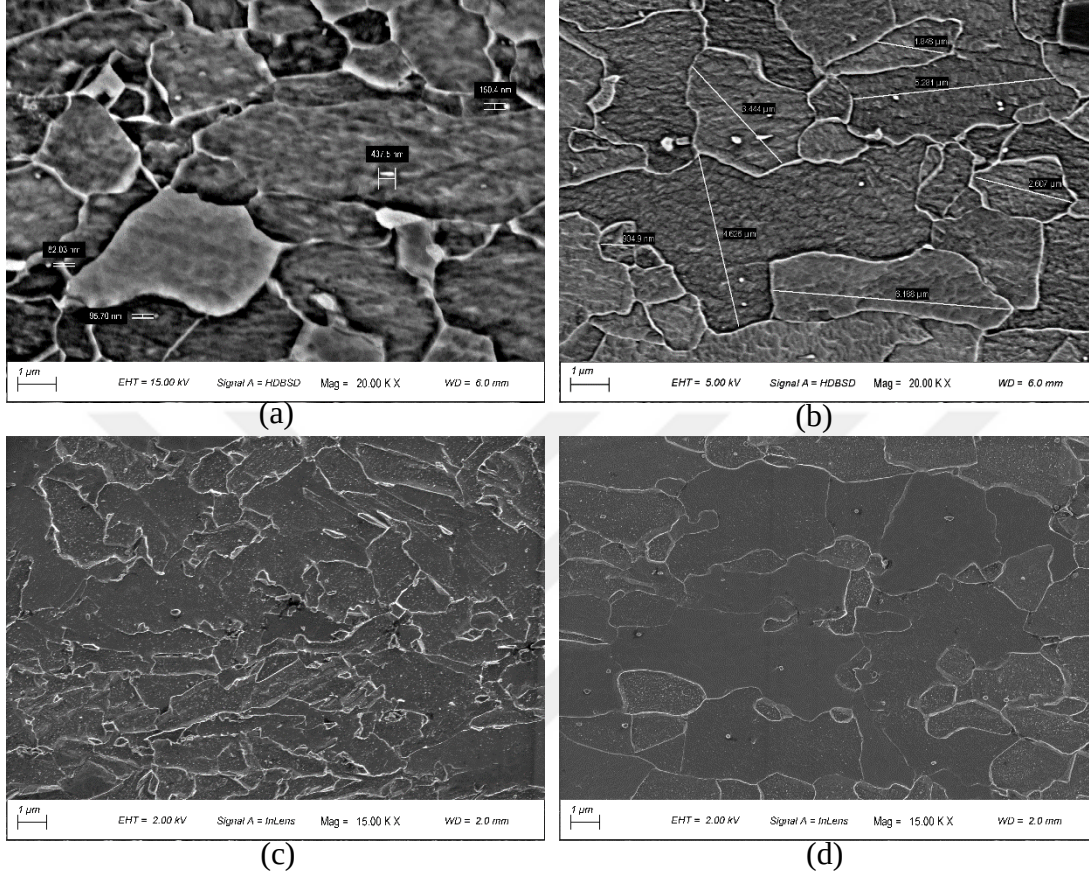
Şekil 5.46 : D1.1 nolu bobinin düşük sarım sıcaklıklı bölgesinden yapılan SEM ve EDS analizleri (a) BSE görüntüsü, (b) Tane boyutu dağılımı, (c) TiN fazı EDS analizi, (d) (Nb, Ti) C fazı EDS analizi.

D kaliteli bobinin düşük sarılma sıcaklıklı bölgesinden yapılan EDS destekli SEM incelemelerinde 40-100 nm boyutlarında parlak beyaz renkte ve yuvarlak şekilde tane sınırına yakın ve tane içi bölgelerde (Nb, Ti)C fazları ve bunlara ilaveten 1- 5 µ boyutlarında koyu renkte ve kübik formda (Ti, Nb) C,N fazları tespit edilmiştir.

Mikroyapıda tane boyutu dağılımının 1-4 µ boyutu aralığında olduğu ve ağırlıklı 1 µ tarafında tanelerin fazlalıkta olduğu değerlendirilmiştir. D kalitesinde mikroyapı, B kalitesinin düşük sarılma sıcaklıklı bobinlerinde olduğu gibi, ferritik-beynitik bir yapıdadır.

D kaliteli bobinin yüksek sarılma sıcaklıklı bölgesinden yapılan EDS destekli SEM incelemelerinde, düşük sarılma sıcaklıklı numuneden farklı olarak, parlak beyaz renkte- yuvarlak şekilde olan (Nb,Ti)C fazlarının boyutlarının daha büyük olduğu (60-

150 nm), mikroyapıda silindirik formda parlak renkte ve Ti fazının daha zengin olduğu (Ti, Nb) C,N fazlarının bulunduğu (300-500 nm), ilaveten 1-5 μ boyutlarında koyu renkte ve kübik formda (Ti, Nb) C,N fazlarının bulunduğu tespit edilmiştir.

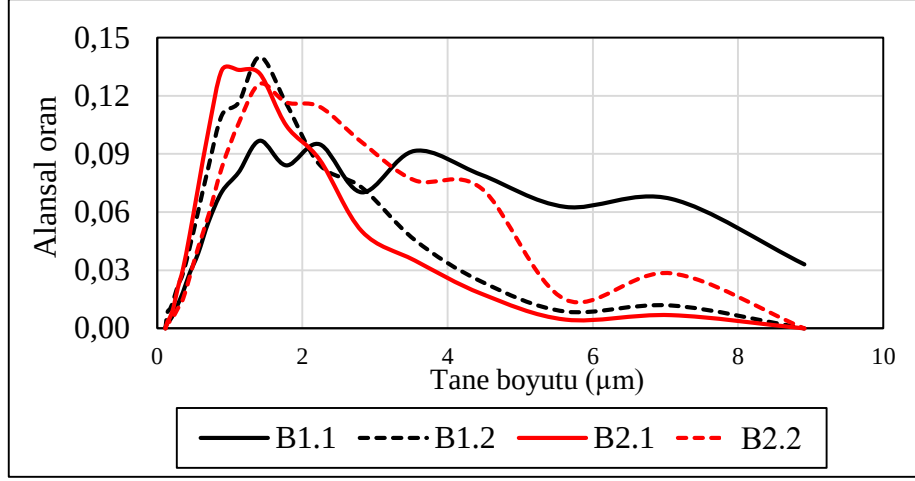


Şekil 5.47 : D1.1 nolu bobinin düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı numunelerden yapılan SEM analizleri (a),(b) Yüksek sarım sıcaklıklı numune BSE görüntüsü, (c) Düşük sarım sıcaklıklı numune In-Lens görüntüsü, (d) Yüksek sarım sıcaklıklı numune In-Lens görüntüsü.

D kaliteli bobinin düşük sarılma sıcaklıklı numunesinden farklı olarak, yüksek sarılma sıcaklıklı numunede tane boyutunun daha büyük olacak şekilde 2-7 μ aralığında olduğu ve ağırlıklı 2-3 μ tarafında tanelerin fazlalıkta olduğu değerlendirilmiştir. D kalitesinde mikroyapı, B kalitesinin yüksek sarılma sıcaklıklı bobinlerinden farklı olarak yüksek sarım sıcaklığı nedeniyle poligonale ferrit ağırlıklı bir yapıda olduğu değerlendirilmiştir.

5.3.7 EBSD analizleri

EBSD ile yapılan tane alanı ağırlıklı boyut dağılımı incelemesine göre (Şekil 5.48) tüm numunelerde tanelerin büyük çoğunluğunun 1-3 μ aralığında olduğu belirlenmiştir.



Şekil 5.48 : B kalitesinden üretilen B1.1., B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobin numunelerinin tane boyutu dağılımları.

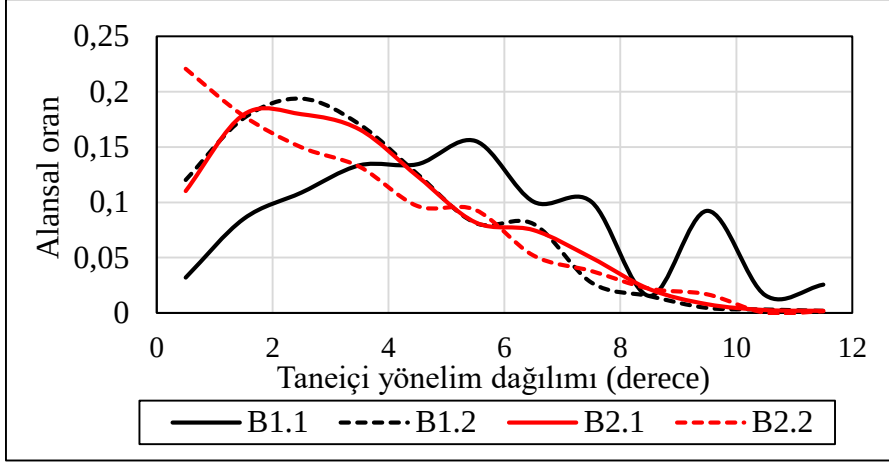
İlaveten, düşük sarılma sıcaklıklı ve 6 mm kalınlıklı B1.1 nolu numunede diğer numunelerden farklı olarak 4-8 µm arasında da yoğun fazların olduğu tespit edilmiştir. Bu durum B1.1 nolu numunedeki ferrit-beynit mikroyapısı kaynaklıdır. B2.2 nolu numune, diğer numunelere göre tane boyutunda daha geniş bir dağılım söz konusudur. B2.2 nolu numunenin yüksek sıcaklıkta sarılması ve 10 mm kalınlıkla olması nedeniyle 6 mm numunelere göre daha az deformasyona uğraması tane boyutu dağılımının daha yüksek olması beklenen bir durumdur.

B kalitesinden yapılan tane içi yönelim dağılımı (GOS) incelemelerine ilişkin sonuçlar Şekil 5.49 'de paylaşılmıştır. Farklı sarılma sıcaklığı ve kalınlıklara rağmen B1.2 ve B2.1 nolu numunelerin GOS dağılımlarının birbirine çok benzer olduğu görülmüştür.

Hemen hemen bütün mikroyapılarda tanelerin homojen bir yönlenmesi söz konusudur ve tane içi yönelim dağılımı 4 dereceden azdır. Daha yüksek GOS dereceleri beynitik ferrit veya asiküler ferrit fazları ile ilişkilidir. Buna ilave olarak, B1.1 nolu numunenin GOS derecesi bazı bölgelerde daha yüksektir. Bu durum, ilgili bölgelerde daha yüksek tane boyutu ile açıklanabilir.

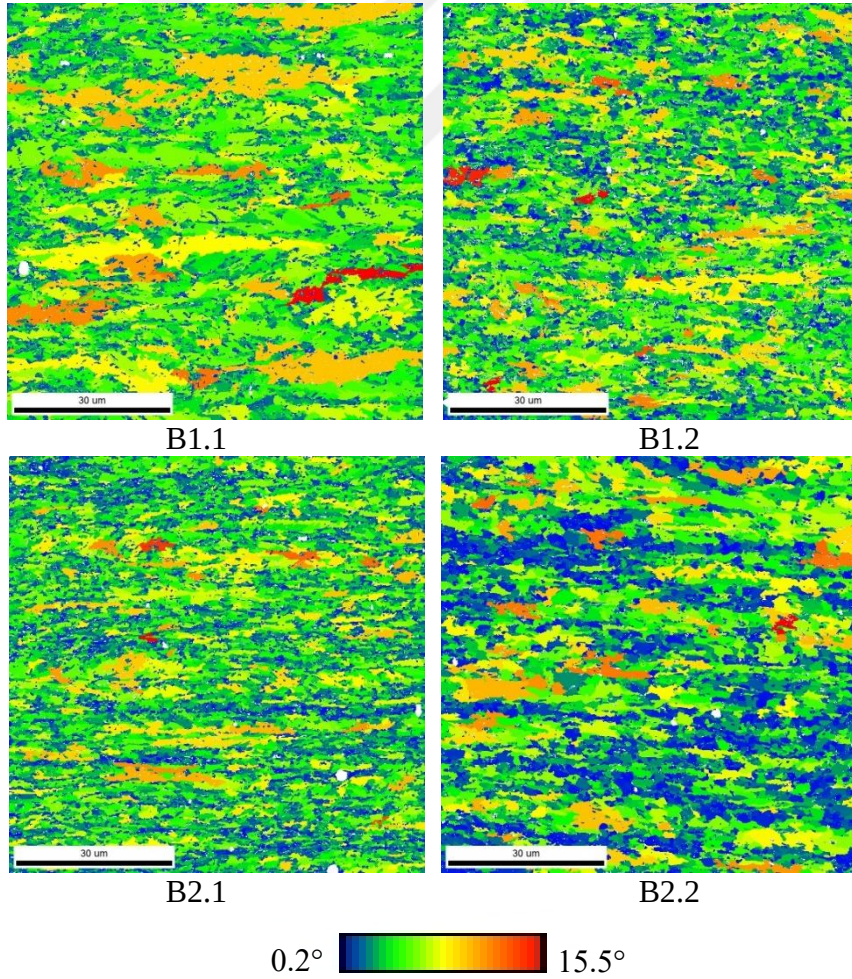
B2.2 nolu numunede alansal oran değeri GOS derecesi arttıkça düzenli bir şekilde azalmakla beraber yapının büyük bir çoğunluğu düşük değerlerde yoğunlaşmıştır. Bu durum, ferritik bir yapıya işaret etmektedir. Bu yapıda düşük dislokasyon yoğunluğu vardır ve alttane yapısı bulunmamaktadır.

GOS dağılımlarına ilaveten, B kalitesine düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı numunelerden GOS haritaları da çıkarılmıştır. Bu haritalarda, 0,2 ile 15,5 derece arasında mavi renkten kırmızı rene doğru taneler renklendirilmiştir (Şekil 5.50).



Şekil 5.49 : B kalitesinden üretilen B1.1., B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobin numunelerinin taneçi yönelim dağılımı (GOS).

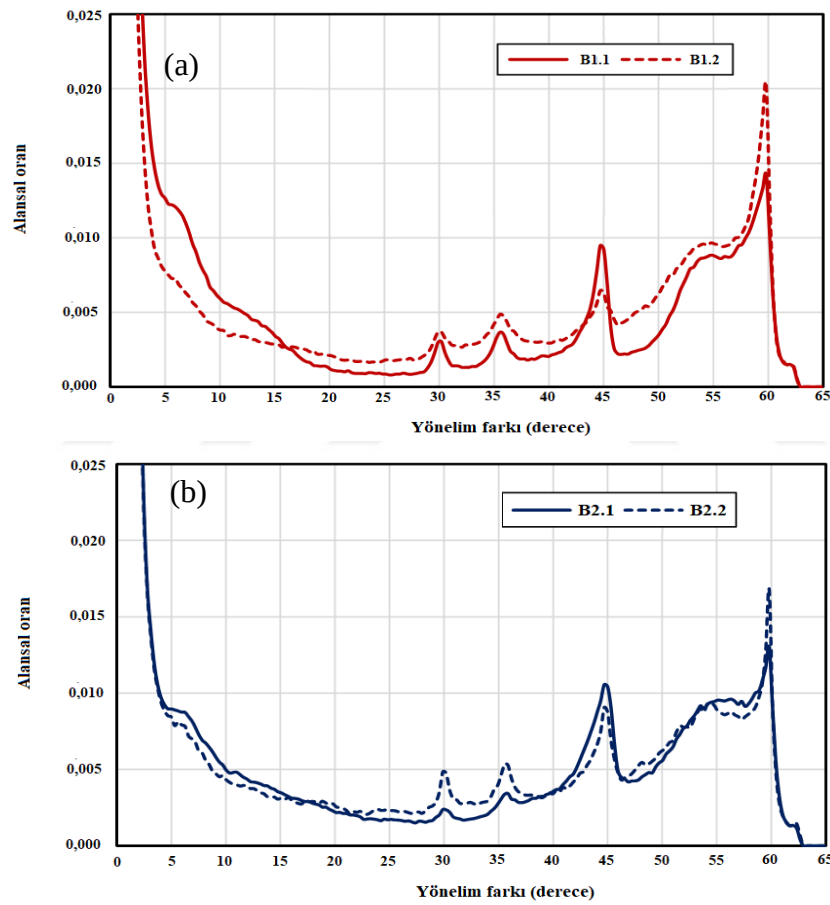
GOS dağılımlarına ilaveten, B kalitesine düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı numunelerden GOS haritaları da çıkarılmıştır. Bu haritalarda, 0,2 ile 15,5 derece arasında mavi renkten kırmızı rene doğru taneler renklendirilmiştir (Şekil 5.50).



Şekil 5.50 : B kalitesinden üretilen B1.1., B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobin numunelerinin taneçi yönelim dağılımı haritası (GOS-Map).

Tane sınırı yönelim farklılıkları Şekil 5.51’de verilmiştir. Altane ve paketlerin ortalama boyutu EBSD tane sınırı haritaları üzerinden otomatik olarak ölçülmüştür. Tane sınırı yönelim farkı 5 derece ve daha aşağıda olan tane sınırları düşük açılı, 5-15 derece arası olan sınırlar yüksek açılı tane sınırları olarak tanımlanmıştır.

Şekil 5.51’de görüleceği üzere, B1.1 nolu numunede yönelim farkı 15 derece altında olan tane sınırı oranı diğer tanelere göre daha fazladır. Bu üst beynit içeren bir mikroyapıya işaret etmektedir. B1.2 nolu numunede de düşük açılı tane sınırı oranı B2.1 e göre daha fazladır. Yüksek sarım sıcaklıklı B1.2 ve B2.2 nolu numunelerde 60 derecede karakteristik mantenzit kaynaklı bir pik bulunmaktadır.

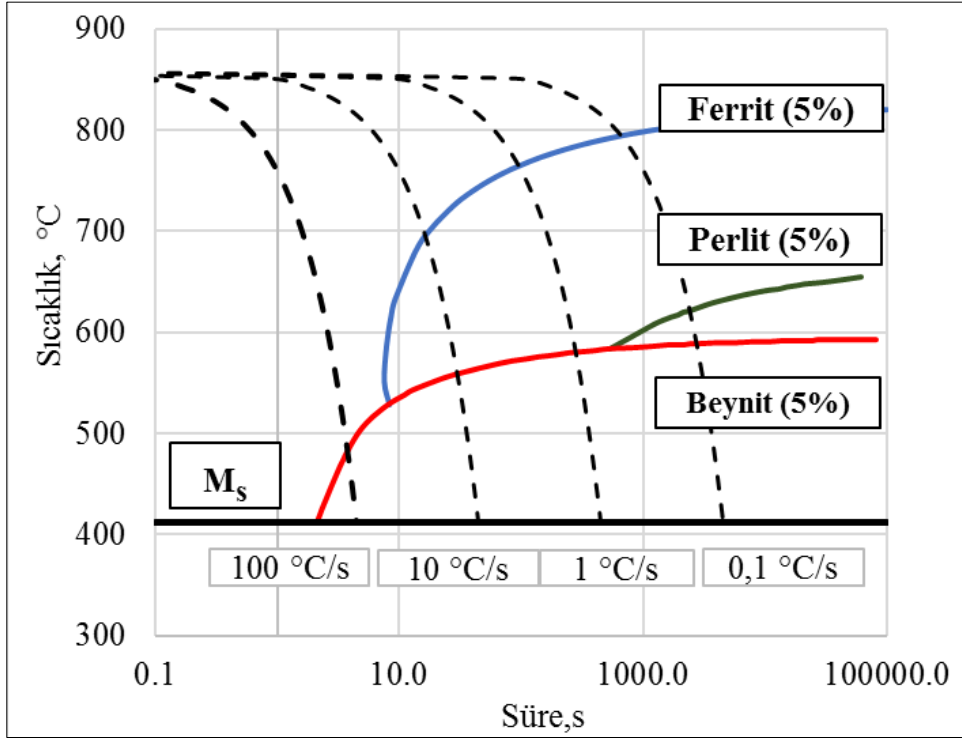


Şekil 5.51 : B kalitesi tane sınırı yönelim farkı dağılımı, a) B1.1 ve B1.2, b) B2.1 ve B2.2.

5.3.8 JMat Pro analizleri

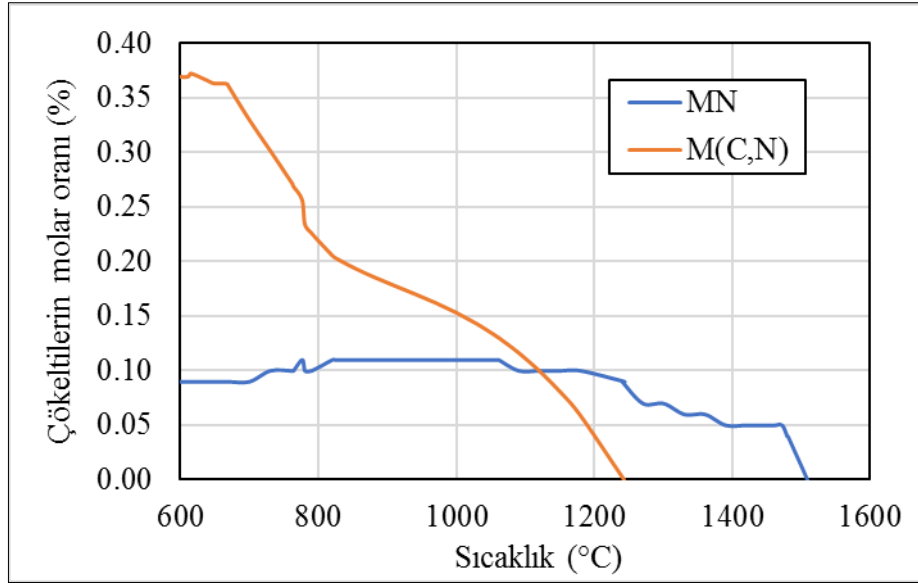
A kalitesinden üretilen A1.1 nolu bobinde haddelemenin sonlandığı sıcaklık 850-860°C aralığındadır. Bobinin sarım sıcaklığı kuyrukta 450°C sıcaklığı seviyesindedir. Üretilen slabın fırında kalma sıcaklığı (ostenitleme sıcaklığı) 1250-1300°C sıcaklık

aralığındadır. İlgili sıcaklık aralıkları düşünülerek ve ostenit tane boyutu 2 μm kabul edilerek Şekil 5.52’deki CCT diyagramı çizilmiştir.



Şekil 5.52 : A kalitesine ait CCT diyagramı.

A kalitesinden üretilen 5 mm kalınlıklı A1.1 nolu bobinde duşlu masa soğutma hızı 50 – 55°C/s aralığındadır. Ferrit oluşumunun önlenmesi için gereken soğutma hızı 40°C/s olduğundan duşlu masa soğutma sisteminin imkanları sayesinde A1.1 nolu düşük sarım sıcaklıklı bobinde beynitik bir mikroyapı elde edilebilmiştir. A kalitesinde JMatPro ile hesaplanan martenzit başlangıç sıcaklığı 425°C seviyesindedir ve bu değer bobinin son sarım sıcaklığı olan 450°C’nin altındadır. A1.1 nolu bobindeki çökeltilerin molar oranları JMatPro ile tespit edilmiştir. Şekil 5.53’te MN ibaresiyle gösterilen çökelti 1400-1600°C arasında çökelen (Ti,Nb)(C,N) karbonitrür partikülleridir. İlgili fazlar Titanyumca zengin partiküllerdir. M(C,N) ibaresiyle gösterilen çökelti ise 1200-1300°C arasında çökelen (Ti,Nb)C partikülleridir. Bu fazlar Niyobyumca zengindir. Sıcak haddeleme koşulları altında ostenit içerisinde çözündürülen niyobyum ve niyobyumca zengin çökelti deformasyon altında yeniden kristallenmeyi geciktirirken, katılaşma esnasında çökelen Titanyumca zengin fazlar ise ostenitleme fırınında ostenit tane büyümesini geciktirmektedir.



Şekil 5.53 : A kalitesinden üretilen A1.1 nolu bobinde Sıcaklığa göre çökeltilerin % molar oranı.

MN ile gösterilen partiküller döküm esnasında çökelmeye başlayan titanyum ve azotca zengin partiküllerdir ve tane boyutları da daha düşük sıcaklıkta çökelen niyobyumca zengin çökeltilerden fazladır. Mikroyapı incelemelerinde belirlenen kübik formda ve sarı renkte 1-5 μ arasındaki fazların MN fazları olduğu değerlendirilmektedir. SEM analizlerinde parlak beyaz renkte ve ağırlıklı küresel formda olan fazların Niyobyumca zengin nanometre mertebesinde (Nb, Ti)C fazları olduğu değerlendirilmektedir.

A hedef kimyasal bileşiminde üretilen bobinlerden yapılan mekanik testlerde ortaya çıkan sonuçları açıklayabilmek için MatCalc yazılımı 5.42 versiyonu kullanılmıştır. Yazılımda veri tabanı olarak “mc_fe_v2.017.tdb” kullanılmıştır. Bu hesaplamalarda, A kalitesinde üretilen A1.1 nolu bobinde 400 ve 600°C’de 1 saat tutma şeklinde yapılan izotermal ısı işlemlerde, (Ti,Nb)C partiküllerinin beynitik ferrit ana yapı tane sınırlarında çökelediği varsayılmıştır. İkincil faz partiküllerinin maksimum oranda çökelediği sıcak haddeleme ve soğutma parametrelerinin etkilerini hesaplayabilmek için yaklaşık 1100°C deki ostenitin termodinamik denge kompozisyonu başlangıç durumu olarak kabul edilmiştir. MatCalc çalışması için beynitik ferrit plakalarının ortalama boyutu 2 μ m, tane uzama faktörü 2 ve dislokasyon yoğunluğu 10^{12} m^{-2} olarak alınmıştır. Hesaplamalar sonucu çökelti hacim oranının $7 \cdot 10^{-5}$ ve ortalama partikül tane boyutunun 10 nm mertebesinde olduğu sonucuna varılmıştır.

600°C deki bir saatlik ısı işlem sonrasında çözeltide kalan Nb’un başlangıç durumuna göre %50, Ti’un ise %30 azaldığı değerlendirilmiştir. Hesaplamalarla, 400°C deki ısı

işlemin çökelme prosesi için yeterli olmadığı bulunmuştur. Bu durum, mekanik test sonuçları ile termodinamik hesaplamaları doğrulamaktadır.

Kaba hadde sıcaklıklarında azotun büyük bir kısmı iri taneli (Ti,Nb)(C,N) partikülleri oluşturmak için çökelmekte ve haddelemenin ilerleyen kademelerinde süre daha kısa olduğundan bu partiküller daha fazla çökelememektedir.

600°C deki bir saatlik ısıtım işlem sonrası yapılan mekanik testlerde akma ve çekme mukavemetindeki artışta ince taneli çökeltilerin etkisini incelemek için Ashby-Orowan eşitliğinden faydalanılmıştır;

$$\Delta\sigma_{y\,ppt}[MPa] = 10,8 \frac{\sqrt{f_v}}{d} \ln \left(\frac{d}{6,25 \times 10^{-4}} \right) \quad (5.2)$$

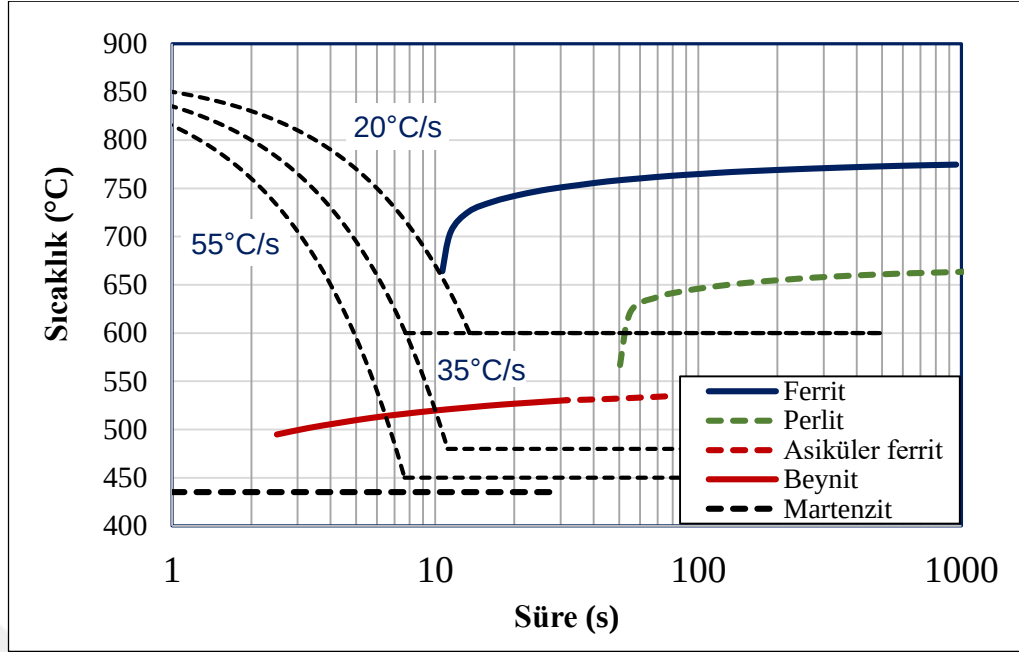
Yukarıda verilen formülde; d: ortalama tane boyutu (µm) ve f_v ikinci fazın partikül oranıdır. MatCalc simülasyonu ile 600°C deki bir saatlik ısıtım işlem sonrası çökelme sertleşmesi etkisi ile 25-30 MPa'lık bir mukavemet artışı hesaplanmıştır.

A kalitesi kimyasal bileşiminde bulunan vanadyum elementi kinetik hesaplamalara dahil edilmekle beraber, ısıtım işlem sıcaklığı ve süresinin kısa olması nedeniyle çökelme hacim oranına katkı sağladığı, fakat Ti-Nb karbo-nitrür partikülleri içerisine giremediği değerlendirilmiştir.

B kalitesinden üretilen 6 mm kalınlıklı B1.1, B1.2 ve 10 mm kalınlıklı B2.1, B2.2 nolu bobinlerin CCT diyagramı Şekil 5.54 'de görülmektedir. B kalitesinden üretilen B1.1 ve B2.1 nolu bobinler 450°C civarı sarılma sıcaklığında, B1.2 ve B2.1 nolu bobinler 600°C civarı sarılma sıcaklığında sarılmıştır.

İlgili sarılma sıcaklıklarında B1.1, B1.2, B2.1 ve B2.1 nolu bobinler için duşlu masada hesaplanan soğuma hızları sırasıyla 55°C/s, 35°C/s, 34°C/s ve 21°C/s seviyesindedir. Görüleceği üzere, B1.2 ve B2.1 nolu bobinler farklı sarılma sıcaklıkları ve kalınlıklarına rağmen, duşlu masadaki soğuma hızları birbirine yakındır. Fakat, B1.2 nolu bobindeki yüksek sarılma sıcaklığı nedeniyle B2.1 nolu bobine göre daha yüksek oranda ferrit içerdiği değerlendirilmiştir.

CCT eğrileri çizilirken (son hadde sıcaklığı 870°C, %30 sıcak deformasyon ve 2 mikron ostenit tane boyutu kabul edilerek) bobinlerin sarım sıcaklığına kadar sürekli soğuma eğrileri çizilmiş, sonrasında bobinlerin gerçek soğuma süreçleri değerlendirilerek izotermal sıcaklık eğrileri ile devam edilmiştir.



Şekil 5.54 : B kalitesinden farklı soğuma hızlarında üretilen bobinlerin CCT diyagramı.

B kalitesi kimyasal bileşimine ve ostenit tane boyutuna göre hesaplanan beynit başlangıç sıcaklığı yaklaşık 485°C civarındadır.

İlgili sıcaklık, düşük sarılma sıcaklıklı B1.1 ve B2.1 nolu bobinlerde beynit oluşumu için yeterlidir. Aynı zamanda, bobinin orta bölgesine denk gelen yerlerde bir miktar ferrit oluşumu da mümkündür.

Benzer şekilde, sarılma sıcaklığı yüksek olan B1.2 ve B2.2 nolu bobinlerde ferrit fazı şerit henüz duşlu masa üzerindeyken oluşmaya başlar ve faz dönüşümü bobin sarma ile beraber tamamlanır.

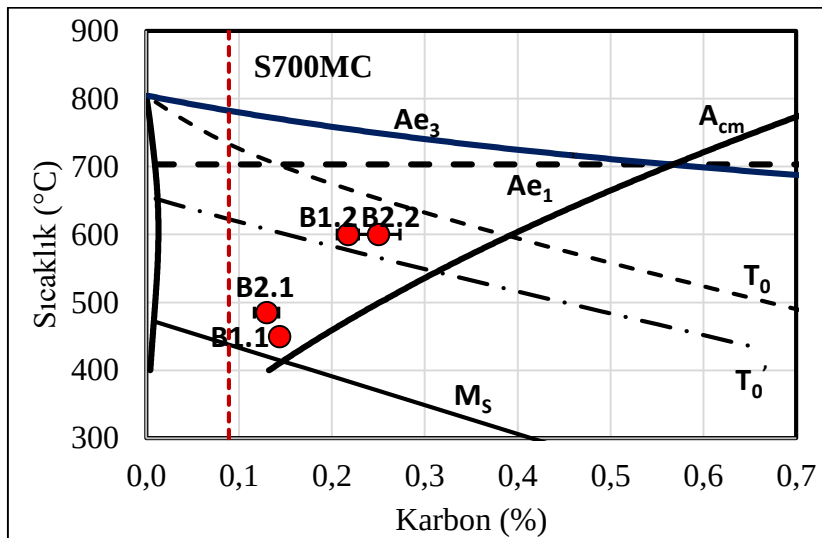
Bobin sarmada sarılan yüksek sarım sıcaklıklı bobinlerde soğuma hızı düşüktür ve sonuç olarak, arayer karbon atomunun ferritten uzaklaştırılıp ostenit içerisinde homojen bir şekilde dağılabilmesi için yeterli zaman elde edilmiş olur. İlavenen, mangan gibi kısmen çökelen diğer elementlerde ostenitin kararlılığını daha fazla arttırmış olur.

Ostenitteki karbon zenginleşmesini kabaca hesaplamak için mikro yapı analizine dayanarak bir çalışma yapılmıştır. Bu çalışmada, ferrit oluşumu ile karbonun tamamen ayrıştığı, beynitte ise karbonun kaldığı ve karbon ayrışmasının yalnızca beynitik ferrit ünitelerinin oluşması ile gerçekleştiği varsayılmıştır. B1.1 - B2.1 nolu bobinlerde karbon % 0,089 ve B2.1 - B2.2 nolu bobinlerde karbon % 0,066 seviyesindedir. Basit

kütle hesabıyla, B1.1 ve B2.1 nolu bobinlerde beynit dönüşümü öncesinde ostenitteki % C miktarı sırasıyla 0,14 ve 0,13 olarak hesaplanmıştır. Fakat, B1.1 nolu bobinde düşük sarım sıcaklığı nedeniyle beynit dönüşümü bobin sarma öncesinde gerçekleşmiştir. Yüksek sarım sıcaklıklı B1.2 ve B2.2 nolu bobinlerde ferrit düşü masa üzerinde oluşur, fakat faz dönüşümü bobin sarma sonrası devam eder.

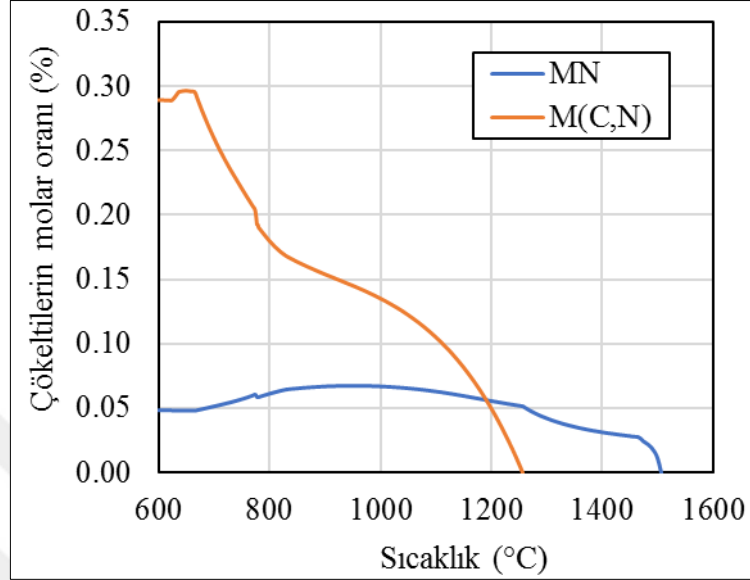
Kütle hesabıyla B1.2 ve B2.2 nolu bobinlerde ostenit içindeki yüzde karbon sırasıyla 0,22 ve 0,25'dir. B1.2 ve B2.2 nolu bobinlerde beynit yerine martenzitin bulunmasıyla ilgili açıklama için kısıtlı denge diyagramından (paraequilibrium) faydalanılmıştır. Aşağıda verilen kısıtlı denge diyagramı üzerinde, B kalitesinden üretilen 4 adet bobinde ferrit oluşumu sonrasında ostenitte bulunan karbon miktarını ve bobinlerin sarılma sıcaklıklarını temsil eden kırmızı renkteki noktalar işaretlenmiştir. Görsel üzerindeki A_{cm} eğrisi boyunca denge koşullarında karbür çökmesi olmaktadır. T_0 çizgisi boyunca ostenit ve ferrit aynı kompozisyona ve eşit gibbs serbest enerjisine sahiptir ve bu sıcaklık üzerinde herhangi bir kayma şeklinde faz dönüşümü olmamaktadır. Grafikteki T_0' çizgisi ise beynit oluşumu için gerekli üst limiti temsil etmektedir.

Grafik üzerindeki (Şekil 5.55) B1.2 ve B2.2 noktaları A_{cm} eğrisinin hemen solunda kalmaktadırlar. Bu noktalarda herhangi bir sementit çökmesi beklenmemektedir. Ostenit bu noktalarda diğer Mn, Mo ve Cr gibi elementlerin de katkısıyla kararlıdır. Bu bölgede, beynit dönüşümü başlamakla beraber, ostenitin kararlı olması nedeniyle beynit dönüşümü tamamlanamamaktadır.



Şekil 5.55 : B1.1., B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobinlerin % C ve Sıcaklığa göre kısmi denge diyagramı.

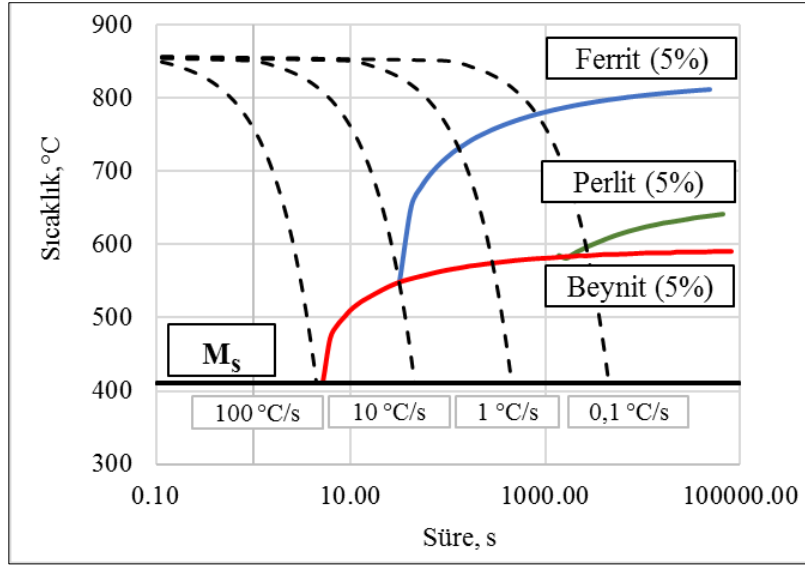
B kalitesinden üretilen bobinlerde çökelen karbo-nitrür fazları için JMatPro ile Şekil 5.56'daki grafik çizilmiştir. İlgili grafik, çökeltilerin çökeltme sıcaklıkları ve molar oranları açısından A kalitesi ile benzerlik göstermektedir.



Şekil 5.56 : B kalitesinden üretilen bobinlerde Sıcaklığa göre çökeltilerin % molar oranı.

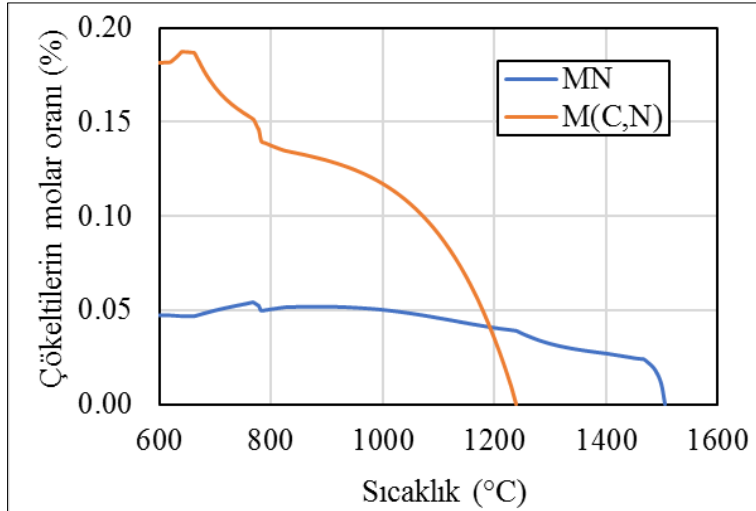
Borlu C kalitesinden üretilen C1 ve C2 kimyasal bileşimli dökümlere ait CCT grafiği Şekil 5.57'de verilmiştir. C kalitesinde sarım sıcaklığı ile ilgili bir deneme yapılmamıştır. Hedef son haddeme çıkış sıcaklığı ve bobin sarım sıcaklıkları sırasıyla 880°C ve 450°C'dir. Üretilen bobinler 6-8 ve 10 mm kalınlığındadır. Duşlu masada ilgili kalınlıklar için şerit soğuma hızları (°C/s) 6 mm kalınlıkta 35 – 40, 8 mm kalınlıkta 25-30 ve 10 mm kalınlıkta 20-25 arasındadır.

C kalitesi CCT grafiğinden görüleceği üzere 10 ile 100°C/s soğuma hızları arasında ferrit burnu sağda kalmakta ve 10°C/s soğuma hızı üzerinde ağırlıklı beynitik bir mikroyapı öngörülmektedir. Bor elementinin bir özelliği olan beynit oluşumuna katkı verme durumu C kalitesinde CCT grafiğiyle ve mikroyapı incelemeleriyle görülmektedir. C kalitesinde martenzit oluşumu için gerekli sıcaklık 400-415°C arasındadır. Bor etkisiyle beynitik-martenzitik dönüşüm için gerekli soğutma hızları duşlu masa üzerinde sağlanabilmektedir.



Şekil 5.57 : C kalitesinden üretilen C1 ve C2 bileşimine sahip bobinlerin CCT diyagramı.

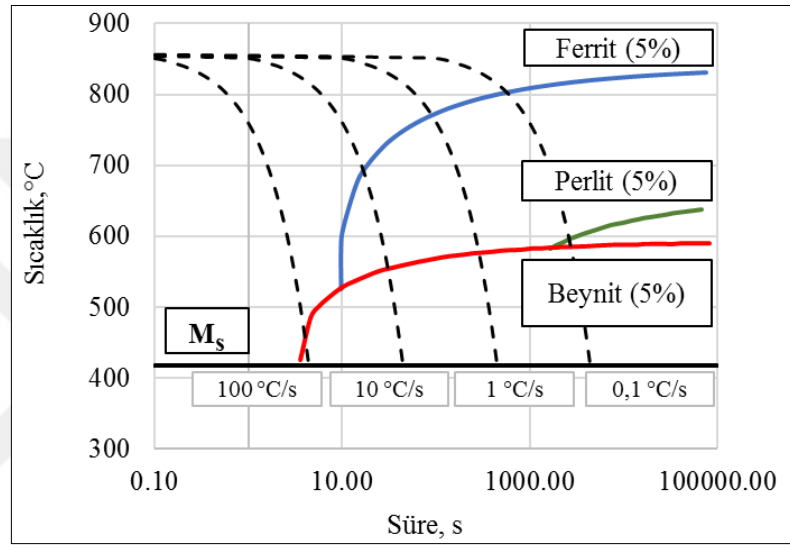
C kalitesinden üretilen bobinlerde çökelen karbo-nitrür fazları için JMatPro ile çizdirilen grafik Şekil 5.58’de verilmiştir. İlgili grafik, çökeltilerin çökme sıcaklıkları ve molar oranları açısından A ve B kalitesi ile benzerlik göstermekle beraber C kalitesinde $M(C,N)$ fazları molar oranları % 0,15-0,25 aralığındayken B kalitesinde bu oran % 0,25-0,30 aralığındadır. MN fazları ise B ve C çelik kalitesinde % 0,05 civarındadır.



Şekil 5.58 : C kalitesinden üretilen bobinlerde Sıcaklığa göre çökeltilerin % molar oranı.

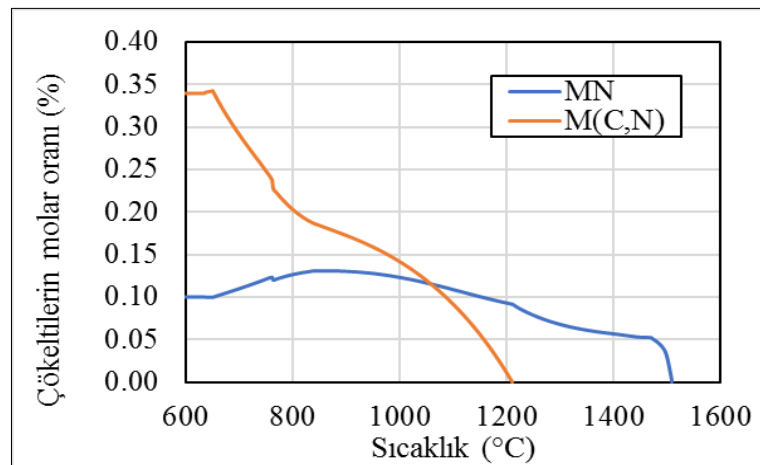
D kaliteli dökümlerde A ve B kalitesi gibi kimyasal bileşiminde bor bulunmamakla beraber bu iki kaliteden farklı olarak içerisinde nikel bir miktar daha fazladır. Bu kimyasal bileşimde nikelin tokluk artırma özelliğinden yararlanılmak istenmiştir.

D kalitesinde üretilen bir adet bobinde bobin ortasında 700°C gibi yüksek bir sıcaklık bölgesinden ve bobin sonunda 450°C gibi düşük bir sıcaklık bölgesinden alınan numunelerden incelemeler yapılmıştır. Çekme ve darbe testi sonuçlarına göre düşük sıcaklıklı bölgede çekme mukavemeti daha düşük, fakat darbe enerjisi daha yüksek çıkmıştır. D kalitesinden üretilen döküme ait CCT grafiği Şekil 5.59'da verilmiştir. Grafikten görüleceği üzere düşük sarılma sıcaklığı bölgesinde beynit için yeterli soğutma hızları söz konusuyken yüksek sıcaklık bölgesinde beynit oluşum sıcaklıkları üzerinde kalınmakta ve ferritik bir yapı ön görülmektedir.



Şekil 5.59 : D kalitesinden üretilen bobinin CCT diyagramı.

D kalitesinden üretilen bobinlerde çökelen karbo-nitrür fazları için JMatPro ile çizdirilen grafik Şekil 5.60'ta verilmiştir. İlgili grafik, çökeltilerin çökelme sıcaklıkları ve molar oranları açısından A kalitesi ile benzerlik göstermektedir.



Şekil 5.60 : D kalitesinden üretilen bobinlerde Sıcaklığa göre çökeltilerin % molar oranı.

M(C,N) fazları molar oranları A kalitesinde % 0,35-0,40 aralığındayken D kalitesinde bu oran % 0,35-0,40 aralığındadır. MN fazları ise D ve A çelik kalitesinde %0,10 civarındadır.

5.4 Deney Sonuçlarının İrdelenmesi

Düşük karbonlu ve yüksek dayanımlı mikro alaşımlı çeliklerde kimyasal bileşimin, haddeleme pratiklerinin ve tavlama ısısıl işleminin mikro yapı ve mekanik özelliklere etkisini incelemek amacıyla çalışmalar yapılmıştır.

Geliştirilen çeliğin kimyasal bileşiminde bor katkısı olup olmamasına, sıcak haddelemede düşük ve yüksek bobin sarım sıcaklıklarına ve tavlama ısısıl işlemi sıcaklıklarına göre mikro yapı ve mekanik özelliklerin değiştiği tespit edilmiştir.

Kimyasal bileşiminde bor bulunmayan düşük bobin sarım sıcaklıklı çelikte (A hedef analizinde üretilen A1.1 nolu bobin), 400 °C ‘de 1 saat yapılan izotermal ısısıl işlemlerde mekanik özellikler açısından önemli değişimler olmamıştır. 600 °C ve 1 saat yapılan tavlama ısısıl işleminde ise, akma ve çekme mukavemetlerinde belirgin bir artış, buna karşın darbe enerjisinde belirgin düşüş olmuştur. Optik ve elektron mikroskobu ile yapılan incelemelerde; çelik üretimine bağlı sahip olduğu beyritik mikro yapının, 600 °C ‘de bozulmaya başladığı, tane irileşmesi olduğu ve çökelmiş karbür partikülü sayısının arttığı görülmüştür.

Literatürde, Gorka’nın 2013 yılında yapmış olduğu “Isıl işlemin termo mekanik olarak haddelenmiş çeliğin özelliklerine etkisi” isimli çalışmasında; S700MC kalite bir çeliğin darbe enerjisinin, 600 °C sıcaklıkta yapılan ısısıl işlemin etkisiyle yaşlanması nedeniyle, ısısıl işlem yapılmamış çeliğe göre, düştüğü belirlenmiştir (Gorka, 2013). Dolayısıyla, çalışmalarımızın bir sonucu olan, 600 °C ‘de tavlama ısısıl işlemi etkisiyle darbe enerjisinin düşmesinde, çeliğin yaşlanmasının etkili olduğu değerlendirilmiştir. Tokluğun düşmesinde, buna ilave olarak, ısısıl işlem ile mikro yapıda tane irileşmesinin ve ikincil sertleşmenin etkisi vardır.

Misra ve arkadaşlarının 2005 yılında yaptıkları “Yeni bir 770 MPa sıcak haddelenmiş Nb-Ti mikro alaşımlı çeliğin mikro yapısal incelemesi” isimli makalesinde; ürettikleri çeliğin mikro yapısında iri taneli (Ti,Nb)N, ince taneli (Nb, Ti)C çökeltileri ve tokluk üzerinde olumsuz etkileri olan ortorombik kristal yapılu Fe₃C fazının varlığını not etmişlerdir (Misra ve diğ., 2005). Çalışma kapsamında üretilen çeliğin (A hedef

bileşiminde üretilen A1.1 nolu bobin) mikro yapısında, termo dinamik hesaplamalar ve SEM incelemeleriyle belirlenen TiN, (Ti,Nb)(C, N) ve (Ti, Nb)C çökeltilerinin varlığı bu literatür ile örtüşmektedir. Tavlama ısı işlemi ile yeni çökelti partiküllerinin oluşacağı ve mukavemet artışına bir miktar katkı sağlayacağı değerlendirilmiştir.

Salloom ve Srinivasan 'ın 2019 yılında yaptıkları "Stokiyometrik olmayan epsilon ϵ -Fe_{2.4}C karbürün elastik sabitleri ve yapısal kararlılığı" isimli çalışmada; uygun kimyasal kompozisyon, ısı işlem sıcaklığı ve süresinde mikro yapıdaki karbonun hegzagonal epsilon karbür veya ortorombik η -Fe₂C olarak çökelebileceğini belirtmişlerdir. İlgili çalışmada, iğnemsiz ve ince taneli epsilon karbür fazının akma mukavemetini arttırdığı not edilmiştir (Salloom ve Srinivasan, 2019). Yapılan çalışma kapsamında, 600 °C 'de tavlama ısı işlemi sonrasında, mikro yapıda bir miktar tane irileşmesine rağmen, mikroskobik incelemelerde belirlenen, karbür partikül sayısındaki artışın, literatürle uyumlu olarak, mukavemet artışına katkı sağladığı değerlendirilmiştir.

800°C ve üzerindeki sıcaklıklarda yapılan tavlamalarda, ostenitin kısmen veya tamamen dönüşümü gerçekleşmektedir (A_{e3} : ~825°C). 800 °C 'de 1 saat sürede yapılan tavlama bey nitik yapı bozulmuş ve mikroyapıdaki tüm sementit partikülleri çözülmüştür. Sonrasında, çeliğin mikro yapısı, yavaş soğuma sürecinde, ferrit-perlit karışımı bir mikro yapıya dönüşmüştür. Oluşan bu yapı da, beklendiği gibi, çeliğin akma ve çekme mukavemetlerini düşürmüştür.

Özetle; çalışma kapsamındaki çelikte (A hedef bileşiminde üretilen A1.1 nolu bobin), 600 °C 'de tavlama ısı işlemi sonrasında akma ve çekme mukavemetlerindeki artışta; çökelti sertleşmesi, bey nitik ferrit mikroyapıda aşırı doymuş karbonun epsilon karbür olarak çökmesi ve yaşlanma mekanizmasının etkili olduğu değerlendirilmiştir.

Kimyasal bileşiminde bor bulunmayan, düşük ve yüksek bobin sarım sıcaklıklı çelikte (A ve B hedef bileşiminde üretilen bobinler); bobin sarım sıcaklığının yükselmesi ile akma mukavemeti değişmezken çekme mukavemeti büyük oranda artmakta, akma/çekme oranı düşmektedir. Düşük bobin sarım sıcaklığında darbe enerjileri daha yüksektir. Düşük sarım sıcaklıklı bobinlerin çekme testi eğrilerinde süresiz akma görülürken, yüksek bobin sarım sıcaklıklı bobinlerde süresiz akma yerine, çift fazlı jant çeliklerinde görüldüğü gibi, sürekli akma görülmektedir. Düşük sarım sıcaklıklı

bobinler beynit ağırlıklı bir mikro yapıya sahipken, yüksek sarım sıcaklıklı bobinler ferrit + manzenitik bir mikro yapıya sahiptir. İlgili yüksek ve düşük bobin sarım sıcaklıklı çeliklerden alınan numunelerin 600 °C ‘de tavlama ısı işlemi sonrasında darbe enerjileri düşmektedir. Yüksek bobin sarım sıcaklıklı çelikte düşme oranı daha düşüktür.

Patra ve arkadaşlarının 2017 yılında yaptıkları “Ti-Nb mikro alaşımlanmış çok yüksek mukavemetli çeliğin mikro yapı ve mekanik özelliklerine bobin sarım sıcaklığının etkisi” isimli çalışmada; ince slab döküm yöntemi ile çelik bobinler 520°C ve 580°C bobin sarım sıcaklıklarıyla üretilmiştir. Yaptıkları çalışmada yüksek bobin sarım sıcaklığı ile daha ince taneli bir mikro yapı elde edildiği ifade edilmiştir. Bu yapıya neden olan mekanizma; düşük soğuma hızı ve yüksek sıcaklık sayesinde karbon atomunun difüzyonunun kolaylaşması ve daha fazla çökelti oluşmasına katkı sağlaması ve bu çökeltilerin tane sınırları hareketini kısıtlayarak tane büyümesini engellemesi olarak açıklanmıştır. Mekanik test sonuçları olarak da, akma-çekme mukavemetleri ve darbe enerjilerinin yüksek bobin sarım sıcaklığında daha yüksek olduğu rapor edilmiştir. Mikro yapıda, her iki sarım sıcaklığında da poligonal ferritik bir mikro yapı belirlenmiştir (Patra ve diğ., 2017). Bir diğer literatür çalışmada, Challa ve arkadaşları “Nb-Ti ile mikro alaşımlandırılmış ince slab döküm çelikte mikro yapı ve mekanik özelliklere bobin sarım sıcaklığının etkisini incelemiştir. Bu çalışmada, bobin sarım sıcaklıkları 579 °C ve 621 °C ‘dir. Yaptıkları çalışmada, düşük sarım sıcaklığında üretilen bobinlerde çökeltilerin nispeten daha ince ve mikro yapıda daha homojen dağıldığı belirlenmiştir. Sarım sıcaklığının düşük olması ve bobin sarma prosesinde beynit dönüşümünün getirdiği yüksek yoğunluklu dislokasyonlar nedeniyle bu şekilde bir mikro yapı elde edildiği değerlendirilmiştir. Düşük bobin sarım sıcaklığında çelikte beynit ağırlıklı bir mikro yapı görülürken, yüksek bobin sarım sıcaklığında poligonal ferrit ağırlıklı bir mikro yapı görülmüştür. Mekanik test sonuçları olarak, akma mukavemetinin, yüksek bobin sarım sıcaklığında üretilen çelikte, çekme mukavemetinin, düşük bobin sarım sıcaklığında üretilen çelikte daha yüksek olduğu rapor edilmiştir. Darbe enerjilerinin, düşük bobin sarım sıcaklıkla üretilen çelikte daha yüksek olduğu belirtilmiştir. Challa ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada, düşük sarım sıcaklığı ile üretilen çelikte, yüksek sarım sıcaklığı ile üretilene göre daha yüksek çekme mukavemeti değerlerinin elde edilmesi, düşük sarım sıcaklığının beynit oluşum sıcaklık aralığında olması nedeniyle beynitin yüksek

olması ve poligonal ferritin daha düşük oranda olmasıyla açıklanmıştır. Yüksek oranda beynit çekme mukavemetini arttırmıştır. Akma mukavemetinin, düşük sarım sıcaklığı ile üretilen bobinde, yüksek sarım sıcaklığı ile üretilen haline göre daha düşük olması ise, beynitik mikro yapıda bulunan az miktardaki ferrit fazından kaynaklanmaktadır. Beynit yapısının yüksek dislokasyon yoğunluğu mukavemet ve tokluğu arttırmıştır (Challa ve diğ., 2014). Natarajan ve arkadaşlarının 2016 yılında yapmış oldukları “Ti-Nb yüksek mukavemetli mikro alaşımlı çeliğin mekanik özellikleri ve mikro yapısına sarım sıcaklığının etkisinin belirlenmesi: çökeltme ve beynitin yarışan etkisi” isimli çalışmasında; 520 °C ve 600 °C olarak iki farklı bobin sarım sıcaklığı seçilmiştir. Önceki iki literatür çalışmasından farklı olarak, ince slab döküm yöntemi yerine sıcak sac haddeleme yöntemiyle bobinler üretilmiştir. Çeliğin mikro yapısında; düşük bobin sarım sıcaklığında ağırlıklı beynitik, yüksek bobin sarım sıcaklığında ise ağırlıklı poligonal ferritik bir yapı elde edilmiştir. Mekanik test sonuçları olarak; yüksek bobin sarım sıcaklığına sahip çeliğin, akma mukavemeti daha belirgin olmak üzere akma ve çekme mukavemetlerinin daha yüksek olduğu belirtilmiştir. Buna neden olan mekanizma; yüksek sarım sıcaklıklı bobinde görülen poligonal ferrit fazı içinde çökelti partiküllerinin sayısının düşük sarım sıcaklıklı bobine göre daha fazla olması ile açıklanmıştır (Natarajan ve diğ., 2016).

Kimyasal bileşiminde bor bulunmayan, ancak başlangıç kompozisyonuna göre daha fazla alaşım elementi bulunan ve düşük bobin sarım sıcaklığı ile üretilen çelikte görülen beynitik mikro yapı ve ulaşılan daha yüksek darbe enerjisi değeri literatür bilgileri ile de uyumludur.

Literatürde; 580 °C ve civarı bobin sarım sıcaklıklarında akma ve çekme mukavemetlerinin, daha düşük sarım sıcaklıklarına göre, yüksek olduğu konusunda genel bir bilgi bulunmaktadır. Düşük bobin sarım sıcaklıklarında görülen beynitik mikro yapıda kalan az miktar ferritte çekme testi esnasında dislokasyon yoğunlaşması ve akmanın erken gerçekleşmesi sonucunda akma mukavemetinin düştüğü, yüksek bobin sarım sıcaklıklarında ferritik mikro yapı ve buna eşlik eden çok sayıda çökelti ile akma ve çekme mukavemetinin arttığı değerlendirilmiştir. Beynitik mikro yapının çekme mukavemetini arttırdığı da not edilmiştir. Bu çalışma kapsamında yüksek sarım sıcaklığı ile üretilen çeliğin çekme mukavemeti değeri, literatürle uyumlu olarak, düşük sarım sıcaklığı ile üretilene göre daha yüksek iken, akma mukavemeti değerinde belirgin bir fark olmamıştır.

Zhang ve arkadaşlarının 2011 yılında yapmış oldukları “Nb-Ti-B mikro alaşımlı düşük karbonlu ve 700 MPa ve üzerinde akma mukavemetli çeliklerin araştırılması isimli çalışmada, bileşiminde %0.08 C, %1.8 Mn, %0.06 Nb ve %0.13 Ti bulunan bir çelikten 8 ve 10 mm kalınlığında parçalar üretmişlerdir. Ürettikleri 10 mm kalınlıklı ve 570 °C sarım sıcaklıklı bobinden çekme testleri yapmışlardır. Testlerin sonuçlarına bağlı olarak, akma/çekme mukavemeti oranı düşük, akma mukavemeti düşük, çekme mukavemeti çok yüksek olduğu rapor edilmiştir. Bu sonucu, mikro yapıda martenzit adacıkları olmasına bağlamışlardır. Çalışma kapsamında, yüksek bobin sarım sıcaklığı ile üretilen çelikte, akma/çekme mukavemeti oranının, düşük bobin sarım sıcaklığı ile üretilene göre, düşük olması, çekme mukavemetinin çok yüksek olması ve çekme testinde çift fazlı çeliklerde görüldüğü gibi süreksiz akma görülmemesi, martenzitik fazlı mikroyapılarla ilişkilendiren literatürle uyumludur. Yapılan SEM ve EBSD çalışmaları da martenzitik fazların varlığını kanıtlamıştır (Zhang ve diğ., 2011).

Çelikte, yüksek bobin sarım sıcaklığında (Bs sıcaklığının üzerinde), ferritik mikro yapı ve karbür-nitrür çökeltiler yerine, ferrit + martenzitik bir mikro yapı görülmesi, literatürde, “tamamlanmamış beynit dönüşümü kavramı” ile açıklanmaktadır. Aaronson ve arkadaşlarının çelikte tamamlanmamış dönüşüm kavramı üzerine 2006 yılında yaptıkları çalışmada, tamamlanmamış dönüşüm, kaldıraç kuralı (lever rule) ile, ön görülen ostenit - ferrit dönüşüm oranından önce ferrit dönüşümünün (a:γ tane sınırlarında karbür çökmesi eksikliğinde) geçici olarak durması olarak tanımlanmıştır (Aaronson ve diğ.,2006). Igwemezie ‘nin 2014 yılında yapmış olduğu mühendislik uygulamaları için beynitik çeliklerin gelişimi isimli çalışmada, ostenitten ferrite dönüşümde iki tip atomik mekanizmadan bahsedilmiştir. Bunlar; yeniden oluşturucu (atomlar arası bağların kopması, atomların yeniden düzenlenmesi ile yeni bir doku oluşması ve yer değiştirici (başlangıç örgünün homojen deformasyonu sonrası yeni bir kristal yapısı oluşması) mekanizmalardır. İlgili çalışmada; beynitik dönüşümlerin yer değiştirici mekanizma ile oluştuğu ve bu dönüşümlerin belli bir zaman skalasında difüzyonun mümkün olmadığı aralıkta gerçekleştiği belirtilmiştir. Beynit oluşumu için; Bs sıcaklığı altına soğutulan ostenitten ilk önce beynitik ferrit plakalarının oluşması, bu plakalar içinde kalan aşırı karbonun ostenite geçmesi ve daha sonra ostenit içerisindeki bu karbonun karbür olarak çökmesi gerekmektedir. Şayet, ostenit içerisindeki karbon konsantrasyonu T_0 (sıfır dönüşüm sıcaklığı) eğrisine ulaşırsa beynit büyümesi durur. Bu eğri üzerinde

ostenit ve ferrit aynı kompozisyona ve serbest enerjiye sahiptir. Beynit büyümesinin devam edebilmesi için sıcaklığın T_0 sıcaklığının altında olması gerekmektedir. Bir başka deyişle, ostenit içerisindeki karbon kontrastasyonunun T_0 eğrisinin solunda kalması gerekir. Beynit oluşumu için ilk aşama beynitik ferrit plakalarının oluşumudur. Bu plakaların oluşumu esnasında bir gerilim enerjisi de açığa çıkmaktadır. Bu enerjinin genellikle ferrit eğrisinin serbest enerjisini arttırdığı değerlendirilir. Bu enerji literatürde, aşağı yukarı 400 J/mol seviyesinde verilir. Bu enerjiden kaynaklı olarak T_0' sıcaklığı tanımlanır ve bu eğri üzerinde karbon konsatrasyonu T_0 a göre bir miktar daha düşüktür (Igwemezie, 2014). Li ve arkadaşlarının 2020 yılında yaptıkları; Beynitik dönüşüm hesaba katılarak Q&P çeliklerinde kalıntı ostenitin modellenmesi ve bunun optimum koşullarla eşleşmemesinin doğrulanması isimli çalışmasında; ostenitin karbonca zenginleşmesi üzerine yapılan ölçümlerle T_0 eğrisinin, T_0' a göre daha tutarlı olduğu belirlenmiştir (Li ve diğ., 2020). Tez numunelerinin % Karbon-Sıcaklık paraequilibrium denge diyagramında, düşük sarım sıcaklıklı B1.1 ve B2.1 nolu bobinlerde T_0' nün solunda kalınmış ve beynitik dönüşüm tamamlanmıştır. Yüksek sarım sıcaklıklı B1.2 ve B2.2 nolu bobinlerde ise Acm eğrisinin solunda ve T_0' nün sağında kalınarak sememtit çökmesi gerçekleşmemekte ve beynit dönüşümü tamamlanamamaktadır. Bu sebepten, nihai mikro yapı ferrit-martenzit şeklinde olmaktadır.

Altuna ve arkadaşlarının 2012 yılında yayınladıkları termo mekanik haddeleme sonrası ferrit içindeki Nb' un çökmesi, kısım 2 çalışmasında Nb ile alaşımlandırılmış 3 farklı çelikte bobin sarım sıcaklığı ve çekme mukavemeti ilişkisini incelemiş ve burada; bobin sarma sonrası çözeltide kalan Nb' miktarı arttıkça çekme ve akma mukavemetlerinin arttığı belirlenmiştir (Altuna ve diğ., 2012).

Yüksek sarım sıcaklıklı numunelerin çekme mukavemetinin çok yükselmesinde ferritik+martenzitik mikro yapının yanısıra, yüksek bobin sarım sıcaklığı ve düşük soğutma hızı sayesinde çözeltide kalan Nb' un haddeleme ve bobin sarma sonrası çökmesinden geldiği değerlendirilmiştir.

Kimyasal kompozisyonunda bor içermeyen, başlangıç kompozisyonuna göre daha yüksek alaşımlı çelikte, 600 °C 'de ısıtma işlem sonrası, darbe enerjisinin, düşük bobin sarım sıcaklıklı çelikte düşerken, yüksek bobin sarım sıcaklıklı çelikte önemli oranlarda düşmemesi, mikro yapıda bulunan martenzitin ısıtma işlem sonrası özelliklerini

kaybetmesi ile ilişkili olduğu değerlendirilmiştir. Akma/çekme mukavemet oranlarının tavlama ısı işleminin sonrası artması da bu durumu desteklemektedir.

Özetle; çalışma kapsamındaki çeliklerde (B hedef bileşiminde üretilen B1.1, B1.2, B2.1 ve B2.2 nolu bobinler), 600 °C gibi yüksek bobin sarım sıcaklığı ile üretilen çeliklerde, çekme mukavemetinde ulaşılan çok yüksek değerin, düşük darbe enerjisi değerinin ve yapılan tavlama ısı işleminin darbe enerjisini bariz olarak değiştirmemesinin ferrit + marzenzit mikro yapı ve çözeltide kalan Nb çökeltileri ile, düşük bobin sarım sıcaklığı ile üretilen çeliklerde akma mukavemetinde ve darbe enerjisinde ulaşılan yüksek değerlerin beynitik mikro yapı ile ilişkili olduğu değerlendirilmiştir.

Kimyasal bileşiminde bor bulunan düşük sarım sıcaklıklı çelikte (C hedef bileşiminde C1.1, C1.2, C2.1, C2.2 ve C2.3 nolu bobinler) akma-çekme mukavemetleri başlangıç kimyasal bileşimi ve bu bileşime göre daha yüksek alaşımlı çeliklere nazaran çok yüksek gelmiştir. Öyle ki, 6 mm ve 10 mm kalınlığa sahip borlu çeliklerde akma ve çekme mukavemetleri aynı kalınlıklı borsuz kimyasal kompozisyonlu çeliklere göre yaklaşık 200 MPa daha yüksektir. Buna karşın, borlu kimyasal bileşimde darbe enerjileri diğer borsuz kimyasal bileşimlere göre büyük oranda düşmüştür. Borlu kimyasal bileşimde yapılan katlama testlerinde tüm numunelerde damarlanma, kırılma ve çatlama görülmüştür. Kimyasal bileşiminde bor bulunmayan tez numunelerinde sertlik 250 HB seviyelerindeyken bor katkılı numunelerde 320 HB ve üzeri sertlik değerleri elde edilmiştir.

Ghali ve arkadaşlarının 2012 yılında yapmış oldukları “Karbon çeliklerinde bor katkısının mekanik özelliklere etkisi” isimli çalışmasında ortalama %0.35 C bulunan üç farklı bor içerikli (23, 55 ve 55 ppm B) çelik incelenmiştir. Kimyasal bileşiminde bor bulunmayan referans çeliğe göre bileşiminde 23 ppm bor bulunan çelikte akma ve çekme mukavemetleri 100- 150 MPa bandında artış gösterirken, uzama değerlerinde bariz bir artış olmamıştır. Benzer şekilde, oda sıcaklığında yapılan darbe testlerinde de 23 ppm lik Bor ilavesiyle yaklaşık 10 J ‘luk bir artış olmuştur. Çeliğin sertliği, 23 ppm B ilavesiyle 370 HV seviyesine çıkmıştır. Ghali ve arkadaşları, 23 ppm B katkısıyla, çeliğin akma ve çekme mukavemetlerinin keskin biçimde arttığını, daha yüksek oranlardaki B içeriğinde ise benzer bir artış görülmediğini belirtmişlerdir. Bu sonuçlardan; çeliğin içerisinde Bor’un 30 ppm e kadar etkili olduğu, bunun nedeninin Bor elementinin çelikteki çözünürlüğünün çok düşük olmasından kaynakladığını, daha

yüksek miktarda bor ilavesi durumunda çelikte yeterince Ti olması gerektiğini belirtmişlerdir. Bor katkısı ile mekanik özelliklerin iyileşmesinde etkili olan mekanizması; borun ostenit tane sınırına segregasyon olmasıyla, ferritin ostenit tane sınırında çökmesini geciktirmesi ve daha düşük sıcaklıkta oluşan beynitik-martenzitik fazlara zaman kazandırmasıdır (Ghali ve diğ., 2012).

Dou ve arkadaşlarının 2021 yılında yapmış oldukları “12Cr1MoVR kalite düşük alaşımlı ısı dayanımlı kaynak metalinin mikro yapı ve tokluk özelliklerine bor içeriğinin etkisi” isimli çalışmada içeriğinde 28, 54 ve 79 ppm bor bulunan kaynak metali kullanılmıştır. Yaptıkları çalışmada, bor miktarı arttıkça sünek gevrek geçiş sıcaklığının ve birincil ostenit tane boyutunun düştüğünü tespit etmişlerdir. Birincil ostenit tane boyutu düştükçe, çatlak ilerlemesinin zorlaşmakta ve tokluk artmaktadır. İlave olarak, aşırı bor ilavesinin, tokluğu düşürebileceği, bunu engellemek için Ti katkısının faydalı olacağı belirtilmiştir (Dou ve diğ., 2021).

El-Shennawy ve arkadaşlarının 2016 yılında yaptıkları “Isıl işlemin farklı bor içeriğine sahip düşük karbonlu mikro alaşımlı çeliklere etkisi” isimli çalışmada, düşük alaşımlı çeliklere bor ilavesiyle ostenit -ferrit dönüşümünün engellenmesiyle beynit veya martenzit oluşumunun kolaylaştığı, bu sayede de çeliğin mukavemet ve sertleşebilirliğinin arttığı ifade edilmiştir. Aynı çalışmada, çelikte aşırı miktarda bor bulunması halinde, ostenit tane sınırlarında $Fe_{23}(B,C)_6$ fazının oluşabileceği ve bunun da çeliğin sertlik ve tokluğuna olumsuz etki yapacağı belirtilmiştir. Çeliğin sertleşebilirliğinde bor’un olumlu etkisini koruyabilmek için çözelti içinde kalması gerekmektedir. Bunu sağlamak için çeliğe Ti ve Nb gibi güçlü karbür -nitrid yapıcılar katılabilir. Bu sayede, Bor’un sertbest kalması ve ostenit tane sınırına segregasyon olarak ferrit çekirdeklenme noktalarını işgal etmesi ile ferrit oluşumu engellenir ve beynit oluşumu desteklenir (El-Shennawy ve diğ., 2016).

Zurutuza ve arkadaşlarının 2020 yılında yaptığı “Yüksek mukavemetli su verilmiş, su verilmiş ve temperlenmiş borlu çeliklerde mikro yapı ve çekme özellikleri ilişkisine Nb ve Mo katkısının etkisi” isimli çalışmada literatürde verilen diğer makalelerle uyumlu olarak B katkısıyla ostenit/ferrit dönüşümünün engellendiği ve çelikte beynitik/martenzitik mikro yapılara neden olduğu ifade edilmiştir. Çelikte, borun serbest kalması için Nb ve Mo gibi elementlerin katkı sağladığı belirtilmiştir. Çalışmalarında, CMnB, CMnNbB, CMnMoB ve CMnNbMoB kodlu olmak üzere 4 farklı mikro alaşım elementi tasarımı çelik kullanılmıştır. Düzlemsel basma gerilmesi

testleri yapılarak su verme ve temperleme prosesleri simüle edilmiştir. Bu kapsamda, numuneler kaba hadde öncesi 1200 °C de 10 dk tutulmuş, 1140-1120 °C arasında kaba haddeleme, 851-830 °C arasında nihai haddeleme uygulanmıştır. Haddeleme sonrası iki kademeli soğutma uygulanmıştır. Önce, 30 °C/s hızla 300 °C ye soğutma ve ardından 10°C/s hızla oda sıcaklığına soğutma yapılmıştır. Numunelerin temperleme işlemleri 600°C de 15 dk tutarak gerçekleştirilmiştir. Su verilmiş çelik numunelerinin çekme testlerinde süreksiz akma görülmezken, en yüksek çekme mukavemeti Mo katkılı çelikte görülmüştür (1400 MPa). Temperleme sonrası çekme mukavemetleri büyük oranda düşmüştür (Zurutuza ve diğ., 2020).

Oliveira ve Gonzalez'in 2020 yılında yaptığı “Nb ile mikro alaşımlandırılmış HSLA çeliklerinde mekanik özelliklerdeki iyileşmenin arkasındaki mühendislik: Titanyum ve bor etkisi” isimli çalışmasında biri Ti, B, Nb alaşımlı diğeri yalnızca Ti alaşımlı iki farklı çelik kullanılmıştır. Dökümler sürekli slab döküm makinasıyla 250x1500 mm ebadında dökülmüş ve steckel tip sıcak sac haddehanesinde 9.5x1500 mm ebadına haddelenmiştir. Dökümlerde % C: 0.08 civarında, % Mn: 1.21, % Nb: 0.04 civarındadır. Ti ve B sırasıyla %0.025 ve %0.0027’ dür. Yalnızca Nb ile alaşımlandırılan slabta ikmal ve sarılma sıcaklıkları 860°C ve 599°C iken Nb, Ti ve B ile alaşımlandırılan slabta bu sıcaklıklar 785 °C ve 607 °C’dir. Mikro yapı ve mekanik özellikler incelendiğinde, Bor ve Ti’ lu çelikte mikro yapının asiküler ferrit ağırlıklı olduğu ve bu mikro yapı sayesinde mekanik özelliklerin poligonal ferrit ağırlıklı mikro yapıya sahip Nb lu çeliğe göre daha yüksek olduğu, buna karşın uzama değerlerinin daha düşük olduğu belirlenmiştir (Oliveira ve diğ., 2020).

Özetle; Çeliğin kimyasal bileşimine 30 ppm i geçmeyecek miktarda bor ilavesiyle sertlik, akma ve çekme mukavemetlerinin büyük oranda artması bulgusu literatür ile de uyumludur. Tez numunesinde bor 22 ppm seviyesindedir. Çeliğin, akma ve çekme mukavemetlerinde görülen yüksek artışa karşın, kaotik ve bantlı mikro yapı ve yüksek sertlik nedeniyle darbe testlerinde tam tersi bir durum gerçekleşmiş ve test sıcaklıklarında en düşük darbe enerjisi borlu bileşimde elde edilmiştir. Literatürde, kimyasal bileşimde bor miktarının fazla olmasının tokluğu düşürdüğü not edilmiştir. Tez numunelerinin mikro yapısında kaotik ve iğnemsî bir beynitik yapı tespit edilmiştir. Bu mikro yapı, literatürde uygun soğutma hızı, düşük bobin sarım sıcaklığı ve bor katkısıyla elde edilen mikro yapılarla uyumludur. JMatPro ile çizilen CCT grafikerinde ferrit burnunun 10 °C/s de sonlandığı görülmüştür. Bu değer, çeliğin duşlu

masadaki soğuma hızının çok altındadır. Bor katkılı kimyasal kompozisyonda 300 HB üzeri sertlik elde edilmesi, mikro yapıda bir miktar martenzitik fazların da olduğuna işaret etmektedir. Isıl işleme akma mukavemetlerinin artması, çekme mukavemetlerinin ise belirgin bir artış göstermemesi de martenzitin temperlenmesi ile ilgilidir.

Kimyasal bileşiminde daha yüksek miktarda Nikel bulunan (borsuz D hedef bileşiminde D1.1 nolu bobin) 10 mm kalınlıklı çeliğin düşük bobin sarım sıcaklıklı bölgesinden hazırlanan numunenin çekme mukavemeti, aynı kalınlıklı borsuz daha az nikelli çelikte (B hedef bileşiminde B2.1 nolu bobin) benzerdir. İlgili çelikten, -40 °C’de yapılan darbe testlerinde ise borsuz daha az nikelli çeliğe göre yaklaşık 18 J kadar daha yüksek darbe enerjileri elde edilmiştir. Daha yüksek Nikel içeriği ile üretilen bobinin yüksek sarım sıcaklık bölgesinden hazırlanan numunede, akma ve çekme mukavemeti düşük sarım sıcaklıklı bölgeden hazırlanan numuneye göre daha yüksek, darbe enerjisi ise daha düşük çıkmıştır. Mikro yapı incelemelerinde, düşük sarım sıcaklıklı bölgeden alınan numunede, tane boyutu ve karbür-nitrür partiküllerinin yüksek sarım sıcaklık bölgesinden alınan numuneye göre daha ince olduğu belirlenmiştir.

Literatürde; Çeliğe katılan Ni’in osteniti stabilize ettiği, tokluğu arttırdığı, tane inceltici etkisi olduğu, düşük sıcaklıkta ferrit fazının mukavemet- tokluk ve sertleşebilirliğini arttırdığı ifade edilmiştir (Ahssi ve diğ., 2020, Roy ve diğ., 2020). Ayrıca, Ti ve Nb mikro alaşımlı çeliklere Ni katıldığında oluşan karbür-nitrür fazlarının daha iri olduğu belirlenmiştir. Ti ve Nb ’dan çökelen karbür/nitrür fazlarının daha iri taneli olduğu yönünde çalışmalar mevcuttur (Comineli ve diğ., 2004).

Özetle, üretilen yüksek Ni katkılı çelikte tokluk, literatürle uyumlu olarak, diğer daha düşük Ni katkılı çeliklere göre bir miktar daha yüksek çıkmıştır. Üretilen bobinin düşük sarım sıcaklıklı bölgesinden hazırlanan numunede görülen beynitik mikro yapı ve daha ince karbür-nitrür partikülleri sayesinde darbe enerjisi yüksek sarım sıcaklıklı bölgeden hazırlanan ferritik ve daha iri karbür-nitrür partiküllü numuneye göre daha yüksek çıkmıştır. Beynitik mikro yapının yüksek tane sınırı açısı sayesinde enerji absorblayabilme özelliği ferritik mikro yapıdan daha üstündür.



6. SONUÇLAR

Düşük karbonlu yüksek dayanımlı çelik sınıfı olarak üretilen mikro alaşımlı çeliğin özelliklerini geliştirme amacıyla yapılan, mikro alaşım ilavelerin ve üretimdeki işlem parametrelerin çeliğin yapısına ve özelliklerine etkilerinin incelendiği bu çalışmada aşağıda sonuçlar elde edilmiştir.

1. Bobin sarma sıcaklığı çeliğin mekanik özelliklerini değiştirmektedir. Bobin sarma sıcaklığı arttıkça (450 °C, 500 °C, 550 °C, 600 °C), çeliğin çekme mukavemeti, uzama oranı ve sertlik değeri artmıştır. Buna karşılık darbe enerjisi düşmüştür. Bobin sarma sıcaklığının 450 °C ‘den 600 °C ‘ye yükseltilmesi, 4-5 mm kalınlıktaki çeliğin çekme mukavemetini 100 MPa kadar artırmıştır.
2. Düşük bobin sarma sıcaklığı ile üretilen çeliğe yapılan tavlama ısı işlemleri, çeliğin mekanik özelliklerini değiştirmektedir. Bu çeliklere 400 °C ‘ye kadar yapılan tavlama ısı işlemi mikro yapı ve mekanik özellikleri önemli ölçüde değiştirmemiştir. Ancak tavlama ısı işlemi sıcaklığı 600 °C’ ye çıkarıldığında, çeliğin akma ve çekme mukavemetleri, uzama oranı ve sertlik değeri artmakta, darbe enerjisi düşmektedir. 600 °C ‘de yapılan tavlama işlemi ile, beynitik ve bantlı mikro yapı bozulmuş, daha iri taneli ve küçük karbür fazı çökeltilerinin daha belirgin olduğu mikro yapı oluşmuştur ve akma mukavemeti 75 MPa kadar artmıştır.
3. Bobin kalınlığı çeliğin mekanik özelliklerini değiştirmektedir. Daha yüksek alaşım elementi (Cr, Ni, Mo, Ti, V, Nb) içerikli çeliklerde kalınlığı 10 mm olan çeliğin akma ve çekme mukavemetleri kalınlığı 6 mm olan çeliklere göre düşüktür, darbe enerjileri yüksektir.
4. Bobin sarma sıcaklığı çeliğin mikro yapısını değiştirmektedir. Daha yüksek alaşım içerikli çelikte (Cr, Ni, Mo, Ti, V, Nb) bobin sarma sıcaklığı 450 °C ‘den 600 °C ‘ye çıkarıldığında çeliğin ferritik – beynitik mikro yapısı tamamlanmamış beynitik dönüşüm nedeniyle ferritik – martenzitik mikro

yapıya dönüşmektedir. Bu dönüşüm nedeniyle akma mukavemetinde bariz bir değişim olmadığı halde çekme mukavemeti büyük oranda artmıştır. 6 mm kalınlıktaki çelikte çekme mukavemetindeki artış 170 MPa seviyesine ulaşmıştır, ancak darbe enerjisi düşmüştür.

5. Ferritik-martenzitik mikro yapılı çelikte tavlama ısıl işlemi sonrası darbe enerjisi değişmemiştir. Daha yüksek alaşım içerikli Cr, Ni, Mo, Ti, V, Nb) çelikte, 600 °C tavlama ısıl işlemi etkisiyle; düşük ve yüksek sarım sıcaklıklı bobinlerde akma mukavemeti artarken, çekme mukavemeti yalnızca düşük bobin sarım sıcaklıklı bobinde artmıştır. Yüksek bobin sarım sıcaklıklı ve 6 mm kalınlıklı çelikte tavlama ısıl işlemi ile çekme mukavemeti 80 MPa kadar düşmüştür. 10 mm kalınlıklı ferritik-martenzitik mikro yapılı çelikte tavlama ısıl işlemi öncesi 113 J olan darbe enerjisi, tavlama ısıl işlemi sonrası 105 J seviyesine kadar çok sınırlı bir düşüş gösterirken, aynı kalınlıkta ferritik-beynitik mikro yapılı çelikte tavlama ısıl işlemi öncesi 175 J olan darbe enerjisi, tavlama ısıl işlemi sonrası 114 J seviyesine kadar büyük bir düşüş göstermiştir.
6. Çeliğin kimyasal bileşimine bor ilavesi mekanik özellikleri büyük oranda değiştirmektedir. Yaklaşık 20 ppm Bor ilavesi, çelikte akma ve çekme mukavemetlerini bor ilavesiz çeliğe göre 200 MPa kadar artmaktadır. En yüksek sertlik değerleri de bor ilaveli çelikte görülmektedir. Buna karşın, bor ilavesiyle, darbe enerjisi ve % uzama değerleri düşmektedir. Bor ilavesiyle, mikro yapı daha ince taneli, beynitik, iğnemsî, kaotik ve bantlı olmaktadır.
7. Bor ilaveli çelikte tavlama ısıl işlemiyle akma mukavemeti, bor ilavesiz çelikte olduğu gibi artmaktadır. 600 °C’de tavlama ısıl işlemi etkisiyle akma mukavemeti yüksek oranda artarken (yaklaşık ortalama 80 MPa), çekme mukavemeti sınırlı oranda düşmektedir. Isıl işlem etkisiyle, sertlik ve darbe enerjisinde bariz artış ve azalışlar olmamaktadır.
8. Çeliğin arttırılan Ni içeriği toklukta beklenen iyileşmeyi sağlamamaktadır. Kimyasal bileşiminde %0,5 ‘in altında arttırılan Ni içeriği, beklenen tokluk artışını sağlayamamış ve diğer borsuz çelik kaliteleriyle benzer tokluk değerleri elde edilmiştir (-40 °C deki darbe testinde yalnızca 18 J kadar artış sağlanmıştır). Üretilen bobinin sıcak (700 °C) ve soğuk (450 °C) bölgelerinden

alınan numunelerden yapılan mekanik testlerde, 600 °C bobin sarım sıcaklıklı çelikte olduğu gibi ferritik-martenzitik bir mikro görülmemektedir.





KAYNAKLAR

- AAronson, H.I., Reynolds, W.T., Purdy, G.** (2006). The incomplete transformation phenomenon in steel, *Metallurgical and Materials Transactions A* 37(6):1731-1745. DOI:10.1007/s11661-006-0116-9
- Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0.** (2017). World Auto Steel. Erişim: 19.11.2020, http://www.worldautosteel.org/download_files/AHSS%20Guidelines%20V6/00_AHSSGuidelines_V6_20170430.pdf
- Ahssi, M.A.M., Erden, M.A., Acarer, M., uğ, H.** (2020). The Effect of Nickel on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Properties of Niobium–Vanadium Microalloyed Powder Metallurgy Steels, *Materials* 2020, 13, 4021; doi:10.3390/ma13184021
- Allam, T.M.A.** (2015). Direct hot rolled dual phase weathering steel, *Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch -Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, Germany.*
- Almatani, R. A. Ve DeArdo, A.J.** (2020). Rational Alloy Design of Niobium-Bearing HSLA Steels, *Metals* (2075-4701). Mar2020, Vol. 10, Issue 3, p413. 1p.
- Al-Moussawi, M.** (2018). *A Mathematical and Experimental Analysis of Friction Stir Welding of Steel*, A thesis submitted in partial fulfilment of the requirements of Sheffield Hallam University for the degree of Doctor of Philosophy.
- Altuna, M.A., Mendia, A.I., Gutierrez, I.** (2012). Precipitation of Nb in Ferrite After Austenite Conditioning.Part II: Strengthening Contribution in High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels, *Metallurgical And Materials Transactions A*. DOI: 10.1007/s11661-012-1270-x
- Andres, C.G.D., Capdevila, C., Martin, D.S., Carballero, F.G.** (2002). Effect of Titanium on the allotriomorphic ferrite transformation kinetics in Medium Carbon-Manganese Steels, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 328, Issues 1–2, May 2002, Pages 156-160
- Azarkevich, A.A., Kovalenko, L.V., Krasnopolskii, V.M.** (1995). The Optimum Content Of Boron In Steel, *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 37, Nos. 1-2, 1995
- Bäcke, L.** (2009). Modeling the Microstructural Evolution during Hot Deformation of Microalloyed Steels (Doctoral dissertation). Retrieved from <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:216454/FULLTEXT01.pdf>
- Baker, T.N.** (2018). Titanium microalloyed steels, *Iron and Steelmaking*, Vol 46, no.1, 1-55.

- Balan, R., Hancu, O., Lupu, E.** (2007). Modeling And Adaptive Control Of An Electric Arc Furnace, *IFAC Workshop ICPS'07*, Cluj-Napoca, Romania.
- Barbangelo, A.**, (1990). Influence of alloying elements and heat treatment on impact toughness of chromium steel surface deposits, *Journal Of Materials Science* 25 (1990) 2975-2984.
- Berns, H. Ve Theisen, W.** (2008). High-strength materials, *Ferrous Materials*, Springer, Berlin, Heidelberg, 163-213.
- Bhatnagar, S.S., Guha, B.K., Sinha, R.K.** (1979). Vanadium high -strength low-alloy steels for low-temperature use, *Journal Of Materials Science* 14 (1979), 1631-1640
- Billur, E.** (2019). Introduction, *Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels*, Springer, Cham. Retrieved from: https://doi.org/10.1007/978-3-319-98870-2_1
- Cabibbo, M., Fabrizi, A., Merlin, M.** (2008). Effect of thermo-mechanical treatments on the microstructure of micro-alloyed low-carbon steels, *J Mater Sci* (2008) 43:6857–6865
- Cao, L., Yang, Z., Chen, Y., Wang, H., Zhao, X.** (2015). Effects of Nitrogen Content and Austenitization Temperature on Precipitation in Niobium Micro-alloyed Steels, *Journal Of Iron And Steel Research, International*. 2015,22(2): 1161-1173
- Cardarelli, F.** (2000). Ferrous Metals and Their Alloys, *Materials Handbook*, pp. 59-157. London
- Cardarelli, F.** (2008). Ferrous Metals, *Materials Handbook: A Concise Desktop Reference Springer*, London, New York (2000). ISBN 978-1-85233-168-9.
- Challa, V.S.A., Zhou, W.H., Misra, R.D.K., O'Malley, R., Jansto, S.G.** (2014). The effect of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a niobium–titanium microalloyed steel processed via thin slab casting, *Materials Science&Engineering A* 595 (2014) 143–153.
- Chen, C. Y., Chiang, L.J., Chen, C.C., Liao, M.H., Kuo, J.S., Chou, Y.H.** (2020). Exploring How (Ti + Mo)/C and Ti/Mo Influence the Precipitation Behaviors within Microalloyed Steels: Experimental Evidence and Related Patents Investigation, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 29:1882–1891
- Chen, X.R., Zhai, Q.J., Dong, H., Dai, B.H., Mohrbacher, H.** (2019). Molybdenum alloying in cast iron and steel, *Advances in Manufacturing*, Volume 8, pp. 3–14.
- Choi, Y.S., Kim, S.J., Park, I.M., Kwon, K.W., Yoo, I.S.** (1997). Boron Distribution in a Low-Alloy Steel, *Metals And Materials*, Vol. 3, No. 2 (1997), pp. 118-124
- Comineli, O., Luo, H., Liimatainen, H-M., Karjalainen, L.P.**, (2004). Influence Of Ni Alloying On Hot Ductility Of Ti-Nb Microalloyed Steels, *59th Annual Conference of Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM*, São Paulo – Brazil – 19 - 22 July – REF. 3639

- Cuscoleca, O.** (1954). Development of Oxygen Steelmaking, *Journal of Metals*, pp.1304-1305.
- Deardo, A., Hua, M., Garcia, C.I.** (2005). Basic Metallurgy of Modern Niobium Steels, *TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, 2005
- Deepa, M., Sahoo, G., Dhua, S.K.** (2018). Effect of Molybdenum addition on hardenability of chromium boron steels used for press hardening applications, *Journal of mining and metallurgy, section B-Metall.* 54 (3) B (2018) 339 – 347
- Demir Çelik Sektör Raporu.** (2020). Sanayi ve Teknoloji bakanlığı. Erişim: 12.11.2020, <https://www.sanayi.gov.tr/plan-program-raporlar-ve-yayinlar/sektor-raporlari/mu2705011404>
- Demir Çelik Sektörü Özet Bilgi Notu.** (2022). İskenderun Ticaret ve Sanayi Odası. Erişim: 12.04.2022, <https://iskenderuntso.org.tr/demir-celik-sektoru-ozet-bilgi-notu/>
- Dou, G., Cao, R., Cai, C., Han, C., Guo, X., Jiang, Y., Chen, J.** (2021). Effects of Boron Content on the Microstructure and Impact Toughness of 12Cr1MoVR Low-Alloy Heat-Resistant Steel Weld Metals, *Multidisciplinary digital publishing institute, Materials* 2021, 14, 926. Retrieved from <https://doi.org/10.3390/ma14040926>
- Electric Arc Furnace.** (2020). Erişim: 29.04.2022, <https://www.electrical4u.com/electric-furnace/>
- El-Shennawy, M., Farahat, A. I., Masoud, M., I., Abdel-aziz, A., L.** (2016). Heat Treatment Effect On Microalloyed Low Carbon Steel With Different Boron Content, *International Journal of Mechanical Engineering (IJME)*, Vol. 5, Issue 4, Jun - Jul 2016; 9-20.
- Enloe, C.M., Findley, K.O., Speer, J.G.** (2015). Austenite Grain Growth and Precipitate Evolution in a Carburizing Steel with Combined Niobium and Molybdenum Additions, *Metallurgical and materials transactions A: VOLUME 46A*, 5308-5328.
- Filho, A.I., Silva, R.V.D., Oliveira, G.B.D, Martins, J.B.R., Filho, W.B., Strangwood, M.** (2017). Influence of Niobium and Molybdenum on Mechanical Strength and Wear Resistance of Microalloyed Steels, *Materials Research*. 20(4): 1029-1034.
- Fisher, J.C.** (1954). Influence of Boron on Hardenability of Steel, *Journal Of Metals*, pp. 1146 -1147.
- Fu-ren, X., Ya-bin, C., Gui-ying, Q., Xiao-bing, Z., Bo, L.** (2012). Effect of Nb Solute and NbC Precipitates on Dynamic or Static Recrystallization in Nb Steels, *Journal Of Iron And Steel Research, International*. 2012, 19(11): 52-56
- Furuhara, T., Tsuzumi, K., Miyamoto, G., Amino, T., Shigesato, G.** (2014). Characterization of Transformation Stasis in Low-Carbon Steels Microalloyed with B and Mo, *Metallurgical and materials transactions A: VOLUME 45A*, 5990-5996

- Gahali, S., N., El-Faramawy, H., S., Eissa, M., M.** (2012). Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2012, 11, 995-999.
- Gao, Y.L., Xue, X.X., Yang, H.** (2015). Effect of Boron Concentration on Dynamic Recrystallization Behavior of Low-Carbon Steel, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, 2015, 28(7), 931–939
- Ghali, S.N., Faramawy, S.E., Eissa, M.M.** (2012). Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 2012, 11, 995-999
- Gong, P., Liu, X.G., Rijkenberg, A., Rainforth, W.M.** (2018). The effect of molybdenum on interphase precipitation and microstructures in microalloyed steels containing titanium and vanadium, *Acta Materialia*, Volume 161, pp. 374-387.
- Gorka, J.** (2013). Effect Of Heat Treatment On The Properties Of Thermomechanically Treated Steel, *Machines, Technologies, Materials*. ISSN 1313-0226. ISSUE 12/2013
- Hannula, J., Porter, D.A., Kaijalainen, A., Kömi, J.** (2019). Evaluation of Mechanical Properties and Microstructures of Molybdenum and Niobium Microalloyed Thermomechanically Rolled High-Strength Press Hardening Steel, *JOM*, Vol. 71, No. 7, 2405-2412.
- Haslberger, P., Turk, C., Babinsky, K. Caliskanoglu, D., Clemens, H., Primig, S.** (2015). Boron Grain Boundary Segregation in a Heat Treatable Steel, *BHM* (2015) Vol. 160 (5): 204–208
- Heckmann, C.J., Ormston, D., Grimpe, F., Hillenbrand, H.G., Jansen, J.P.** (2004). Development Of Low Carbon NbTiB Micro-Alloyed Steels For High-Strength Large-Diameter Linepipe, *2nd International Conference on Thermomechanical Processing of Steels*, Liege, Belgium.
- Holappa, L.** (2017). Recent Achievements in iron and steel technology, *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*, 52, 2, 2017, 159-167
- Homsher, C.N.** (2013). Determination of the non-recrystallization temperature (TNR) in multiple microalloyed steels, AAT 1535618; ISBN: 9781303018862; Source: *Masters Abstracts International*, Volume: 51-05.; 106 p.
- Hu, B., Cai, Q., Wu, H.** (2013). Kinetics of Precipitation Behavior of Second Phase Particles in Ferritic Ti-Mo Microalloyed Steel, *Journal of Iron and Steel Research, International*, Volume 20, Issue 7, Pages 69-77.
- Hu, J. Du, L., Ma, Y., Sun, G., Xie, H., Misra, R.D.K.** (2015). Effect of microalloying with molybdenum and boron on the microstructure and mechanical properties of ultra-low-C Ti bearing steel, *Materials Science & Engineering A* 640 (2015) 259–266.
- Huo, X., Li, Y., Zhao, Y., Zhang, H., Zhang, H., Li, Z.** (2011). Effect of cooling parameters on the microstructure and properties of Mobearing and Cr-bearing steels, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Volume 18, Number 5, 551-556.

- Igwemezie, V.C.** (2014). Development of Bainitic Steels for Engineering Applications, *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*, Vol. 3 Issue 2. ISSN: 2278-0181.
- Introduction to steels and cast irons**, (2002). Metallographer's guide: iron and steels, *ASM International*, Chapter 1, pp.1-11. Retrieved from https://www.asminternational.org/documents/10192/1849770/06040G_Chapter_1.pdf
- Isasti, N, Badiola, D.J., Taheri, M.L., Lopez, B., Uranga, P.** (2011). Effect of Composition and Deformation on Coarse-Grained Austenite Transformation in Nb-Mo Microalloyed Steels, *Metallurgical And Materials Transactions A*, Volume 42A, 3729-3742.
- Isasti, N, Badiola, D.J., Taheri, M.L., Uranga, P.** (2013). Phase Transformation Study in Nb-Mo Microalloyed Steels Using Dilatometry and EBSD Quantification, *Metallurgical And Materials Transactions A*, Volume 44A, 3552-3563.
- Isasti, N, Badiola, D.J., Taheri, M.L., Uranga, P.** (2014). Microstructural Features Controlling Mechanical Properties in Nb-Mo Microalloyed Steels. Part I: Yield Strength, *Metallurgical And Materials Transactions A*, Volume 45A, 4960 – 4971.
- Isasti, N., Badiola, D.J., Taheri, M.L., Uranga, P.** (2014). Microstructural and Precipitation Characterization in Nb-Mo Microalloyed Steels: Estimation of the Contributions to the Strength, *Met. Mater. Int.*, Vol. 20, No. 5, pp. 807-817.
- Ishikawa, T.** (2012). Understanding and controlling microstructural evolution in metal forming: an overview, *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes*, *Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering*, Chapter 1, pp. 3-16. 2012.
- Jacques, H. ve Boris, D.** (2004). TMCP Applications In Sections, Bars And Rails, *2nd International Conference on Thermomechanical Processing of Steels*, Liege, Belgium.
- Jalkanen, H.ve Holappa, L.** (2014). Converter Steelmaking, *Treatise on Process Metallurgy*, Volume 3, Chapter 1.4. 2013.
- Jeong, H.J., Kim, M.J., Kim, D.W., Suh, D.W., Oh, J.K., Han, H.N.** (2015). Transformation Plasticity in Boron-Bearing Low Carbon Steel, *Met. Mater. Int.*, Vol. 21, No. 5 (2015), pp. 799~804
- Jiang, L., Marceau, K.W., Thomas, D., Yin, H., Sun, X., Hodgson, P.D., Standford, N.** (2020). The effect of molybdeium on precipitation behaviour in austenitic strip-cast steels containing niobium, *Metals* 2020, 10(10), 1330; <https://doi.org/10.3390/met10101330>
- Jones, E.** (1987). Dowlais in the Steel Era, 1870-1900, *A History of GKN: Volume 1: Innovation and Enterprise, 1759-1918*
- Jung, J. G., Park, J.S., Kim, J., Lee, Y.K.** (2015). Carbide precipitation kinetics in austenite of a Nb–Ti–V microalloyed steel, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 5529–5535

- Kapadia, B.M.** (1987). Effect of Boron Additions on the Toughness of Heat-Treated Low-Alloy Steels, *J. Heat Treating*, Vol. 5, No. 1, 1987
- Kapoor, M., O'malley, R., Thompson, G.B.** (2016). Atom Probe Tomography Study of Multi-microalloyed Carbide and Carbo-Nitride Precipitates and the Precipitation Sequence in Nb-Ti HSLA Steels, *Metallurgical And Materials Transactions A*, Volume 47a, 1984-1995.
- Keown, S.R.** (1981). Thermomechanical processing of microalloyed austenite, *Metallurgical Society of AIME*, Pittsburgh, Pennsylvania, pp. 343-359.
- Kern, A., Niessen, T., Schrieffer, U., Tschersich, H.J.** (2004). Production and properties of thermomechanical rolled high strength steel plates with minimum yield strengths up to 700 N/MM², *2nd International Conference on Thermomechanical Processing of Steels*, Liege, Belgium.
- Khan, F., Rashed, M.M.A.**, (2020). Phase Transformation in Micro-Alloyed Steels, *Engineering Steels and High Entropy-Alloys*, Chapter 3, 212-228, DOI: 10.5772/intechopen.91468
- Kim, J.G. ve Huh, K.Y.** (2000). Prediction of Transient Slab Temperature Distribution in the Re-heating Furnace of a Walking-beam Type for Rolling of Steel Slabs, *ISIJ International*, Vol. 40 (2000), No. 11, pp. 1115–1123.
- Kim, K.S., Du, L.X, Gao, C.R.** (2015). Influence of Vanadium Content on Bainitic Transformation of a Low-Carbon Boron Steel During Continuous Cooling, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, 2015, 28(6), 692–698
- Kim, S.K., Kim, J.S., Kim. N.J.** (2001). Effect of Boron on the Hot Ductility strain rate of 5 3 1023/s. The test temperatures were from of Nb-Containing Steel, *Metallurgical And Materials Transactions A*, Volume 33A, March 2002—701
- Klinkenberg, C., Bilgen, C., Boecher, T., Schlüter, J.** (2010). 20 Years of Experience in Thin Slab Casting and Rolling State of the Art and Future Developments, *Materials Science Forum Vols. 638-642* (2010) pp. 3610-3615.
- Klinkenberg, C., Hulka, K., Bleck, W.** (2005). Niobium Carbide Precipitation in Microalloyed Steel, *steel research"* 75, (2004), issue 11/2004, pp. 744-758, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf
- Koley, S., Karani, A., Chatterjee, S., Shome, M.** (2018). Influence of Boron on Austenite to Ferrite Transformation Behavior of Low Carbon Steel Under Continuous Cooling, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 27(7) July 2018—3449
- Kordzadeh, E.**, (2021). An Introduction to thin slab Technologies, Erişim: 23.02.2021, <https://www.memetals.com/Panel/Attachments/636061726395711891.pdf>
- Kostryzhev, A., Singh, N., Chen, L., Killmore, C., Pereloma, E.** (2018). Comparative Effect of Mo and Cr on Microstructure and Mechanical Properties in NbV-Microalloyed Bainitic Steels, *Metals* 2018, 8, 134; doi:10.3390/met8020134

- Kostrzyzhev, A.G., Shahrani, A.A, Zhu, C., Ringer, P.S., Pereloma, E.V.** (2013). Effect of deformation temperature on niobium clustering, precipitation and austenite recrystallisation in a Nb–Ti microalloyed steel, *Materials Science&Engineering A581* (2013)16–25.
- Kovacic, M., Stopar, K., Vertnik, R., Sarler, B.** (2019). Comprehensive Electric Arc Furnace Electric Energy Consumption Modeling: A Pilot Study, *Energies* 2019, 12, 2142; doi:10.3390/en12112142.
- Kumar, D., Kumar, D.** (2016). Latest Developments in the Iron and Steel Industry, *Management of Coking Coal Resources*, Chapter 2, Pages: 9-60.
- Lagneborg, R., Hutchinson, B., Siwecki, T., Zajac, S.** (2014). The role of vanadium in microalloyed steels, *Swerea KIMAB*, Box 7047, SE-164 07 Kista, SWEDEN
- Ledermueller, C., Pratiwi, H.I., Webster, R.F., Eizadjou, M., Ringer, S.P., Primig, S.** (2020). Microalloying effects of Mo versus Cr in HSLA steels with ultrafinegrained ferrite microstructures, *Materials & Design* 185 (2020) 108278
- Lee, G.W. ve Kim, M.Y.** (2014). On the Thermal Behavior of the Slab in a Reheating Furnace with Radiation, *World Academy of Science, Engineering and Technology International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering* Vol:8, No:5, sayfa: 922 -927.
- Lee, S.** (2018). State of the Art Technology in Slab Continuous Casting: A Casting Spped Point of view in POSCO, *BHM*, Vol. 163, pp. 3- 10.
- Lenard, J.G.** (2014). Primer on Flat rolling, *second edition*, Elsevier, The Boulevard, Langford Lane, Kidlington, Oxford, OX5 1GB, UK, 225 Wyman Street, Waltham, MA 02451, USA
- Li, X.L., Lei, C.S., Deng, X.T., Li, Y.M., Tian, Y., Wang, Z.D., Wang. G.D.** (2017). Carbide Precipitation in Ferrite in Nb–V-Bearing Low-Carbon Steel During Isothermal Quenching Process, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, DOI 10.1007/s40195-017-0632-1
- Li, Y., Chen, S., Wang, C., Martin, D. S., Xu, W.** (2020). Modeling retained austenite in Q&P steels accounting for the bainitic transformation and correction of its mismatch on optimal conditions, *Acta Materialia*, DOI: 10.1016/j.actamat.2020.02.033.
- Lissel, L., Engberg, G., Borggren, U.** (2008). Modeling Precipitation and Its Effect On Recrystallization During Hot Strip Rolling of Niobium Steels, *Conference proceeding of the 3rd International Conference on TMP*; Padua; Italy, 2008
- Liu, T., Long, M., He, W., Chen, D., Dong, Z., Zhang, X, D, H.** (2018). Prediction model for austenite grains growth during reheating process in Ti microalloyed cast steel by coupling precipitates dissolution and coarsening behavior, *J. Iron Steel Res. Int.* (2019) 26:162–172
- Liu, W., Shi, C., Wang, C.** (2015). Effect of Micro-alloying Element Boron on the Strengthening of High-Strength Steel Q690D, *Metallogr. Microstruct. Anal.* (2015) 4:102–108

- Lopez, B. ve Rodriguez-ibabe, J.M.** (2012). Recrystallisation and grain growth in hot working of steels, *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering*, Chapter 4, pp. 67-113.
- Louhenkilpi, S.** (2014). Continuous Casting of Steel, *Treatise on Process Metallurgy*, Volume 3: Industrial Processes 2014, Chapter 1.8, pp. 373-434
- Maalekian, M.** (2007). The Effects of Alloying Elements on Steels (I), *Christian Doppler Laboratory for Early Stages of Precipitation*, Technische Universität Graz. Retrieved from https://online.tugraz.at/tug_online/voe_main2.getvolltext?pCurrPk=32837
- Madias, J.** (2014). Electric Furnace Steelmaking, *Treatise on Process Metallurgy*, Volume 3: Industrial Processes, Chapter 1.5, Pages: 271-300.
- Madias, J.** (2016). Electric Arc Furnace, Ironmaking and Steelmaking Processes, Chapter 16, pp. 267 – 281.
- Manashev, I.R., Shatokhin, I.M., Ziatdinov, M.K, Bigeev, V.A.** (2009). Microalloying of Steel with Boron and the Development of Ferrotitanium Boride, *Steel in Translation*, 2009, Vol. 39, No. 10, pp. 896–900.
- Mandal, G.K., Ds, S.S., Kumar, T., Kamaraj, A., Mondal, K., Srivastava, V.C.** (2018). Role of Precipitates in Recrystallization Mechanisms of Nb-Mo Microalloyed Steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 27:6748–6757.
- Manojlovic, V., Kamberovic, Z., Korac, M., Dotlic, M.** (2022). Machine learning analysis of electric arc furnace process for the evaluation of energy efficiency parameters, *Applied Energy* 307 (2022) 118209.
- Maraveas, C., Fasoulakis, Z.C., Tsavdaridis, K.D.** (2017). Mechanical properties of High and Very High Steel at elevated temperatures and after cooling down, *Fire Science Reviews*. (2017) 6:3. DOI 10.1186/s40038-017-0017-6.
- Mason, S.** (1988). *Industry, Work Out Social and Economic History GCSE*, pp. 58-106, London, UK.
- Medina, S.F., Gomez, M., Quispe, A., Rancel, L.** (2012). The role of vanadium in microalloyed steels: Austenite grain refinement, intragranular nucleation of ferrite and mechanical properties, *Chemical Physics Research Journal; Hauppauge* Vol. 5, Iss. 3/4, (2012): 233-266.
- Mesplont, C., Waterschoot, T., Vandeputte, S., Vanderschueren, D., Cooman, B.C.De.** (1999). Development of High-Strength Bainitic Steels for Automotive Applications, *41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, 1999, VOL.37, pp.515-524
- Misra, R.D.K., Nathani, H., Hartmann, J.E., Siciliano. F.** (2005). Microstructural evolution in a new 770MPa hot rolled Nb–Ti microalloyed steel, *Materials Science and Engineering A* 394 (2005) 339–352
- Mohrbacher, H.** (2010). Principal effects of Mo in HSLA steels and cross effects with microalloying elements, *International Seminar in Applications of Mo in Steels* Beijing, China.

- Mohrbacher, H., Sun, X., Yong, Q., Dong, H.** (2011). MoNb-Based Alloying Concepts for Low-Carbon Bainitic Steels, *Advanced Steels*, pp. 289–301.
- Nagata, M.T., Speer, J. G., Matlock D.K.** (2002). Titanium Nitride Precipitation Behavior in Thin-Slab Cast High-Strength Low-Alloy Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 33, pp. 3099–3110
- Natarajan, V.V., Challa, V.S.A., Misra, R.D.K., Sidorenko, D.M., Mulholland, M.D., Manohar, M., Hartmann, J.E.** (2016). The determining impact of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a titanium-niobium ultra high strength microalloyed steel: Competing effects of precipitation and bainite, *Materials Science&Engineering A665* (2016)1–9.
- Nishioka, K. ve Ichikawa, K.** (2012). Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization, *Science and Technology of Advanced materials*, 13 (2012) 023001 (20pp).
- Olalla, V.C.** (2015). *Influence of the Thermo Mechanical Control Processing Finishing Condition on Microstructure and Properties of High Strength Low Alloy Pipeline Steels* (Doctoral dissertation). Retrieved from https://scholar.google.com.tr/scholar?q=Influence+of+the+Thermo+Mechanical+Control+Olalla&hl=tr&as_sdt=0&as_vis=1&oi=scholar
- Oliveria, A., P. ve Gonzalez, B., M.** (2020). The engineering behind the mechanical properties enhancement on HSLA steels, microalloyed with niobium: Effects of boron and titanium, *Journal of Materials Research and Technology*, pp.9372–9379.
- Ollilainen, V., Hurmola, H., Pöntinen, H.** (1984). Mechanical Properties and Machinability of a High-Strength, Medium-Carbon, Microalloyed Steel, *Journal of Materials for Energy Systems*, Volume 5, pp. 222–232.
- Patra, P.K., Sam, S., Singhai, M., Hazra, S.S., Ram, G.D.J., Bakshi, S.R.** (2017). Effect of Coiling Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Ti–Nb Microalloyed Ultra High Strength Steel, *Trans Indian Inst Met* (2017) 70(7):1773–1781.
- Pereda, B., Fernandez, A.I., Lopez, B., Ibabe, J.M.R.** (2007). Effect of Mo on Dynamic Recrystallization Behavior of Nb–Mo Microalloyed Steels, *ISIJ International*, Vol. 47 (2007), No. 6, pp. 860–868
- Pigani, A., Bobig, P., Knights, M., Martinis, S.** (2016). Danieli Universal Endless (DUE) -The New Evolution of Danieli Thin Slab Casting and Rolling Plant, *BHM* (2016) Vol. 161 (9): 429–439.
- Radis, R.** (2010). *Numerical Simulation of the Precipitation Kinetics of Nitrides and Carbides in Microalloyed Steel* (Doctoral dissertation) Retrieved from https://www.matcalc.at/images/stories/publications/phd_thesis_radis_2010.pdf
- Raj, A., Goswami, B., Kumar, S.B., Ray, A.K.** (2013). Forge and Heat-treatments in Microalloyed Steels – A Review, *High Temp. Mater. Proc.* 2013; 32(6): 517 – 531.

- Razzak, M.A.**, (2011). Heat treatment and effects of Cr and Ni in low alloy steel, *Bulletin of Materials Science*, Vol. 34, No. 7, December 2011, pp. 1439–1445.
- Rezende, A.B., Fernandes, F.M., Fonseca, S.T., Farina, P.F.S., Goldenstein, H., Mei, P.R.** (2020). Effect of Alloy Elements in Time Temperature Transformation Diagrams of Railway Wheels, *Defect and Diffusion Forum*, ISSN: 1662-9507, Vol. 400, pp 11-20, doi: 10.4028/www.scientific.net/DDF.400.11
- Rosado, D.B., Waele, W.D., Vanderschueren, D., Hertele, S.** (2013). Latest Developments In Mechanical Properties and Metallurgical Features of High Strength Line Pipe Steels, *Sustainable Construction and Design*. 2013.
- Roy, D., Gupta, A.K., Alam, Md, S, Srikanth, S., Jha, B.K.** (2020). Enhancement of Properties of Micro-alloyed Low-Carbon Ni-Added Steel by Thermomechanical Treatment, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 29(12), 7952–7963.
- Salloom, R. Ve Srinivasan, S.G.** (2019). Elastic constants and structural stability of non-stoichiometric epsilon ϵ -Fe_{2.4}C carbide, *Materials Chemistry and Physics* 228 pp.210–214.
- Schmitt, J. H. ve Lung, T.** (2018). New developments of advanced high-strength steels for automotive applications, *New trends in metallic alloys, Comptes Rendus Physique*. Volume 19, Issue 8, December 2018, pp. 641-656
- Sesma, L.G., Lopez, B., Pereda, B.** (2020). Effect of High Ti Contents on Austenite Microstructural Evolution During Hot Deformation in Low Carbon Nb Microalloyed Steels, *Metals* 2020, 10, 165; doi:10.3390/met10020165
- Shamanian, M., Najafizadeh, A.** (2004). Hot Charge of Continuously Cast Slabs in Reheating Furnaces, *International Journal of ISSI*, Vol.1 (2004), No. 1, pp. 35-37.
- Shennawy, M.E., Farahat, A.I., Masoud, M.I., Abdel-Aziz, A.I.** (2016). Effect of Boron Content on Metallurgical and Mechanical Characteristics of Low Carbon Steel, *International Journal of Mechanical Engineering (IJME)*, Vol. 5, Issue 2, Feb- Mar 2016, 1-14
- Shigesato, G., Fujishiro, T., Hara, T.** (2014). Grain Boundary Segregation Behavior of Boron in Low-Alloy Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1876—Volume 45A, April 2014
- Silva, E.A., Fernandes, L. F. V.M., Silva, J.W.J, Ribeiro, R. B., Pereira, M. S., Alexis, J.** (2017). A Comparison between an Advanced High-Strength Steel and a High-Strength Steel Due to the Spring back Effect, *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE)*, e-ISSN: 2278-1684, p-ISSN: 2320-334X, Volume 13, Issue 5 Ver. I (Sep. - Oct. 2016), pp. 21-27
- Singh, R.** (2016). Classification of steels, *Applied Welding Engineering, Processes, Codes and Standards*, Second edition, Chapter 6, pp. 57-64.

- Singh, R.** (2020). Production of steel, *Applied Welding Engineering (Third Edition), Processes, Codes, and Standards*, Chapter 5, pp. 35-52.
- Si-wei W., Zhen-yu, L., Xiao-gaung, Z., Hao, Y., Gru-dong, W.** (2017). Precipitation behavior of Ti in high strength steels, *Journal of Central South University* (2017) 24: 2767–2772, DOI: <https://doi.org/10.1007/s11771-017-3690-7>
- Smil, V.** (2016). Modern Ironmaking and Steelmaking: Furnaces, Processes, and Casting, *Iron and Steel in the Modern World, Still the Iron Age*, Chapter 5, pp. 87-114.
- Sobral, M.D.C., Mei, P.R, Kestenbach, H.J.** (2003). Effect of carbonitride particles formed in austenite on the strength of microalloyed steels, *Materials Science and Engineering A* 367 (2004) 317–321
- Sperle, J. O, Olsson, K.** (2005). High Strength and Ultra High Strength Steels For Weight Reduction In Structural and Safety Related Applications, SSAB Tunnpå AB, Borlänge, Sweden. Retrieved from https://www.sperle.se/referenser/pdf/artiklar/V4_ISATA.pdf
- Stepanow, A.I., Babenko, A.A., Sychev, A.V., Zhuchkov, V.I., Murzin, A.V., Dresvyankina, L.E., Ushakov, M.V.** (2014). Development of Technology for Microalloying Steel with Boron using Ferro-Silicon-Boron, *Metallurgist*, Vol. 58, Nos. 7–8, November, 2014 (Russian Original Nos. 7–8, July–August, 2014)
- Stuart, H.** (1991). The properties and processing of microalloyed HSLA steels, *The Journal of The Minerals* 43, pp. 35–40
- Suski, C.A., Oliveira, C.A.S.,** (2013). Effect of Austenitization Temperature on the Precipitation of Carbides in Quenched Low Carbon Boron Steel, *Metallogr. Microstruct. Anal.* (2013) 2:79–87
- Tamura, I., Sekine, H., Tanaka, T., Ouchi, C.** (1988). Deformation of austenite in the nonrecrystallization region, *Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels*, Chapter 4, Pages 80-100.
- Tang, G., Wu, B., Bai, D., Wang, Y., Bodnar, R., Zhou, C.Q.** (2017). Modeling of the slab heating process in a walking beam reheating furnace for process optimization, *International Journal of Heat and Mass Transfer* 113, pp. 1142-1151.
- Taş, Z.** (2006). Çeliklerde termomekanik işlem uygulamaları, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi* 22 (1-2) 171-178.
- Titova, T.I., Shulgan, N.A., Malykhina, I.Y.** (2007). Effect of Boron Microalloying on the Structure and Hardenability of Building Steel, *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 49, Nos. 1 – 2, 2007
- Toulouevski, Y.N. ve Zinurov, I. Y.** (2010). Introduction, *Innovation in Electric arc furnaces*. ISBN 978-3-642-03800-6. Retrieved from https://link.springer.com/content/pdf/bfm:978-3-642-36273_6/1?pdf=chapter%20toc
- Türk Çelik Sektörü – Genel Durum.** (2022). Çelik İhracatçıları Birliği. Erişim: 12.04.2022, <https://www.cib.org.tr/tr/istatistikler.html>

- Uranga, P., Shang, C. J., Senuma, T., Yang, J.R., Guo, A.M, Mohrbacher, H.** (2020). Molybdenum alloying in high-performance flat-rolled steel grades, *Advances in Manufacturing*, Volume 8, pp.15–34.
- Vergote, H.** (2004). Current status of thermo-mechanical processing in hot strip mill, *2nd International Conference on Thermomechanical Processing of Steels*, Liege, Belgium.
- Vervynckt, S., Verbeken, K., Thibaux, P., Liebeherr, M., Houbaert, S.** (2009). Austenite Recrystallization–Precipitation Interaction in Niobium Microalloyed Steels, *ISIJ International*, Vol. 49 (2009), No. 6, pp. 911–920
- Villalobos, C. J., Del-Pozo, A., Campillo, B., Mayen, J., Serna, S.** (2018). Microalloyed Steels through History until 2018: Review of Chemical Composition, Processing and Hydrogen Service, *Metals* 2018, 8, 351; doi:10.3390/met8050351
- Wang, B., Li, Z., Zhan, D., Jiang, M.** (2018). Precipitation Behavior of VN in High Nitrogen and Vanadium Micro-alloyed Low Carbon Weathering Steel, *Trans Indian Inst Met* (2018) 71(7):1607–1613
- Wang, K.** (2003). *A Study of HSLA Steels Microalloyed with Vanadium and Titanium During Simulated Controlled Rolling Cycles* (Doctoral dissertation) Retrieved from https://ir.canterbury.ac.nz/handle/wang_thesis
- Wang, Y.Q., Clark, S.J., Cai, B., Venero, D.A., Yan, K., Gorley, M., Surrey, E., McCartney, D.G., Sridhar, S., Lee, P.D.** (2020). Small-angle neutron scattering reveals the effect of Mo on interphase nano-precipitation in Ti-Mo micro-alloyed steels, *Scripta Materialia* 174 (2020) 24–28
- Wang, Z., Liu, X., Yuan, Q., Chen, R., He, J., Qin, J., Huang, Y., Zhao, H.** (2020). Warm Deformation and Dynamic Strain Aging of a Nb-Cr Microalloyed Low-Carbon Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 51A, SEPTEMBER 2020—4623
- Weng, Y.** (2009). Overview, *Ultra-fine grained steels*, Metallurgical industry press, Springer, pp. 1 – 52.
- Wilder, A.B.** (1949). The Bessemer Converter, *Journal of Metals*, pp. 22-27.
- Wilder, A.B.** (1956). One hundred years of Bessemer Steelmaking, *Journal of Metals*, pp. 742-753.
- Winful, D., Cashell, K.A., Afshan, S., Barnes, A.M., Pargeter, R.J.** (2018). Behaviour of high strength steel columns under fire conditions, *Journal of Constructional Steel Research*, Volume 150, November 2018, pp. 392-404
- World Steel in Figures.** (2022). Worldsteel Association. Erişim: 22.09.2022, <<https://worldsteel.org/wp-content/uploads/World-Steel-in-Figures-2022-1.pdf?x25904>>
- Wu, S., Liu, Z., Zhou, X., Yang, H., Wang, G.** (2017). Precipitation behavior of Ti in high strength steels. *Journal of Central South University*. (2017) 24: 2767–2772. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11771-017-3690-7>

- Yi, H., Zang, L., Duan, R., Liang, X.** (2019). Microstructure–mechanical property relationship in Ti–Mo microalloyed steel with random and interphase precipitates, *J. Iron Steel Res. Int.* (2019) 26:838–845
- Yi, H., Zhang, L., Yang, Z.** (2018). Influence of rolling temperature and cooling rate on nano-size carbides in a Ti–Mo microalloyed steel, *SN Applied Sciences*, Volume 1, Article number: 99.
- Yi-hong, N., We-jun, H., Wan-tang, F., Yu-qing, W.** (2007). Effect of Boron on Delayed Fracture Resistance of Medium-Carbon High Strength Spring Steel, *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2007, 14(6): 53-57, 67
- Yoshie, A., Fujioka, M., Watanabe, Y., Nishioka, K., Morikawa, H.** (1992). Modelling of microstructural evolution of Steel Plates Produced by Evolution and Mechanical Properties Thermo-Mechanical Control Process, *ISIJ International*, Vol. 32 (1992), No. 3, pp. 395-404.
- Zaitsev, A.I., Baklanova, O.N., Koldaev, A.V., Grishin, A.V., Rodionova, I.G., Yashchuk, S.V., Lyasotskii, V.L.** (2016). Microstructure and Property Formation for High-Strength Low-Carbon Steels Microalloyed with Titanium and Molybdenum, *Metallurgist*, Vol. 60, 491-498.
- Zaitsev, A.I., Koldaev, A.V., Krasnyanskaya, I.A., Dunaev, S.F.** (2020). Study of Features of Phase Precipitate Formation, Structural State, and Properties of Nb, V-Microalloyed Low Carbon Ferritic Steels, *Metallurgist*, Vol. 63, 1033-1042.
- Zajac, S.** (2001). Precipitation and Grain Refinement in Vanadium – Containing Steels, *Proceedings of the Vanitec Symposium*, Beijing, China
- Zajac, S., Schwinn, V., Tacke, K.H.** (2005). Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels, *Materials Science Forum*, Vols. 500-501 (2005) pp. 387-394.
- Zaslavskii, A.Y.** (2001). MICROALLOYED STEELS FOR CONTROLLED HOT PLASTIC DEFORMATION (A BRIEF REVIEW), *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 43, Nos. 7 – 8.
- Zhang, H., Liu, C., Pang, G.** (2006). Research of Low Carbon Nb-Ti-B Microalloyed High Strength Hot Strip Steels with Yield Strength ≥ 700 MPa, *Advanced Steels- The Recent Scenario in Steel Science and Technology*, pp. 317-332.
- Zhang, K., Li, Z., Sun, X., Yong, Q., Yang, J., Li, Y., Zhao, P.** (2015). Development of Ti–V–Mo Complex Microalloyed Hot-Rolled 900-MPa-Grade High-Strength Steel, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, 2015, 28(5), 641–648.
- Zurutuza, I., Isasti, N., Detemple, E., Schwinn, V., Mohrbacher, H., Uranga, P.** (2021). Effect of Nb and Mo Additions in the Microstructure/Tensile Property Relationship in High Strength Quenched and Quenched and Tempered Boron Steels, *Multidisciplinary Digital Publishing Institute, Metals* 2021, 11, 29. <https://doi.org/10.3390/met11010029>.



ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Serkan OKTAY

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** :2008, Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
- **Yüksek Lisans** :2012, İstanbul Teknik Üniversitesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- 2008: Sakarya Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, BÖLÜM İKİNCİSİ Ödülü
- 2013 yılından itibaren Çolakoğlu Metalurji A.Ş. de çalışmaktadır.

DOKTORA TEZİNDEN TÜRETİLEN YAYINLAR, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Oktay S.,** Di Nunzio, P. E., Şeşen, M.K. (2020). Investigation of the effect of isothermal heat treatments on mechanical properties of thermo-mechanically rolled S700MC steel grade, *Acta Metallurgica Slovaca*, 2020, VOL. 26, NO. 1, 11-16.
- **Oktay S.,** Di Nunzio, P. E., Cesile, M. C., Davut, K., Şeşen, M.K. (2022). Effect of coiling temperature on the structure and properties of thermo-mechanically rolled S700MC steel, *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 2022, Volume 58, Issue 3, 475-489.

