

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**NİYOBYUM VE VANADYUMLU
BİR BORU HATTI ÇELİĞİNDE
MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİK KARAKTERİZASYONU**

143078

**DOKTORA TEZİ
Y. Müh. MEHMET ZEKİ MAHMUTOĞLU
(506932008)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 30 Nisan 2003
Tezin Savunulduğu Tarih : 14 Ağustos 2003**

Tez Danışmanı : Prof.Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU

Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr. E. Sabri KAYALI (İ.T.Ü.)

Prof.Dr. M. Kelami ŞEŞEN (İ.T.Ü.)

Prof.Dr. Arif N. GÜLLÜOĞLU (M.Ü.)

Doç.Dr. Sakin ZEYTİN (SA.Ü.)

AĞUSTOS 2003

ÖNSÖZ

Tez çalışmasının her aşamasında çok kıymetli düşünce ve önerilerinden faydalandığım tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU ile değerli hocalarım Sayın Prof. Dr. E. Sabri KAYALI'ya ve Sayın Prof. Dr. Ali Fuat ÇAKIR'a çok teşekkür ederim.

Türkiye'de sanayii ve üniversite işbirliğinin gelişmesi için üstün çaba gösteren ve bu doğrultuda birçok Erdemir mühendisinin yüksek lisans ve doktora yapmasını teşvik eden, çelik sektörünün duayenlerinden Genel Müdürümüz Sayın A.Kerim Dervişoğlu başta olmak üzere, Erdemir'de API X60 ve üzeri çeliklerin deneme ve ticari üretim süreçlerini başlatan İsdemir Genel Müdürü (Erdemir İşletmeler Eski Genel Müdür Yard.) Sayın Atamer Gıyıcı'ya, tezimin devamı için destek veren Genel Müdür'e I.Yardımcı ve İşletmeler Genel Müdür Yard. Sayın Fadıl Demirel'e, petrol boru çeliklerinin üretimi konusunda katkılar sağlayan Test, Kalite ve Teknoloji Baş Müdürü Sayın Cengiz Şahintürk'e, sıcak haddeleme prosesleri konusunda çok değerli ve yönlendirici katkılar sağlayan 1.Sıcak Haddehane Müdürü Sayın İbrahim Tozlu'ya, Ar-Ge Müdürü Sayın Erol Baş'a, 1.Soğuk Haddehane eski Müdür Yard. Sayın Muhammet Okumuş'a, mekanik testlerin yapılmasında yardımcı olan Muayene eski Baş Müh. Sayın Nurettin Gültekin ile tüm Kalite Kontrol Müdürlüğü çalışanlarına, dilatometre çalışmalarının yapılmasında Ar-Ge Simülasyon Laboratuvarı Mühendisi Sayın Abdullah Sezer'e, optik mikroskop incelemelerinde CAL Laboratuvarı mühendisi Sayın Dr.Mustafa Arıkan'a, TEM incelemelerinde Ar-Ge Baş Müh. Sayın Dr.Oktay Elkoça'ya ve 1.Soğuk Haddehane'deki tüm çalışma arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Ayrıca, sevgili babam Hakim İdris Karaçuha'ya, sabrını ve desteğini hiç eksik etmeyen sevgili eşim Ayşenur ve kızım Meleksima'ya teşekkürlerimi sunarım.

Ağustos 2003

Metalurji Yük. Müh. Mehmet Zeki MAHMUTOĞLU

İÇİNDEKİLER

KISALTMALAR	v
TABLO LİSTESİ	vi
ŞEKİL LİSTESİ	vii
SEMBOL LİSTESİ	x
ÖZET	xi
SUMMARY	xii
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. BORU HATTI ÇELİKLERİ	3
2.1. Petrol ve Gaz Boru Hattı Çelikleri	3
2.1.1. Boru Hattı Çeliğinin Genel Özellikleri	4
2.1.2. Boru Hattı Çeliklerinde Bauschinger Etkisi	6
2.1.3. Boru Hattı Çeliklerinde Kaynaklanabilirlik Özelliği	6
2.1.4. Boru Hattı Çeliklerinde Kalıntı Kontrolü	8
2.2. Amerikan Petrol Enstitüsü (API) Standartları	10
2.3. Farklı Firmaların API X60 Çelik Üretimi	11
3. YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER	13
3.1. Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşimli Çeliklerin Genel Karakteristikleri	13
3.2. Mikroalaşımlama Elementlerinin Etkileri	16
3.3. Tane Boyutunun Mekanik Özelliklere Etkileri	17
4. TERMOMEKANİK HADDELEME	20
4.1. Geleneksel Sıcak Haddeleme Pratiği	20
4.2. Termomekanik Haddeleme Pratiği	20
4.2.1. Slab Isıtma	22
4.2.2. Kaba Haddeleme	24
4.2.3. Şerit Haddeleme	25
4.2.4. Soğutma ve Sarılma	27
4.3. Termomekanik Haddelemede Mikroyapısal Dönüşümler	31
4.4. Kritik Haddeleme Sıcaklıklarının Belirlenmesi	32
4.4.1. Ortalama Akma Gerilmesinin Sıcaklık ile Değişimi Eğrileri	33
4.4.2. Soğutma Dönüşüm Eğrileri ve Kritik Sıcaklıkların Belirlenmesi	34
4.4.3. Kritik Haddeleme Sıcaklıklarının Tespitinde Kullanılan Formüller	35
4.5. Sıcak Haddelemede Perlit Bantlaşmasının Oluşumu	36
5. ERDEMİR-9060 ÇELİĞİNİN DENEME ÜRETİMİ	39
5.1. Çelik Üretimi	39
5.1.1. Bazik Oksijen Fırını	39
5.1.2. İkincil Metalurji İşlemleri	40
5.1.3. Sürekli Döküm Tesisleri	40

5.1.4. 9060 Kalite Çeliğın Üretimi	41
5.2. Sıcak Haddeme	41
5.2.1. Sıcak Haddeme	41
5.2.2. 9060 Kalite Çeliğın Sıcak Haddelenmesi	43
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	44
6.1. Deney Numunelerinin Hazırlanması	44
6.2. Mikroyapı Karakterizasyonu	44
6.3. Mekanik Testler	46
6.4. Dilatometre Çalışmaları	47
7. DENEY SONUÇLARI	50
7.1. Metalografik İnceleme Sonuçları	51
7.2. Mekanik Test Sonuçları	55
7.3. Dilatometre Sonuçları	59
8. DENEYSEL SONUÇLARIN İRDELENMESİ	64
8.1. Üretim Parametrelerinin Mikroyapıya Etkisi	64
8.2. Üretim Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisi	66
8.3. Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi	71
8.4. Dilatometre Çalışmaları	75
9. GENEL SONUÇLAR	80
KAYNAKLAR	82
EKLER	90
EK-A: TERMOMEKANİK HADDELEME PRATİĞİ	91
EK-B: MİKROYAPILAR	94
EK-C: DİLATOMETRE EĞRİLERİ	98
EK-D: BOBİN KALINLIKLARINA GÖRE DARBE ENERJİSİ GRAFİKLERİ	102
ÖZGEÇMİŞ	104

KISALTMALAR

SSD	: Sürekli Soğuma Dönüşüm
SEM	: Scanning Electron Microscope
EDS	: Electron Dispersive Spectroscope
YMDA	: Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı
CE	: Carbon Equivalent
API	: American Petroleum Institute
EN	: European Standard
CSA	: Canadian Standards Association
JIS	: Japanese Industrial Standard
TM	: Termomekanik haddeleme
N	: Normalize haddeleme
MA	: Mikroalaşımlama
DGS	: Darbe geçiş sıcaklığı
BOF	: Bazik Oksijen Fırını
TMS	: Termomekanik Simülasyon
EPMA	: Electron Probe Micro Analysis
HAGC	: Hydraulic Automatic Gauge Control
WRB	: Work Roll Bending System
WRS	: Work Roll Shifting System

TABLO LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1. Boru hattı çeliklerinde gaz taşımacılığının gelişimi	3
Tablo 2.2. API 5L-2000 standardındaki çelik kaliteleri	10
Tablo 2.3. Farklı firmalara ait X60 çeliğinin kimyasal bileşimi.....	12
Tablo 2.4. Farklı firmalara ait X60 çeliğinin mekanik özellikleri.....	12
Tablo 5.1. ERDEMİR-9060 çeliğin hedef kimyasal kompozisyonu	41
Tablo 5.2. ERDEMİR-9060 çeliğin deneme üretimi kimyasal kompozisyonu..	41
Tablo 5.3. 1.Sıcak Haddehane'nin teknik özellikleri.....	42
Tablo 6.1. Deney numunelerin alındıkları yerler ve sıcaklık değerleri.....	45
Tablo 6.2. Haddeleme sırasındaki soğutma hızları.....	49
Tablo 7.1. Ferrit tane boyutu.....	53
Tablo 7.2. Çekme ve sertlik testi sonuçları.....	56
Tablo 7.3. Enine darbe deneyi sonuçları.....	57
Tablo 7.4. Farklı soğutma hızlarında elde edilen kritik sıcaklıklar.....	60
Tablo 7.5. Termal genleşme katsayıları.....	60
Tablo 7.6. Farklı soğutma hızlarına göre ferrit tane boyutu, perlit oranı ve sertlik değerleri.....	60

ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa No
Şekil 2.1.	Borularda, malzeme mukavemetindeki artışa göre, ağırlık ile çaparasındaki ilişki..... 4
Şekil 2.2.	Boru hattı çeliğinin genel özellikleri..... 5
Şekil 2.3.	Kaynaklanabilirlik derecesini gösteren Graville diyagramı..... 7
Şekil 2.4.	Bir döküm numunesindeki kalıntı görüntüsü..... 8
Şekil 2.5.	Tam modifikasyona ve yarı modifikasyona uğramış MnS kalıntıları..... 9
Şekil 2.6.	API petrol borusu çeliklerinin gelişimi..... 11
Şekil 3.1.	Farklı sertleştirme mekanizmalarının akma mukavemeti ve darbe geçiş sıcaklığına etkisi..... 14
Şekil 3.2.	% 0.10 C - % 0.50 Mn içeren YMDA çelikte tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi..... 15
Şekil 3.3.	Karbon miktarının darbe geçiş sıcaklığına etkisi..... 15
Şekil 3.4.	Farklı MA elementlerinin östenitin yeniden kristalleşmesini engellemesi..... 16
Şekil 3.5.	% 0.08 C - % 0.90 Mn çeliğinde Nb, V ve Ti mikroalaşımlama elementlerinin mekanik özelliklere etkisi..... 17
Şekil 3.6.	Ferit tane boyutunun akma mukavemetine etkisi..... 18
Şekil 3.7.	Ferit tane boyutuNUN DGS'na etkisi..... 18
Şekil 3.8.	Farklı çeliklerde ferit tane boyutunun akma mukavemetine etkisi 19
Şekil 4.1.	N ve TM yapılmış X60 çeliğinin mukayesesi. a) Akma ve çekme mukavemeti, b) Darbe enerjisi..... 21
Şekil 4.2.	Farklı TM yöntemleri..... 22
Şekil 4.3.	Farklı MA elementi içeren çeliklerde östenit tanelerinin irileşmesi..... 23
Şekil 4.4.	Düşük karbonlu çeliklerde niyobyum karbür ve niyobyum karbonitrürlerin çözünürlüğü..... 23
Şekil 4.5.	Kaba haddelemede ezme oranının östenit tane boyutuna etkisi.... 24
Şekil 4.6.	Kaba haddeleme prosesinde mikroyapıdaki değişimler..... 25
Şekil 4.7.	Farklı sıcak haddeleme pratikleri. a) Haddeleme tipleri, b) Şerit ikmal sıcaklığının akma mukavemetine ve darbe-geçiş sıcaklığına etkisi..... 26
Şekil 4.8.	% 0.03 C, % 1.75 Mn, % 0.10 Nb, % 0.014 Ti ve % 0.15 Ni bileşimindeki bir çelikte şerit ikmal sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi..... 27
Şekil 4.9.	Soğutma hızının ferit tane boyutuna etkisi..... 28
Şekil 4.10.	Sıcak haddeleme sonunda oluşan nihai ferit tane boyutu..... 28
Şekil 4.11.	Nb, V ve Ti çökeltilerinin boyutları ve hacimleri..... 29
Şekil 4.12.	TM yapılmış çelikte ferritik ve beyritik yapının a)Tane boyutu, b) Dislokasyon yoğunluğu açısından karşılaştırılması..... 30
Şekil 4.13.	Sarılma sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi 30
Şekil 4.14.	Termomekanik haddelemede mikroyapısal dönüşümler..... 31

Şekil 4.15.	Ortalama akma mukavemetinin sıcaklık (1/T) ile değişimi.....	33
Şekil 4.16.	Dilatometre testinden elde edilen ısıtma ve soğutma eğrisi.....	35
Şekil 4.17.	Birincil Mn segregasyonu, A_{r3} sıcaklığı ve ikincil karbon segregasyonu arasındaki ilişki.....	37
Şekil 4.18.	Kimyasal segregasyondan dolayı oluşan bantlaşma.....	38
Şekil 4.19.	Soğutma hızının karbon dağılımına etkisi.....	38
Şekil 5.1.	Çelik üretimi ve sürekli döküm prosesi akış şeması.....	39
Şekil 5.2.	1.Sıcak Haddehane proses akış şeması.....	42
Şekil 6.1.	Deney numunelerinin hazırlanması ve kodlanması.....	46
Şekil 6.2.	Gleeble-3500 cihazının kabini.....	47
Şekil 6.3.	Gleeble-3500 cihazında kullanılan deney numunesi.....	48
Şekil 6.4.	Dilatometre deneyi sıcaklık döngüsü.....	48
Şekil 7.1.	7275 nolu bobinin kalıntı görüntüleri; a) 20. m, b) 54. m'deki numune.....	50
Şekil 7.2.	7276 nolu bobinin kalıntı görüntüleri; a) 20. m, b) 74. m'deki numune.....	50
Şekil 7.3.	7277 nolu bobinin kalıntı görüntüleri; a) 14. m, b) 50. m'deki numune.....	51
Şekil 7.4.	7278 nolu bobinin kalıntı görüntüleri; a) 6. m, b) 56. m'deki numune.....	51
Şekil 7.5.	7276 nolu bobinin 90. m'sindeki numunede kalsiyumaluminat kalıntısının SEM görüntüsü ve EDS analizi.....	51
Şekil 7.6.	7276 nolu bobinin 90. m'sindeki numunede görülen kalıntının SEM haritası.....	52
Şekil 7.7.	7278 nolu bobinin 36. m'sindeki numunenin ferrit-perlit yapısına ait SEM fotoğrafı (Ferrit: koyu alanlar, Perlit: açık alanlar).....	54
Şekil 7.8.	7278 nolu bobinin 36. m'sindeki iğnesel ferrit yapısına ait SEM fotoğrafı.....	54
Şekil 7.9.	180° katlanmış X60 çeliğine ait numuneler.....	55
Şekil 7.10.	7275 nolu bobinin 74. m'sindeki numunenin farklı darbe deneyi sıcaklıklarında kırılmış yüzeyleri; a) 0 °C'de darbe deneyi, b) - 20 °C'de darbe deneyi, c) - 40 °C'de darbe deneyi, d) - 60 °C'de darbe deneyi, e) - 80 °C'de darbe deneyi.....	58
Şekil 7.11.	7277 nolu bobine ait 14. m'sindeki numunenin -80 °C'de darbe deneyinde kırılmış yüzeyi.....	59
Şekil 7.12.	Dilatometre deneyinde farklı hızlarda soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 0.10 °C/s, b) 0.25 °C/s, c) 0.50 °C/s, d) 1.0 °C/s, e) 5.0 °C/s ve f) 10 °C/s.....	62
Şekil 7.13.	Farklı soğutma hızlarında oluşan perlit yapısına ait SEM görüntüsü (x 3000).....	62
Şekil 7.14.	Başlangıç östenit tane boyutunun belirlenmesi. a) Başlangıç östenit tane boyutu için uygulanan ısıtma işlem döngüsü, b) Başlangıç östenit tanesi.....	63
Şekil 8.1.	Şerit ıkmal sıcaklığının ferrit tane boyutuna etkisi.....	65
Şekil 8.2.	Bobin sarılma sıcaklığının ferrit tane boyutuna etkisi	66
Şekil 8.3.	Şerit ıkmal sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi.....	67
Şekil 8.4.	Bobin sarılma sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi...	68
Şekil 8.5.	Şerit ıkmal sıcaklığının darbe enerjisine etkisi.....	69
Şekil 8.6.	Bobin sarılma sıcaklığının darbe enerjisine etkisi.....	70
Şekil 8.7.	Şerit ıkmal sıcaklığının sertliğe etkisi.....	70
Şekil 8.8.	Bobin sarılma sıcaklığının sertliğe etkisi.	71
Şekil 8.9.	Ferrit tane boyutunun akma ve çekme mukavemetine etkisi.....	72
Şekil 8.10.	API X60 çeliği için Hall-Petch ilişkisi.....	72

Şekil 8.11.	Ferrit tane boyutunun kopma uzamasına etkisi.....	73
Şekil 8.12.	Ferrit tane boyutunun sertliğe etkisi.....	74
Şekil 8.13.	Ferrit tane boyutunun darbe enerjisine etkisi.....	74
Şekil 8.14.	API X60 çeliği için SSD diyagramı.....	75
Şekil 8.15.	Soğutma hızının Soğutma hızının A_{r3} dönüşüm sıcaklığına etkisi.	76
Şekil 8.16.	Soğutma hızının ferrit tane boyutuna etkisi.....	77
Şekil 8.17.	Soğutma hızının perlit oluşumuna etkisi.....	77
Şekil 8.18.	Soğutma hızının mikrosertliğe etkisi.....	79
Şekil A.1.	7275 nolu ve 8 mm kalınlığındaki bobinin termomekanik haddeleme pratiği.....	90
Şekil A.2.	7276 nolu ve 12 mm kalınlığındaki bobinin termomekanik haddeleme pratiği.....	91
Şekil A.3.	7277 nolu ve 15 mm kalınlığındaki bobinin termomekanik haddeleme pratiği.....	92
Şekil A.4.	7278 nolu ve 17.5 mm kalınlığındaki bobinin termomekanik haddeleme pratiği.....	93
Şekil B.1.	Kalınlığı 8 mm olan 7275 nolu bobinin mikroyapıları.....	94
Şekil B.2.	Kalınlığı 12 mm olan 7276 nolu bobinin mikroyapıları.....	95
Şekil B.3.	Kalınlığı 15 mm olan 7277 nolu bobinin mikroyapıları.....	96
Şekil B.4.	Kalınlığı 17.5 mm olan 7278 nolu bobinin mikroyapıları.....	97
Şekil C.1.	Dilatometre eğrisi (Isıtma hızı: 1.0 °C/s).....	98
Şekil C.2.	Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 0.10 °C/s).....	98
Şekil C.3.	Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 0.25 °C/s).....	99
Şekil C.4.	Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 0.50 °C/s).....	99
Şekil C.5.	Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 1.0 °C/s).....	100
Şekil C.6.	Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 5.0 °C/s).....	100
Şekil C.7.	Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 0.10 °C/s).....	101
Şekil D.1.	Bobin kalınlıklarına göre şerit ikmal sıcaklığının darbe enerjisine etkisi.....	102
Şekil D.2.	Bobin kalınlıklarına göre bobin sarılma sıcaklığının darbe enerjisine etkisi.....	103

SEMBOL LİSTESİ

γ	: Östenit
α	: Ferrit
KV_c	: Darbe enerjisi
k_α	: Östenitin termal genleşme katsayısı
k_γ	: Ferritin termal genleşme katsayısı
k	: Tane sınırı direnci ile ilgili malzeme sabiti
σ_a	: Akma mukavemeti
σ_ϵ	: Çekme mukavemeti
σ_o	: İç sürtünme gerilmesi
$\bar{\sigma}_A$	: Ortalama akma mukavemeti
T_{ykd}	: Östenitin yeniden kristalleşmesinin durduğu sıcaklık
A_{r3}	: $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün başladığı sıcaklık
A_{r1}	: Ötektoid dönüşümünün başladığı sıcaklık
d	: Ferrit tane boyutu
H_v	: Hardness of Vickers
S	: Soğutma hızı
$\% P$	: Perlit hacim oranı

NİYOBYUM VE VANADYUMLU BİR BORU HATTI ÇELİĞİNDE MİKROYAPI-MEKANİK ÖZELLİK KARAKTERİZASYONU

ÖZET

Petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan borular, API (American Petroleum Institute) standartları doğrultusunda, yüksek mukavemetli, tok ve yüksek kaynaklanabilirlik kabiliyetine sahip çeliklerden üretilmektedir. Bu çelikler, Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı (YMDA) çelikler olup, termomekanik haddeleme yöntemiyle, ilgili standartlardan daha üstün özelliklerde üretilmektedir.

Petrol ve gaz borusu hattı çeliğini üreten bütün çelik firmaları, proses parametrelerini kendi işletme şartlarına göre tespit ederek üretimlerini gerçekleştirmektedir. Ülkemizin yegane entegre yassı çelik mamul üreticisi olan Ereğli Demir ve Çelik Fabrikaları T.A.Ş. (ERDEMİR) de, deneme üretimi yaptıktan sonra ticari üretime başlamış olup, ürün kalitesini artırmak için sürekli Ar-Ge çalışmaları yapmaktadır.

Bu çalışmada, Ar-Ge faaliyetleri kapsamında ERDEMİR'de üretilen API X60 kalite petrol boru hattı çeliğinin, mikroyapı ve mekanik özelliklerine üretim parametrelerinin (şerit ikmal ve bobin sarılma sıcaklığı) etkisi incelenmiştir. Genel olarak ikmal ve sarılma sıcaklıkları düştükçe ferrit tane boyutu küçülmüş, buna paralel olarak oda sıcaklığındaki akma ve çekme mukavemeti ile özellikle sıfır altı sıcaklıklardaki darbe enerjisi artmıştır. Sarılma sıcaklığının düşük olması, soğutma hızının yüksek olduğunu ifade ettiğinden, soğutma hızının mikroyapı üzerindeki etkisi, laboratuvar koşullarında Gleeble-3500 Termal-Mekanik Test ve Simülasyon Cihazı'nda dilatometre çalışması yapılarak incelenmiştir. Buna göre, düşük soğutma hızlarında bantlaşmış perlit yapısı oluşmuştur. Soğutma hızının artmasıyla; mikroyapı ferritik olmuş, ferrit tane boyutu küçülmüş ve sertlik artmıştır. Bu çalışma kapsamında ayrıca, 950 °C'den 0.1-10 °C/s arasında farklı soğutma hızlarında soğutulması sırasında incelenen çeliğin A_{33} ($\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün başlaması) sıcaklığı tespit edilmiş ve bu soğutma hızları için Sürekli Soğuma Dönüşüm (SSD) diyagramı çıkarılmıştır.

MICROSTRUCTURE-MECHANICAL PROPERTY CHARACTERIZATION OF A LINE PIPE STEEL CONTAINING NIOBIUM AND VANADIUM

SUMMARY

Line pipes used in the oil and natural gas transportation are produced from high strength steels, which should exhibit high toughness with better weldability, according to API (American Petroleum Institute) standards. These steels are typically classified as High Strength Low Alloy (HSLA) steels and produced by thermomechanical rolling process.

Steel producers first establish their processing parameters according to their mill conditions, and then realize commercial productions according to relevant standards. Eregli Iron and Steel Works Co. (ERDEMİR), which is the unique integrated flat steel producer of Turkey, carries out R & D studies to achieve further improvement in product quality and commercially produces high grade plates for line pipes.

In this study, the effect of processing parameters (finishing and coiling temperatures) on the microstructure and mechanical properties of API X60 quality line pipe steel produced in ERDEMİR under R & D activities have been investigated. In general, with decreasing finishing and coiling temperatures, ferrite grain size decreased and yield strength, tensile strength and subzero impact energy increased. Since low coiling temperature corresponds to high cooling rate, the effect of cooling rate on the microstructure has been specifically examined by utilizing Gleeble-3500 Thermo-Mechanical Simulator. Dilatometric studies revealed formation of banded pearlite structure at very low cooling rates. At high cooling rates, fine grained ferritic microstructure accompanied with high hardness formed. Additionally, A_{r3} ($\gamma \rightarrow \alpha$ transformation start) temperature of investigated steel cooled at 0.1-10 °C/s from 950 °C have been determined and Continuous Cooling Transformation (CCT) diagram has been constructed.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Son 40 yıldır yapı çeliklerinde köklü değişimler yaşanmıştır. 1960'lı yıllardan önce taşıma, enerji ve yapı endüstrisinde sadece iki tip çelik kullanılmaktaydı [1]. Bunlardan birincisi düşük mukavemetli ($250 \leq \sigma_{Akma}$ mukavemeti ≤ 400 MPa) sıcak haddelenmiş veya normalize edilmiş karbon çeliği, diğeri ise yüksek mukavemetli (σ_{Akma} mukavemeti ≥ 560 MPa) su ile soğutulmuş ve temperlenmiş düşük alaşımlı çelik grubuydu. Hem ferritik-perlitik mikroyapılı sıcak haddelenmiş veya normalize edilmiş çelik, hem de martensitik veya beynitik mikroyapılı su verilip temperlenmiş çelik grubunun sahip olduğu mukavemet, içerdikleri karbon miktarına bağlıydı. Bu çelikler hiçbir zaman arzu edilen kaynaklanabilirlik, şekillenebilirlik ve tokluk özellikleri gösterememekteydi. Dolayısıyla, bu eksiklikler, bu tip geleneksel çelikleri yüksek maliyetli hale getirmekteydi.

Özellikle 1980'li yıllardan sonra ve günümüzde termomekanik haddelenmiş mikroalaşımlı çelikler çok geniş bir alanda, yukarıda bahsedilen geleneksel çeliklere alternatif olarak kullanılmaya başlanmıştır [2]. Bu yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çeliklerin kontrollü haddelenmesi ve kontrollü soğutulması ile ilgili üretim pratikleri bütün dünya çapında uygulanmaktadır. Mikroalaşım elementlerinin (Nb, V, Ti, Mo ve B) ilavesi, bu çeliklerin termomekanik haddelemeye uygun olmasını sağlamıştır. Üstelik düşük karbon miktarları da tokluğu ve kaynaklanabilirliği çok önemli derecede iyileştirmiştir.

Son yıllarda, doğalgaz kullanımının artmasıyla birlikte, doğalgaz taşımacılığı da çok önemli hale gelmiştir. Bu durum, çok uzun mesafelerde ve yüksek basınçlı şartlar altında kullanılan geniş çaplı boruların üretimini, montajını ve işletmesini, ekonomiklik ve emniyet yönünden oldukça fazla ilgi odağı haline getirmiştir. Bunun neticesinde, YMDA yassı çelik ürünlerinden yapılan dikişli boru üretimi hem Türkiye'de hem de tüm dünyada artmıştır.

Boru hattı çelikleri, dünyada en yaygın olan API standartları kullanılarak üretilmektedir. Bu tip çeliklerin gelişiminde müşteri özel istekleri (yüksek akma ve tokluk ile çok iyi kaynaklanabilirlik) yönlendirici olmakla birlikte, genel karakterler

aynı kalmak şartıyla, standartlardan daha üstün özellikler talep edilmektedir. Dünyadaki çelik üreticisi firmalar, ancak kendi işletme şartlarına göre proses parametrelerini tespit ederek ticari üretimlerini gerçekleştirmektedir.

Türkiye'nin tek entegre yassı çelik üreticisi olan Ereğli Demir ve Çelik Fabrikaları T.A.Ş.'de (ERDEMİR), petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan ve API Standartlarına uygun YMDA çelik üretimi alanında çok yönlü çalışmalar yapılmaktadır. Bu nedenle, boru üreticilerinin taleplerini karşılamak amacıyla ERDEMİR'de, deneme üretimleri ve sonra da ticari üretimler gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, ticari haddeleme işleminden önce proses parametrelerini optimum bir şekilde belirlemek amacıyla maliyeti yüksek deneme üretimleri yerine, simülasyon cihazlarından yararlanılarak düşük maliyetli çalışmalar da yapılmaya başlanmıştır. Bu amaçla, ERDEMİR'de Ar-Ge faaliyetleri kapsamında kullanılmak üzere 2000 yılında, Gleeble-3500 Termal-Mekanik Test ve Simülasyon Cihazı satın alınmıştır.

Bu çalışmada, ERDEMİR-1.Sıcak Haddehene-Tersinir Şerit Hadde'de API standardına göre deneme üretimi yapılan Nb ve V'lu mikroalaşımlı X60 çeliğinin termomekanik haddeleme pratiğine bağlı olarak mikroyapı-mekanik özellik ilişkileri incelenmiştir. Ayrıca, östenit bölgesinden soğutma hızının, mikroyapı ve mekanik özellikler üzerinde etkisi de Gleeble-3500 Termal-Mekanik Test ve Simülasyon cihazında yapılan detaylı çalışmalar ile araştırılmıştır.

2. BORU HATTI ÇELİKLERİ

2.1 Petrol ve Gaz Boru Hattı Çelikleri

Petrol ve gaz taşımacılığında en yaygın olarak spiral kaynaklı çelik borular kullanılmaktadır. Yüksek kapasiteli taşıma ihtiyacı durumunda, sistemin iç basıncı ve kullanılan boru çapı arttırılmaktadır. Bu nedenle, boru malzemesi yüksek mukavemet ve tokluk değerleri ile çok iyi kaynaklanabilirlik özelliklerine sahip olmalıdır.

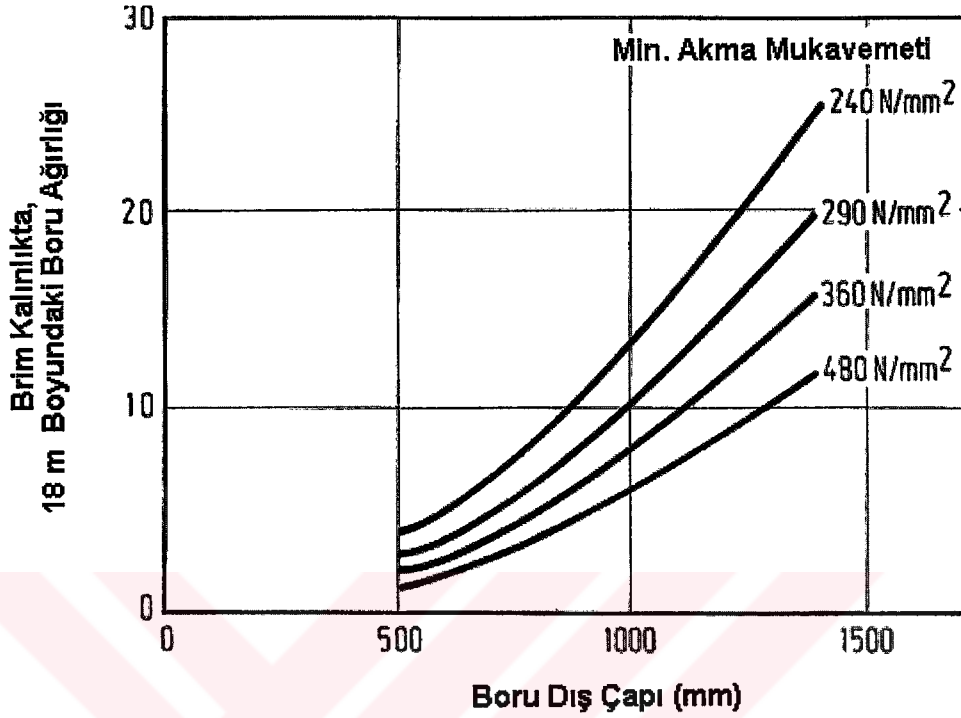
Tablo 2.1'de, işletme basıncı ve boru çapının artışıyla, dünyadaki gaz taşıyıcı boru hatlarındaki gelişme gösterilmektedir. Borulardaki basınç 1910'lu yıllarda 2 bar iken 1930'larda 20, 1960'larda 66, 1980'lerde 80 ve günümüzde ise 120 bar ve daha yukarı seviyelere çıkmıştır [3,4]. Boruların basınca karşı dayanımları artarken boru çapları 400 mm'den 1620 mm'ye ve günümüzde daha büyük çaplara kadar çıkmıştır [5].

Tablo 2.1 Boru hattı çeliklerinde gaz taşımacılığının gelişimi [5].

Yıllar	İşletme Basıncı (bar)	Boru Çapı (mm)	Yıllık Kapasite (milyon m ³)
1910	2	400	80
1930	20	500	650
1965	66	900	8,300
1980	80	1,420	26,000
2000 ve sonrası	120	1,620	52,000

Borularda, bu yüksek basınç seviyelerine çıkılmasında, hiç şüphesiz en önemli faktör yeni çelik tiplerinin geliştirilmesi olmuştur. 1960'lı yılların sonundan itibaren termomekanik haddeme yöntemi ile YMDA çeliklerin üretilmesi mümkün olmuş ve yüksek akma mukavemeti ile çok iyi tokluk ve kaynaklanabilirlik özellikleri elde edilmiştir. Mukavemet artışı sonucu olarak, 80 bar sabit işletme basıncı altında,

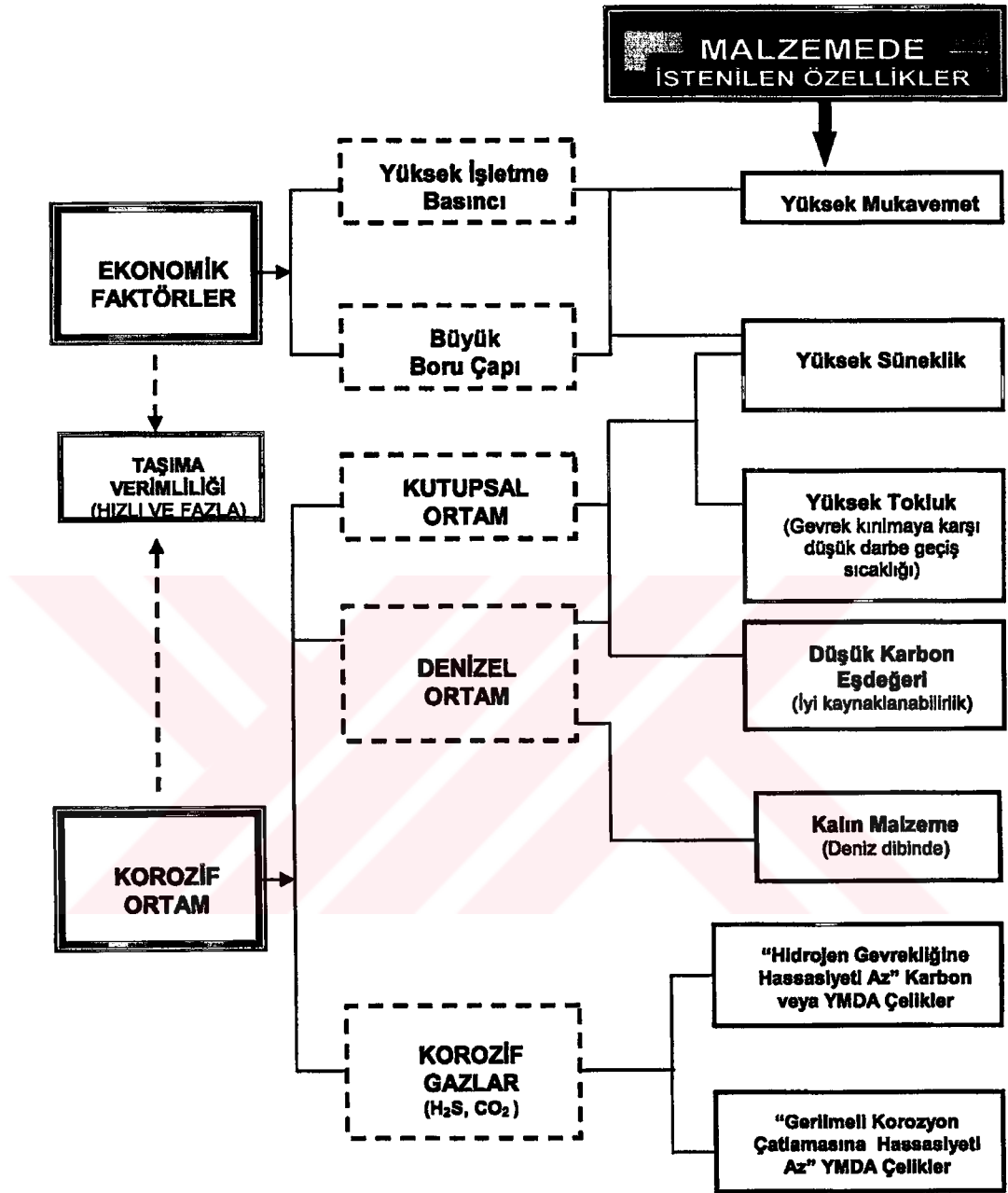
malzeme et kalınlığında ve dolayısıyla malzeme ağırlığında önemli bir azalma olmuştur (Şekil 2.1).



Şekil 2.1 Borularda, malzeme mukavemetindeki artışa göre, ağırlık ile çap arasındaki ilişki [6].

2.1.1 Boru Hattı Çeliğinin Genel Özellikleri

Petrol ve gaz taşımacılığı deniz altında, arktik (kutup) bölgelerinden aşındırıcı ekşi gaz (içerisinde H_2S ve CO_2 olan gaz) içeren ortamlara kadar çok geniş alanda yapılmaktadır. Bu durum, çok uzun mesafelerde ve yüksek basınçlı şartlarda kullanılan geniş çaplı boru hatlarının üretimini, montajını ve işletmesini, ekonomi ve emniyet yönünden oldukça fazla ilgi odağı haline getirmektedir. Değişik işletme ortamlarına göre, boru hattı çeliklerinde istenilen özellikler Şekil 2.2'de özetlenmiştir [4].



Şekil 2.2 Boru hattı çeliğinin genel özellikleri [4].

2.1.2 Boru Hattı Çeliklerinde Bauschinger Etkisi

Büyük çaplı borular, bir dizi soğuk şekillendirme işlemleri ile çekme ve basma yükleri altında üretilmektedir. Bu üretim sırasında, tokluk değerlerinde bir değişiklik olmamasına rağmen, Bauschinger etkisi nedeniyle akma mukavemetleri düşmektedir [4,7]. Bauschinger etkisi; akma mukavemetinin, ters yöndeki bir ön gerilme uygulaması sonrasındaki azalmasıdır [8]. Bauschinger etkisini bertaraf etmek için borular; mukavemet değerleri normal değerlerinden 35 - 70 N/mm² daha fazla olacak şekilde üretilmektedir. Bu olumsuz etkiden dolayı “akma/çekme mukavemeti oranı”nın belirtilmesi de önemli olmaktadır. Bu oran, API standartlarında 0.93 olarak verilmektedir [9].

Bauschinger etkisini belirleyen en önemli faktörler akma olayı ile boru üretimi sırasındaki deformasyon sertleşmesidir. Süreksiz akma gösteren çeliklerde Bauschinger etkisi, deformasyon sertleşmesinden daha fazla olduğu için bu çeliklerin akma mukavemeti düşmektedir [4, 8]. Ferritik-perlitik çelikler süreksiz akma gösterirken, hızlı soğutma ile elde edilen beynitik veya iğnesel ferritik çelikler sürekli akma gösterirler. Dolayısıyla, daha yüksek mukavemet istenilen durumlarda beynitik veya iğnesel ferrit yapıları çelikler kullanılmaktadır. Bu çeliklerde, boru üretimi esnasında deformasyon sertleşmesi meydana geldiği için Bauschinger etkisi görülmemektedir. Bu özelliğe sahip mikroyapı, sadece termomekanik haddeleme yöntemi ile elde edilebilmektedir [4].

2.1.3 Boru Hattı Çeliklerinde Kaynaklanabilirlik Özelliği

Boru hattı çeliklerinin en önemli uygulama özelliği kaynaklanabilirliktir [10, 11]. Boru üretiminde, kaynak yapılan bölge ile diğer bölgelerdeki mekanik özelliklerin aynı olması hedeflenmektedir. Borunun üretimi esnasında kaynak kısmında çatlak olmaması için çeliğin kimyasal bileşimi dikkate alınmaktadır. Karbon ve alaşım elementlerinin tokluğa etkisi, ısıya maruz bölgede, bir sayısal gösterge olan karbon eşdeğeri (CE) ile ifade edilmekte ve aşağıdaki iki ayrı CE formülü kullanılmaktadır [9].

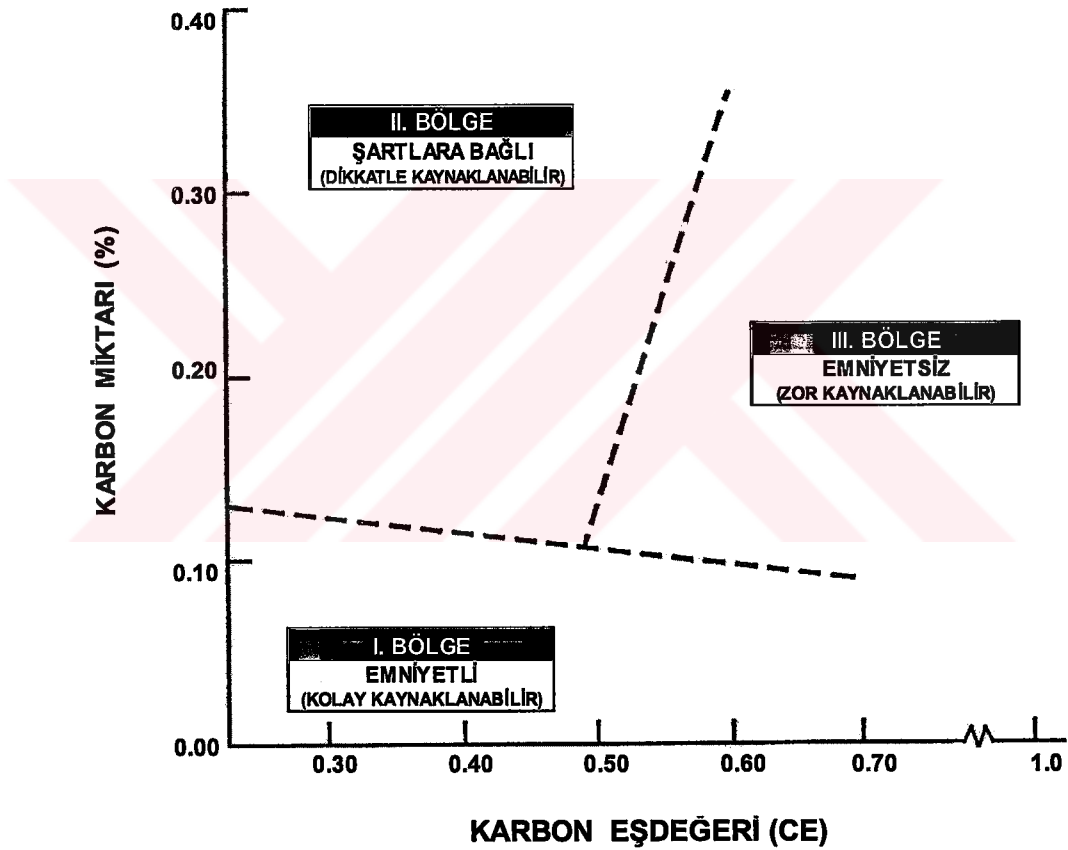
a) % C ≤ 0.12 ise;

$$CE = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad (2.1)$$

b) % C > 0.12 ise;

$$CE = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 \quad (2.2)$$

Burada en büyük olumsuz etkiyi karbon yapmaktadır. Bu element, çelik bileşiminde mutlaka sınırlandırılarak düşük tutulmalıdır. Termomekanik haddelenmiş ve hızlı soğutulmuş YMDA çelikler, düşük karbon ihtiva ettikleri için çok iyi kaynaklanabilirlik özelliğine sahiptir. Şekil 2.3’de verilen Graville diyagramında, çelik bileşiminin, kaynaklanabilirliğe ve ısıya maruz bölgede çatlak oluşumuna duyarlılığı görülmektedir [10, 11].

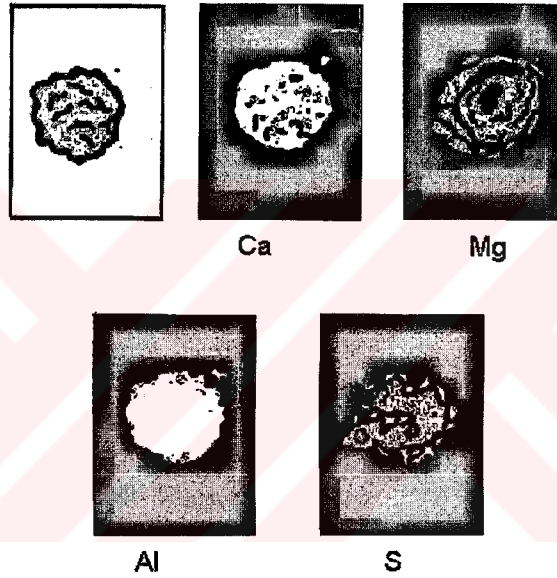


Şekil 2.3 Kaynaklanabilirlik derecesini gösteren Graville diyagramı [11].

Graville diyagramında üç ayrı bölge mevcuttur. Bunlar sırasıyla; kolay kaynaklanabilir I. Bölge, şartlara bağlı ve dikkatle kaynaklanabilir II. Bölge, zor kaynaklanabilir III. Bölge’dir. Karbon eşdeğeri, 2.2 bağıntısıyla hesaplandıktan sonra Graville diyagramında karbon miktarına denk gelen bölge bulunarak kaynak işlemi yapılmalıdır.

2.1.4 Boru Hattı Çeliklerinde Kalıntı Kontrolü

Petrol borusu çeliklerinde aranan yüksek tokluk özellikleri; kalıntıların miktarı, boyutu, dağılımı ve şekli ile çok yakından ilgilidir. Kalıntılar, çatlak oluşumunu ve çatlak ilerlemesini kolaylaştırarak malzemenin tokluğunun düşmesine neden olur. Bu nedenle, kalıntılar olabildiğince küçük ve az olmalıdır. Kaba ve iri kalıntılar çeliğin yapısında yer almamalıdır. Bunlar tamamıyla giderilemediklerinden, belirli bölgelerde birikmeleri önlenmeli ve eş dağılımları sağlanmalıdır [12]. 15 μm boyutunda, kalsiyum (Ca) ile prosese tabi tutulmuş bir döküm numunesindeki kalıntı görüntüsü Şekil 2.4'de verilmektedir [13].



Şekil 2.4. Bir döküm numunesindeki kalıntı görüntüsü [13].

Kalıntılar kimyasal bileşimlerine göre oksitler ve sülfürler olarak iki ana kategoriye bölünebilir. Çelik üretimi sırasında, sıvı metal içerisinde çekirdekleşen oksit partikülleri sadece AO veya B_2O_3 gibi değil, aynı zamanda $\text{xAO-ySiO}_2\text{-zB}_2\text{O}_3$ formülü gibi kompleks bileşikler olarak da tarif edilmektedir. Aşağıda, kalıntıların kimyasal yapıları hakkında özet bilgi ve örnekler verilmektedir [14].

Silikatlar, Oksitler:



A= Mg, Ca, Fe, Mn

B= Al, Cr

Ör: $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

Sülfürler:

(Me, Mn) (S, X)

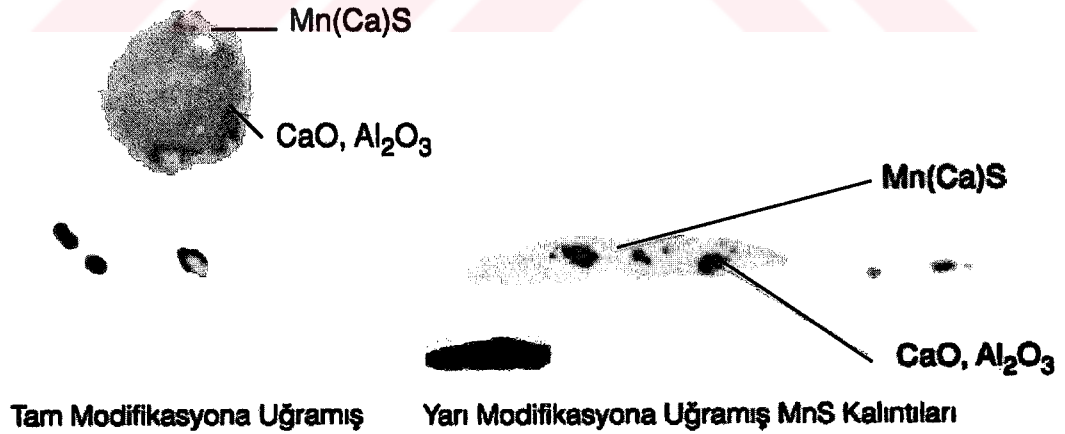
Me= Mg, Ca, Zr

X= O, Te, Se

Ör: (Ca, Mn) S

Çelik yapısında bulunan sülfür kalıntılarının çoğunluğu MnS türündendir ve kendi içerisinde 3 ayrı tipe ayrılmaktadır. Bu tiplerden en zararlısı ikinci tür MnS (II-MnS)'dür [12, 15]. Sıcak haddeleme sırasında, II-MnS kalıntıları birbirleriyle bağlantılı olarak dendritler arasında çökelirken diğer MnS türü kalıntıları ise bozulmaktadır. II-MnS türü kalıntılar, önce konumlarını haddeleme yönüne göre değiştirir, sonra da düşük haddeleme sıcaklıklarında (800 - 900 °C) uzarlar. I-MnS ve III-MnS türleri ise sadece uzarlar. Bu tip kalıntılar, düşük kükürtlü çeliklerde bile taneler arası gevrek kırılmaya yol açıp, haddeleme yönüne dik yöndeki tokluk üzerinde en zararlı etkiyi gösterirler. Termomekanik haddeleme, kalıntıların yüksek yoğunluk gösterdiği düşük sıcaklıklarda yapıldığından, II-MnS türü kalıntıların etkileri daha fazla olmaktadır [12].

Çok temiz sıvı çelik elde etmek için ön işlemler ile kükürt ve fosfor değerleri en aza indirilmeli ve Ca-enjeksiyonu yapılarak II-MnS kalıntıları küreselleştirilmelidir [12]. Sıvı çeliğin katılaşmasında, dendritler arasında kalan kalsiyumaluminat (CaO , Al_2O_3) taneleri üzerinde kalsiyum içeren MnS çekirdeklenir ve büyüyerek küresel bir şekil alır. MnS yapısına giren Ca, sülfür tanelerinin haddeleme sırasında şekil değiştirerek hadde yönünde uzamasını engeller. Şekil 2.5'de tam modifikasyona ve yarı modifikasyona uğramış MnS kalıntıları görülmektedir [16].



Şekil 2.5 Tam modifikasyona ve yarı modifikasyona uğramış MnS kalıntıları [16].

2.2 Amerikan Petrol Enstitüsü (API) Standartları

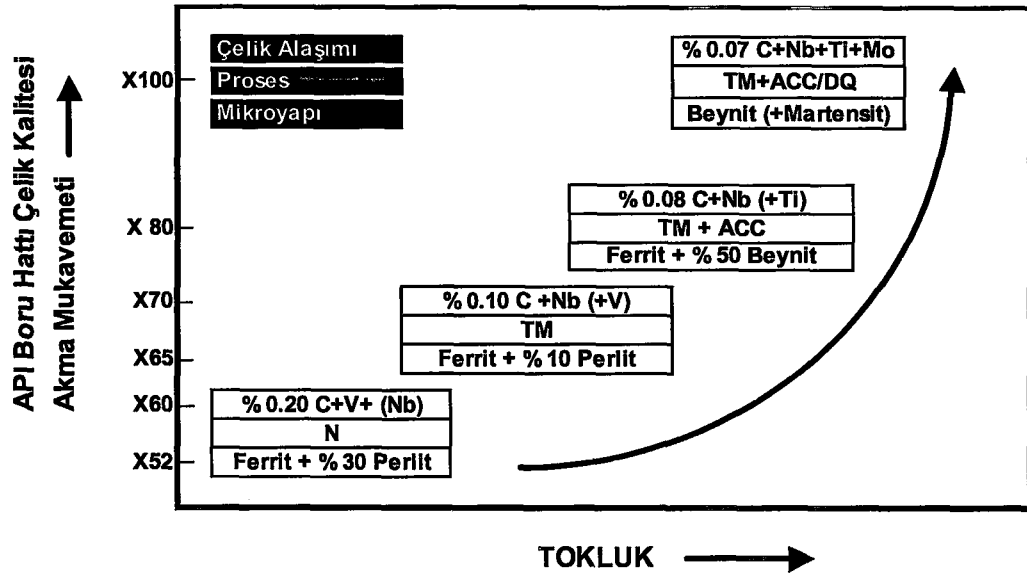
Yüksek mukavemetli boru hattı çelikleri için API (Amerika), EN (Avrupa), CSA (Kanada), JIS (Japonya) ve GOST (Rusya) standart teşkilatları tarafından farklı spesifikasyonlar hazırlanmıştır.

Bunların içerisinde dünyada en yaygın olarak API standardı kullanılmaktadır[3]. Bu standartla ilgili olarak "API 5L-2000" spesifikasyonunda belirtilen ERDEMİR - 9030, 9035, 9046, 9052, 9056, 9060 ve 9065 kalitelerin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Tablo 2.2'de verilmiştir [9, 17]. Bu çeliklerin sınıflandırılması, minimum akma mukavemeti değerine göre yapılmıştır. Örneğin, 9060 kalite çeliğin minimum akma mukavemeti 60,000 ksi'dir.

Tablo 2.2 API 5L-2000 standardındaki çelik kaliteleri [17].

API 5L-2000											
ERDEMİR KALİTE NO.	STANDART KARŞILIĞI		Kimyasal Sınırlar	KİMYASAL BİLEŞİM (%)				MEKANİK ÖZELLİKLER			
				C	Mn	P	S	σ_a N/mm ² (kg/mm ²)	σ_c N/mm ² (kg/mm ²)	DARBE (en.)	
	Standart	Kalite		max.	max.	max.	max.	min.	min.	Sıc. °C	KV _c min. J
9030	API 5L	A PSL1	Standart	0.22	0.90	0.030	0.030	207	331	- 20	27
			ERDEMİR	0.18	0.80	0.020	0.010	[21.1]	[33.8]		
9035	API 5L	B PSL1	Standart	0.26	1.20	0.030	0.030	241	414	- 20	27
			ERDEMİR	0.18	1.15	0.020	0.010	[24.6]	[42.2]		
9042	API 5L	X 42 PSL1	Standart	0.26	1.30	0.030	0.030	290	414	- 20	27
			ERDEMİR	0.18	1.30	0.020	0.010	[29.6]	[42.2]		
9046	API 5L	X 46 PSL1	Standart	0.26	1.40	0.030	0.030	317	434	- 20	27
			ERDEMİR	0.19	1.40	0.020	0.010	[32.3]	[44.3]		
9052	API 5L	X 52 PSL1	Standart	0.26	1.40	0.030	0.030	359	455	- 20	27
			ERDEMİR	0.12	1.20	0.020	0.010	[36.6]	[46.4]		
9056	API 5L	X 56 PSL1	Standart	0.26	1.40	0.030	0.030	386	490	- 20	27
			ERDEMİR	0.12	1.30	0.020	0.010	[39.4]	[50.0]		
9060	API 5L	X 60 PSL1	Standart	0.26	1.40	0.030	0.030	414	517	- 20	27
			ERDEMİR	0.11	1.60	0.015	0.010	[42.2]	[52.8]		
9065	API 5L	X 65 PSL1	Standart	0.26	1.45	0.030	0.030	448	531	- 20	27
			ERDEMİR	0.11	1.65	0.015	0.010	[45.7]	[54.2]		

Şekil 2.6'da API petrol boru çeliklerinin alaşım tasarımında, haddemeleme prosesinde ve mikroyapıdaki gelişimi görülmektedir. Karbon miktarı % 0.20'lerden % 0.07'lere düşürülmüş, daha yüksek mukavemet ve tokluk değerleri için Nb ve V elementleri ile birlikte Ti ve Mo ilaveleri yapılmıştır. Termomekanik haddemeleme (TM) işleminden sonra hızlı soğutma veya direkt soğutma ile beyitlik ve martensitik yapılar elde edilmiştir [18].



Şekil 2.6 API petrol borusu çeliklerinin gelişimi [18] (N: Normalize haddeleme, TM: Termomekanik haddeleme, DQ: Doğrudan soğutma, ACC: Hızlı soğutma).

2.3 Farklı Firmaların API X60 Çelik Üretimi

Farklı çelik firmalarının ürettiği API X60 çeliğinin kimyasal bileşimleri Tablo 2.3'de, haddeleme pratikleri ile mekanik özellikleri de Tablo 2.4'de verilmiştir [19 - 25]. Bu tablolarda, ERDEMİR-9060 kalitenin ticari üretimine ait değerler yer almaktadır. 9060 kalitenin ticari üretiminde niyobyum (Nb), vanadyum (V) ve titanyum (Ti) gibi mikroalaşımlama (MA) elementleri kullanılmaktadır [26]. Erdemir'de, ilk deneme üretimlerinde kullanılmayan Ti, sonraki ticari üretimlerde ilave edilerek daha yüksek akma mukavemeti değerleri elde edilmiştir. Tablo 2.3.'de, diğer çelik üreticisi firmalarda genel olarak, MA elementlerinin farklılıkları göze çarpmaktadır. Literatürde ticari haddeleme değerlerine rastlamak pek mümkün olmadığından, sadece mekanik test sonuçlarına bakılarak bu tablolar yorumlandığında, çelik firmalarının istenilenden daha yüksek değerlerde üretim yaptıkları görülmektedir.

Tablo 2.3 Farklı firmalara ait X60 çeliğinin kimyasal bileşimi [19-25].

API STANDARDI ve FİRMA ADLARI		FİRMA ÖZEL NO	% C	% Mn	% P	% S	% Si	% Al	% Nb	% V	% Ti
SIRA NO	API 5L-2000	X60	0,26 mak.	1,40 mak.	0,030 mak.	0,030 mak.			Nb+V+Ti ≤ % 0,15		
1	ERDEMİR Ticari Üretim	9060	0,09 mak.	1,45 mak.	0,015 mak.	0,005 mak.	0,25 mak.	0,05 mak.	0,06 mak.	0,06 mak.	0,03 mak.
2	İtalsider-İTALYA	X60	0,12	1,3	-	0,005	0,24	0,01	0,04	-	-
3	Siderca-Arjantin	X60	0,13	1,1	0,02	0,016	0,31	0,02	0,03	0,09	0,01
4	Tata Steel-Hindistan	Tisten-60	0,19	1,45	0,022	0,019	0,228		0,027	0,090	
5	SAIL-Hindistan	X60	0,06- 0,10	1,15- 1,30	P + S : 0,025		0,30- 0,40	0,025- 0,04	0,03- 0,05	0,05- 0,08	
6	USS STEEL- AMERİKA	X60	0,09	1,3	0,009	0,017	0,23	0,02	0,02	0,06	
7	Sollac-Fransa	X60	0,10 mak.	1,50 mak.	0,020 mak.	0,010 mak.	0,30 mak.	0,020 min.	0,050 mak.	0,050 mak.	
8	Sidstahl-Belçika	L415MB	0,16 mak.	1,60 mak.	0,025 mak.	0,025 mak.	0,45 mak.		0,050 mak.	0,10 mak.	0,06 mak.

Tablo 2.4 Farklı firmalara ait X60 çeliğinin mekanik özellikleri [19-25].

API STANDARDI ve FİRMA ADLARI	FİRMA ÖZEL NO	HADDELEME PRATİKLERİ				MEKANİK ÖZELLİKLER					
		SLAB ISITMA SICAĞI (°C)	ŞERİT HADDE GİRİŞ SICAĞI (°C)	İKİMAL SICAĞI (°C)	SARILMA SICAĞI (°C)	AKMA MUK (Kg/mm ²)	ÇEKME MUK (Kg/mm ²)	AKMA/ÇEKME ORANI	% UZAMA Lo=50 mm	DARBE DENEYİ, J	
										-20 °C	0 °C
SIRA NO	API 5L-2000	API X60	Belirtilmiyor			42,2 min.	52,8 min.	0,80		27	
1	ERDEMİR Ticari Üretim	9060	1250	925-950	850-870	520-540	42,2 min.	52,8 min.	0,80 min.		
2	Italsider-İTALYA	X60	1000-1070	-	820-910	615-695	46,3	58,3	0,80		
3	Siderca-Arjantin	X60					45,5	58,6	0,78		
4	Tata Steel-Hindistan	Tisten-60					46,4	62,2	0,75	24	
5	SAIL-Hindistan	X60	1220	960		600-660	54,1	61,2	0,88	35	
6	USS STEEL AMERİKA	X60					51,4	60,3	0,85		
7	Sollac-Fransa	X60					43,9 min.	54,1 min.	0,91	24	40
8	Sidstahl-Belçika	L415MB					42,3 min.	53,1 min.	0,85		47

3. YÜKSEK MUKAVEMETLİ DÜŞÜK ALAŞIMLI ÇELİKLER

3.1 Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşimli Çeliklerin Genel Karakteristikleri

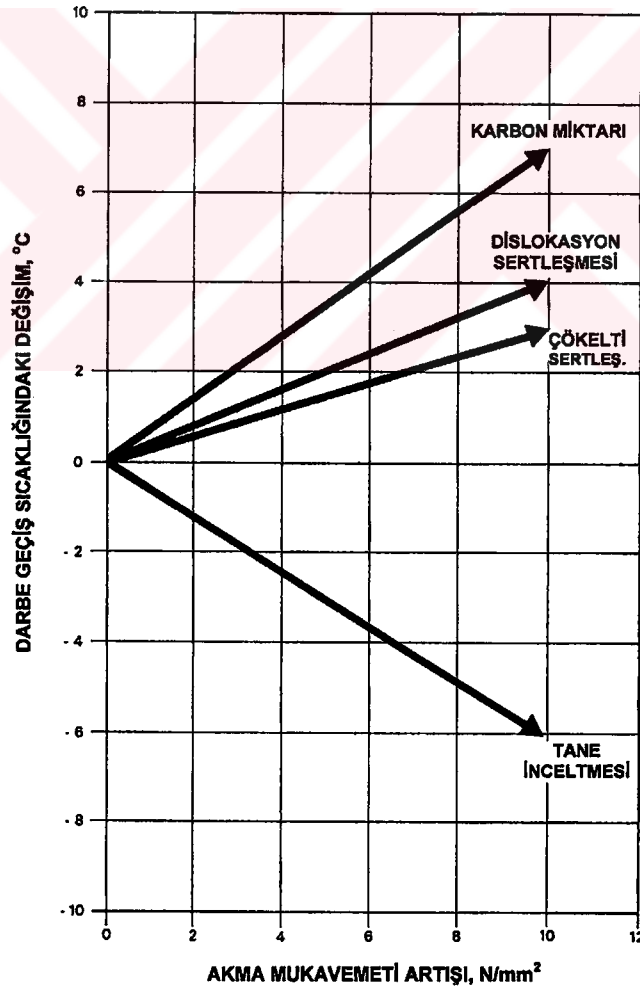
Yapı çeliklerinde sadece alaşımlamayla; mukavemet, süneklik, düşük sıcaklıkta tokluk (düşük sünek-gevrek geçiş sıcaklığı) ve kaynaklanabilirlik gibi özelliklerden birisi iyileştirilirken diğerleri bozulabilmekteydi. Bununla beraber, karbon miktarının artırılmasıyla mukavemette iyileşme olmasına rağmen, süneklik ve tokluk düşmekte ve kaynaklanabilirlik olumsuz yönde etkilenmekteydi [27]. Bu olumsuzluğun giderilmesi yönünde Nb, V ve Ti gibi MA elementlerinin ilavesi ve aynı zamanda TM pratiklerinin uygulanmasıyla YMDA çelikler geliştirilmiş ve bütün bu özellikler arasında iyi bir denge kurulmuştur. Böylelikle, YMDA çelikler, işletme ihtiyaçlarının tamamını en optimum şekilde karşılayarak geniş bir kullanım potansiyeli ortaya çıkarmıştır.

Mikroalaşimli çelikler olarak da adlandırılan YMDA çelikler, genel olarak içerisinde çok az miktarda Nb, V ve Ti gibi karbür, nitrür veya karbonitrür oluşturan elementlerden toplam olarak en fazla % 0.15 içeren çelikler olarak tarif edilmektedir. Ayrıca, Mo ve B elementleri de mikroalaşımlama için kullanılmaktadır [4, 16]. YMDA çelikler, son kırk yıl içerisinde hem üretim miktarı hem de kaliteyi iyileştirme açısından en önemli gelişmeyi gösteren çelik türlerinden biri olmuştur. YMDA çelikler, gelişmiş ülkelerdeki çelik üretim miktarının % 10'unu aşmış durumdadır. Bu tip çeliklerin en yaygın kullanım sahası yassı ürünlerde (gaz ve petrol boru hatları, deniz içi konstrüksiyonlar, otomotiv sanayii, vb) gerçekleşmektedir [28]. YMDA çeliklerin genel karakteristikleri aşağıda özetlenmiştir [16-17, 28-30]:

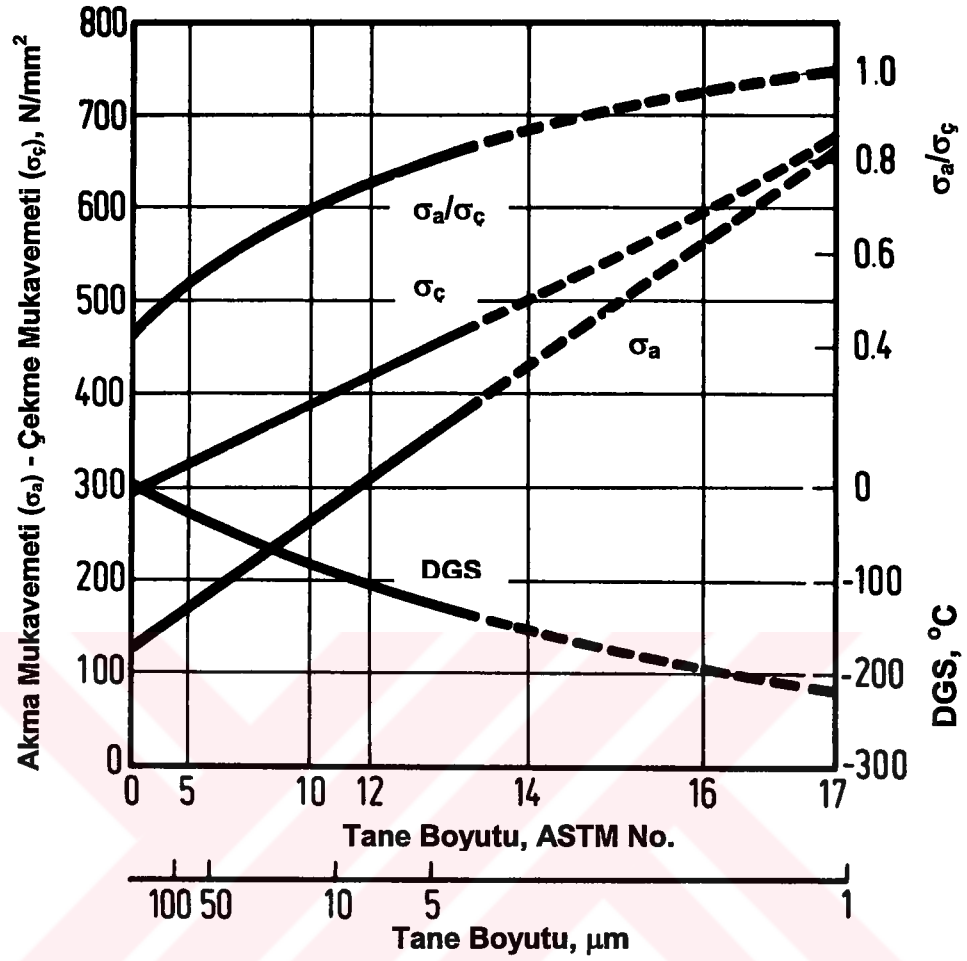
- Düşük karbon miktarı: $< \% 0.12$
- Nb, V ve Ti ile mikroalaşımlama: $< \% 0.15$
- Yüksek akma mukavemeti: >358 MPa (en düşüğü API X52 çeliğinin değeri)
- Yüksek tokluk (Düşük sünek-gevrek veya darbe geçiş sıcaklığı)
- İyi kaynaklanabilirlik (Düşük karbon eşdeğeri: < 0.40)

- İyi şekillenebilirlik (Katlama prosesinde iyi süneklik göstermesi)
- Düşük alaşım elementleri (Mn: < % 2 ve Mo, Cu, Ni, Cr ve B: < % 0.4)
- Düşük ağırlık (Hafif malzeme olduğu için daha fazla yük taşıma kapasitesi)
- Düşük maliyet (TM yöntemiyle üretildiği için ısıtım işlemi gerekmemesi).

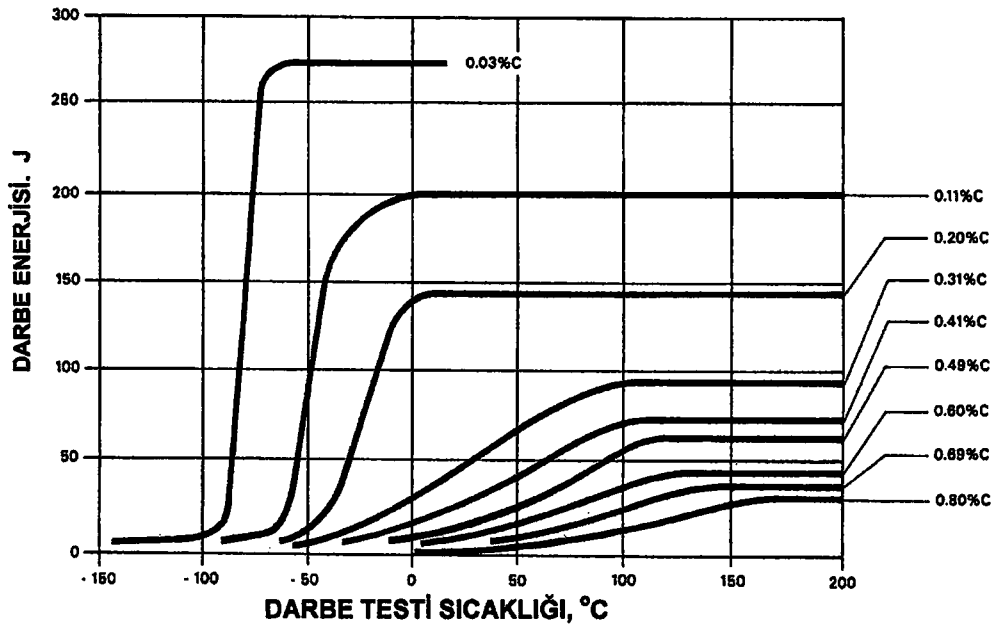
YMDA çeliklerde görülen farklı sertleşme mekanizmalarının akma mukavemeti ve darbe geçiş sıcaklığına (DGS) etkileri Şekil 3.1’de görülmektedir [31]. Çökelti sertleşmesi, deformasyon sertleşmesi ve karbon miktarı (katı eriyiği) akma mukavemetinde artış sağlarken, tokluğu düşürüp DGS’nı arttırmaktadır. Ferrit tane boyutunun küçültülmesi ise hem tokluğu hem de akma (σ_a) ve çekme mukavemetini (σ_c) arttırmaktadır (Şekil 3.2) [31]. Karbon miktarının (% perlit) DGS’na etkisi de ayrıca Şekil 3.3’de görülmektedir. Karbon miktarının azaltılması, DGS’nı düşürmekte ve tokluğu da arttırmaktadır [32].



Şekil 3.1 Farklı sertleştirme mekanizmalarının akma mukavemeti ve darbe geçiş sıcaklığına etkisi [31].



Şekil 3.2 % 0.10 C - % 0.50 Mn içeren YMDA çelitte tane boyutunun mekanik özelliklere etkisi [31].



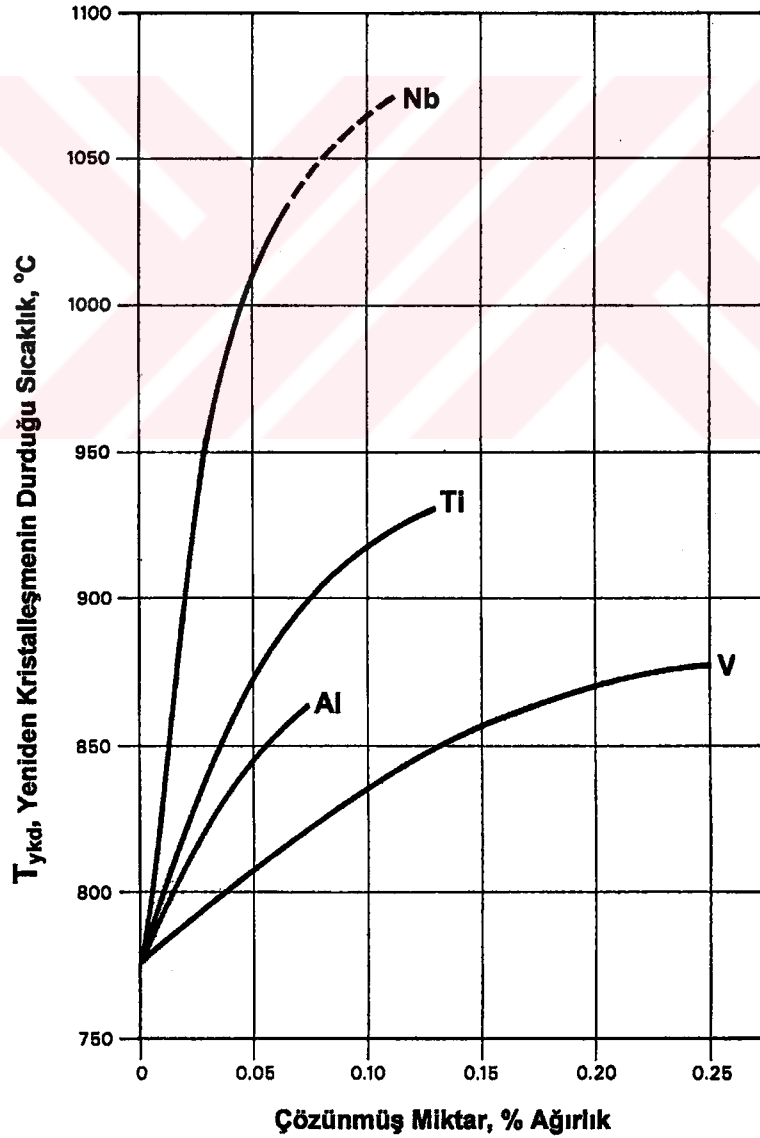
Şekil 3.3 Karbon miktarının darbe geçiş sıcaklığına etkisi [32].

3.2 Mikroalaşımlama Elementlerinin Etkileri

MA elementleri ferrit tanelerinin küçülmesini sağlar. Burada en önemli mekanizma, MA elementlerinin oluşturduğu Nb, V ve Ti karbür, nitrür veya karbonitrürlerin "östenitin yeniden kristalleşmesini" engellemesidir [33]. Şekil 3.4'de görüldüğü gibi östenitin yeniden kristalleşmesinin durduğu sıcaklığın (T_{ykd}) artırılmasında en etkili element Nb'dur. Örneğin, % 0.05 Nb ilavesi, T_{ykd} 'yi yaklaşık 300 °C yükseltmektedir. Dolayısıyla, sıcak haddeleme işleminin daha yüksek sıcaklıklarda ve kolay yapılması sağlanmaktadır.

Çelik kompozisyonu: 0.07 % C, 1.4 % Mn

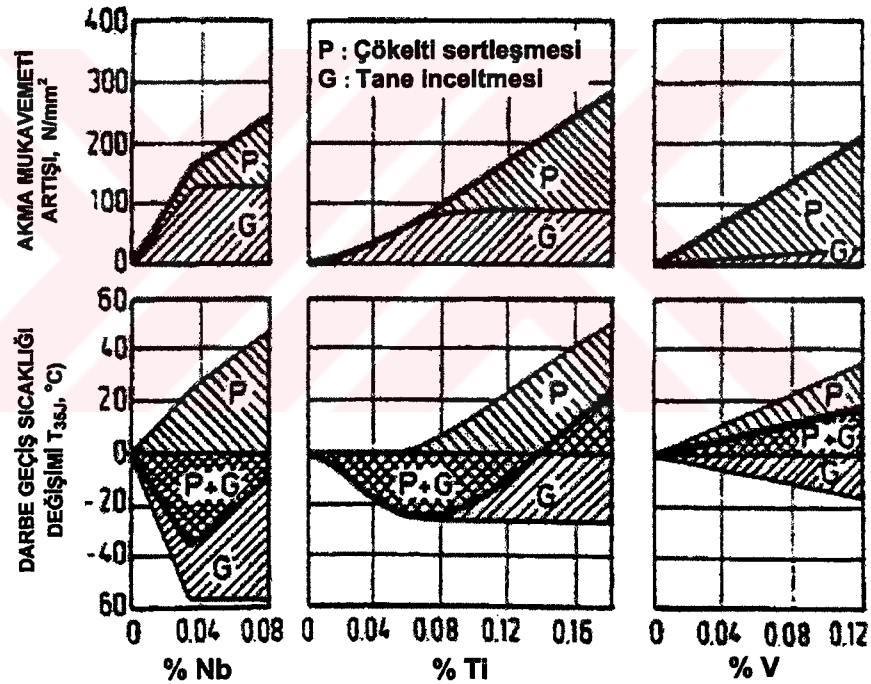
Her pasodaki ezme miktarı: 10 - 15 %



Şekil 3.4 Farklı MA elementlerinin östenitin yeniden kristalleşmesini engellemesi [33].

Şekil 3.5'de, MA elementlerinin akma mukavemeti ve DGS'na etkileri verilmektedir. Çeliğe çok az Nb ilave edilmesi, hem çökeltme sertleşmesi hem de tane küçültülmesinde (inceltmesi) etkili olmaktadır. V elementi de çökeltme sertleşmesi ile etkili olmaktadır. Ti ise Nb ve V'un arasında bir etki göstermektedir. Bu mekanizmalar aşağıda aşama aşama sıralanmaktadır [34]:

- Östenit tane boyutunun küçültülmesi: Slab ısıtma (östenitleme işlemi) sırasında, tane büyümesinin engellenmesi ve östenitin yeniden kristalleşmesinin geciktirilmesi.
- Ferrit tane boyutunun küçültülmesi: Östenit tane boyutunun küçük tutulması ve çekirdeklenme yörelerinin artırılması.
- İnce çökelti dağılımı ile matris sertliğinin artırılması.

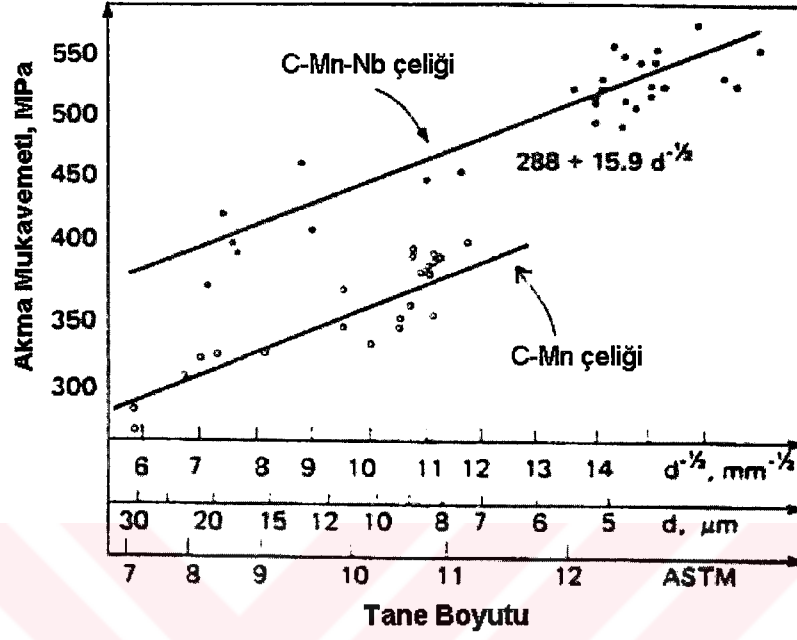


Şekil 3.5 % 0.08 C - % 0.90 Mn çeliğinde Nb, V ve Ti mikroalaşımlama elementlerinin mekanik özelliklere etkisi [34].

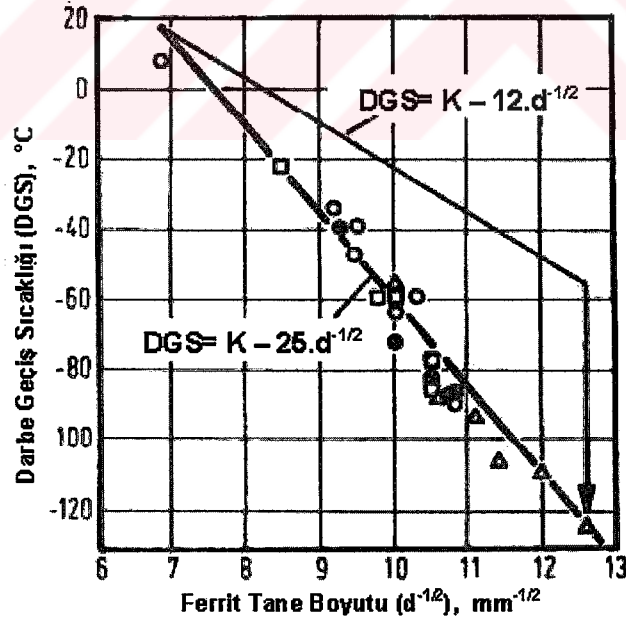
3.3 Tane Boyutunun Mekanik Özelliklere Etkisi

YMDA çeliklerde tane boyutunun küçültülmesiyle hem akma mukavemetinde hem de toklukta (DGS) iyileşme sağlanmaktadır [35]. Tane boyutunun akma mukavemetine etkisi Şekil 3.6'da, DGS'na etkisi ise Şekil 3.7'de görülmektedir. Burada, tane boyutu küçüldükçe akma mukavemeti artmakta, DGS ise düşmektedir.

Ayrıca, Nb'un çeliğe ilavesi akma mukavemetinde önemli bir artış sağlamaktadır [36, 37].



Şekil 3.6 Ferrit tane boyutunun akma mukavemetine etkisi [36].



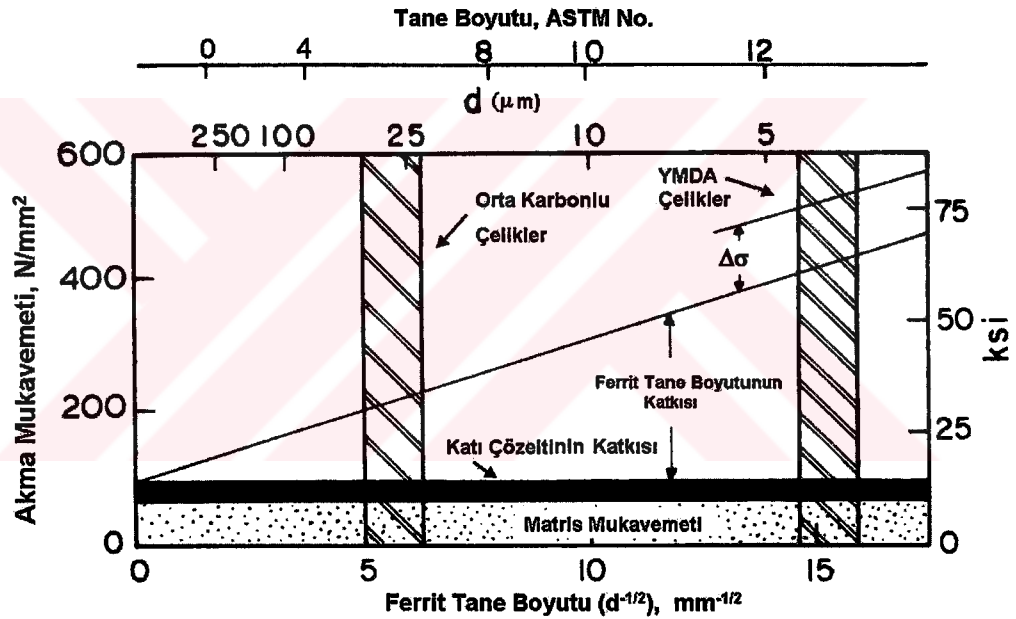
Şekil 3.7 Ferrit tane boyutunun DGS'na etkisi [35].

Genel olarak tane boyutu ile akma mukavemeti arasındaki ilişki

$$\sigma_a = \sigma_o + k.d^{-1/2} \quad (3.1)$$

Hall-Petch bağıntısı şeklinde verilmektedir [38]. Burada, σ_a ; akma mukavemeti, σ_0 ; iç sürtünme gerilmesi, k ; tane sınırı direnci ile ilgili malzeme sabiti ve d ise tane boyutu olarak tanımlanmıştır.

Hall-Petch bağıntısının eğimi olan k değeri; ferrit ve perlit içeren çeliklerde kimyasal bileşime ve ısıtılma işlemdeki değişimlere çok bağlıdır [39]. Genellikle 14 - 24 $\text{N.mm}^{-3/2}$ arasında değişen k değeri ile σ_0 arasında çok sıkı bir ilişki vardır. Yüksek k değeri σ_0 'nin düşük olduğunu, düşük k değeri ise σ_0 'nin yüksek olduğunu ifade etmektedir. k değerindeki değişim, dislokasyon hareketlerini engelleyen tane sınırlarındaki arayer atomlarının (özellikle karbon) farklılığından kaynaklanmaktadır. YMDA çeliklerde, MA'dan dolayı kaynaklanan çökelti sertleşmesinin etkisi ile de $\Delta\sigma$ kadar bir artış olmaktadır [40].



Şekil 3.8 Farklı çeliklerde ferrit tane boyutunun akma mukavemetine etkisi [40].

Mikroyapı ve kimyasal bileşimin akma mukavemeti üzerindeki etkileri incelenmiş ve çoklu regresyon teknikleri kullanılarak Hall-Petch bağıntıları geliştirilmiştir [41, 42]. Bu bağıntılardan birisi aşağıda verilmiştir:

$$\sigma = A + 37 (\% \text{ Mn}) + 83 (\% \text{ Si}) + 2918 (\% \text{ N}_{\text{serbest}}) + 15.1(d^{-1/2}) \quad (3.2)$$

Burada A sabiti havada soğutulmuş çelikler için 88 N/mm^2 , tavlınmış çelikler için 62 N/mm^2 'dir. 3.2 bağıntısının, mikroyapılarında % 30'dan daha az perlit içeren çelikler için % 95 uyumlulukta ve $\pm 31 \text{ N/mm}^2$ hassasiyette olduğu belirlenmiştir.

4. TERMOMEKANİK HADDELEME

4.1 Geleneksel Sıcak Haddeleme Pratiği

Bazik Oksijen Fırını'nda (BOF) üretilen sıvı çelikten, sürekli döküm işlemi ile slab elde edilir. Slablar, östenit sıcaklığına ısıtılmak için slab ısıtma fırınına konulur ve belirli bir süre tutulur. Buradan alınan slablar; önce kaba haddeleme ile belirli bir kalınlığa inceltirir, şerit haddede nihai kalınlığa getirilir ve sonra duşlu masada soğutma işlemi yapılarak bobin olarak sarılır. Geleneksel sıcak haddelemedeki amaç; bu ana işlemler neticesinde, orta derecede mekanik özellikler ile hedeflenen malzeme kalınlığını elde etmektir.

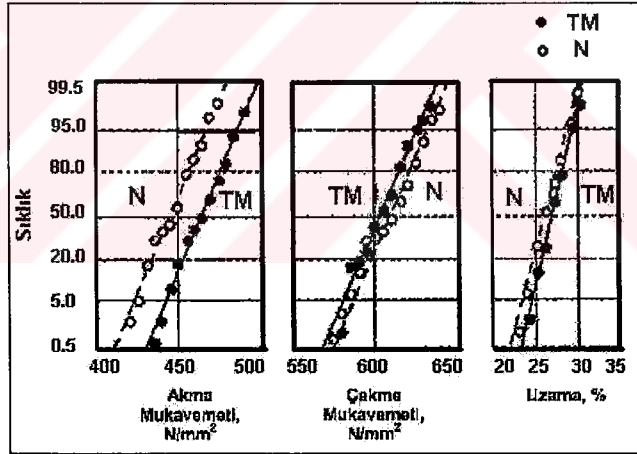
TM'de ise çeliğin kimyasal bileşimi ve BOF'daki üretimi yanında "kontrollü sıcak haddeleme" şartları (slab ısıtma sıcaklığı, östenit tane büyüklüğü, çökeltilerin çözülmesi, haddeleme sıcaklığı, ezme oranı, soğutma şekli ve sıcaklığı) çok daha önemlidir.

4.2 Termomekanik Haddeleme Pratiği

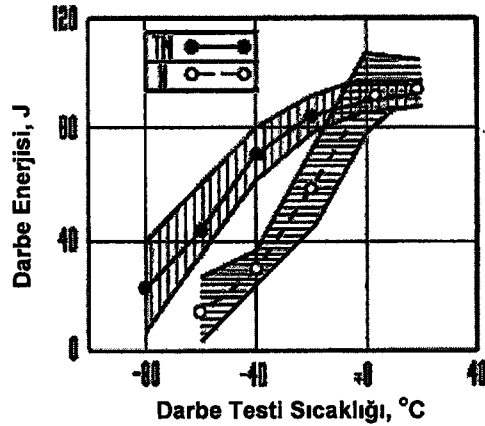
1960'lı yıllarda yapılan araştırmalarla yassı çeliklerde hedeflenen yüksek süneklik ve tokluk özelliklerinin TM pratikleri ile sağlanabileceği belirtilmiştir[43]. Özellikle 1975 yılında yapılan "Mikroalaşımlama'75-Uluslararası YMDA Çelikleri Sempozyumu"nda bu çeliklerin temel teorileri ve ilk ticari üretimleri hakkında detaylı bilgiler sunulmuştur [44, 45]. Daha sonra 1985, 1990 ve 1995 yıllarında yapılan YMDA çelik konferanslarında, akademisyenler ile çelik üreticisi firmaların ortak projeler hazırlayarak, firmaların kendi üretim şartlarına göre çelik kalitelerini geliştirdikleri ve ticari üretimlerini yaptıkları görülmektedir. Günümüzde de bu deneme çalışmaları devam etmekle birlikte, çelik üretiminin tüm safhalarında kullanılabilen bilgisayar destekli "proses simülasyon cihazları"nın sağladığı çok önemli katkılar sayesinde, kısa zamanda ve çok fazla malzeme harcamadan düşük maliyetli çalışmalar yapılabilmektedir.

YMDA çeliklerin gelişimine paralel olarak, geleneksel haddeme yöntemleri dışına çıkılarak farklı üretim pratikleri geliştirilmiştir. Bu çeliklerde istenilen yüksek tokluk ve süneklik özellikleri, ancak tane boyutunu çok küçültmeyle elde edilebilmektedir. Bunu gerçekleştirmenin tek yolu da TM'dir [31]. TM terimi; malzemenin mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla mekanik işlem ile ısıl işlemin kontrollü bir şekilde bir arada uygulandığı işlemleri belirtmektedir [46]. Bu işlemlerle, geleneksel ısıl işlem ve mekanik işlemlerin ayrı ayrı uygulamasıyla elde edilenden daha üstün mikroyapı ve mekanik özellikler sağlanmaktadır.

Şekil 4.1'de, farklı kimyasal bileşime sahip N ve TM yapılmış API X60 çeliğinin mekanik özellikleri mukayese edilmektedir. Grafikteki sıklık %'si, farklı noktalardan alınan numunelerden elde edilen değerlerin dağılımını göstermektedir. TM yapılmış çeliğin bileşimi % 0.11 C, % 1.49 Mn, % 0.04 Nb, % 0.03 V ve % 0.007 S; normalize edilmiş çeliğin bileşimi ise % 0.17 C, % 1.54 Mn, % 0.04 Nb, % 0.07 V içermektedir. TM yapılmış levha, düşük karbonlu olmasına rağmen yüksek akma mukavemeti ile çok iyi süneklik özelliği göstermektedir [35].

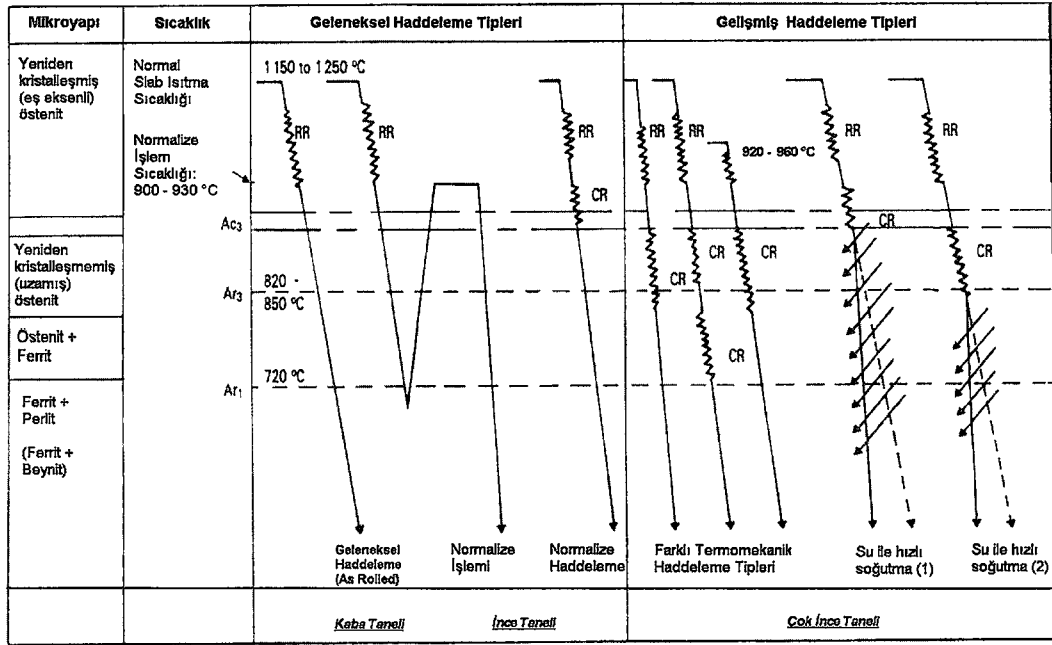


(a)



(b)

Şekil 4.1 N ve TM yapılmış X60 çeliğinin mukayesesi [35]. a) Akma ve çekme mukavemeti, b) Darbe enerjisi.



RR = "Geleneksel" haddelenme (eşzamanlı sıcaklık kontrolü ve her bir pasoda deformasyon kontrolü yapılmadan).

CR = "Kontrollü" haddelenme (eşzamanlı sıcaklık kontrolü ve her bir pasoda deformasyon kontrolü yapılarak).

(1) "Normalize" haddelenme, sonra hızlı soğutma.

(2) "Termomekanik" haddelenme, sonra hızlı soğutma.

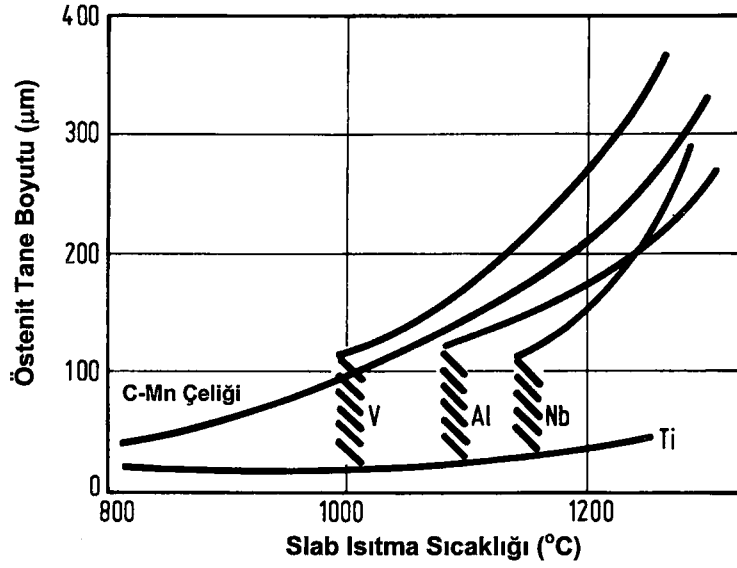
Şekil 4.2 Farklı TM yöntemleri [47].

4.2.1 Slab Isıtma

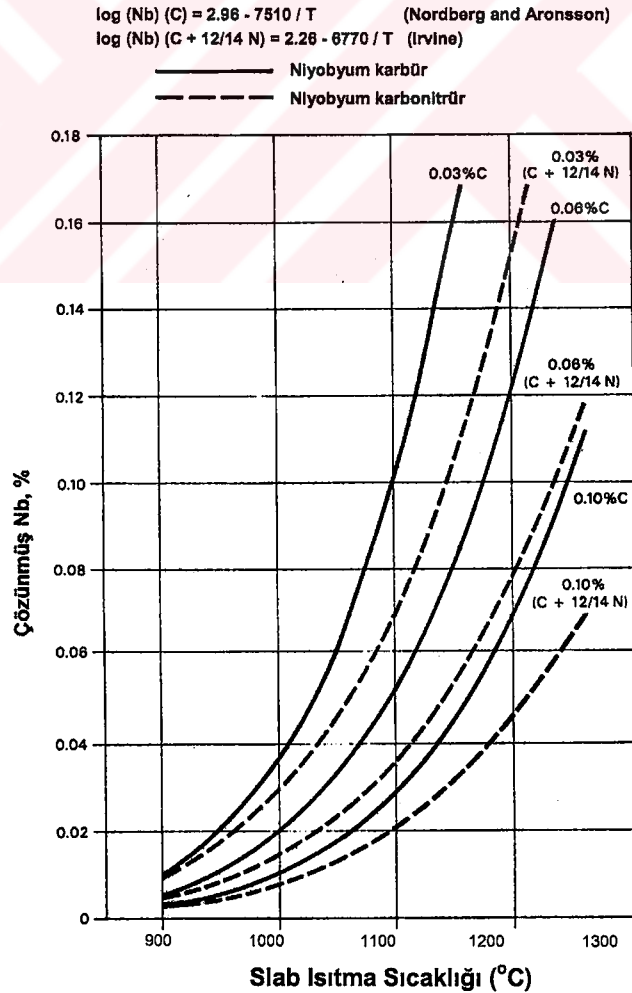
Sürekli döküm işlemiyle elde edilen slablar, slab ısıtma fırınında, kolay haddelenebilmesi için östenitleme sıcaklıklarına çıkarılmaktadır. Bu sıcaklık, östenit tane boyutu üzerinde önemli bir etkidir. Aşırı yüksek ısıtma sıcaklıklarında östenit taneleri büyümekte, çökelti (NbC, TiC, VC, Nb(CN), vs.) de östenit içerisinde çözünmektedir [31]. Bunun tersi olarak, çok düşük sıcaklıklarda ise, çökelti tane sınırlarında olduğu için çökelti bünnyeye alınmamaktadır.

Slab ısıtma sıcaklığı karbürleri ve karbonitrürleri "tamamen çözündürecek" kadar yüksek olmamalıdır [31]. Aksi takdirde, tane sınırlarının ilerlemesini engelleyen çökelti herpsi çözündürüleceği için östenit taneleri irileşecektir (Şekil 4.3). Bu nedenle, slab ısıtma sıcaklığı ve süresi, östenit tane boyutu kontrol edilerek MA elementlerinin belli bir oranda çözünebileceği şekilde seçilmelidir. Bunun için en düşük slab ısıtma sıcaklığı, MA elementlerinin C ve N miktarına göre tespit edilmelidir [48, 49]. Örneğin, Şekil 4.4'de görüleceği gibi % 0.10 C ve % 0.03 Nb içeren çeliğin sıcaklığı 1100 °C olmalıdır [50]. Ti, çok kararlı TiN oluşturduğu için yüksek sıcaklıklarda östenit tane boyutunu tek başına kontrol ederek azotu Nb(C,N)

fazının dışında bırakır ve NbC'ün çok çabuk çözünmesine imkan verir. Burada, stokiyometrik en uygun Ti miktarı oldukça düşüktür ve % 0.02'nin altındadır.



Şekil 4.3 Farklı MA elementi içeren çeliklerde östenit tanelerinin irileşmesi [31].

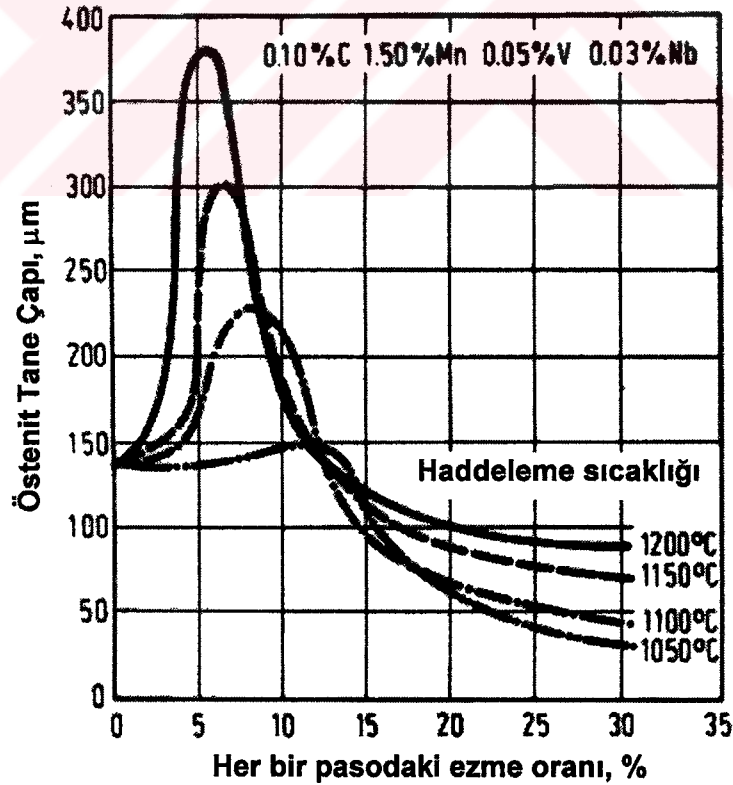


Şekil 4.4 Düşük karbonlu çeliklerde niyobyum karbür ve niyobyum karbonitrürlerin çözünürlüğü [50].

4.2.2 Kaba Haddeleme

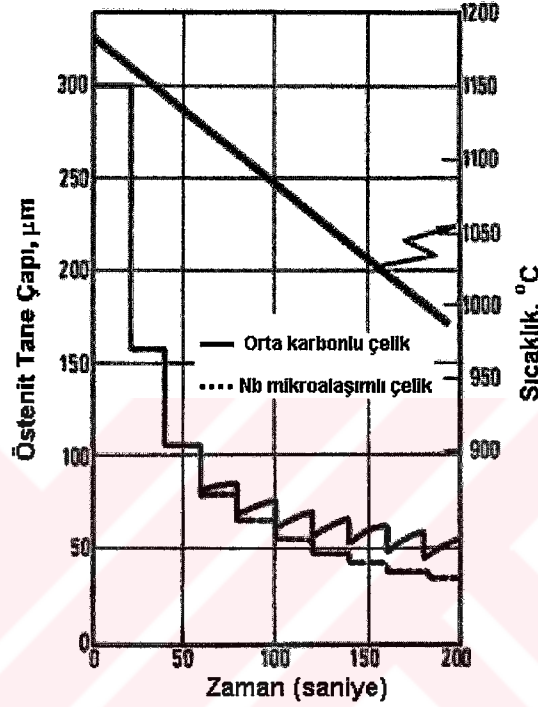
Sıcak haddeleme pratiği iki aşamada yapılmaktadır. Bunlardan birincisi, slabların ısıtılmasından sonra Kombine Hadde'de (Rougher Mill) yapılan kaba haddeleme, diğeri ise Şerit Hadde'de yapılan nihai haddelemedir.

Kaba haddeleme (Rough rolling), düzenli ve ince taneli östenit yapısı elde etmek için östenitin yeniden kristalleştiği bölgede yapılan bir işlemdir. Her paso arasında gerçekleşen yeniden kristalleşme, yüksek sıcaklıklarda hızlı, düşük sıcaklıklarda ise çok yavaş olmaktadır. Kaba haddelemede, tanelerin yönlendirilmesini ve boyutunu etkileyen önemli faktörler; haddelemedeki ezme (deformasyon) oranı, ezme süresi ve sıcaklık değerleridir. Dolayısıyla, haddeleme şartları çok iyi kontrol altına alınmalı ve her bir paso için asgari ezme oranı belirlenerek haddeleme yapılmalıdır. Her bir ezme sonrasında oluşacak östenit tane boyutu, bir öncekinden küçük olmalıdır [51]. Şekil 4.5'de, farklı sıcaklıklarda verilen ezme oranları ile östenit tane boyutu arasındaki ilişki görülmektedir. Küçük taneli östenit elde etmek için yüksek ezme oranları verilmelidir [31].



Şekil 4.5 Kaba haddelemede ezme oranının östenit tane boyutuna etkisi [31].

Şekil 4.6'da, tane boyutunun yaklaşık 50 μm olarak sonuçlandığı tipik bir haddeleme programı verilmektedir. Malzeme kalınlığı 9 pasoda, 250 mm'den 55 mm'ye indirilmektedir. Niyobyumlu çelikte biraz daha küçük tane elde edildiği görülmektedir. Bunun nedeni, pasolar arasında gerçekleşen tane büyümesinin, Fe atomlarından % 15.2 daha büyük Nb atomları tarafından, katı çözelti etkisiyle, engellenmesidir[31].



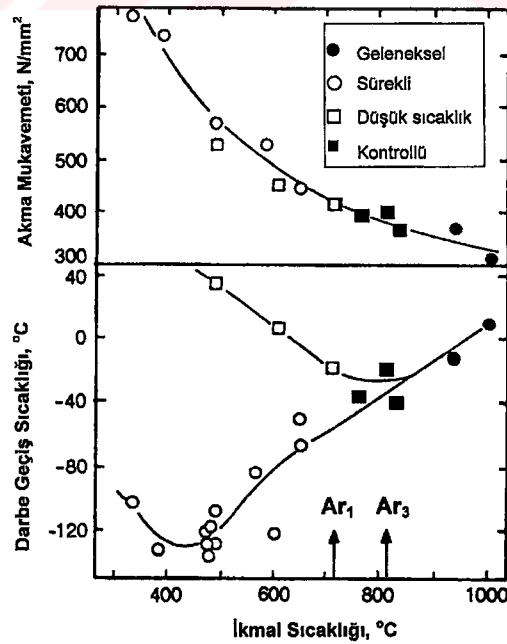
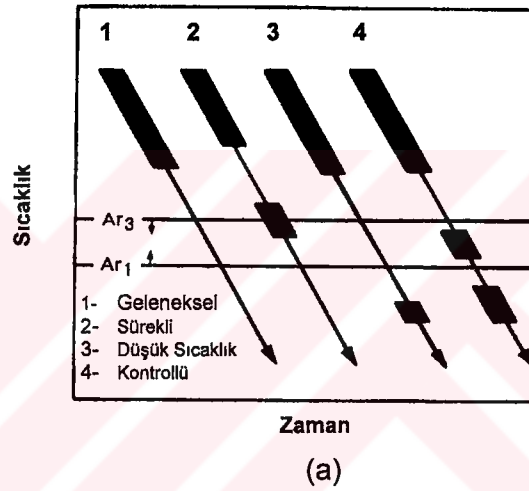
Şekil 4.6 Kaba haddeleme prosesinde mikroyapıdaki değişimler[31].

4.2.3 Şerit Haddeleme

Şerit haddeleme (Finish rolling), östenitin yeniden kristalleşmediği ve/veya iki faz ($\gamma+\alpha$) bölgesinde yapılan bir işlemdir. Bu işlemin amacı $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü neticesinde, ince ve düzgün dağılımlı ferrit tanelerinin oluşumunu sağlayacak östenit yapısı elde etmektir.

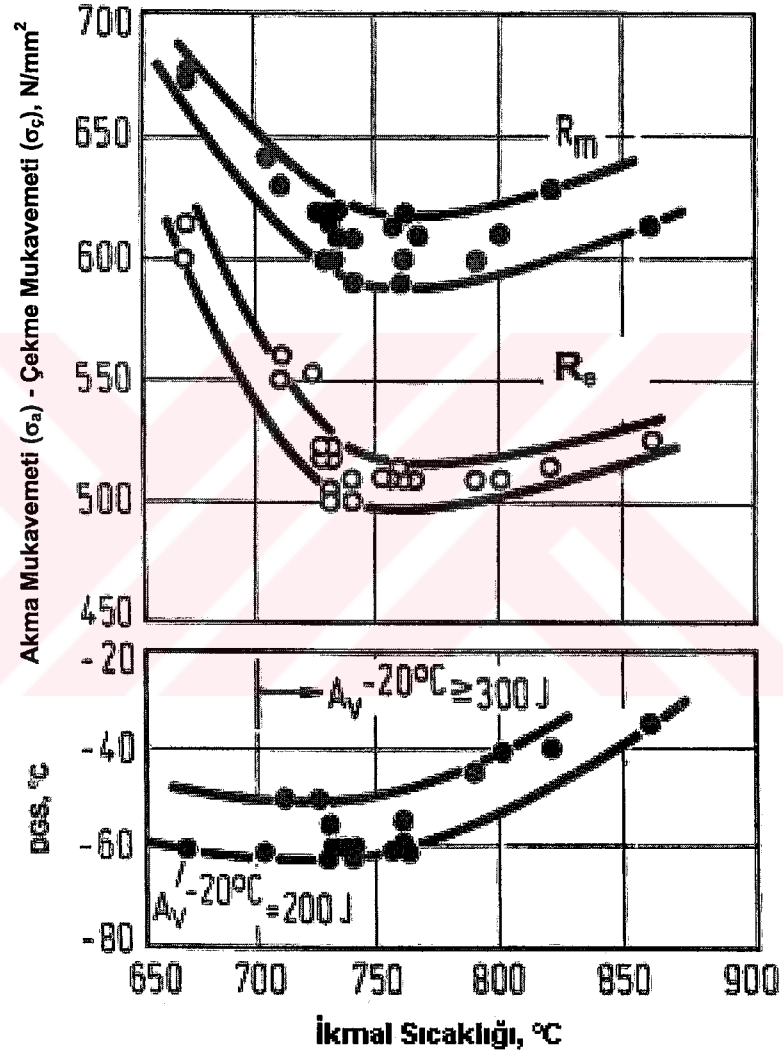
Şerit haddelemede oluşan mikroyapı yeniden kristalleşme ve çökeltme kinetiğine bağlıdır. MA elementlerinin miktarına göre östenitin yeniden kristalleşmesi gecikirken (Şekil 3.4), diğer taraftan çökeltme hızlanmaktadır. MA miktarı artırılarak yüksek sıcaklıklarda bile yeniden kristalleşme geciktirilebilmektedir. MA elementleri, yeniden kristalleşmeyi katı çözelti etkisiyle bir miktar engellemektedir. Fakat burada, esas engelleyici etki, deformasyon etkisi ile oluşmuş mikroyapı elementlerinin çökeltilerinden kaynaklanmaktadır [51].

Şerit haddelemede, yeniden kristalleşmenin engellenmesiyle, östenit taneleri hadde yönünde uzar ve tane sınırı yoğunluğu artar [16]. Ayrıca, östenit taneleri içerisinde dislokasyon ve deformasyon bantları gibi yüksek çekirdeklenme yöreleri (hata yoğunlukları) oluşur. Çekirdeklenme yörelerindeki bu artış, haddeleme neticesinde ferrit tanelerinin oldukça ince yapılı olmasını sağlar. Bu nedenle, Şerit Haddeleme'deki deformasyon miktarı oldukça yüksek olmalıdır [16]. Deformasyon miktarının artması ile östenit taneleri incelerek uzar. Buna paralel olarak artan mikroyapısal hata miktarıyla dağılım düzgün bir hale gelir. Farklı sıcak haddeleme pratiklerinde, şerit ikmal (bitiş) sıcaklığının akma ve darbe-geçiş sıcaklığına etkisi Şekil 4.7'de görülmektedir [52].



Şekil 4.7 Farklı sıcak haddeleme pratikleri [52]. a) Haddelenme tipleri, b) Şerit ikmal sıcaklığının akma mukavemetine ve darbe-geçiş sıcaklığına etkisi.

Şekil 4.8'de görüldüğü gibi mikroalaşımli bir çelikte, şerit ıkmal sıcaklığı düştükçe akma ve çekme mukavemeti ile darbe geçiş sıcaklığında iyileşme olmaktadır [54]. Bu çelikte yüksek Nb olduğu için T_{ykd} sıcaklığı da çok yüksektir (yaklaşık 1060 °C). Bu tip yüksek Nb içeren çeliklerde, poligonal ferrit tane boyutu (yaklaşık 5 µm) ıkmal sıcaklığına çok bağlı değildir. Eğer şerit ıkmal sıcaklığı östenit bölgesinde (A_3 sıcaklığının üzerinde) ise mekanik özellikler az etkilenmektedir [33].

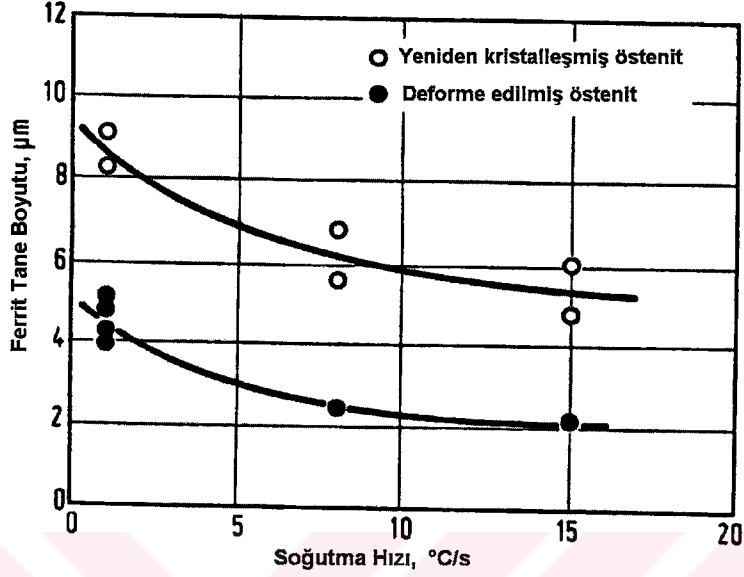


Şekil 4.8 % 0.03 C, % 1.75 Mn, % 0.10 Nb, % 0.014 Ti ve % 0.15 Ni bileşimindeki bir çelikte şerit ıkmal sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi [33].

4.2.4 Soğutma ve Sarılma

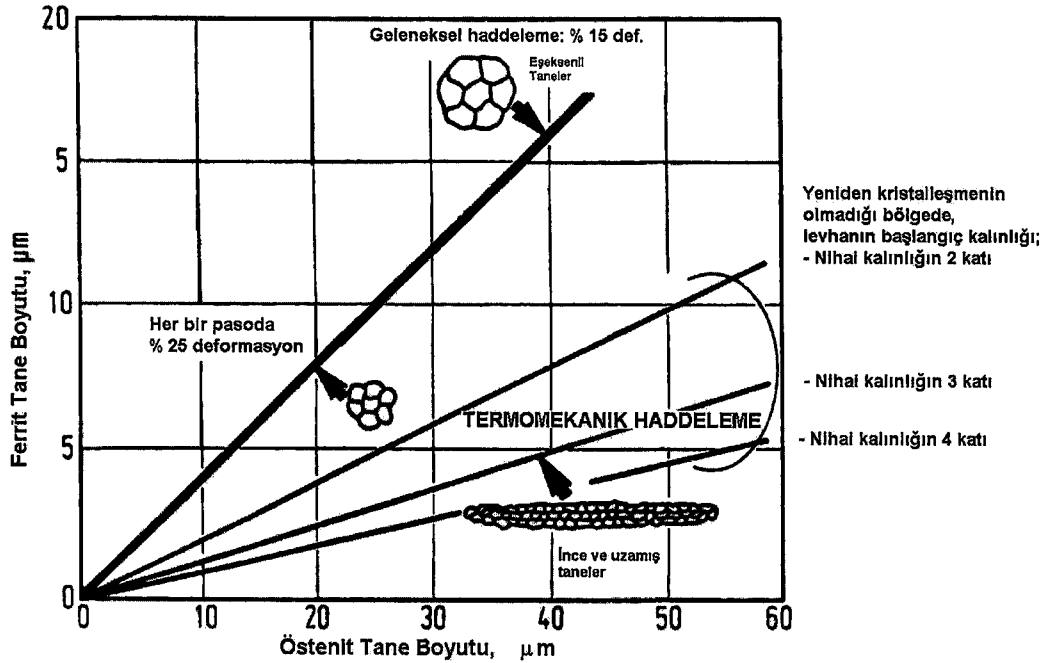
Sıcak haddelenmiş malzeme, şerit haddelemenin bitiminden itibaren başlayan, yeterli uzunluğu ve soğutma suyu ekipmanı olan duşlu masada soğutulur ve genellikle 550 - 650 °C arasında sarılır [53]. Buradaki çeliğin mekanik özellikleri üzerinde etkili olan mekanizmalar; $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü ve sarılma sırasındaki

çökelmelerdir. Bu nedenle, soğutma hızı ve sarılma sıcaklıkları istenilen yapıya göre çok uygun seçilmelidir. Soğutma hızının artmasıyla tane boyutunun küçüldüğü Şekil 4.9'da görülmektedir.



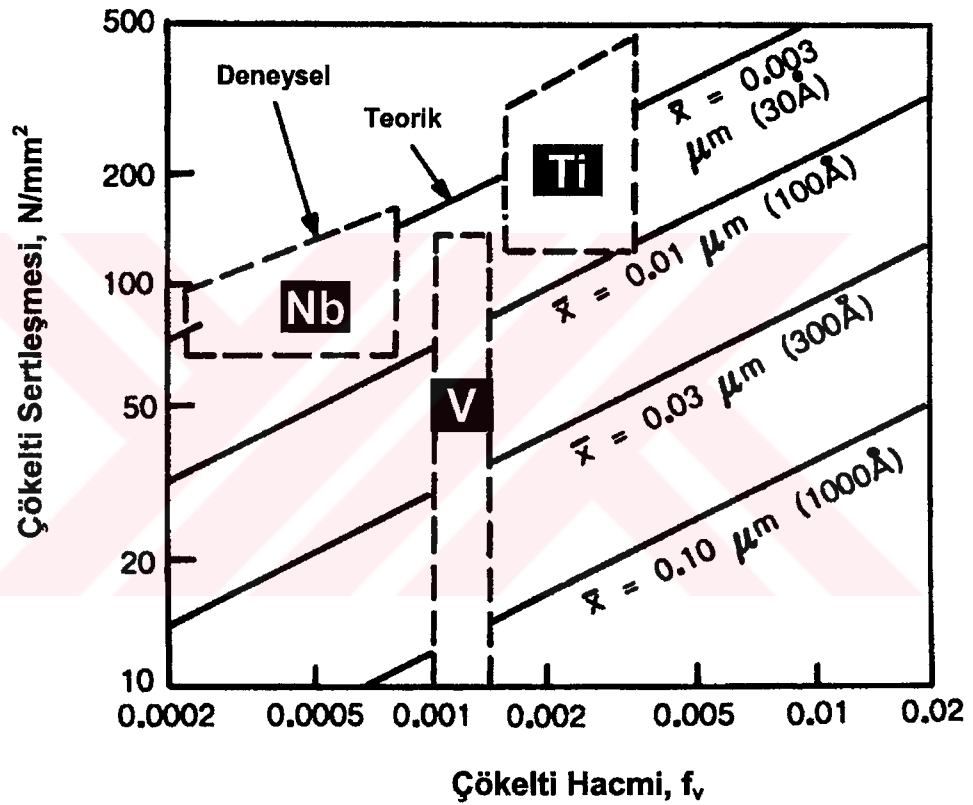
Şekil 4.9 Soğutma hızının ferrit tane boyutuna etkisi [33].

Çeliklerde, dönüşüm için çekirdeklenme yöreleri normalde östenit tane sınırlarıdır. Fakat, deforme edilmiş östenit tanesi içinde oluşan dislokasyonlar ve deformasyon bantları da çekirdeklenme yöreleri olarak davranmaktadır [33]. Sabit soğutma hızında, ince ve özellikle uzamış östenit tanelerinin dönüşümü sonucunda ferrit taneleri de çok ince olmaktadır (Şekil 4.10).



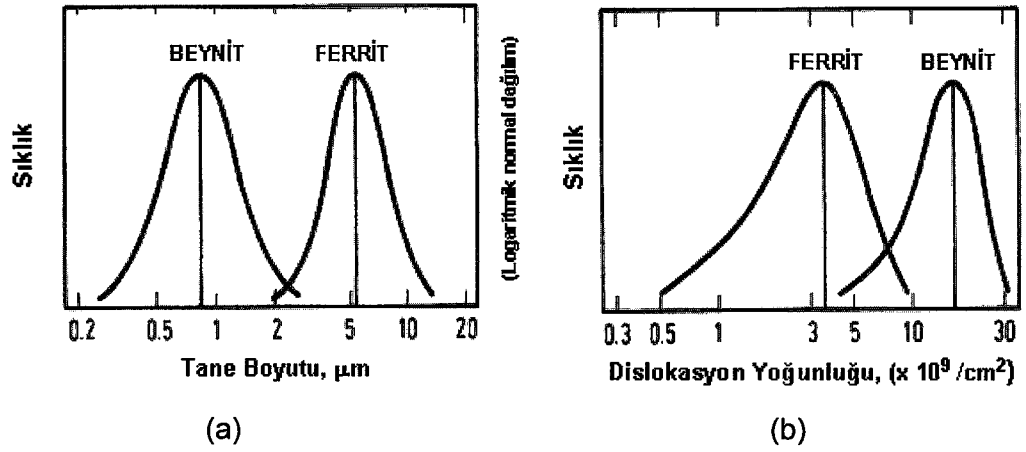
Şekil 4.10 Sıcak haddeleme sonunda oluşan ferrit tane boyutu [33].

Soğutma hızının artması dönüşüm sıcaklığını düşürmektedir. Dönüşümün itici gücündeki bu artış, ferrit tanelerinin çekirdeklenme yöreliliğini artırarak ferrit tanelerinin inceltmesine neden olmaktadır [33]. Ancak, ferrit tanelerinin inceltmesindeki en önemli faktör, dönüşüm öncesi östenit tanelerinin küçük olmasıdır. Soğutma hızının artması, $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü sırasında veya sonrasında mukavemeti arttıran çok küçük karbonitrürlerin çökmesini de sağlar [51]. Çökelti boyutunun küçük ve sayılarının fazla olması mukavemeti daha da artırır (Şekil 4.11).



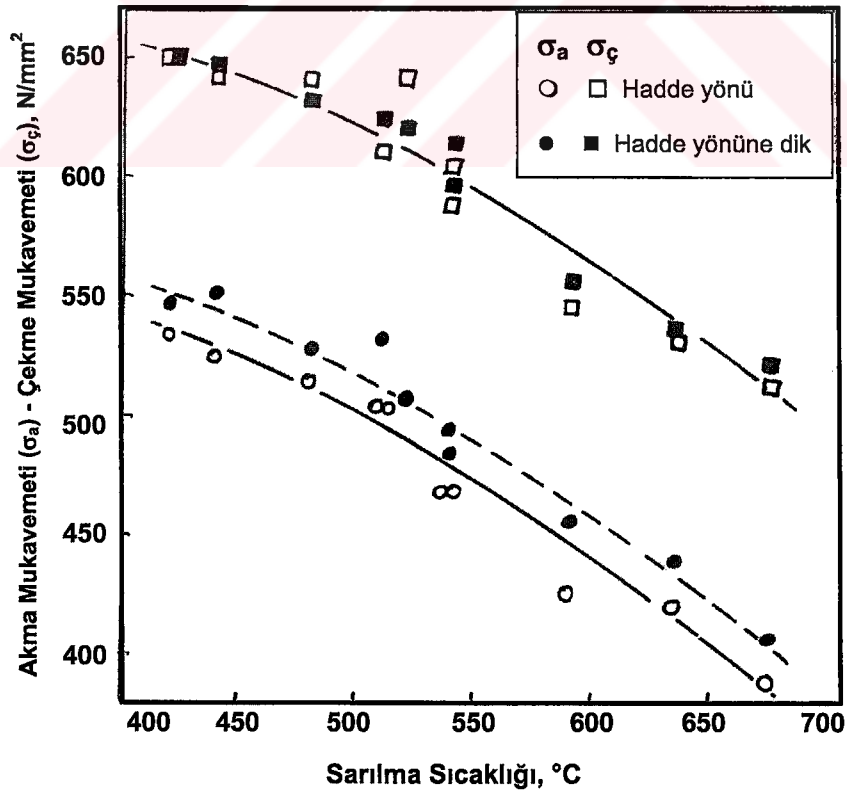
Şekil 4.11 Nb, V ve Ti çökeltilerinin boyutları ve hacimleri [12].

Ticari sıcak haddeleme üretiminde, laminar akışlı soğutma sistemi ile yüksek soğutma hızı uygulanır ve arkasından yavaş soğutma yapılır. Ferritik ve beynitik yapının birlikte istendiği çeliklerde [31], 550 °C'ye kadar hızlı soğutma, daha sonra havada soğutma işlemi yapılır (Şekil 4.12). Bu tip çeliklerde mikroyapının yaklaşık yarısı beynitten oluşmaktadır. Beynitenin tane boyutu, ferritten çok daha küçük ve 1 µm civarındadır. Dolayısıyla, tokluktaki belirgin iyileşme yanında mukavemette de önemli artış görülmektedir.



Şekil 4.12 TM yapılmış çelikte ferritik ve beynitik yapının a) Tane boyutu, b) Dislokasyon yoğunluğu açısından karşılaştırılması [31].

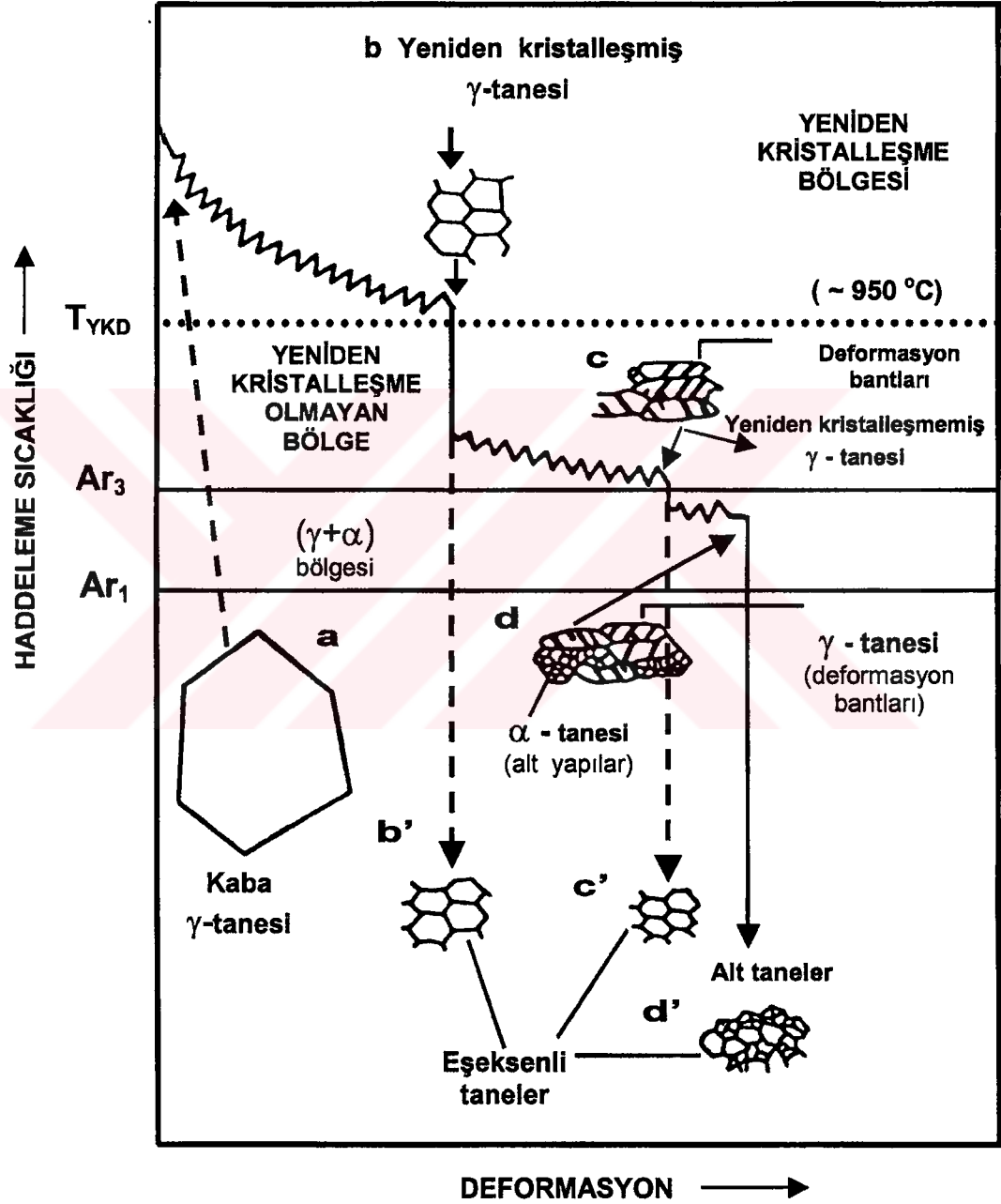
11.6 mm kalınlığında ve % 0.08 - 0.11 C, % 1.25 - 1.49 Mn, % 0.30 - 0.40 Si ve % 0.045 - 0.055 Nb bileşimindeki X60 kalite çelik için sarılma sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi Şekil 4.13'da görülmektedir [55]. Sarılma sıcaklığı düştükçe akma ve çekme mukavemeti artmaktadır.



Şekil 4.13 Sarılma sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi [55].

4.3 Termomekanik Haddedelemde Mikroyapısal Dönüşümler

Termomekanik haddeleme esnasında görülen mikroyapıdaki dönüşümler Şekil 4.14'de şematik olarak özetlenmiştir [52, 53]. Bu dönüşümler üç ayrı bölgede gerçekleşen deformasyon ile ilgilidir.



Şekil 4.14 Termomekanik haddedelemde mikroyapısal dönüşümler [52].

- Yeniden kristalleşme bölgesinde yapılan deformasyon ($T > 1000$ °C):

Tekrarlanan yeniden kristalleşmenin olduğu bu bölgede, kaba γ -tanesi (a),

deformasyon ile küçültülür ve yeniden kristalleşmiş γ -tanesine (**b**) dönüşür. Bu yapı da, soğutma işleminden sonra nispeten büyük α -tanelerine (**b'**) dönüşür.

- **Yeniden kristalleşme olmayan bölgede deformasyon (900 -1000 °C):** Bu bölgede, uzamış ve yeniden kristalleşmemiş γ -tanesi (**c**) içerisinde deformasyon bantları oluşur. α -taneleri, soğutma esnasında, deformasyon bantlarında ve γ -tane sınırlarında çekirdeklenerek ince α -tanelerine (**c'**) dönüşür.

- **İki fazlı ($\gamma + \alpha$) bölgede yapılan deformasyon ($A_{r3} - A_{r1}$):** Bu bölgede, deformasyon bantlarının oluşumu devam eder ve deformasyona uğramış α -tanelerinde alt yapılar (**d**) oluşur. Soğutma esnasında, yeniden kristalleşmemiş γ -tanesi, eşeksenli α -tanelerine dönüşürken, deformasyona uğramış α -tanelerinde alt taneler (**d'**) oluşur.

4.4 Kritik Haddeleme Sıcaklıklarının Belirlenmesi

Soğutma sırasındaki dönüşüm sıcaklıkları A_{r3} ve A_{r1} ile östenitin yeniden kristalleşmesinin durduğu sıcaklık (T_{ykd}), sıcak haddeleme prosesinde çok kritik değerlerdir [56].

T_{ykd} sıcaklığı, statik yeniden kristalleşmenin engellendiği, haddeleme sonunda östenit mikroyapısını belirleyen önemli bir faktördür. Diğer faz dönüşüm sıcaklıkları A_{r3} ve A_{r1} ise haddelemenin γ -bölgesinde veya çift fazlı bölgede ($\gamma+\alpha$) yapılacağı sıcaklık aralıklarını gösterdiği için çok önemlidir.

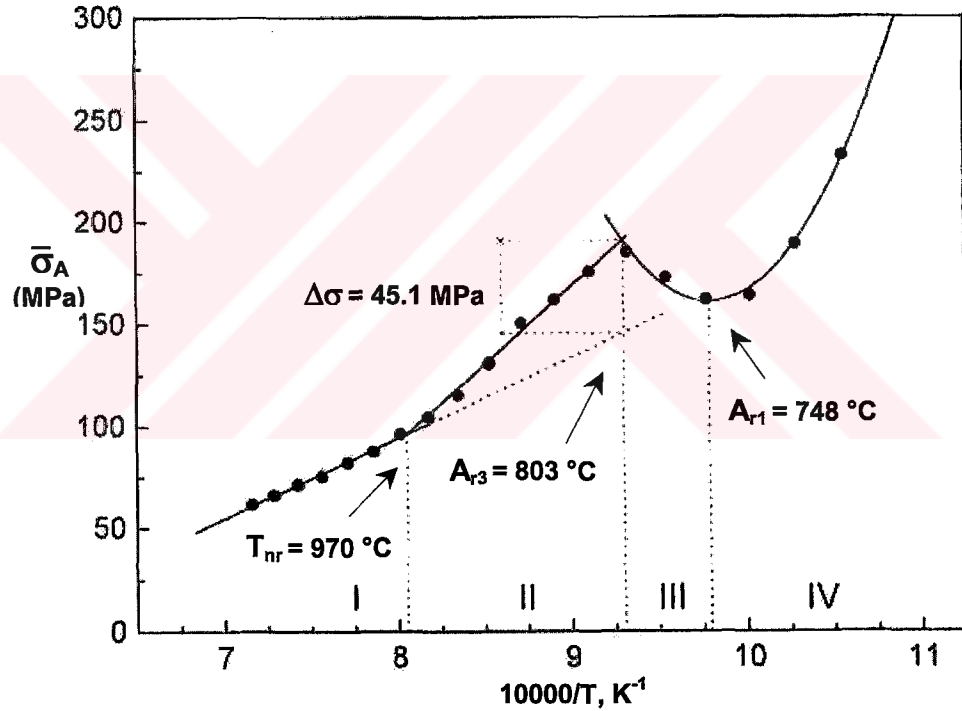
T_{ykd} sıcaklığı, çeşitli haddeleme pasolarında, dilatometreli burma deneyi ile simülasyon yapılarak belirlenebilmektedir [57]. Simülasyonda, her paso sıcaklığının tersi ($1/T$) ile bu sıcaklıklardaki ortalama akma mukavemetindeki (σ_A) değişime ait grafik çizilerek elde edilir. A_{r3} ve A_{r1} sıcaklıkları da sırasıyla aynı metot kullanılarak belirlenir. Ayrıca, dilatometre yöntemi kullanılarak da A_{r3} ve A_{r1} sıcaklıkları belirlenebilmektedir [58].

T_{ykd} sıcaklığı, mikroalaşım elementlerin miktarına, her pasodaki ezme miktarına, ezme oranına ve pasolar arası zamana bağlıdır. A_{r3} ve A_{r1} sıcaklıkları ise çeliğin kimyasal kompozisyonuna ve $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümü öncesindeki γ -mikroyapısına bağlıdır. Haddeleme sıcaklığı, T_{ykd} 'nin altına düştüğünde γ içerisindeki gerilmeler birikerek mukavemet artışı olmaktadır.

4.4.1 Ortalama Akma Mukavemetinin Sıcaklık ile Değişim Eğrileri

Çok pasolu burma testi ile termomekanik simülasyonda farklı pasolar arası zaman (Δt) ve farklı deformasyon verilerek mukavemet-deformasyon eğrileri çıkarılır. Şekil 4.15'de, ortalama akma mukavemetinin ($\bar{\sigma}_A$) sıcaklık ($1/T$) ile değişim eğrisi görülmektedir. $\bar{\sigma}_A$ değeri, her pasodaki mukavemet-deformasyon eğrisi altındaki alanın integrali alınarak deformasyon oranına bölünmesiyle elde edilir [56].

Kritik haddeleme sıcaklığının belirlenmesinde kullanılan Şekil 4.15'deki çeliğin kimyasal bileşimi; % 0.09 C, % 0.23 Si, % 1.1 Mn, % 0.021 P, % 0.007 S, % 0.017 Nb, % 0.005 Al, % 0.015 Cu, % 0.066 Cr, % 0.017 N ve % 0.0057 O'dir .



Şekil 4.15 Ortalama akma mukavemetinin sıcaklık ile değişimi [56].

T_{ykd} sıcaklığı, iki düz çizginin kesiştiği yer olarak tanımlanmaktadır. Fakat, pasolar arası süre çok uzun olduğu durumda ($\Delta t=200$ sn), yeniden kristalleşme tamamıyla gerçekleştiği için T_{ykd} sıcaklığı belirlenmemektedir. Grafiksiz izahı ise I.Bölgenin çizgisi ile II.Bölgenin çizgisinin eğiminin aynı olduğu durumdur.

A_3 sıcaklığı, iki eğrinin kesiştiği nokta olarak tanımlanmaktadır. A_{r1} sıcaklığı ise ikinci eğrinin en belirgin noktası olan en düşük değerdir. Şekil 4.15'deki grafik farklı mikroyapılara sahip dört ayrı bölgeye bölünebilir [56]:

- Bölge-I: Östenitin pasolar arası tamamen yeniden kristalleşmesi.
- Bölge-II: Pasolar arası yeniden kristalleşmenin tamamen veya kısmen durması.
- Bölge-III: $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün başlaması.
- Bölge-IV: $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün tamamlanması ve $\gamma \rightarrow$ perlit dönüşümünün başlaması.

Bu çalışmalarla; Δt arttığı zaman, T_{ykd} sıcaklığı ve $\Delta\sigma$ 'nın (A_{r3} sıcaklığından önce östenit içerisinde oluşan gerilme) düştüğü, A_{r3} ve A_{r1} sıcaklıklarının ise sabit kaldığı görülmüştür. T_{ykd} sıcaklığının altında yapılan haddelemede, Δt artarsa, yeniden kristalleşme miktarı da artmakta ve bundan mikroyapı olumsuz etkilenmektedir.

4.4.2 Soğutma Dönüşüm Eğrileri ve Kritik Sıcaklıkların Belirlenmesi

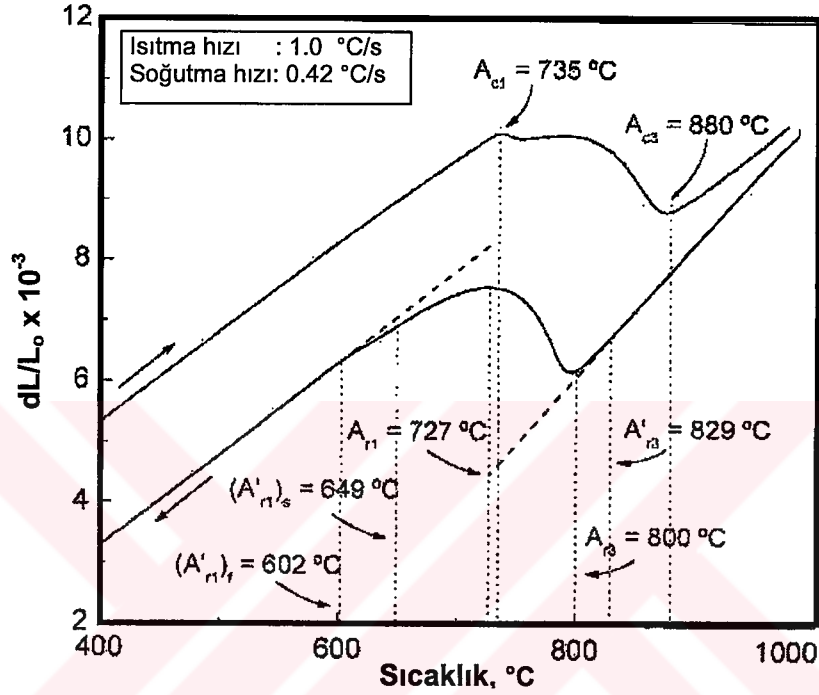
Kritik sıcaklıklar, dilatometre veya çok pasolu burma testinden (Termomekanik Simülasyon-TMS) elde edilen eğrilerin yorumlanması ile belirlenmektedir. Dilatometre ile elde edilen eğrilerin yorumlanması diğerine nazaran daha kolaydır ve aralarında çok yakın benzerlikler vardır [56]. A_{r3} sıcaklığının mukayesesi yapıldığında farkın 10 °C'yi aşmadığı görülmüştür. Bununla beraber, TMS ile gerçek dönüşüm değeri (A'_{r3}) yeterince doğru olarak belirlenememektedir. Çünkü TMS, dolaylı ölçme metodudur ve iki metot ile elde edilen değerler arasında 25 °C'lik bir fark fardır.

A_{r1} sıcaklığının TMS ile belirlenmesinde ise; " $A_{r3} - A_{r1}$ " aralığında ($\gamma + \alpha$ bölgesi) dislokasyon yoğunluğunun artışından kaynaklanan gerilmelerden dolayı farklılıklar vardır. Şekil 4.16'da ısıtma ve soğutma sırasındaki değişimleri çizilen bir dilatometre eğrisi görülmektedir[56]. Bu şekil üzerinde bütün kritik sıcaklıklar belirlenebilmektedir. Isıtma eğrisi üzerinde iki, soğutma eğrisi üzerinde ise beş ayrı kritik nokta mevcuttur.

A'_{r3} : $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün başladığı "gerçek" sıcaklıktır. Bu noktaya kadar γ 'in genleşme katsayısı sabittir. Bu sıcaklık değeri, eğriye çizilen düz bir çizginin, eğriyle buluştuğu noktadır.

A_{r3} : $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün "görünüştaki" başlama sıcaklığıdır. Bu sıcaklık, soğutma eğrisi üzerinde, birinci değişimdeki en düşük değerdir.

A_{r1} : ötektoid dönüşümünün “görünüştaki” başlama sıcaklığıdır. Bu sıcaklık, soğutma eğrisi üzerinde, ikinci değişimdeki en yüksek değerdir. “Görünüştaki” ifadesi; dilatometre eğrilerindeki önemli değişimlerden dolayı bu sıcaklıkların kolay belirlenebilmesi için kullanılmaktadır. Gerçek ötektoid dönüşüm sıcaklığı, dönüşüm sıcaklığı başlangıcı $(A'_{r1})_s$ ve bitişi $(A'_{r1})_f$ olmak üzere iki kısımdır.



Şekil 4.16 Dilatometre testinden elde edilen ısıtma ve soğutma eğrisi [56].

Dilatometre çalışmalarından elde edilen sonuçlarda $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşüm oranı; $(A'_{r3} - A_{r3})$ arasında % 3, $(A_{r3} - A_{r1})$ arasında % 80 ve $(A_{r1} - (A'_{r1})_s)$ arasında ise % 14 olarak tespit edilmiştir. Geri kalan % 3 ise $\gamma \rightarrow$ perlit dönüşüm oranıdır. Bu dönüşüm oranları, soğutma hızlarına bağlı olarak çok az değişmektedir [56].

4.4.3 Kritik Haddelme Sıcaklıklarının Tespitinde Kullanılan Formüller

Literatürde, değişik ve yoğun deneysel çalışmalar sonucunda, kritik sıcaklıkların belirlendiği ampirik bağıntılar aşağıda verilmiştir [59 - 61].

a) T_{ykd} : Östenitin yeniden kristalleşmesinin durduğu sıcaklık:

$$T_{ykd} (°C) = 887 + 464C + 890Ti + 363Al - 357Si$$

$$+ 6445Nb - 644\sqrt{Nb} + 732V - 230\sqrt{V} \quad (4.1)$$

Diğer bir tanımlama ile T_{ykd} sıcaklığı şöyle verilmektedir;

$$T_{ykd} = 893 + 910Nb \quad (0,02 \% < Nb < 0,09) \quad (4.2)$$

b) A_{r3} : $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşüm sıcaklığı:

$$A_{r3} (^\circ C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo \\ + 0,35 (t-8) \quad (4.3)$$

t, malzeme kalınlığı ve bu formül için geçerli kalınlık aralığı 8 - 30 mm'dir.

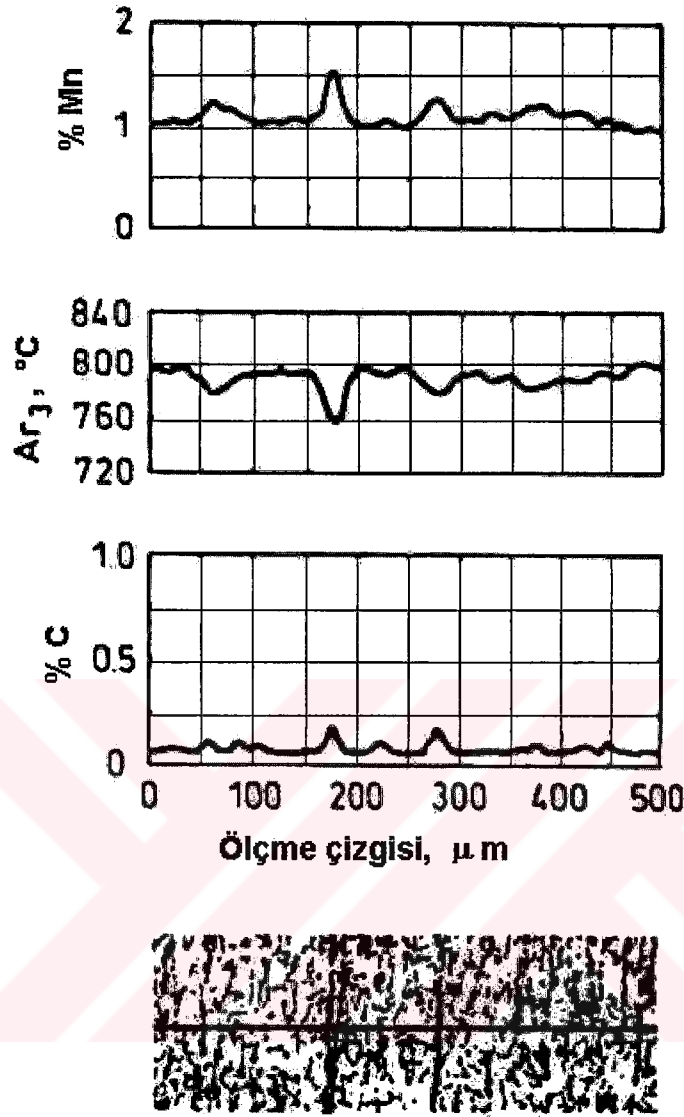
4.5 Sıcak Haddede Perlit Bantlaşmasının Oluşumu

Sıcak haddede görülen bantlaşma, çeliğin katılaşması veya sıcak haddeleme sırasında östenitin ayrışması sırasında karbon ve alaşım elementlerinin, özellikle manganezin, belli bölgelerde segregasyonundan kaynaklanmaktadır. Sıcak haddeleme işlemi de bu bantlaşmaya yardımcı olmaktadır [62].

Kimyasal bileşimi % 0.10 C, % 1.40 Mn, % 0.22 Si, % 0.33 Cu, % 0.02 Ti, % 0.04 Nb ve % 0.07 V olan bir mikroalaşımli çeliğin bantlaşmış yapısında EPMA (Electron Probe Micro Analysis) cihazı ile yapılan çizgi analizi sonuçları Şekil 4.17'de verilmiştir. Mn ve C konsantrasyonunun yüksek olduğu bölgelerde A_{r3} sıcaklık değerinde bir azalma olmaktadır [63]. Ayrıca, Mn ve C konsantrasyonunun yüksek olduğu bölgeler perlit bantlarına denk gelmektedir.

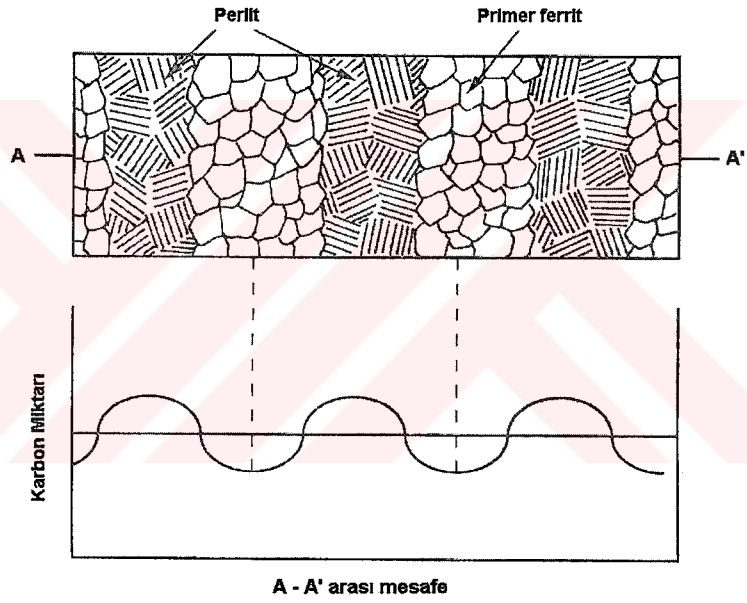
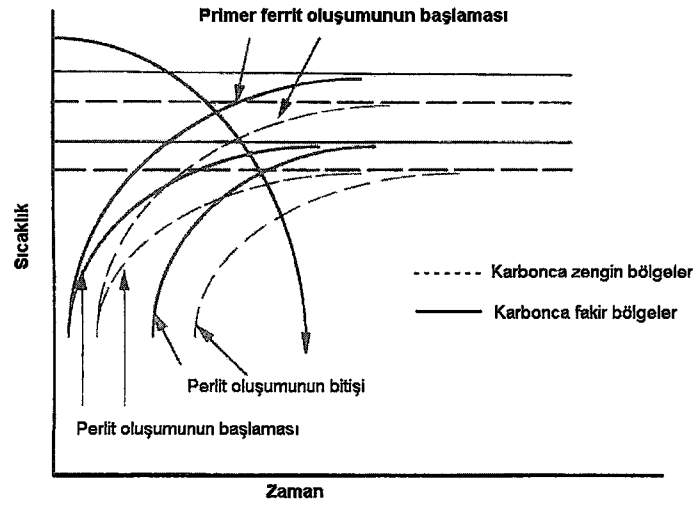
Soğutma sırasında ilk olarak manganezce fakir bölgeler ferrit fazına dönüşürken, manganezce zengin bölgeler hala östenit fazında bulunmaktadır. Manganezce zengin bölgelerdeki dönüşüme uğramamış östenit, manganezce fakir bölgelerdeki karbon atomlarını kendi tarafına çekerek karbonca zenginleşmektedir. Daha sonra, ötektoid reaksiyon sırasında karbonca zenginleşmiş son östenitler perlite dönüşmektedir.

Yukarıda da değinildiği gibi, manganezce zengin bölgelerde A_{r3} sıcaklığı daha düşük olmaktadır. A_{r3} sıcaklığındaki bu bölgesel değişim, yavaş soğutma sırasında, manganezce zengin bantlaşmış perlit bölgelerinde, karbon zenginleşmesine neden olmaktadır [64]. Bu olay Şekil 4.18'da şematik olarak gösterilmektedir.

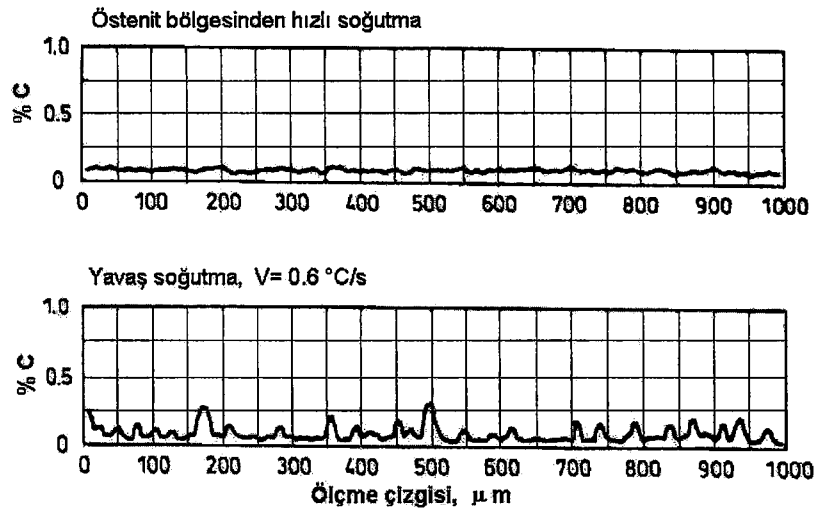


Şekil 4.17 Birincil Mn segregasyonu, A_{r3} sıcaklığı ve ikincil karbon segregasyonu arasındaki ilişki [63].

Bölgesel karbon zenginleşmesinin östenit fazında olup olmadığını tespit etmek için östenit bölgesinden (950°C) direkt suya daldırılmış (soğutma hızı: 1500°C/s) ve yavaş soğutulmuş (0.6°C/s) iki ayrı numunede $1000\ \mu\text{m}$ 'lik bir çizgi üzerinde ölçülen % C dağılımı Şekil 4.19'de görülmektedir [63]. Hızlı soğutma sonrası karbon dağılımının homojen olmasına rağmen, 0.6°C/s 'lik yavaş soğutma hızında difüzyondan dolayı karbon konsantrasyonunun bölgesel olarak % 0.25'e kadar arttığı görülmüştür. Karbon zenginleşmesinin östenit fazında değil, A_{r3} ile A_{r1} sıcaklıkları arasında olduğu belirlenmiştir. Özetle; perlit bantlaşması, bölgesel A_{r3} sıcaklık farklılıkları olan yapıda ve karbonun difüzyon için yeterli zaman bulmasından dolayı oluşmaktadır.



Şekil 4.18. Kimyasal segregasyondan dolayı oluşan bantlaşma [64].



Şekil 4.19. Soğutma hızının karbon dağılımına etkisi [63].

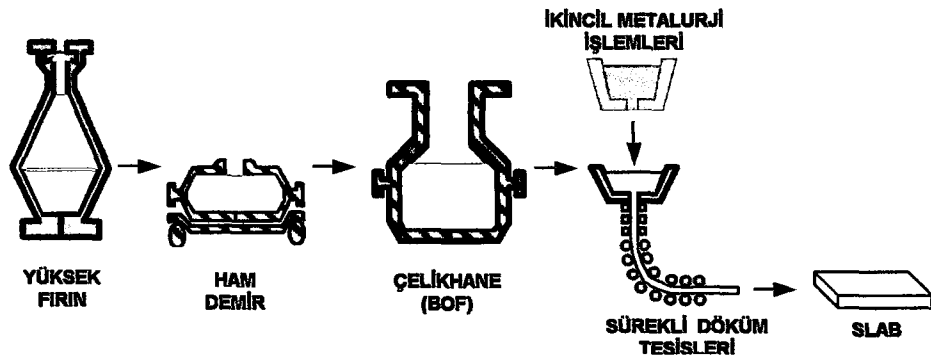
5. ERDEMİR-9060 ÇELİĞİNİN DENEME ÜRETİMİ

5.1 Çelik Üretimi

5.1.1 Bazık Oksijen Fırını

Erdemir'de çelik üretim işlemleri 120 tonluk üç adet Bazık Oksijen Fırını'nda (BOF) gerçekleştirilmektedir (Şekil 5.1). Yüksek Fırın'da üretilen ham demir, BOF'a şarj edilir, içerisine saf oksijen üflenir ve sonra rafinasyon işlemine tabi tutulurarak çeliğe dönüştürülür [65]. Ham demir, BOF işleminden önce, desülfürizasyon işlemine tabi tutulur ve kükürt miktarı % 0.080 - 0.090'dan, % 0.010 - 0.008'e düşürülür. Bu işlemde, ham demir içerisinde yüksek oranda bulunan C, Si, Mn, P ve S gibi temel elementler oksidasyon neticesinde düşürülerek istenilen seviyelere çekilir. Oksijen üfleme sonrası oksijen aktivitesi çok yüksek olan çeliğin Al ya da Si ilavesi ile deoksidasyonu sağlanır [66].

Mikroalaşımli çelikler az miktarda V, Ti, Nb ve Mo içerirler. Bu çeliklerde, çelik kalitesine bağlı olarak % 0.60 - 1.60 Mn da bulunur. Ferro-alaşım formunda olan MA elementleri, fırından potaya döküm yapılırken potaya ilave edilirler.



Şekil 5.1 Çelik üretimi ve sürekli döküm prosesi akış şeması [17].

5.1.2 İkincil Metalurji İşlemleri

Bu işlemler, alaşımlanmış sıvı çeliğin özelliklerinin geliştirilmesi için gerekli iyileştirme faaliyetlerini içerir. İkincil Metalurji İşlemleri'nde üç istasyon vardır. Bunlar sırasıyla Pota Fırını, Kimyasal Isıtma İstasyonu ve RH-Vakum Tesisi'dir [67].

a) Pota Fırını:

Sıvı çelik, hem kimyasal açıdan hem de sıcaklık açısından heterojendir. Bu nedenle, çelik ikinci bir pota işlem istasyonunda argon gazı ile karıştırılarak sıcaklık homojenizasyonu ve kimyasal homojenizasyon işlemlerine tabi tutulur.

b) Kimyasal Isıtma İstasyonu:

Kimyasal Isıtma İstasyonu'nda Al ve Si elementleri oksijenle yakılır. Ayrıca, kalıntı yüzdürme ve Ca ilavesi ile inklüzyon küreselleştirme işlemleri yapılır. Kalıntı küreselleştirme işleminin yeterli bir derecede olması için 20-30 ppm Ca değerinin sağlanması gereklidir.

c) RH-Vakum Tesisi:

Vakum İstasyonu ise, çok düşük oranda C, N ve H içeren çeliklerin üretiminin yapıldığı, tamamen farklı ve ayrı bir çelik üretim prosesidir. Sıvı çelik, bir vakum kazanı içerisinde ve çok düşük vakum basınçlarında (1 milibar) işlem görür.

5.1.3 Sürekli Döküm Tesisleri

İkincil Metalurji İstasyonları'nda sıcaklığı ve kimyasal kompozisyonu ayarlanan sıvı çeliğin hareketli bir kalıp boşluğundan geçirilip dinamik olarak katılaştırıldıktan sonra slab haline dönüştürüldüğü tesislerdir.

Potadaki sıvı çelik, slabın fiziksel olarak oluşmasını sağlayan kalıp boşluğuna dökülmeden önce, drenajının düzenlendiği ve kalıntıların yüzdürüldüğü tandiş denilen ikinci bir refrakter kaba, refrakter bir tüp vasıtası ile dökülür. Sıvı çelik bir nozul vasıtası ile tandiştan kalıp boşluğuna akıtılır ve slab olarak katılaştırılması sağlanır.

5.1.4 9060 Kalite Çeliğin Üretimi

ERDEMİR-9060 kalitenin Tablo 5.1'deki hedef kompozisyonu, "API X60 Boru Hattı Çeliği Spesifikasyonu" esas alınarak ERDEMİR çelik üretimi şartlarına göre hazırlanmıştır.

Tablo 5.1 ERDEMİR-9060 çeliğin hedef kimyasal bileşimi (%).

%	C	Mn	P	S	Si	Al	N	H	Ca	Nb	V
min.	0.07	1.15	-	-	0.10	0.020			0.001	0.01	0.04
mak.	0.11	1.35	0.015	0.010	0.30	0.060	100 ppm	5 ppm	0.004	0.04	0.06

Bu hedef kimyasal kompozisyona göre Çelikhane'de bir adet döküm yapılmış ve Sürekli Döküm Tesisleri'nde kalınlığı 200 mm, genişliği 1500 mm ve uzunluğu 6000 mm olan 4 adet slab üretilmiştir. Bu döküme ait kimyasal kompozisyon analiz sonuçları da Tablo 5.2'de verilmiştir. Bu kompozisyon Tablo 5.1'deki hedef kompozisyon değerlerini karşılamaktadır.

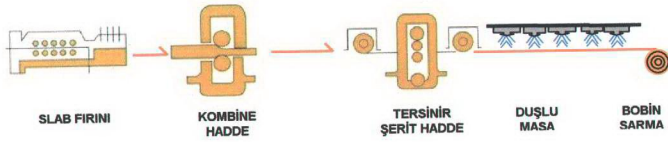
Tablo 5.2 ERDEMİR-9060 çeliğin deneme üretimi kimyasal bileşimi (%).

C	Mn	P	S	Si	Al	N	H	Ca	Nb	V
0.095	1.24	0.013	0.006	0.215	0.056	98 ppm	3.77 ppm	0.003	0.028	0.051

5.2 Sıcak Haddeme

5.2.1 Sıcak Haddehane

Erdemir'de iki adet sıcak haddehane mevcut olup, bu çalışmadaki haddeme pratikleri 1.Sıcak Haddehane'de yapılmıştır. 450,000 ton/yıl rulo ve 90,000 ton/yıl levha üretim kapasitesine sahip 1.Sıcak Haddehane, 1992 ve 2002 yıllarında yapılan iyileştirmeler ile kendi grubunda dünyadaki en modern haddehanelerden biri haline gelmiştir. 1.Sıcak Haddehane'ye ait haddeme proses akış şeması Şekil 5.2'de, teknik özellikleri ise Tablo 5.3'de verilmiştir. 1.Sıcak Haddehane'ye ait Slab Fırını, Kombine Hadde (Kaba Hadde- Rougher Mill) ve Tersinir Şerit Hadde (Steckel Mill) bölümleri aşağıda tanıtılmıştır [68].



Şekil 5.2 1.Sıcak Haddehane proses akış şeması [17].

Tablo 5.3 1.Sıcak Haddehane'nin teknik özellikleri [68].

Teknik Özellikler	Kombine Hadde	Tersinir Şerit Hadde
Sıcak haddelenmiş rulo kalınlığı (mm)	-	2 - 20
Sıcak haddelenmiş rulo genişliği (mm)	-	670 -1525
Motor gücü (HP)	3500 x 2	3500 x 2
Merdane devir sayısı (rpm)	40 - 80	50 - 225
Merdane yüzey hızı (mpm)	120 - 240	200 - 460

a) Slab Isıtma Fırını:

Slablar, slab ısıtma fırınında çelik kalitesi ve ebatlarına göre 1230 - 1250 °C sıcaklığa kadar ısıtılır.

b) Kombine Hadde:

Kaba haddeleme olarak bilinen bu haddeleme ünitesinde, malzeme, tersinir (ileri-geri) olarak 7-9 arası paso verilerek 18-36 mm kalınlığına kadar ön haddeleme (kaba haddeleme) işlemine tabi tutulur.

c) Tersinir Şerit Hadde:

Kombine Hadde'den 18-36 mm kalınlığında gelen malzemelerin baş ve son kısımları kırpıntı makasında kesilir. Şerit Hadde'de 3-5-7 pasoda; tersinir olarak düzgün yüzey ve kalınlık dağılımı elde edilecek şekilde bilgisayar kontrollü olarak haddelenir. Şerit Hadde bölgesinde; şerit fırınları, otomatik hidrolik kalınlık kontrolü (HAGC), merdane bükme sistemi (WRB), merdane kaydırma sistemi (WRS) ve diğer yardımcı sistemler mevcuttur. Nihai kalınlığa haddelenen malzeme, laminar akışlı Soğutma Masası'nda soğutulduktan sonra hidrolik kontrollü bobin sarma ünitesinde otomatik olarak sarılır.

5.2.2 9060 Kalite Çeliğin Sıcak Haddelenmesi

Bu çalışma kapsamında, ERDEMİR sıcak haddeleme proses şartlarına göre deneme prosedürü hazırlanmış [69] ve 200 mm kalınlığındaki slablar 8, 12, 15 ve 17.5 mm kalınlıklara haddelenmiştir. Aşağıdaki hedef parametrelere göre ön termomekanik haddeleme prosedürü hazırlanmış ve uygulanmıştır:

- Slab fırını ısıtma süresi : 150 dak.
- Slab fırını sıcaklığı : 1250 °C
- Slab fırını çıkış sıcaklığı : 1150 °C
- Kaba Hadde giriş sıcaklığı : 1130 °C
- Kaba Hadde son paso sıcaklığı : 1080 °C
- Şerit Hadde ikmal (Finish rolling) sıcaklığı: 790-810 °C
- Bobin sarılma (Coiling) sıcaklığı : 530-550 °C

Slablar, 1250 °C'de 150 dakika Slab Fırını'nda tavlandıktan (östenitleme işlemi) sonra yüzeydeki tufallar kırılarak Kombine Hadde'de 1130 °C'de ilk pasosu verilmiş ve toplam 9 paso ile çıkış sıcaklığı 1080 °C civarında kaba haddeleme tamamlanmıştır. Buradan çıkan malzemenin baş ve sonundaki bozuk kısımlar Krop Makası'nda kesilmiştir. Hedeflenen ikmal sıcaklığını tutturmak ve T_{ykd} sıcaklığının altında son haddeleme yapmak için malzeme Krop Makası önünde bekletilerek sıcaklığı düşürülmüştür. Daha sonra, 910 °C'de ilk paso verilerek Şerit Hadde'de nihai kalınlığa haddelenmiş ve Soğutma Masası'nda kontrollü soğutma yapılarak bobin olarak sarılmıştır.

Her bir haddeleme işlemi esnasında gerçekleşen proses süreleri, deformasyon oranları ve sıcaklık değerleri proses bilgisayarı kayıtlarından alınmıştır. Böyle bir pratiğin ilk kez yapılmasından dolayı, ikmal ve sarılma sıcaklıklarında farklı değerler gerçekleşmiştir. Haddeleme pratiğine ait Şerit Hadde Yük Raporu'ndaki 5.pasoya ait ikmal sıcaklığı ve bobin sarılma sıcaklığı, bu çalışmadaki değişken parametreler olarak değerlendirilmiştir.

EK A'daki Şekil A.1 - A.4'de her bir kalınlık için gerçekleşen termomekanik haddeleme pratiği şematik olarak gösterilmiştir. Bu şemalarda, haddelemenin yapıldığı bölgeyi belirlemek için 4.1 ve 4.3 nolu bağıntılara göre teorik hesaplanan T_{ykd} ve A_{r3} değerleri sırasıyla 933 °C ve 780 °C olarak verilmiştir. Bu kritik sıcaklıklara göre haddeleme işlemleri östenitin yeniden kristalleşmediği koşullarda yapılmıştır.

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1 Deney Numunelerinin Hazırlanması

21645 nolu dökümden elde edilen dört adet slab, sıcak haddelenerek bobin olarak üretilmiş ve sırasıyla 7275, 7276, 7277 ve 7278 bobin numaraları verilerek kayıtlara alınmıştır.

Bu dört farklı kalınlıktaki bobinin farklı uzunluklarından, metalografik inceleme ile çekme, katlama ve darbe deneyi numuneleri alınmıştır. Şerit Hadde Yük Raporları'na göre deney numunelerinin alındığı bölgelere ait şerit ikmal (haddeme bitiş sıcaklığı) ve bobin sarılma sıcaklığı değerleri Tablo 6.1'de verilmiştir. Bu sıcaklık değerleri, haddeme sırasında bobin boyunca pirometreyle ölçülmüş ve bilgisayar kayıtlarına alınmıştır.

Çekme, darbe ve katlama testi numunelerinin hepsi bobinin enine yani haddeme yönüne dik olacak şekilde API 5L-2000 Spesifikasyonu'na göre alınmıştır [9]. Şekil 6.1'de deney numunelerinin alınma şekli ve yerleri görülmektedir.

6.2 Mikroyapı Karakterizasyonu

Bobinlerden çıkarılan numuneler, kalınlık kesitlerinden (haddeme yönüne paralel) bakılacak şekilde hazırlanmıştır. Bu numuneler, standart metalografik yöntemlerle zımparalanmış ve parlatılmıştır.

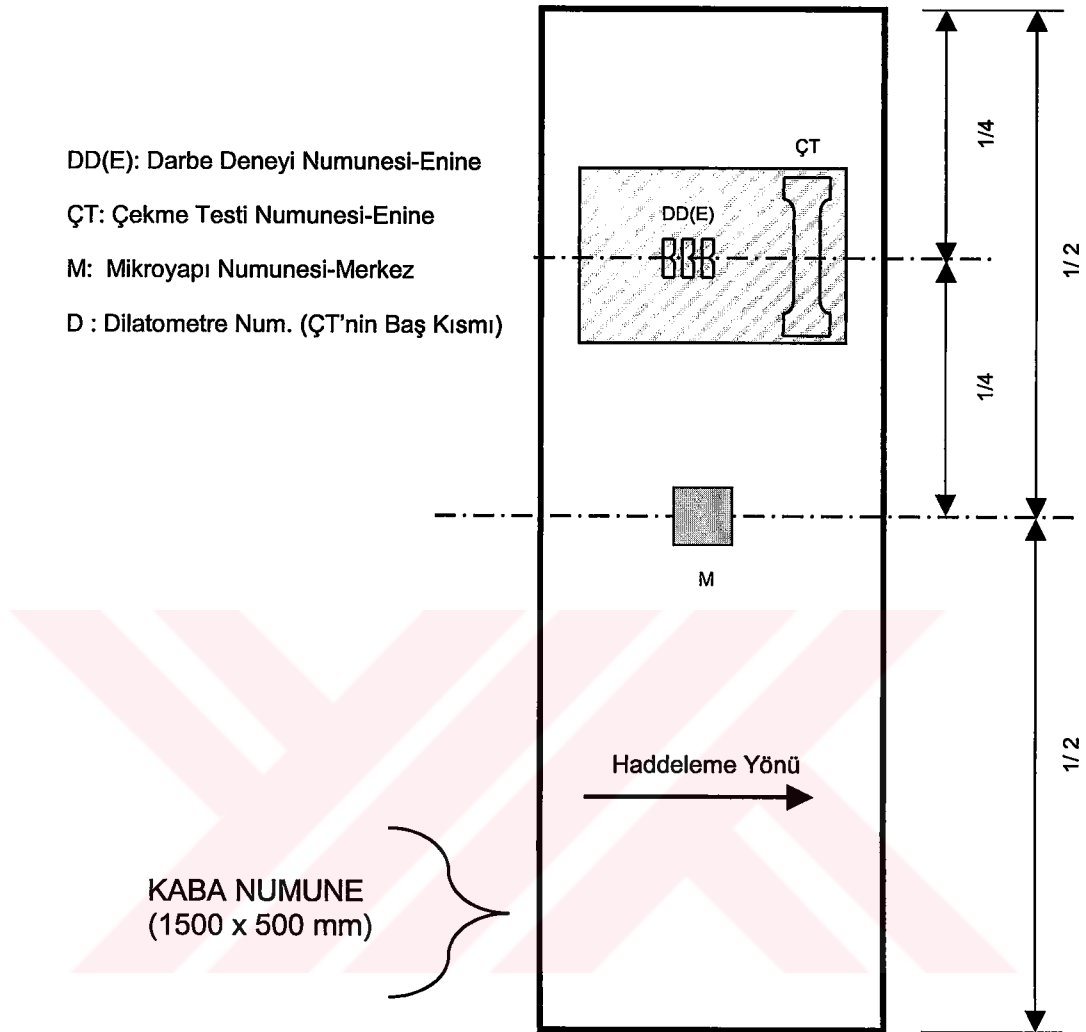
Malzemenin mikroyapısı (ferrit tane boyutu, kalıntı tipi ve dağılımları) LECO-500 marka optik mikroskop ve Görüntü Analiz Sistemi (Clemex Quantitative Image Analysis System and Clemex Vision Software Ver. 3) ile belirlenmiştir. Numuneler; kalıntı tipi ve dağılımını tespit etmek için dağlamadan, mikroyapı incelemeleri için ise % 3'lük Nital ile dağlanarak incelenmiştir. Alınan görüntüler üzerinde, lineer kesişim metodu kullanılarak ferrit tane büyüklüğü belirlenmiştir. Ayrıca, metalografi

numuneleri, EDS donanımlı JEOL-JSM-5600 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile de incelenmiştir.

Tablo 6.1 Deney numunelerin alındıkları yerler ve sıcaklık değerleri.

BOBİN NO VE KALINLIĞI	NUMUNENİN ALINDIĞI YER* (m)	ŞERİT İKMAL SICAKLIĞI (°C)	BOBİN SARILMA SICAKLIĞI (°C)
7275 (8 mm)	2	760	460
	20	780	470
	38	780	490
	56	780	495
	74	780	495
	130	780	480
	137	770	480
7276 (12 mm)	2	785	590
	20	795	605
	38	785	610
	56	780	570
	74	770	550
	90	775	600
	94	775	590
7277 (15 mm)	2	780	610
	8	780	595
	14	780	600
	20	775	590
	26	775	570
	32	780	565
	38	780	565
	44	785	580
	50	775	565
	56	775	570
	61	775	570
7278 (17.5 mm)	1	810	590
	6	810	595
	12	800	600
	19	800	600
	27	775	605
	36	775	610
	43	800	610
	51	800	630
	56	810	600
	60	815	620

* Bobin başından mesafe.



Şekil 6.1 Deney numunelerinin hazırlanması ve kodlanması.

6.3 Mekanik Testler

Bobinlerin mekanik özellikleri çekme, darbe, katlama ve sertlik testleri ile belirlenmiştir.

Çekme deneyleri, API 5L-2000 spesifikasyonuna göre Satec marka çekme testi cihazında ve 4 mm/dakika çekme hızı verilerek yapılmıştır.

Darbe testleri, API 5L-2000 spesifikasyonuna göre V-çentik açıldıktan sonra -80, -60, -40, -20, 0 ve +20 °C'de yapılmıştır. Testler, WPM Darbe Cihazı'nda gerçekleştirilmiştir. Düşük sıcaklıklara ulaşmak için mgw-LAUDA ETK-70 soğutucusu ve içerisinde chlorodifluoromethane ve chloropentafluoroethane olan

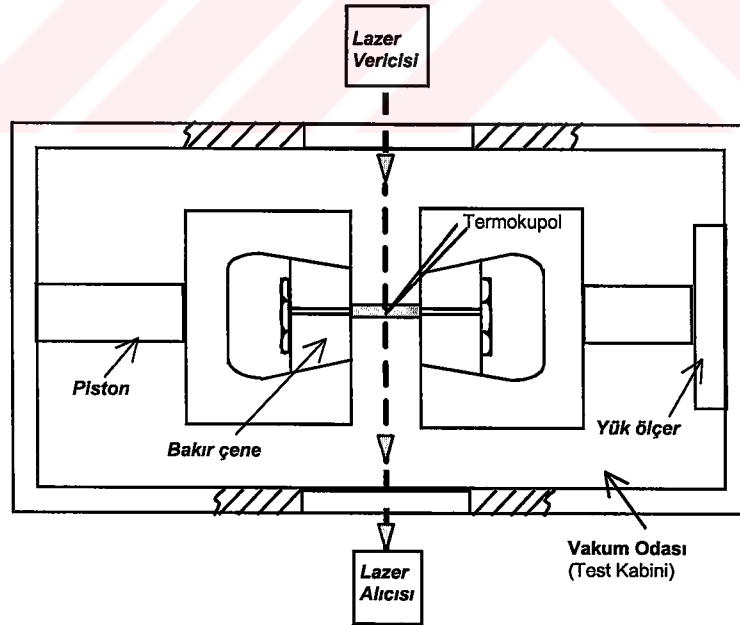
Friogas-502 soğutma gazı kullanılmıştır. Her bir numune için üç adet test yapılmış ve bu üç değerın ortalaması alınmıştır. Darbe deneyinde kullanılan numunelerin kırılmış yüzeyleri SEM ile incelenmiştir.

Katlama testi, API 5L-2000 spesifikasyonuna göre MFL Prüfssysteme marka katlama cihazında “sıfır” mandrel çapı ile 180° katlanarak yapılmıştır.

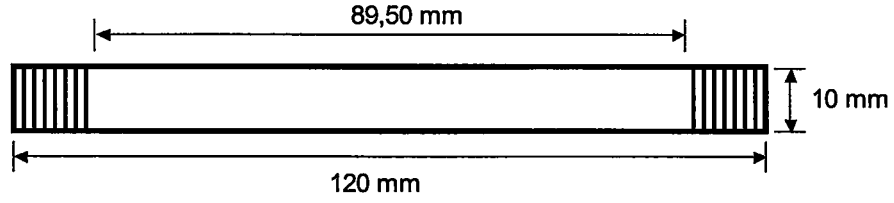
Numunelerin sertlikleri, Mettest-HT marka sertlik ölçme cihazında Rockwell B cinsinden ölçülmüştür. Her numune için üç ölçüm yapılmış ve bu ölçümlerin ortalamaları alınmıştır.

6.4 Dilatometre Çalışmaları

İncelenen numunelerin kritik dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi için dilatometre çalışması yapılmıştır. Bu çalışma, ERDEMİR Ar-Ge Simülasyon Laboratuvarı'nda Gleeble-3500 Termal-Mekanik Test ve Simülasyon Cihazı'nda gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.2). Deneylerde, 10 mm çapında (L_0) ve 120 mm uzunluğunda silindirik test numuneleri kullanılmıştır (Şekil 6.3). Dilatometre test numuneleri, 7278 nolu bobinden çıkarılarak çekme deneyinde kullanılan numunelerin baş kısmından (deformasyona uğramamış) alınarak hazırlanmıştır.



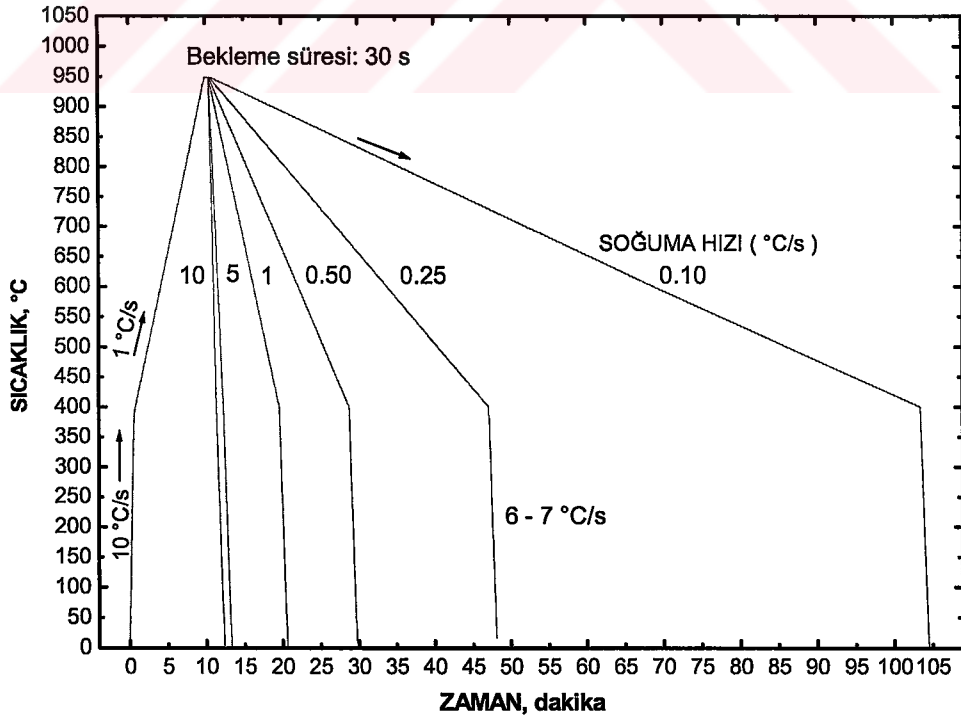
Şekil 6.2 Gleeble-3500 cihazının kabini.



Şekil 6.3 Gleeble-3500 cihazında kullanılan deney numunesi.

Gleeble-3500 Cihazı'nın test kabini, yerleştirilen numunelerin oksitlenmemesi için, önce 2 torr'a kadar vakuma alınıp argon gazıyla doldurulmuş, sonra difüzyon pompası ile 2×10^{-5} torr'luk vakuma çıkarılmıştır.

Deneylerde, 1 °C/s ısıtma hızıyla 950 °C'ye çıkılmış ve bu sıcaklıkta homojenleştirme işlemi için 30 saniye bekletilerek soğutma yapılmıştır. Soğutma, 0.10 ile 10.0 °C/s arasında farklı hızlarda gerçekleştirilmiştir. 400 °C'den sonra, soğutma hızının mikroyapıya etkisi olmadığı düşünülerek, 400 °C'den sonra 6 - 7 °C/s ile soğutma yapılmıştır. Deneylere ait dilatometre sıcaklık döngüsü Şekil 6.4'de verilmiştir. Genleşmeler, “+/- 25 µm” ölçme hassasiyetli Lazer Ölçme Sistemi'yle (Anritsu-Slb Dia Measuring System) ölçülmüştür.



Şekil 6.4 Dilatometre deneyi sıcaklık döngüsü.

Tablo 6.2’de dört ayrı kalınlıktaki bobin için Şerit Hadde’deki soğutma hızları verilmiştir. Bu hızlar; malzemenin Şerit Hadde’ye girdiği sıcaklık ile çıkış (ikmal) sıcaklığının farkı alınarak toplam Şerit Hadde’deki süreye bölünmesiyle elde edilen değerlerdir. Bu çalışmada uygulanan 0.25 ve 0.50 °C/s soğutma hızları, Bölüm 5.2.2’de detayları belirtilen Şerit Hadde’deki prosese benzeşmektedir.

Tablo 6.2 Haddeleme sırasındaki soğutma hızları.

Bobin No	Kalınlık (mm)	Şerit Hadde Giriş Sıcaklığı (°C)	Şerit Hadde Çıkış Sıcaklığı (°C)	Toplam Haddeleme Süresi (s)	Şerit Hadde Soğutma Hızı (°C/s)
7275	8.0	910	770	396	0.35
7276	12.0	910	775	272	0.50
7277	15.0	910	775	258	0.52
7278	17.5	930	815	283	0.34

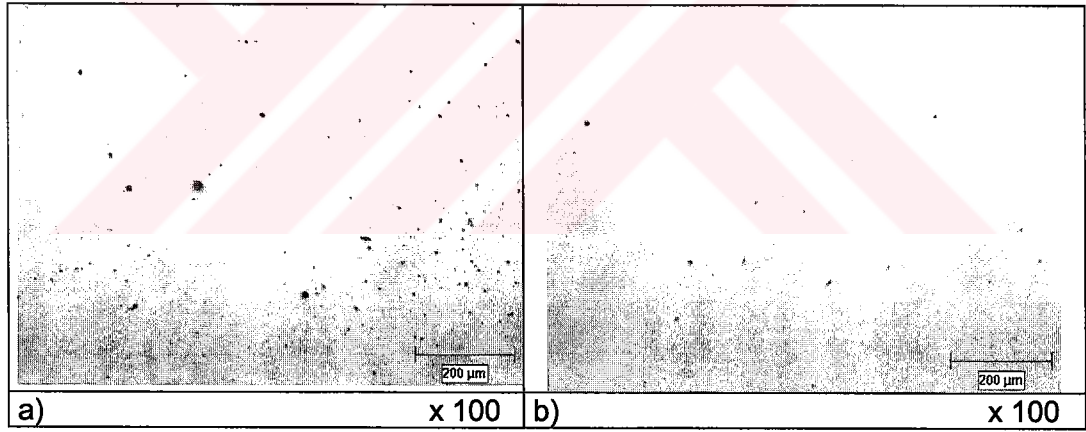
Dilatometre deneyinde kullanılan numuneler, metalografik yöntemlerle hazırlanarak mikroskobik incelemelere tabii tutulmuştur. Bu numunelerin mikroyapıları LECO-500 marka optik mikroskop ve görüntü analiz sistemiyle incelenerek tane boyutları ile ferrit ve perlit oranları tespit edilmiştir.

Ayrıca, numunelerin mikrosertlikleri, Future-Tech/FM-700 marka mikrosertlik ölçme cihazında Vickers sertlik değeri cinsinden ölçülmüştür. Vickers sertlik değerleri, dalıcı ucun 1 kg yük altında ve 15 saniye uygulanmasıyla elde edilmiştir. Her numune için numunelerin kenarından 1.5 mm içeride 3 ölçüm yapılmış ve bu ölçümlerin ortalamaları alınmıştır.

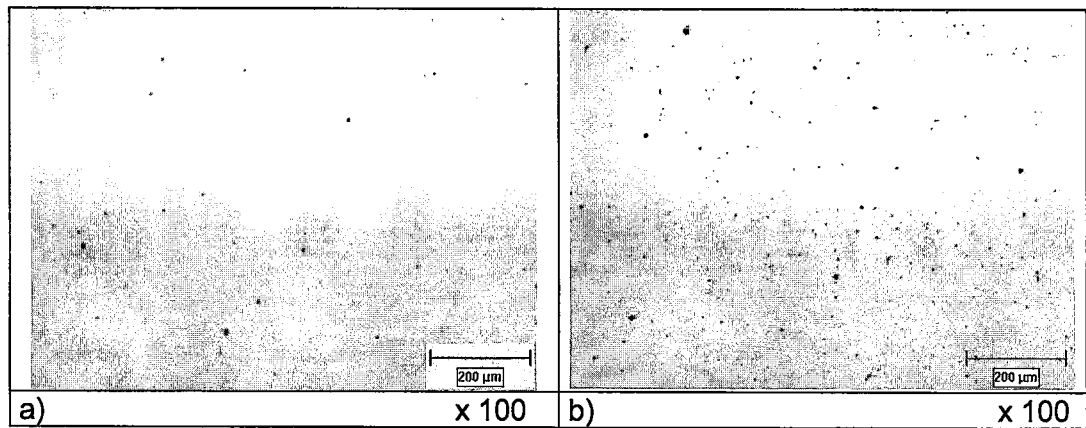
7. DENEY SONUÇLARI

7.1 Metalografik İnceleme Sonuçları

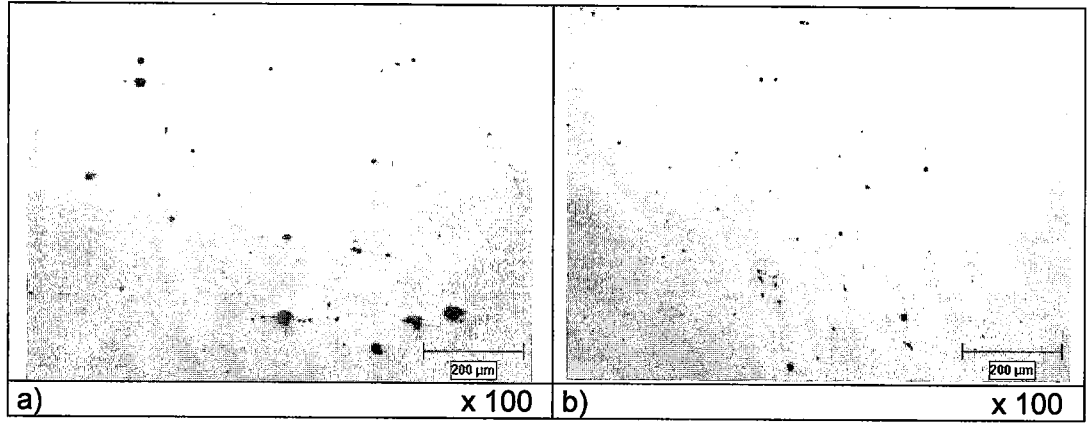
İncelenen bobinlerin dağılanmamış durumdaki mikroyapıları Şekil 7.1-7.4'de görölmektedir. Bobinlerde uzunluk boyunca kalıntı dağılımı homojen değildir. Genelde küresel morfolojide olduğu görölen bu kalıntılara ait örnek SEM görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 7.5 ve Şekil 7.6'da verilmiştir. Şekil 7.3a'daki 7277 nolu bobin incelendiğinde, 15 -20 µm boyutlarında iri kalıntılar görölmektedir. EDS ile yapılan çalışmalarla, küresel ve kompleks kalıntıların; kalsiyumaluminat (CaO , Al_2O_3) ve kalsiyum ve magnezyum içeren MnS oldukları belirlenmiştir [70, 71].



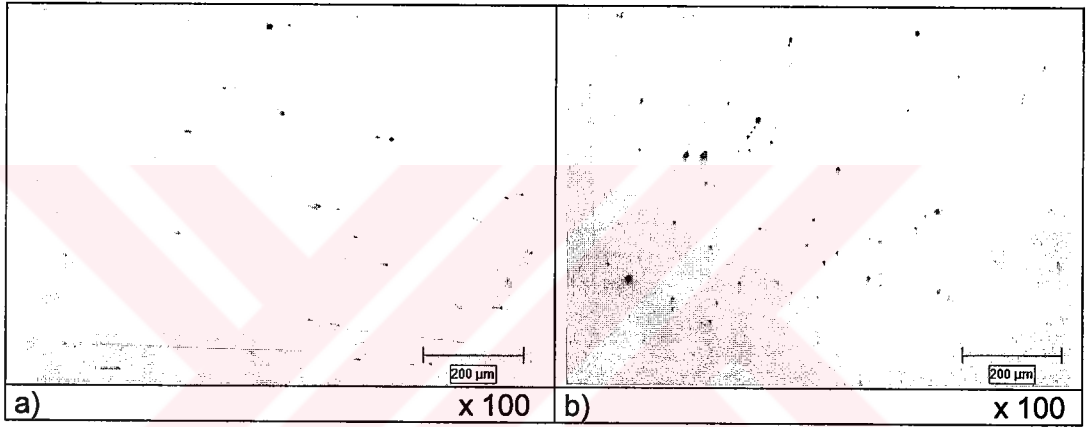
Şekil 7.1 7275 nolu bobine ait kalıntı görüntüleri; a) 20. m, b) 54. m'deki numune.



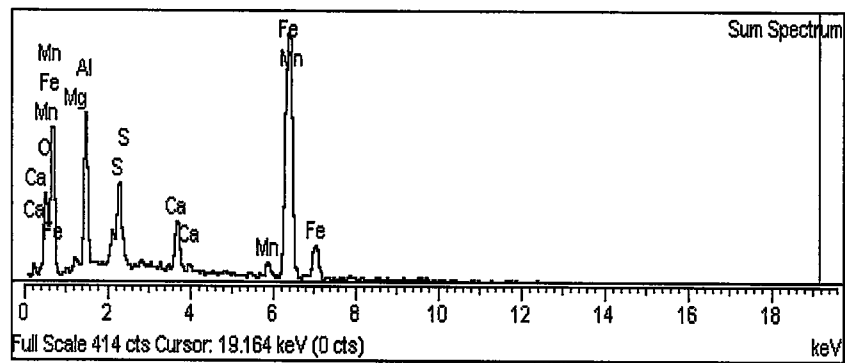
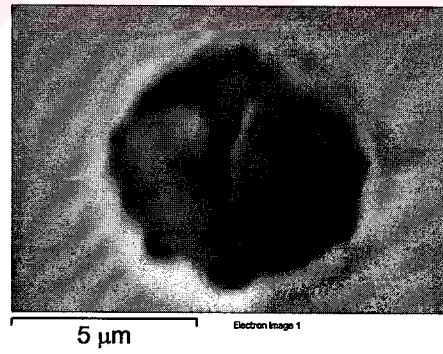
Şekil 7.2 7276 nolu bobine ait kalıntı görüntüleri; a) 20. m, b) 74. m'deki numune.



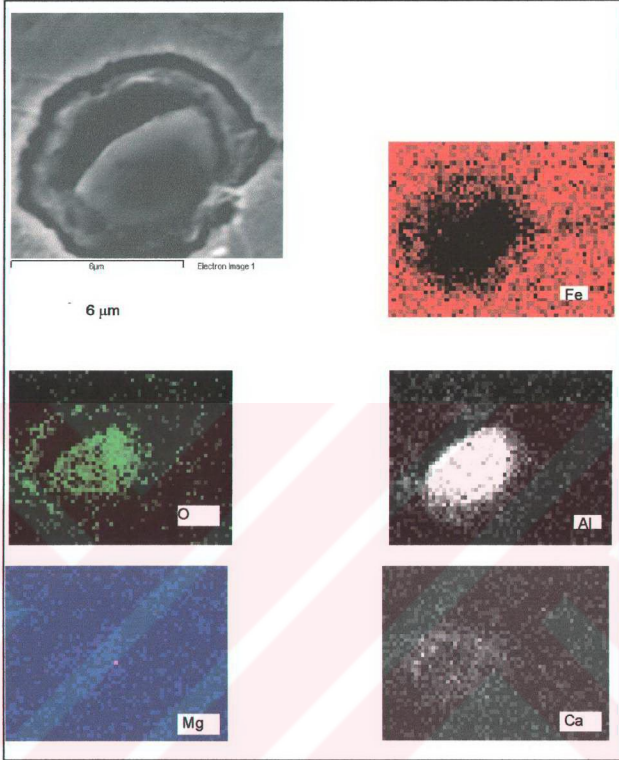
Şekil 7.3 7277 nolu bobine ait kalıntı görüntüleri; a) 14. m, b) 50. m'deki numune.



Şekil 7.4 7278 nolu bobine ait kalıntı görüntüleri; a) 6. m, b) 56. m'deki numune.



Şekil 7.5 7276 nolu bobinin 90. m'sindeki numunede kalsiyumalüminat kalıntısının SEM görüntüsü ve EDS analizi.



Şekil 7.6 7276 nolu bobinin 90. m'sindeki numunede görülen kalıntının SEM haritası.

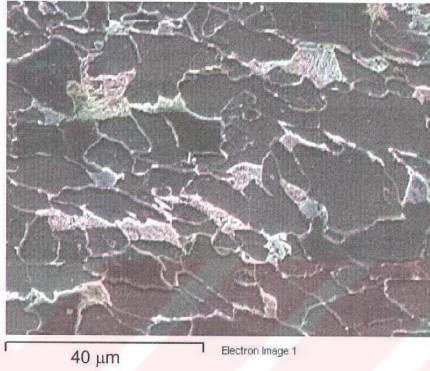
Bobinler dağıldıktan sonraki mikroyapı görüntüleri; 8 mm kalınlıktaki bobin için Şekil B.1, 12 mm kalınlıktaki bobin için Şekil B.2, 15 mm kalınlıktaki bobin için Şekil B.3 ve 17.5 mm kalınlıktaki bobin için Şekil B.4'de verilmiştir. Tablo 7.1'de bu numunelerde ölçülen ferrit tane boyutu görülmektedir.

Tablo 7.1 Ferrit tane boyutu.

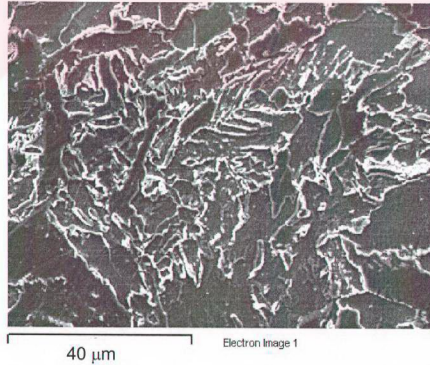
BOBİN NO VE KALINLIĞI	NUMUNENİN ALINDIĞI YER* (m)	FERRİT TANE BOYUTU (μ m)
7275 (8 mm)	2	7,4
	20	8,7
	38	7,9
	56	7,7
	74	7,9
	130	7,8
	137	8,1
7276 (12 mm)	2	9,4
	20	8,5
	38	8,9
	56	8,9
	74	9,2
	90	9,1
	94	11,9
7277 (15 mm)	2	11,1
	8	9,7
	14	9,0
	20	8,9
	26	9,3
	32	9,3
	38	9,2
	44	9,6
	50	8,7
	56	7,8
7278 (17,5 mm)	1	11,1
	6	12,6
	12	10,2
	19	10,2
	27	10,5
	36	10,0
	43	10,3
	51	10,1
	56	9,0
	60	11,9

* Bobin başından mesafe.

Bobinlerin mikroyapısı genelde ferrit ve perlit yapısı ile iğnesel ferrit yapısı arasında geniş bir yelpazede oluşmuştur. Ferrit-perlit ve iğnesel ferrit yapılarına ait SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 7.7 ve Şekil 7.8'de örnek olarak verilmiştir.



Şekil 7.7 7278 nolu bobinin 36. m'sindeki numunenin ferrit-perlit yapısına ait SEM fotoğrafı (Ferrit: koyu alanlar, Perlit:açık alanlar).



Şekil 7.8 7278 nolu bobinin 36. m'sindeki iğnesel ferrit yapısına ait SEM fotoğrafı.

7.2 Mekanik Test Sonuçları

Bobinlere ait çekme ve sertlik testi sonuçları Tablo 7.2'de, darbe testi sonuçları Tablo 7.3'de verilmiştir. 180° katlama testi yapılan numunelerde deney sonrası çatlak görülmemiştir (Şekil 7.9).



Şekil 7.9 180° katlanmış X60 çeliğine ait numuneler.

Darbe deneyi sonuçları, darbe enerjisinin deney numunelerinin çentik altındaki kesit alanına bölünerek J/cm^2 cinsinden hesaplanmıştır. Maksimum 150 J kapasiteli darbe deneyi cihazında, oda sıcaklığında yapılan deneylerde numuneler kırılmamıştır.

Düşük sıcaklıklardaki darbe enerjisi oldukça yüksek olan 7275 nolu bobinin 74. m'sindeki numunenin 0, -20, -40, -60 ve -80 °C'deki kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları Şekil 7.10'da verilmiştir. Kırılma yüzeyleri; 0, -20 ve -40 °C'de tamamen sünek, -60 °C'de % 60 sünek ve -80 °C'de ise % 90'a oranında gevrek karakter taşımaktadır. Bu numune için darbe geçiş sıcaklığının -60 °C'nin altında olduğu görülmektedir. Gamzelerin iç kısımlarında bulunan partiküllerin tam modifikasyona uğramış manganez sülfürler (MnS) ve kalsiyumalüminat kalıntıları olduğu EDS çalışmaları ile belirlenmiştir.

Tablo 7.2 Çekme ve sertlik testi sonuçları.

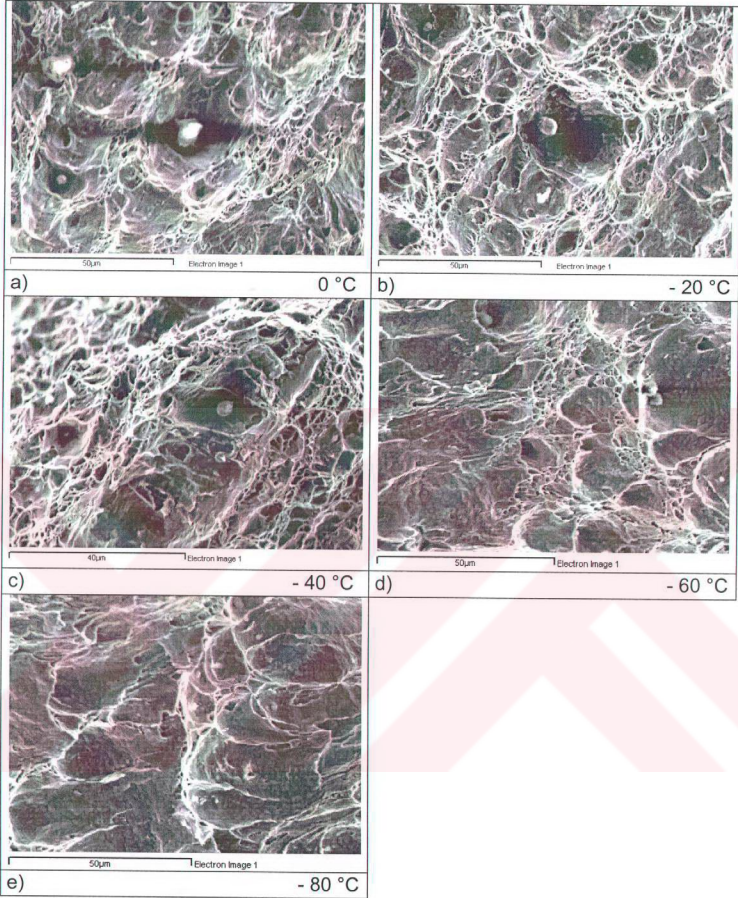
BOBİN NO VE KALINLIĞI	NUMUNENİN ALINDIĞI YER* (m)	AKMA MUK. (N/mm ²)	ÇEKME MUK. (N/mm ²)	AKMA/ ÇEKME ORANI	% UZAMA (L ₀ =50,8 mm)	SERTLİK (Rockwell B)
7275 8 mm	2	477	549	0,87	36	84,7
	20	471	548	0,86	40	84,9
	38	464	552	0,84	40	85,8
	56	472	557	0,85	38	84,1
	74	471	555	0,85	36	85,0
	130	472	554	0,85	38	86,6
	137	486	574	0,85	38	86,4
7276 12 mm	2	474	577	0,82	36	87,5
	20	466	561	0,83	38	85,3
	38	469	569	0,82	40	86,7
	56	475	576	0,82	40	88,0
	74	470	574	0,82	36	88,4
	90	467	564	0,83	38	89,9
	94	471	564	0,84	38	86,5
7277 15 mm	2	458	560	0,82	40	84,0
	8	470	565	0,83	42	86,4
	14	479	573	0,84	42	86,9
	20	482	571	0,84	40	86,2
	26	507	584	0,87	40	88,9
	32	512	584	0,88	36	89,4
	38	497	574	0,87	38	87,5
	44	466	582	0,80	40	86,7
	50	499	575	0,87	40	89,3
	56	491	577	0,85	40	90,1
	61	489	567	0,86	40	88,1
7278 17,5 mm	1	441	535	0,82	46	82,6
	6	432	526	0,82	48	80,6
	12	485	607	0,80	42	92,2
	19	454	561	0,81	44	90,4
	27	451	564	0,80	44	85,5
	36	461	564	0,82	42	84,2
	43	471	567	0,83	40	88,2
	51	480	568	0,84	40	85,5
	56	473	563	0,84	44	86,5
	60	410	496	0,83	46	80,1

* Bobin başından mesafe.

Tablo 7.3 Enine darbe deneyi sonuçları.

BOBİN NO VE KALINLIĞI	NUM. ALINDIĞI YER* (m)	ENİNE DARBE NERJİSİ (Ortalama), J/cm ²				
		- 80 °C	- 60 °C	- 40 °C	- 20 °C	0 °C
7275 (8 mm)	2			174	180	195
	20			174	189	194
	38	136	150	155	184	187
	56			163	175	176
	74	132	146	153	160	172
	130	150	164	168	184	184
	137			160	170	185
7276 (12 mm)	2			88	135	155
	20	50	65	111	161	163
	38			108	154	167
	56	60	66	77	158	163
	74			130	135	168
	90	38	53	88	154	180
	94			123	163	177
7277 (15 mm)	2			107	149	169
	8			73	90	152
	14	45	71	77	127	143
	20			89	126	162
	26	34	37	55	59	136
	32			61	99	129
	38			46	113	140
	44			47	127	164
	50	41	59	61	115	161
	56			107	122	162
	61			64	168	180
7278 (17.5 mm)	1			104	153	176
	6	76	83	108	162	178
	12			88	100	156
	19			73	131	162
	27			77	115	153
	36	85	99	111	132	157
	43			115	108	184
	51			81	111	153
	56	86	103	120	135	153
	60			111	158	167

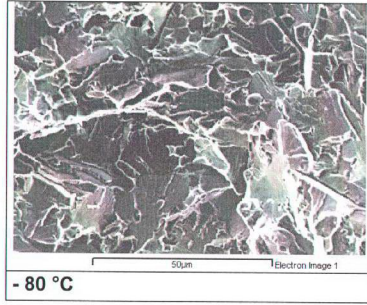
* Bobin başından mesafe.



Şekil 7.10 7275 nolu bobinin 74. m'sindeki numunenin farklı darbe deneyi sıcaklıklarında kırılmış yüzeyleri.

a) 0 °C'de darbe deneyi, b) - 20 °C'de darbe deneyi, c) - 40 °C'de darbe deneyi, d) - 60 °C'de darbe deneyi, e) - 80 °C'de darbe deneyi.

Şekil 7.11'de 7277 nolu bobinin 14. m'sinden alınan darbe deney numunesinin -80 °C'deki kırılma yüzeyine ait SEM fotoğrafı görülmektedir. Bu numune, -80 °C'de gevrek karakterde kırılmış olup, kırılma yüzeyi karakteristik klivaj kırılma görünümüne sahiptir [72].



Şekil 7.11 7277 nolu bobine ait 14. m'sindeki numunenin -80 °C'de darbe deneyinde kırılmış yüzeyi.

7.3 Dilatometre Sonuçları

GLEEBLE-3500 cihazında Lazer Ölçme Sistemi'yle elde edilen sıcaklıklardan, Microcal Origin Ver. 6.0 data analiz programı kullanılarak, sıcaklık-genleşme eğrileri çıkarılmıştır. Şekil C.1'de 950 °C'ye ısıtma; Şekil C.2 - C.7'de ise farklı hızlarda soğutma eğrileri verilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen kritik dönüşüm sıcaklıkları da Tablo 7.4'de görülmektedir.

Söz konusu diyagramlarda A'_{r3} ; $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün başladığı "gerçek" sıcaklık, A_{r3} ; $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün "görünüştaki" başlama sıcaklığı, A_{r1} ; ötektoid dönüşümünün "görünüştaki" başlama sıcaklığı, $(A'_{r1})_s$ ve $(A'_{r1})_f$ ise sırasıyla ötektoid dönüşümünün "gerçek" başlangıç ve bitiş sıcaklığıdır.

Östenitin ve ferritin soğutma sırasındaki termal genleşme katsayıları, sırasıyla k_γ ve k_α , Şekil C.2 - C.7'deki eğrilerin eğiminden hesaplanarak Tablo 7.5'de verilmiştir.

Dilatometre numuneleri üzerinde yapılan görüntü analiz çalışmalarına ait sonuçlar Tablo 7.6'da verilmiştir.

950 °C'den farklı hızlarda soğutulan numunelerin optik mikroskop ve SEM fotoğrafları sırasıyla Şekil 7.12 ve Şekil 7.13'de görülmektedir.

Tablo 7.4 Farklı soğutma hızlarında elde edilen kritik sıcaklıklar, °C.

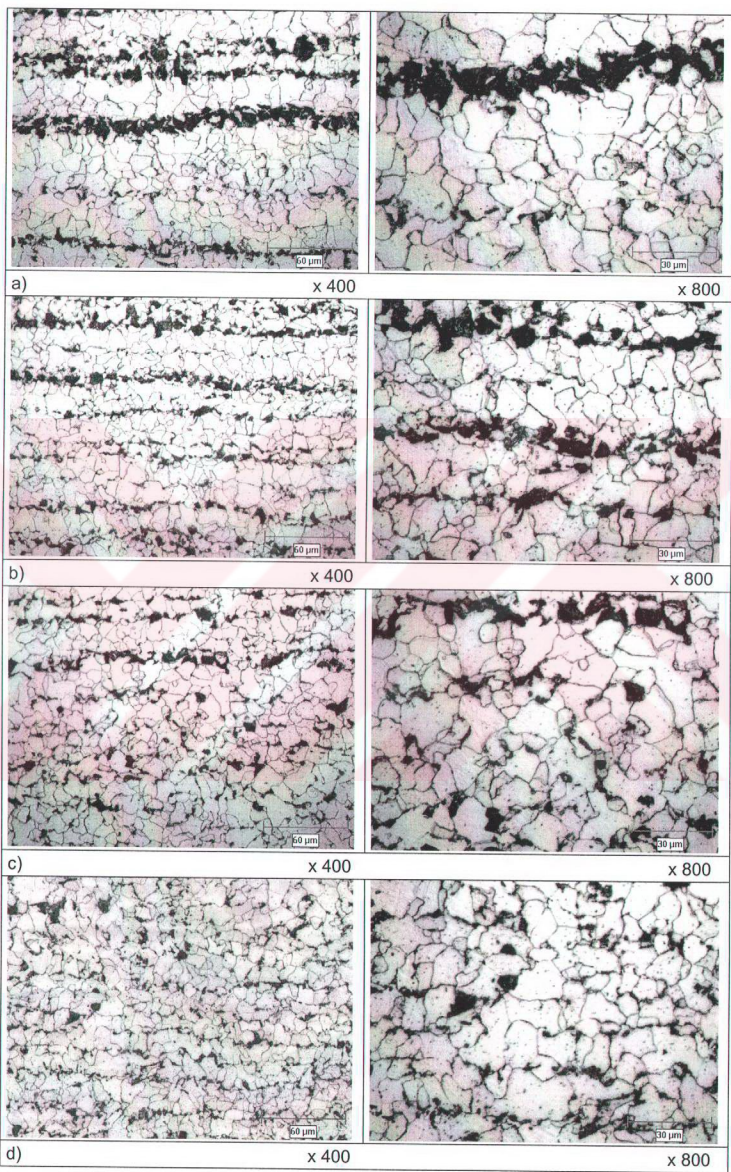
Isıtma Hızı (°C/s)	A _{c1}	A _{c3}	Soğutma Hızı (°C/s)	A' _{r3}	A _{r3} (Ferrit Başlama)	A _{r1}	(A' _{r1}) _s (Perlit Başlama)	(A' _{r1}) _f (Perlit Bitiş)
1.0	724	864	0.10	-	795	744	661	624
1.0	723	863	0.25	826	785	715	636	609
1.0	724	864	0.50	809	782	709	634	595
1.0	723	864	1.0	789	778	722	620	580
1.0	724	862	5.0	780	752	689	-	562
1.0	728	864	10.0	770	743	674	-	529

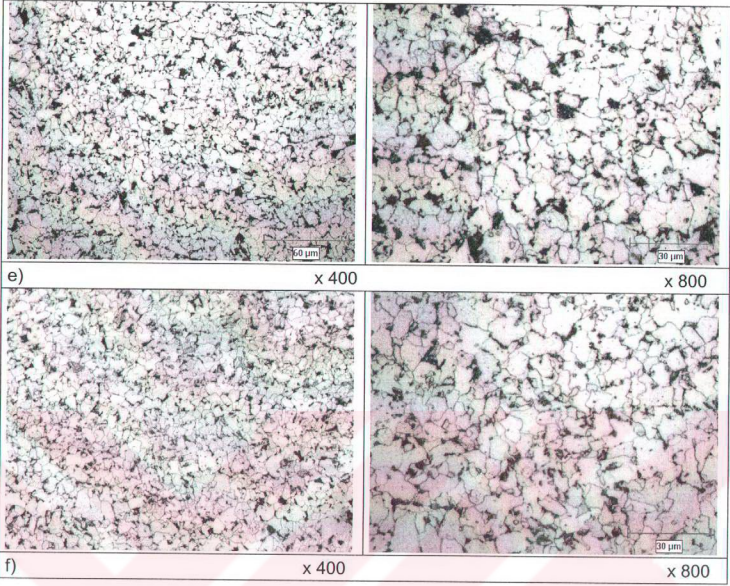
Tablo 7.5 Termal genleşme katsayıları.

Soğutma Hızı (°C/s)	Östenitin Termal Genleşme Katsayısı, k _γ (x10 ⁻⁶ °C ⁻¹)	Ferritin Termal Genleşme Katsayısı, k _α (x10 ⁻⁶ °C ⁻¹)
0.10	24.6	17.0
0.25	23.8	15.3
0.50	23.6	18.0
1.0	22.6	15.0
5.0	22.7	14.2

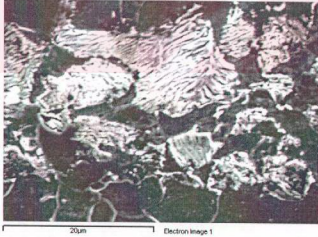
Tablo 7.6 Farklı soğutma hızlarına göre ferrit tane boyutu, perlit oranı ve sertlik değerleri.

Soğutma Hızı (°C/s)	Ferrit Tane Boyutu (μm)	Perlit Oranı (%)	Vickers Sertlik (Hv)
0.10	9.6	10.9	139.4
0.25	9.4	8.0	135.2
0.50	9.3	6.5	145.7
1.0	9.1	5.6	150.2
5.0	7.6	4.5	169.0
10.0	6.9	3.9	172.7

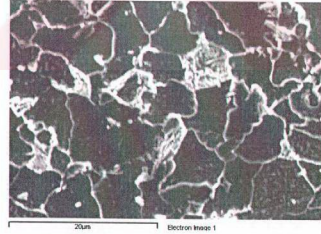




Şekil 7.12 Dilatometre deneyinde farklı hızlarda soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 0.10, b) 0.25, c) 0.50, d) 1.0, e) 5.0 ve f) 10 °C/s.



a) Soğutma hızı: 0.10 °C/s.

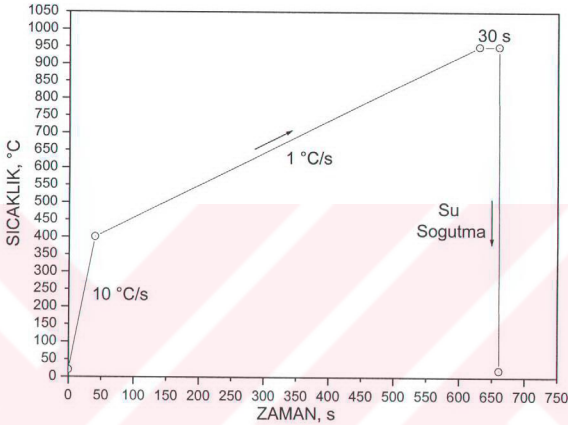


b) Soğutma hızı: 10 °C/s.

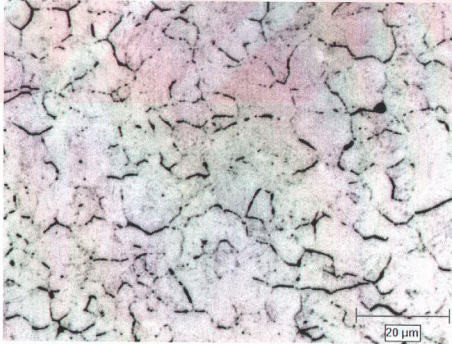
Şekil 7.13 Farklı soğutma hızlarında oluşan perlit yapısına ait SEM görüntüsü (x 3000).

950 °C'deki östenit başlangıç tane boyutunun belirlenmesi amacıyla, bir numune bu sıcaklıktan oda sıcaklığına su verilerek hızlı soğutulmuştur. Dağlama ayırıcı olarak; 100 ml su bazlı doymuş Pikrik Asit, 2 gr Ammonium Persulfate, 2 gr Calsoft-90 (Lineer Sodium Alkylbenzene Sulphonate) ve 6 damla H_2O_2

kullanılmıştır [72-74]. Malzeme metalografik inceleme için hazırlandıktan sonra 40 °C'deki dağlayıcı ile 1 dakika dağlanmıştır. Şekil 7.14a'da malzemeye uygulanan ısıtım işlem döngüsü ve Şekil 7.14b'de östenit başlangıç tane sınırları görülmektedir. ASTM E-112'ye göre tane boyutu ASTM 10 olarak tespit edilmiş olup, ortalama tane boyutu yaklaşık 11 μm civarındadır.



a)



b)

Şekil 7.14 Başlangıç östenit tane boyutunun belirlenmesi.

- a) Başlangıç östenit tane boyutu için uygulanan ısıtım işlem döngüsü.
- b) Başlangıç östenit tanesi.

8. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

8.1 Üretim Parametrelerinin Mikroyapıya Etkisi

7275 nolu bobindeki ferrit taneleri 7.7 - 8.7 μm boyutunda ve poligonal morfolojiye sahiptir. Bu bobinin sarılma sıcaklığı düşük olduğu için 20. ve 137. m'sindeki numunelerde yer yer iğnesel ferritler görülmüştür (Şekil B.1).

7276 nolu bobindeki ferrit taneleri 8.5 - 11.9 μm boyutunda ve poligonal morfolojidedir (Şekil B.2).

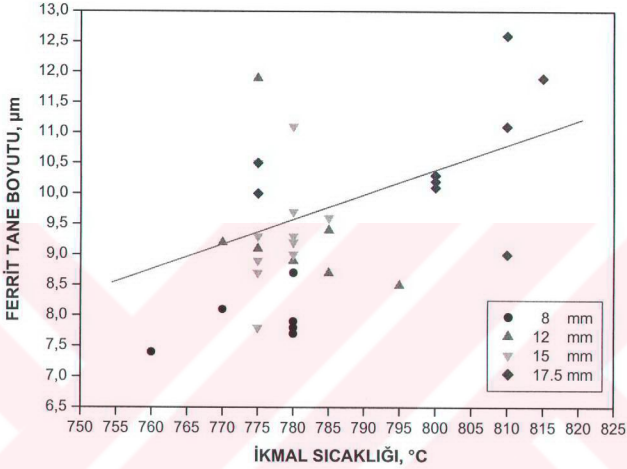
7277 nolu bobindeki ferrit taneleri de 7276'ya benzer bir yapıya sahiptir (Şekil B.3). Tane büyüklüğü 7.8 -11.1 μm arasında iri poligonal morfolojidedir. 61. m'sindeki numunede, bobin sarılma sıcaklığı diğer numunelerle aynı olmasına rağmen iğnesel ferrit görülmüştür.

7278 nolu bobinde, yüksek şerit ikmal sıcaklığının etkisiyle ferrit taneleri 9.0 - 12.6 μm boyutuna ulaşmıştır (Şekil B.4). Ayrıca, yüksek şerit ikmal sıcaklığı perlit dönüşümünü arttırmıştır. Bobinin baş (1. ve 6. m'sindeki numuneler) ve sonlarında (60. m'sindeki numune) bantlaşma görülmüştür.

Şerit ikmal sıcaklığının ferrit tane boyutuna etkisi Şekil 8.1'de verilmiştir. Bu grafikte Tablo 6.1 ve Tablo 7.1'deki dört bobine ait tüm veriler kullanılmıştır. İkmal sıcaklığı düştükçe ferrit tane boyutu küçülmektedir. 8 mm kalınlığındaki bobinde daha küçük ferrit tane boyutu elde edilmiştir. Bu durum, sıcak deformasyon oranının artmasından dolayı dislokasyon yoğunluğunun ve deformasyon bantlarının arttırdığından kaynaklanan çekirdeklenme yörelerinin fazlaştığını ve bunun neticesinde de ferrit tanelerinin incelendiğini göstermektedir [16].

775 - 780 °C aralığındaki şerit ikmal sıcaklıkları, dilatometre çalışmalarında (Tablo 7.4) 0.50 °C/s soğutma hızında tespit edilen A_{r3} sıcaklığı (785 °C) mertebesinde-dir. Bu sıcaklık referans alındığında, deneme üretiminde hedeflenen ikmal sıcaklığının (son haddeleme işleminin), östenitin yeniden kristalleşmediği

bölgede (785 - 933 °C) yapıldığı anlaşılmaktadır. Bu bölgedeki haddelemeden dolayı, östenit içerisindeki ferrit çekirdeklenme yörelerinin artması ile ferrit taneleri küçülmüştür. Hulka [35] ve arkadaşları 750 - 920 °C aralığında % 0.08 C, % 0.3 Si, % 1.55 Mn ve % 0 - 0.18 arasında farklı Nb içeren çelikte yaptıkları çalışmada; şerit ikmal sıcaklığı düştükçe ferrit tane boyutunun düştüğünü belirlemişlerdir.



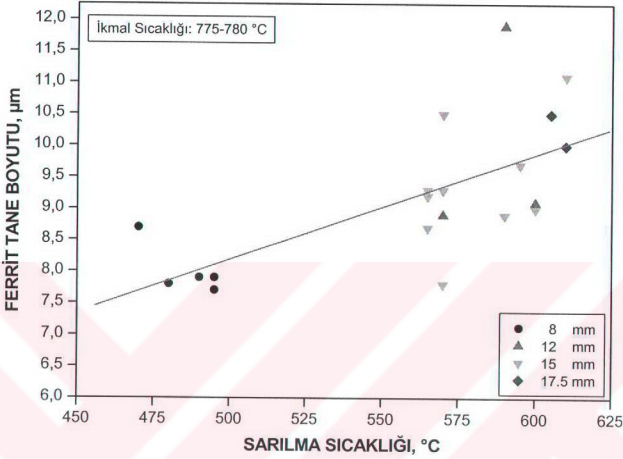
Şekil 8.1 Şerit ikmal sıcaklığının ferrit tane boyutuna etkisi.

L.P.Karjalainen [75] ve arkadaşları da, Ti ve Nb'lu mikroalaşım çeliğinde, 750 - 950 °C şerit ikmal sıcaklığı aralığında yapılan haddelemede 6.5 -15 µm boyutunda ferrit tanesi tespit etmişlerdir. Burada da genel eğilim, şerit ikmal sıcaklığının düşmesiyle tane boyutunun düşmesi yönündedir. Ayrıca, M. Militzer [60] ise farklı C-Mn ile Nb ve V'lu mikroalaşımlı çelikler için, 740 - 820 °C sıcaklık aralığında yaptığı çalışmada, 5 - 15 µm boyutları arasında ferrit tanesi elde ederek benzer bir eğilim tespit etmiştir.

Sarılma sıcaklığının ferrit tane boyutu üzerindeki etkisini belirlemek amacıyla 775 - 780 °C ikmal sıcaklığı aralığında, sarılma sıcaklığının ferrit tane boyutuna etkisi Şekil 8.2'de görülmektedir. Sarılma sıcaklığı düştükçe ferrit tane boyutu düşmektedir. Bu durum, soğutma hızının yüksek olmasından kaynaklanmaktadır.

Y.Saito ve C. Shiga [76], % 0.07 C, % 1.5 Mn ve % 0.035 Nb içeren bir çelikte sarılma sıcaklığının değişimine bağlı olarak soğutma hızının artmasıyla, ferrit

tane boyutunun küçüldüğünü tespit etmiştir. Yine, K. Tsukada [77] ve arkadaşlarının NKK çelik firmasına ait sıcak haddehanede yaptığı çalışmada, soğutma hızı arttıkça tane boyutunun küçüldüğü görülmüştür. Bu çalışmada, 1 - 12 °C/s arasında yapılan soğutma hızlarında, ferrit tane boyutu 4 - 9 µm arasında değişmiştir.



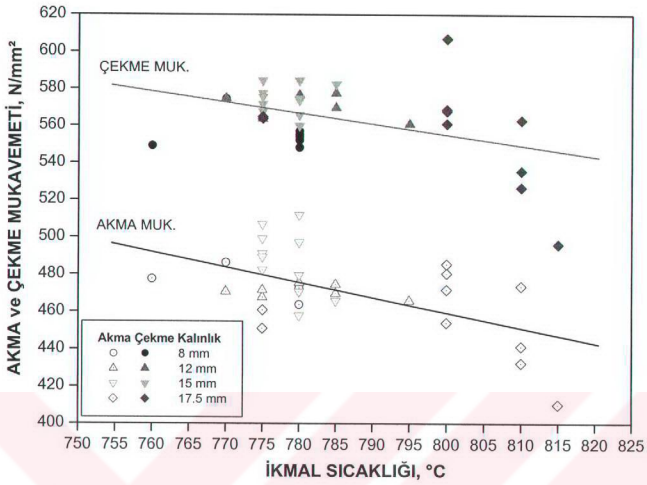
Şekil 8.2 Bobin sarılma sıcaklığının ferrit tane boyutuna etkisi.

8.2 Üretim Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisi

Şerit ıkmal sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi Şekil 8.3'de verilmiştir. Sıcak haddeleme, düşük şerit ıkmal sıcaklığı ile yapıldığında ferrit tane boyutu küçülmekte ve akma ve çekme mukavemeti artmaktadır. Sıcak haddelemede daha az deformasyona uğramış olan 17.5 mm kalınlığındaki bobinde, ıkmal sıcaklığındaki artış ile akma ve çekme mukavemeti daha şiddetli düşmektedir.

Akma ve çekme mukavemetinin en yüksek değerleri, şerit ıkmal sıcaklığı 775-780 °C aralığında iken elde edilmiştir. Akma mukavemetindeki artış, haddelemenin östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığının altında yapılmasından kaynaklanmıştır. Bu durum, Şekil 8.1'de şerit ıkmal sıcaklığı ile ferrit tane boyutu ilişkisinde de açıkça görülmektedir.

W. P. Sun ve arkadaşları [78], ABD-National Çelik Fabrikasında % 0.068 V, % 0.037 Nb ve % 0.019 Ti içeren mikroalaşımli çelikte yaptıkları çalışmada, şerit ıkmal sıcaklığının düşmesiyle akma ve çekme mukavemetinin arttığını belirlemiştir. Hulka [35] ve arkadaşları da benzer bir etkiyi bulmuştur.

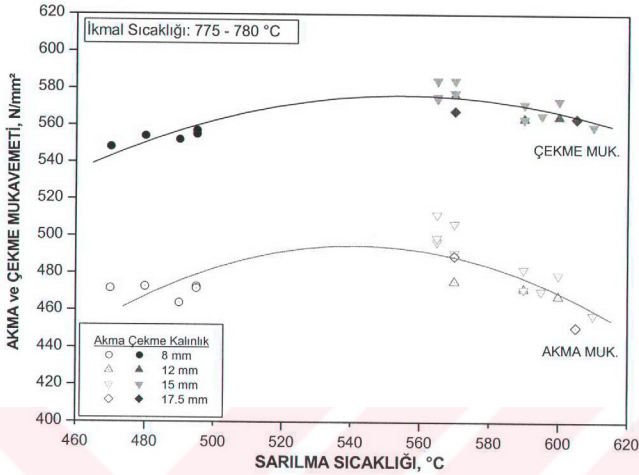


Şekil 8.3 Şerit ikmal sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi.

Bobin sarılma sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi Şekil 8.4'de verilmiştir. Yüksek akma mukavemetinin elde edildiği 775 - 780 °C şerit ikmal sıcaklığı aralığı sabit tutularak sarılma sıcaklığının akma mukavemetine etkisi incelenmiştir. Bu sıcaklık aralığında, bobin sarılma sıcaklığı 610 °C'den 565 °C'ye düştüğünde, akma mukavemetinde 60 N/mm²'lik artış olmaktadır. Ancak, 550 °C'den düşük sıcaklıklarda mukavemet değerinde ise bir miktar düşme görülmektedir. Nitekim, 7275 nolu bobin, deneme üretiminde ilk sırada haddelendiği için bu bobinin sarılma sıcaklıkları normal pratik değerlerden çok düşük olmuştur. Ticari olarak yapılan sıcak haddeleme pratiğinde ise bobinin sarılma sıcaklığı 520 - 540 °C aralığındadır [79].

Duşlu masada gerçekleştirilen su ile soğutma işlemi sırasında, soğutma hızının yüksek olması perlit dönüşümünü geciktirmektedir. Özellikle, mikroyapının büyük çoğunluğu ferritik olduğu durumda, ferrit tane boyutunun küçülmesiyle akma mukavemeti artmaktadır. Yüksek bobin sarılma sıcaklıklarında ise yeniden tavlamanın etkisiyle çöktillerde kabalaşma olmakta ve akma mukavemeti düşmektedir [80].

M. Pontremoli [81] ve ekibi tarafından X60 kalite çeliği üzerinde yapılan çalışmalarda Şekil 8.4'e benzer bir eğilim elde edilmiştir. Söz konusu çalışmada, yaklaşık 475 °C sarılma sıcaklığının altında akma mukavemeti değişmemektedir.

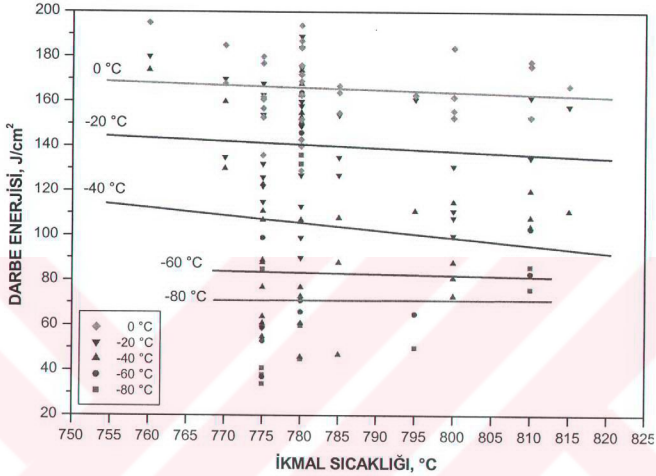


Şekil 8.4 Bobin sarılma sıcaklığının akma ve çekme mukavemetine etkisi.

Şerit ikmal sıcaklığının darbe enerjisi üzerindeki etkisi Şekil 8.5'de görülmektedir. Ayrıca, Şekil D.1'de, farklı kalınlıklardaki bobinler için ikmal sıcaklığı-darbe enerjisi grafiği detaylı olarak verilmiştir. Genel olarak şerit ikmal sıcaklığının düşmesiyle darbe enerjisi artmaktadır. Bu artış, Şekil 8.1'de görülen düşük şerit ikmal sıcaklıklarında elde edilen küçük ferrit tane yapısından kaynaklanmaktadır [82]. Ayrıca, kalsiyumaluminat kalıntılarının tam modifikasyona uğrayıp küreselleşmesi de darbe enerjilerinin çok yüksek çıkmasında diğer önemli bir faktör olmuştur. N. Tsunekage ve H. Tsubakino [83] tarafından da bu teyit edilmektedir.

Düşük şerit ikmal sıcaklıklarında, özellikle 0, -20 ve -40 °C'lerde yapılan deneylerde yüksek darbe enerjisi elde edilmiştir. Ancak, bu etki -60 ve -80 °C'lerde yapılan deneylerde belirgin olarak görülmemiştir. İncelenen bobinlerde, Tablo 7.3'de de görüldüğü gibi darbe deneyi sıcaklığı düştükçe darbe enerjileri de düşmektedir. 7275, 7276, 7277 ve 7278 nolu bobine ait deneylerden elde edilen tüm değerler yüksek çıkmıştır. Özellikle, 7275 nolu bobinin 38, 74 ve 130. m'sindeki; 7278 nolu bobinin 6, 36 ve 56. m'sindeki numunelerde darbe enerjileri çok yüksek olmuştur (Ticari üretimde -20 °C'de istenilen enerji değeri 27 J'dür). 7277 nolu bobinin darbe enerjileri diğerlerine nazaran düşük olduğu için, bu bobinin 14. m'sindeki numunenin metalografik numunesi hem optik mikroskopunda hem de SEM'de incelenmiştir.

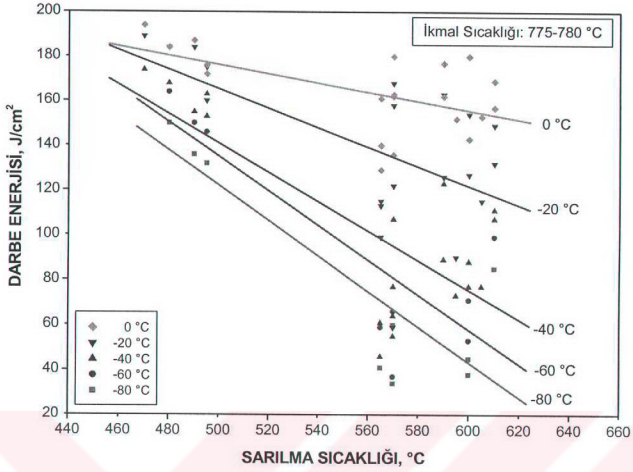
Bu numunede 15 - 20 μm boyutlarında iri kalıntılara rastlanmıştır. W. P. Sun [78] ve arkadaşları, X70 kalite çelik için laboratuvar ve fiili haddeleme koşullarında yaptıkları çalışmada; şerit ikmal ve bobin sarılma sıcaklıklarının düşmesiyle darbe enerjisinde artış olduğunu belirtmiştir.



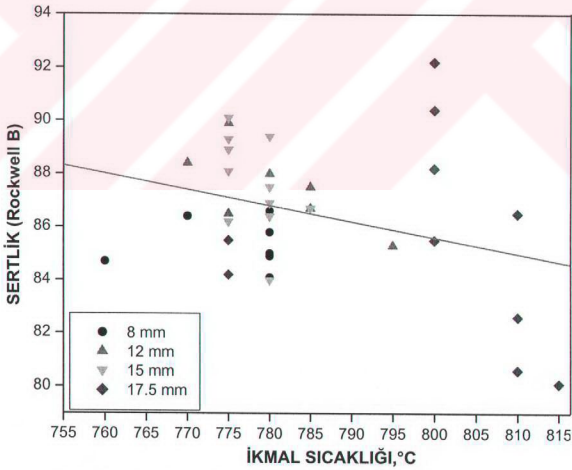
Şekil 8.5 Şerit ikmal sıcaklığının darbe enerjisine etkisi.

Bobin sarılma sıcaklığının darbe enerjisi üzerindeki etkisi, şerit ikmal sıcaklığının 775-780 $^{\circ}\text{C}$ aralığında sabit kalması şartıyla, Şekil 8.6'da verilmiştir. Ayrıca, Şekil D.2'de, farklı kalınlıklardaki bobinler için bobin sarılma sıcaklığı-darbe enerjisi grafiği detaylı olarak verilmiştir. Sarılma sıcaklığı düştükçe darbe enerjisi artmaktadır. Deney sıcaklığı düştükçe darbe enerjisi sarılma sıcaklığından daha fazla etkilenmektedir. Bobin sarılma sıcaklığının düşmesiyle, darbe enerjisindeki artış, -80 $^{\circ}\text{C}$ 'de, 0 $^{\circ}\text{C}$ 'dekenden daha fazladır. M. Babbitt [84] ve arkadaşları MA çelik için sarılma sıcaklığı düştükçe darbe enerjisinin arttığını bildirmiştir.

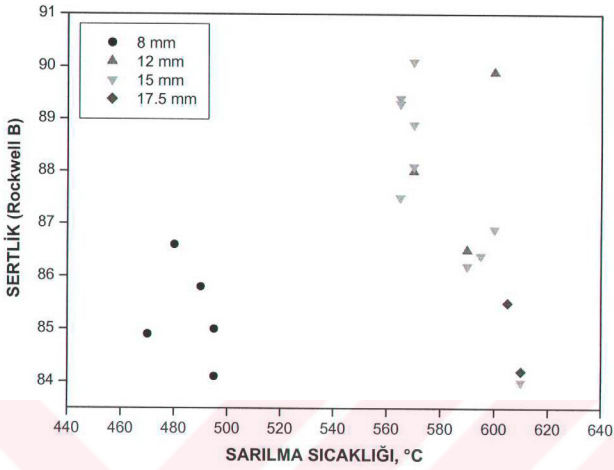
Şerit ikmal sıcaklığı ve bobin sarılma sıcaklığının sertliğe etkisi sırasıyla Şekil 8.7 ve Şekil 8.8'de görülmektedir. İkmal sıcaklığı düştükçe sertlikte artma eğilimi vardır. Şerit ikmal sıcaklığının 775-780 $^{\circ}\text{C}$ aralığında ise düşük ve yüksek sarılma sıcaklıklarında aynı eğilimde olan 8 mm kalınlığındaki bobinde, sarılma sıcaklığı arttıkça sertlik düşmektedir.



Şekil 8.6 Bobin sarılma sıcaklığının darbe enerjisine etkisi.



Şekil 8.7 Şerit ikmal sıcaklığının sertliğe etkisi.



Şekil 8.8 Bobin sarılma sıcaklığının sertliğe etkisi.

8.3 Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi

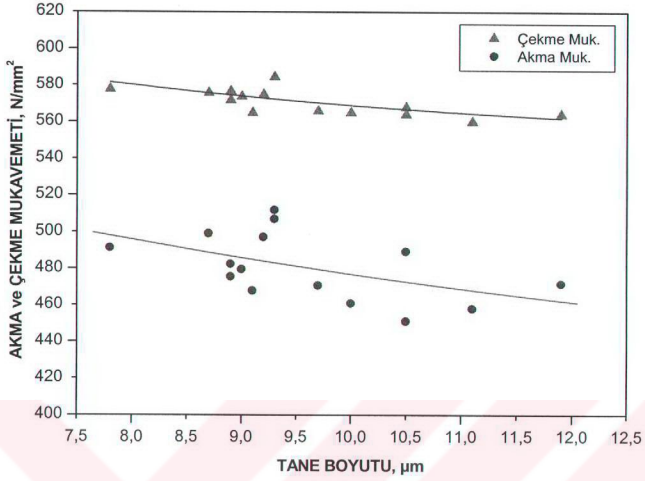
Ferit tane boyutunun mekanik özellikler üzerindeki etkisini belirlemek amacıyla 775 - 780 °C şerit ıkmal sıcaklığı ve 470 - 610 °C bobin sarılma sıcaklığı aralığındaki üretim koşullarında, ferit tane boyutunun akma ve çekme mukavemeti üzerine etkisi Şekil 8.9'da gösterilmiştir.

Tane boyutu küçüldükçe akma ve çekme mukavemeti artmaktadır. Bu durum, tane boyutunun küçülmesi neticesinde tane sınırlarının yoğunluğunun artarak dislokasyon hareketlerini engellemesinden kaynaklanmaktadır [85].

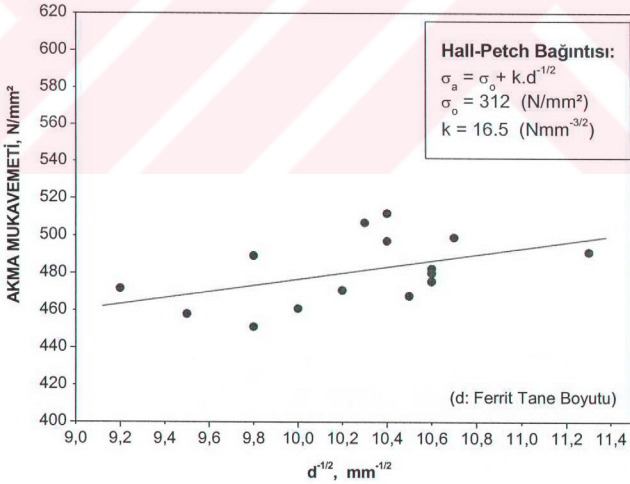
İncelenen çelik için Hall-Petch bağıntısı Şekil 8.10'da

$$\sigma_a = 312 + 16.5 \times d^{-1/2} \quad (\text{N/mm}^2)$$

olarak çıkarılmıştır.



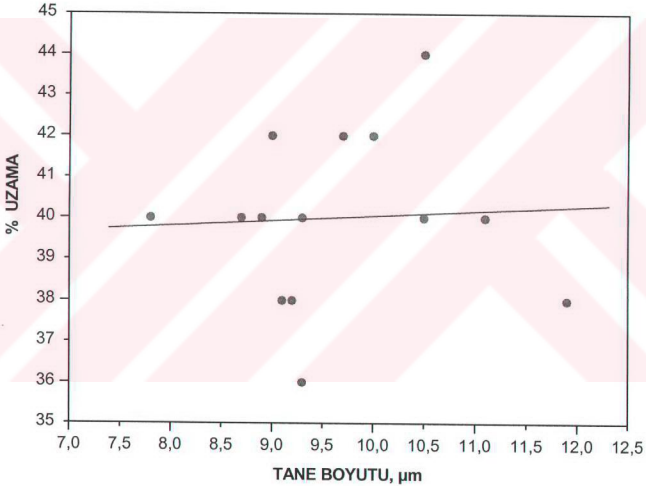
Şekil 8.9 Ferrit tane boyutunun akma ve çekme mukavemetine etkisi.



Şekil 8.10 API X60 çeliği için Hall-Petch ilişkisi.

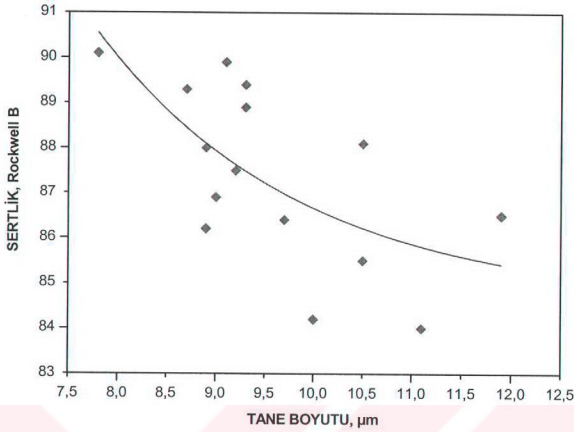
Şekil 8.10'da, Hall-Petch bağıntısından bulunan σ_0 ; 312 N/mm² ve k; 16.5 N.mm^{-3/2} sabitleri, literatürdeki değerler ile karşılaştırıldığında uyumlu olduğu görülmüştür. W. Österle [85], düşük karbonlu ve vanadyumlu mikroalaşımli çeliklerde mikroyapı ile akma mukavemeti ilişkisini detaylı olarak ve çok geniş tane boyutu aralığında incelemiştir. W. Österle'nin, 3.3 - 100 μm tane boyutu ile 200 - 650 N/mm² aralığındaki akma mukavemeti için Hall-Petch bağıntısından elde ettiği k sabiti 19 Nmm^{-3/2}'dir. Başka bir çalışmada ise Nb'lu çelik için sabitler σ_0 ; 288 N/mm²; k; 15.9 N.mm^{-3/2} olarak elde edilmiştir [86].

Şekil 8.11'de ferrit tane boyutunun kopma uzamasına etkisi görülmektedir. Tane boyutu arttıkça kopma uzamasında belirgin olmayan bir değişim vardır.



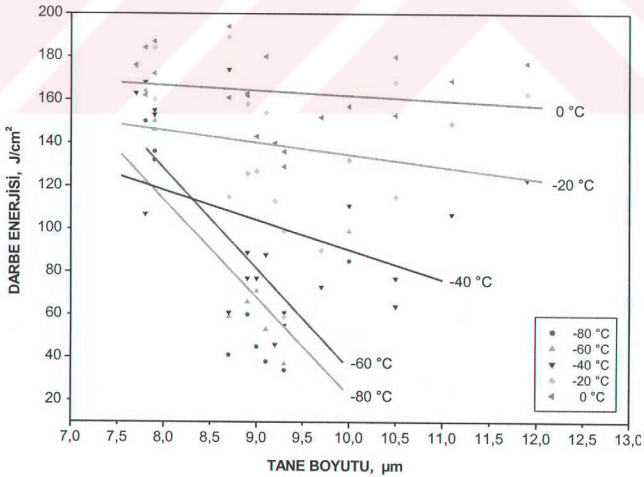
Şekil 8.11 Ferrit tane boyutunun kopma uzamasına etkisi.

Şekil 8.12'de ferrit tane boyutunun sertliğe etkisi verilmektedir. Burada, tane boyutu düştükçe malzeme sertliğinde artış olmaktadır. Bu durum, tane boyutunun mukavemet üzerine etkisi ile uyumludur.



Şekil 8.12 Ferrit tane boyutunun sertliğe etkisi.

Tane boyutunun farklı deney sıcaklıklarında yapılan darbe enerjisine etkisi Şekil 8.13'de görülmektedir. Tane boyutu düştükçe darbe enerjisi artmaktadır. -60 ve -80 °C'de yapılan darbe deneylerinde elde edilen sonuçlar tane boyutundan daha fazla etkilenmektedir.

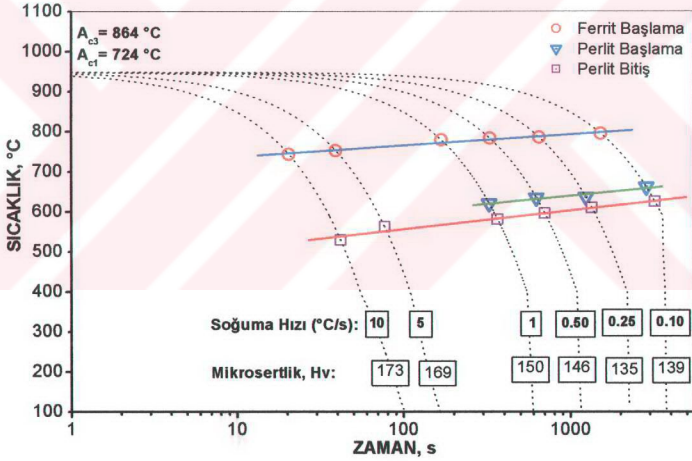


Şekil 8.13 Ferrit tane boyutunun darbe enerjisine etkisi.

Darbe enerjisi ve darbe geçiş sıcaklığı üzerinde en önemli etkinin tane boyutu olduğu farklı çalışmalar ile ortaya konulmuştur. Düşük şerit ikmal sıcaklıklarında yapılan haddeme neticesinde oluşan küçük ferit tane yapısı darbe enerjisini arttırmaktadır[87, 88]. Y. Watanabe ve arkadaşları [89], bu durumu, tane boyutunun küçülmesiyle tane sınırları yoğunluğunun artması ve dislokasyon hareketlerini engellemesine bağlamışlardır.

8.4 Dilatometre Çalışmaları

7278 numaralı bobinden çıkarılan numuneler üzerinde yapılan dilatometre çalışmalarında, soğutma hızının A_{r3} dönüşüm sıcaklığına etkisi incelenmiştir. Yapılan dilatometre çalışmaları ile Şekil 8.14'deki Sürekli Soğuma Dönüşüm (SSD) diyagramı oluşturulmuştur. 1°C/s ısıtma hızında A_{c1} sıcaklığının yaklaşık 724°C , A_{c3} sıcaklığının ise 864°C olduğu tespit edilmiştir.



Şekil 8.14 API X60 çeliği için SSD diyagramı.

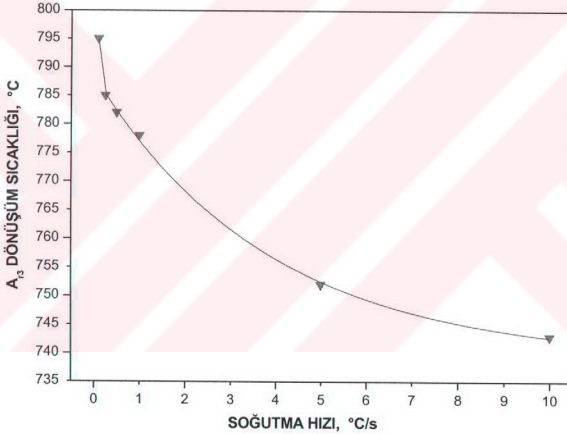
Soğutma hızı düştükçe perlit oranı ve buna paralel olarak bantlaşma artmıştır (Şekil 7.12a). 5 ve 10°C/s soğutma hızlarının yüksek olması dönüşümü hızlandırdığı için A_{r1} sıcaklığı tespit edilememiştir. Bunun yanında, 0.10°C/s soğutma hızının da düşük olması nedeniyle, soğutma eğrisindeki düzgünlük bozulduğu için A_{r3} sıcaklığı belirlenememiştir.

Soğutma hızının artması ile östenitin (k_γ) ve ferritin (k_α) termal genleşme katsayısı düşmektedir (Tablo 7.5). Yalnız, 1 °C/s'de yapılan deneyde elde edilen k_α değeri farklı çıkmıştır. C. Mesplont [90] ve arkadaşlarına ait çalışmada C-Mn çeliği için verilen bu katsayılar k_γ ; $23 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{K}^{-1}$ ve k_α ; $15 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{K}^{-1}$ olup, bu çalışma ile uyum içerisinde dir.

Soğutma hızı (S) arttıkça A_{r3} ve A_{r1} sıcaklıklarının düştüğü görülmüştür. Şekil 8.15'de, A_{r3} sıcaklığı;

$$A_{r3} = 732.8 + [164.7 \exp(-S/0.03)] + [49.2 \exp(-S/3.8)] + [6.32 \exp(S/2.99)]$$

bağıntısı ile ifade edilebilir. Soğutma hızı arttıkça, alt soğutma ($\Delta T = A_{e3} - A_{r3}$) artmakta ve bu artıştan dolayı da A_{r3} sıcaklığı düşmektedir [90].

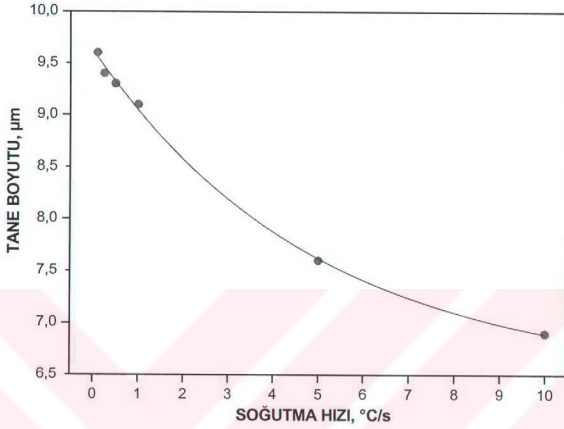


Şekil 8.15 Soğutma hızının A_{r3} dönüşüm sıcaklığına etkisi.

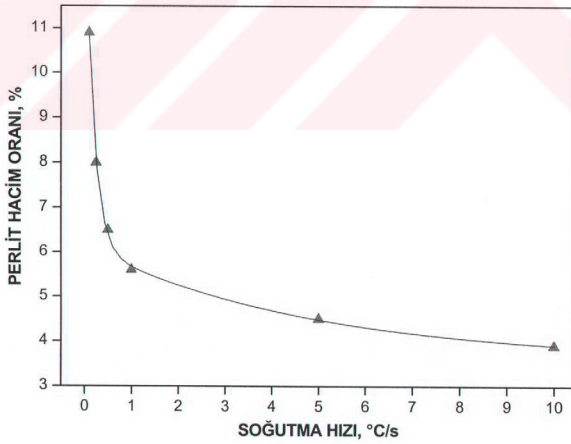
T. Watanabe'nin [61] 0.046 % Nb ve 0.046 % V'lu mikroalaşımli çelik için yaptığı çalışmada; 0.05, 0.8 ve 1.3 °C/s gibi farklı soğutma hızlarında, sırasıyla A_{r3} değerleri 770, 750 ve 730 °C olarak elde edilmiştir.

M. Thompson [91] ve arkadaşları 0.74 ve 1 % Mn içeren farklı çelikler için 1- 600 °C/s soğutma hızları arasında; P. A. Manohar ve T.Chandra [92] da, Mo, Nb ve Ti içeren çelikler için 1- 50 °C/s soğutma hızları arasında yaptıkları çalışmada, soğutma hızının artmasıyla A_{r3} sıcaklığının düştüğünü tespit etmiştir.

Soğutma hızının ferrit tane boyutu ve perlit oluşumuna etkisi sırasıyla Şekil 8.16 ve Şekil 8.17’de verilmiştir. Soğutma hızı düştükçe, ferrit tane boyutu kabalaşmış ve bantlaşmış ferrit-perlit yapısı oluşmuştur.



Şekil 8.16 Soğutma hızının ferrit tane boyutuna etkisi.



Şekil 8.17 Soğutma hızının perlit oluşumuna etkisi.

Şekil 8.16'daki grafikten, yüksek soğutma hızlarında, soğutma hızının (S) ferrit tane boyutunu (d) küçültme etkisini azalttığı ve eğrinin yatay hale geldiği görülmektedir. Bu grafikte tane boyutu (d);

$$d = 6.47 + [3.14 \exp(-S/4.9)]$$

bağıntısı ile ifade edilebilir. Özellikle, 10 °C/s soğutma hızından sonra, soğutma hızının tane boyutu üzerindeki etkisi, tanelerin karşılıklı etkileşmesi neticesinde azalmaktadır.

Yukarıda da açıklandığı gibi soğutma hızının artması sonucunda alt soğutma artmakta ve ilk ferrit çekirdeğinin oluştuğu A_{r3} sıcaklığı düşmektedir. Bunun sonucunda çekirdeklenme hızı, hem tane sınırlarında hem de tane içerisinde artmaktadır [91]. Oluşan bu yüksek çekirdeklenme yoğunluğundan dolayı, tane büyümesi, tanelerin karşılıklı etkileşmesiyle engellenmekte ve neticede ferrit taneleri küçük olmaktadır.

Hou ve arkadaşları [93], X-65 kalite çeliklerde soğutma hızının ferrit tane boyutuna etkisini araştırdıklarında, 10 °C/s'den daha hızlı soğutma hızlarında tane boyutunun çok fazla değişmediğini bulmuşlardır. Fakat, M.Thompson [91] ve arkadaşları, 10 °C/s soğutma hızında 6 µm olan ferrit tane boyutunun, 300 °C/s'de 3.5 µm değerine düştüğünü mikroyapı incelemeleri ile görmüşlerdir.

Soğutma hızı (S) düştükçe perlit oranında artış olmuştur (Şekil 8.17). Şekil 8.17'de Perlit hacim oranı (% P);

$$\% P = 3.6 + [8.4 \exp(-S/0.18)] + [2.5 \exp(-S/4.7)]$$

bağıntısı ile ifade edilebilir. Perlit, düşük soğutma hızlarında, lamelli yapıda ve malzeme içersinde bantlaşmış olarak görülmektedir. Perlit bantlaşması 1 °C/s'den daha düşük soğutma hızlarında görülmektedir. Bu durum, manganezce zengin bölgelerde A_{r3} sıcaklığının daha düşük olması ve karbonun bu bölgelere difüzyonundan kaynaklanmaktadır. Bölüm 4.5'de, perlit bantlaşması ile ilgili detaylı bilgi verilmiştir. M.Thompson [91] ve arkadaşları da C-Mn çeliklerinde 1 ve 10 °C/s'lik yavaş soğutma hızlarında bantlaşma görmüştür.

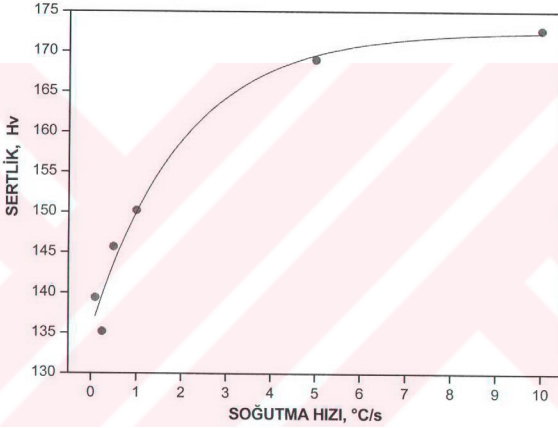
Perlit morfolojisi SEM'de detaylı olarak incelenmiştir. 0.10 °C/s soğutma hızında oluşan perlit; lamelli yapıda, iri ve bantlaşmış haldedir (Şekil 7.13a). 10 °C/s

soğutma hızında ise bozulmuş lamelli perlit, küçük adacıklar halinde yapıda dağınık haldedir (Şekil 7.13b) [94].

Soğutma hızının sertlik üzerine etkisi Şekil 8.18'de görülmektedir. Soğutma hızı (S) arttığında Vickers mikrosertlik değerleri de artmıştır. Bu grafikte sertlik (Hv);

$$Hv = 172.6 + [37.3 \exp(-S/2)]$$

bağıntısı şeklindedir. F. Kavarana ve S. B. Singh [95] C-Mn çeliği için Gleeble-1500 cihazında yaptıkları çalışmada, soğutma hızının artmasıyla küçük ferrit tanelerinin oluştuğunu ve bu nedenle de sertlik değerlerinin arttığını tespit etmiştir.



Şekil 8.18 Soğutma hızının mikrosertliğe etkisi.

9. GENEL SONUÇLAR

% 0.095 C, % 1.24 Mn, % 0.215 Si, % 0.056 Al, % 0.006 S, % 0.0013 P, % 0.028 Nb ve % 0.051 V kompozisyonundaki ERDEMİR-9060 (API X60) kalite çeliğe ait deneme üretimi ve dilatometre çalışmalarından elde edilen bulgular aşağıda verilmiştir.

(I) 1.Sıcak Haddehene’de, 200 mm kalınlığındaki slablardan 8, 12, 15 ve 17.5 mm olmak üzere dört farklı kalınlığa haddelenen bobinlerden, şerit ikmal sıcaklığının 775- 780 °C ve bobin sarılma sıcaklığının 470 - 610 °C olduğu aralıkta elde edilen sonuçlar şunlardır:

1. Optimum akma ve çekme mukavemeti değerleri; şerit ikmal sıcaklığının 775 - 780 °C ve bobin sarılma sıcaklığının 565 - 570 °C olduğu aralıklarda elde edilmiştir.
2. Şerit ikmal ve bobin sarılma sıcaklıkları düştükçe ferrit tane boyutu küçülmektedir. Buna bağlı olarak incelenen malzemelerin akma ve çekme mukavemeti ile sertlik artmaktadır.
3. Şerit ikmal sıcaklığının -60 ve -80 °C’de darbe enerjisinin üzerine etkisi belirgin olarak görülmemiştir. Ancak, 0, -20 ve -40 °C’lerdeki darbe enerjisi, artan ikmal sıcaklığı ile düşme eğilimindedir. Bobin sarılma sıcaklığının düşmesiyle darbe enerjisi artmıştır. Bobin sarılma sıcaklığının düşmesiyle, darbe enerjisindeki artış, - 80 °C’de, 0 °C’dekinden daha fazladır.
4. İncelenen çelik için akma mukavemetinin (σ_a) tane boyutunu (d) ile ilişkisini gösteren Hall-Petch bağıntısı;

$$\sigma_a = 312 + 16.5 d^{-1/2} \quad (\text{N/mm}^2)$$

şeklinde bulunmuştur.

5. Ferrit tane boyutunun küçülmesi ile darbe enerjisi artmaktadır. - 80 ve - 60 °C'deki darbe enerjisi, - 40, - 20 ve 0 °C'deki darbe enerjisine nazaran tane boyutundan daha fazla etkilenmektedir.

(II) Gleeble-3500 Termal-Mekanik Test ve Simülasyon Cihazı'nda 1 °C/s ısıtma hızıyla 950 °C'ye çıkılarak buradan 0.10-10 °C/s arasında farklı hızlarda soğutulan dilatometre numunelerinden elde edilen sonuçlar şunlardır:

1. Çok düşük soğutma hızlarında (0.10 °C/s), mikroyapıya bantlaşmış ferrit ve perlit yapısı hakimdir. Soğutma hızı arttıkça bu bantlaşmış perlit yapısı kaybolmakta ve ferrit tane boyutu küçülmektedir.
2. Soğutma hızının (S) ferrit tane boyutu (d), perlit hacim oranı (% P) ve sertlik (Hv) ile arasında;

$$d = 6.47 + [3.14 \exp(-S/4.9)],$$

$$\% P = 3.6 + [8.4 \exp(-S/0.18)] + [2.5 \exp(-S/4.7)],$$

$$Hv = 172.6 + [37.3 \exp(-S/2)] \quad \text{şeklindeki ampirik bağıntılar geçerlidir.}$$

3. Soğutma hızı(S) arttıkça kritik dönüşüm sıcaklıkları A_{r3} ($\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümünün “görünüştaki” başlama sıcaklığı) ve A_{r1} (ötektoid dönüşümünün “görünüştaki” başlama sıcaklığı) düşmektedir. Bu ilişki;

$$Ar3=732.8 + [164.7 \exp(-S/0.03)] + [49.2 \exp(-S/3.8)] + [6.32 \exp(S/2.99)]$$

şeklinde bulunmuştur.

4. Östenitin ve ferritin soğutma sırasındaki termal genleşme katsayıları ortalama olarak sırasıyla, $23 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ve $16 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ bulunmuştur.

KAYNAKLAR

- [1] **DeArdo, A. J.**, 1992. New Developments in the Alloy Design of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels, *Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels*, October 28th - November 2nd 1990, Beijing, China, pp. 21 - 30.
- [2] **Repas, P. E.**, High Strength Low-Alloy Sheet Steels, *Manuel-No:95, Technology of Low-Carbon Sheet, Strip and Tin-Mill Products*, USS Steel, USA.
- [3] **Bıyıklı M.**, 1993. *Petrol Borusu Çelikleri*, Erdemir-Kalite Metalurji Daire Başkanlığı, Kdz.Ereğli.
- [4] **Committee on Technology**, 1987. *HSLA - High Strength Low Alloy Steels*, International Iron and Steel Institute, Brussels, Belgium.
- [5] **Hulka, K., Heisterkamp, F. and Peters, A. P.**, 1996. The Development Trend in Steels for Large Diameter Pipe, Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany.
- [6] **Hulka, K.**, Technical Information, <http://www.us.cbmm.com.br>, Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany.
- [7] **Civallero, M. A., Parrini, C. and Pizzimenti, N.**, 1977. Production of Large-Diameter High Strength, Low-Alloy Pipe in Italy, *Microalloying'75 - Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, pp. 451- 469.
- [8] **Ratnapuli, R. C. and Rodrigues, E. C.**, 1982. Bauschinger Effect in API X60 Line pipe Steels, *Metals Technology*, November, **9**, 440 - 445.
- [9] **API SPECIFICATION 5L-2000**, 2000. Specification for Line Pipe, *American Petroleum Institute*, Washington DC, USA.
- [10] **DeArdo, A. J.**, 1992. Structure-Property Studies of Cu-Containing HSLA-100 Steels, *Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels*, June 3-6, Iron and Steel Society, Pittsburgh, USA, pp. 345 - 356.
- [11] **Altürk, H.**, 1993. The Effect of Carbon Content on the Heat Affected Zone Toughness of HSLA-100 and HY-100 Plate Steels, *M.Sc.Thesis*, Materials Science Engineering, University of Pittsburgh, USA.
- [12] **Tekin, E.**, 2000. Modern Yapı Çelikleri Semineri, 20-21 Ocak, Erdemir, Kdz. Ereğli, s. 51-59.
- [13] **Ünal, L.M.**, 2001. Çelik Üretiminde Inklüzyon ve Azaltılması, *ERDEMİR BİLİM /TEKNOLOJİ SERİSİ*, s. 9-37.

- [14] **Pytel, S. and Rudnik S.**, 1992. The Role of Inclusion Morphology on Machinability of Structural Steels, Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels, June 3-6, Iron and Steel Society, Pittsburgh, USA, pp. 13 - 21.
- [15] **Jianhua, C., Zubin, W. and Shiming, T.**, 1986. The Effects of Inclusions and Hydrogen on The Through-Thickness Properties of Z-Plates, *HSLA Steels: Metallurgy and Applications, Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November, Beijing, China, pp. 771 - 775.
- [16] **Asil Çelik San. ve Tic. A. Ş.**, Çeliklerde Kalsiyum Uygulaması ve İşlenebilirlik, Teknik Yayınlar, Bursa.
- [17] **ERDEMİR**, 2001. *Ürün Kataloğu*, Kdz.Ereğli.
- [18] **Hulka, K.**, High Strength Large Diameter Pipe Plate From Standard Production to X80/X100, *Technical Information*, <http://www.us.cbmm.com.br>, Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany.
- [19] **De Vito, A. and Anelli, E.**, 1985. Hot Rolled Coils For Special Applications, *Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November 1985, Beijing, China, pp. 951 - 957.
- [20] **Posdena, H., Pagani, M. A. and Fitzsimons G.**, 1985. Application of Microalloyed Steels To The Production of Seamless Line Pipe and OCTG, *Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November 1985, Beijing, China, pp. 493 - 506.
- [21] **Mohanty, S.C., Mitra A.N. and Mukherjee, T.**, 1985. Development and Standardization of Microalloyed Steels at Tata Steel, *Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November 1985, Beijing, China, pp. 731-737.
- [22] **Asfahant, R. and Tither, G.**, 1993. R and D Efforts in SAIL on Low-C HSLA Steels, *International Symposium on Low-Carbon Steels for the 90's*, pp. 331-335.
- [23] **USS STEEL**, 1980. Plate to Pipe Tensile Data, Texas Works, ABD.
- [24] **Sollac Mamül Kataloğu**, 2000. Steels for Large Welded Pipes, Fransa.
- [25] **Sidstahl Mamül Kataloğu**, 2000. Hot Rolled Steels, Belçika.
- [26] Kalite Kontrol Müdürlüğü, 2000. 9060 Kalite Çeliğin Sıcak Haddehane Kalite Uygulama Kartı, ERDEMİR.
- [27] **Pogorzelskyj, V. J., Matrosov, J. and Nasibov, A.G.**, 1977. Controlled Rolling of Microalloyed Steels, *Microalloying 75 - Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, pp. 100 -106.

- [28] **Lanfor, W., Samways, L. N., Craven, F. R. and McGannon, E. H.**, 1985. High Strength Low-Alloy Sheet Steels, *The Making, Shaping and Treating of Steel*, Tenth Edition, USS Steel, USA, pp. 1311-1321.
- [29] **Tekin, A.**, 1981. Çeliklerin Metalürjik Dizaynı, İ.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Bölümü, İstanbul, s. 54 - 89.
- [30] **ASM International Handbook Committee**, 1990. Metals Handbook, *Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys*, High Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels, Volume 1, Tenth Edition, pp. 389 - 423.
- [31] **Hulka, K.**, 1994. Niobium Information No-7/94, *Fundamentals of the Controlled Rolling Processes*, Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany.
- [32] **Pickering, F. B.**, 1977. High-Strength, Low Alloy Steels - A Decade of Progress, *Microalloying'75-Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, USA, pp. 9-30.
- [33] **Hulka, K., Heisterkamp, F., Hillenbrand, G. and Niederhoff, K. A.**, 1995. High Temperature Thermomechanical Processing Background and Application, *Microalloying'95 Conference Proceedings*, 11-14 June, Pittsburgh, USA, pp. 235 - 248.
- [34] **Hulka, K.**, 1994. Niobium Microalloyed Strip and Sheet, Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany.
- [35] **Hulka, K., Bergmann, B., Streibelberger and Heisterkamp, F.**, 1992. Development Trends in High Strength Structural Steels, *Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels*, June 3-6, Iron and Steel Society, Pittsburgh, USA, pp. 177-187.
- [36] **LeBon, A. B. and Saint-Martin, L. N.**, 1977. Using Laboratory Simulations to Improve Rolling Schedules and Equipment, *Microalloying'75 - Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, pp. 90 - 99.
- [37] **Woodhead, J. H. and Keown, S. R.**, 1986. The History of Microalloyed Steels, *HSLA Steels: Metallurgy and Applications, Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November, Beijing, China, pp. 15 - 28.
- [38] **Çimenoglu H. ve Baydoğan, M.**, 2003. Çeliklerde Mikroyapı-Mekanik Özellik ilişkisi, Bölüm 6, *Çelik Seçimi Semineri*, TMMOB, 22-24 Ocak, Iskenderun.
- [39] **Mintz, B.**, 1984. Importance of k (Hall-Petch slope) in determining strength of steels, *Metals Technology*, July 1984, 11, 265-272.
- [40] **Krauss, G.**, 1990. Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, p.137-138.

- [41] **Gladman, T., Dulieu, D. and McIvor, I.D.**, 1977. Structure-Property Relationships in High-Strength Microalloyed Steels, *Microalloying'75 - Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, pp. 32 - 54.
- [42] **Lenard, J. G., Pietrzyk, M. and Cser, L.**, 1999, Microstructure Evolution and Mechanical Properties of the Final Products, Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products, Elsevier Science Ltd, Amsterdam, Netherlands, pp. 151-236.
- [43] **Civallero, M. A., Parrini, C. and Pizzimenti, N.**, 1977. Production of Large-Diameter High Strength, Low-Alloy Pipe in Italy, *Microalloying'75 - Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, pp. 451– 469.
- [44] **ASM International**, 1986. *HSLA Steels: Metallurgy and Applications, Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November, Beijing, China.
- [45] **The Minerals, Metals and Materials Society (TMS)**, 1992. Processing, Properties and Applications, Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels, October 28th - November 2nd 1990, Beijing, China.
- [46] **Kayalı Eyüp, S.**, 1995. Kontrollü Haddeme ve Termomekanik İşlemler, *8.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, 6-9 Haziran, s. 695-703.
- [47] **Bureau Veritas**, 1992. Rules and Regulations for the Classification of Ships and Offshore Installations Materials, pp. 66 - 67.
- [48] **Baydar Ö.**, 1998. Klasik Haddeme, Termomekanik Haddeme ve Kontrollü Haddeme, *Termomekanik Haddeme Toplantısı*, 31 Temmuz, ERDEMLİR, Kdz.Ereğli, s.1-8.
- [49] **Gray, J. M. and DeArdo A. J.**, 1985. Austenite Conditioning Alternatives for Microalloyed Steel Products, *Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November 1985, Beijing, China, pp. 83-96.
- [50] **Hulka, K., Gray, J. M., and Heisterkamp, F.**, 1990. Metallurgical Concept and Full-Scale Testing of A High Toughness, H₂S Resistant 0.03 % C - 0.10 % Nb Steel, *Niobium Technical Report*, Niobium Products Company GmbH, Düsseldorf, Germany.
- [51] **Sellars, C.M.**, 1986. Options and Constraints for Thermomechanical Processing of Microalloyed Steel, *HSLA Steels: Metallurgy and Applications, Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November, Beijing, China, pp. 73 - 96.
- [52] **Ginzburg, V. B.**, 1989. Steel Rolling Technology, New York, USA.

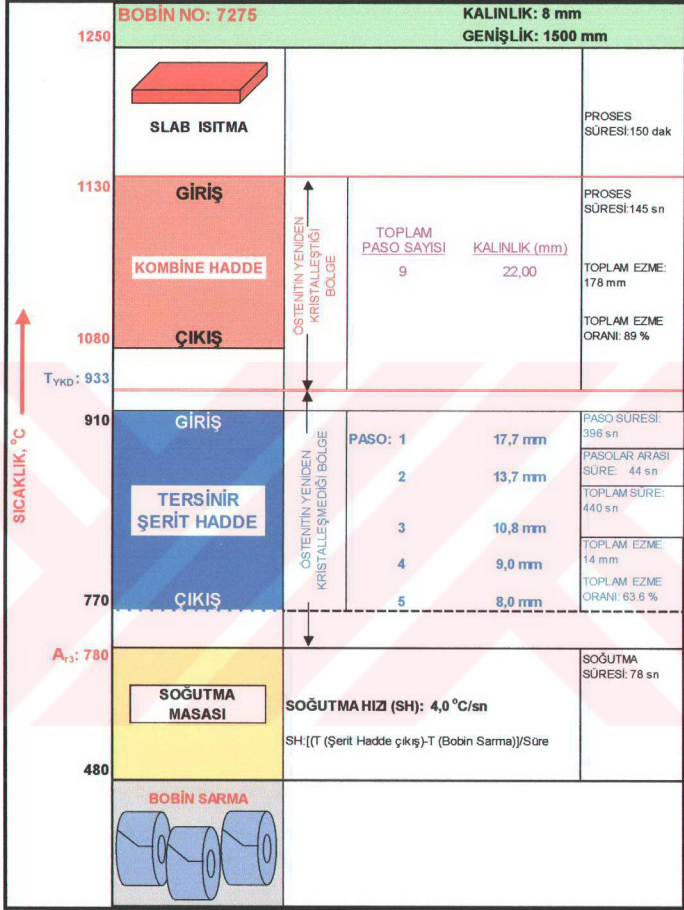
- [53] **Matsumura, Y. and Shibata M.**, *Properties and Testing of Steel Products, B8: Hot Rolled Steel Sheets and Strips, Dual-Phase High Strength Steels*, JICA and Nippon Steel, Japan.
- [54] **Tither, G.** 1992. Steel Design for Relaxed Controlled Processing, *Steel Technology International*, London, pp.219-223.
- [55] **Hulka, K.**, 1984. Nioblegierte Flachprodukte Zusammensetzung, Herstellung und Anwendung, F.Histerkamp, Niobium Product Company GmbH, Düsseldorf, Germany.
- [56] **Gomez, M., Hernanz, O., Madina, S. F. and Tarin, P.**, 2002. Determination of Residual Stress and Critical Rolling Temperatures in a Microalloyed Steel with Low Carbon and Niobium Contents, *Steel Research*, **73**, No.10, 446 - 452.
- [57] **Yue, S and Jonas, J. J.**, 1992. High Temperature Metallography of Steel Using Mechanical Testing Techniques, *33RD Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, Vol XXIX, October 20-22, pp. 275 - 281.
- [58] **Mahmutoğlu, M. Z., Sezer, A. ve Arıkan, M.**, 2003. Kritik Haddeleme Sıcaklıklarının Belirlenmesi, ERDEMİR.
- [59] **Maccagno, T. M., Jonas, J.J., Yue, S., McCrady, B.J., Slobodian, R. and Deeks, D.**, 1994. Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results, *ISIJ International*, **34**, No.11, 917- 922.
- [60] **Militzer, M.**, April 2000. Modeling of Microstructure Evolution and Properties of Low-Carbon Steels, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, **13**, No.2, 574-580.
- [61] **Watanabe, T.**, 1990. Texture and Grain Boundary Character Distribution in Recrystallized Polycrystalline Materials *Recrystallization'90-International Conference on Recrystallization in Metallic Materials*, TMS Publication, pp. 406 – 411.
- [62] **ASM HANDBOOK**, Metallography and Microstructures, ASM International, V.9, p. 627.
- [63] **Großterlinden, R., Kawalla, R., Lotter, U. and Pircher, H.**, 1992. Formation of Pearlitic Banded Structures in Ferritic-Pearlitic Steels, *Steel Research*, **63**, No.8, 331- 336.
- [64] **C.R. Brooks**, 1996. *Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels*, ASM International, 1996, pp. 206 - 214.
- [65] **Çayır, E.**, 1996. Optimization of Energy Consumption in Iron and Steelmaking Process by Use of Second Law of Thermodynamics, *Ph.D.Thesis*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- [66] **Gündüz, O.**, 1999. Sürekli Döküm Proses Parametrelerinin Makroenklizyon Oluşumuna Etkileri ve Gerçek Zamanlı Bir Kalite Tahmin Modelinin Oluşturulması, *Doktora Tezi*, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [67] **Koç, M.**, 2002, Çelik Üretim Prosesi, Erdemir, Kdz.Ereğli.
- [68] **Tozlu, İ.** 2002, 1.Sıcak Haddehane Tanıtım Kitabı, Erdemir, Kdz.Ereğli.
- [69] **Şahintürk, C., Yeşil, C. ve Erdem, G.**, 1996. 9060 Kalite Çelik için Deneme Prosüdüğü, Kalite Kontrol Müdürlüğü, Erdemir, Kdz.Ereğli.
- [70] **Hayashida, T., Sanagi, S. and Kawano, T.**, 1992. Effect of Chemical Composition and Hot Rolling Conditions on Size and Distribution Density of MnS in Hot Rolled Steels, *33rd MWSP-Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, ISS-AIME, Vol. XXIX, October 20-22, pp. 79 - 84.
- [71] **Bramfitt, B., Taylor, K.A. and Salvage, L. R.**, 1992. The Application of the Electron Probe Microanalyzer (Microprobe) to Steel Products, *33rd MWSP-Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, ISS-AIME, Vol. XXIX, October 20-22, pp. 255 - 266.
- [72] **Khalid, F. A., Gilroy, D. A., and Edmonda D. V.**, 1992. Role of Forging Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Microalloyed Engineering Steels, *Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels*, June 3-6, Iron and Steel Society, Pittsburgh, USA, pp. 67 - 88.
- [73] **Krauss, G.**, 1989. Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, p.188 - 193.
- [74] **Voort, G. F.**, 1999. Metallography Principles and Practice, ASM International, p.638.
- [75] **Karjalainen, L.P., Maccagno T. M. and Jonas, J.**, 1995. Softening and Flow Stress Behaviour of Nb Microalloyed Steels during Hot Rolling Simulation, *ISIJ*, **35**, No.12, 523-1531.
- [76] **Saito, Y. and Shiga C.**, 1992. Computer Simulation of Microstructural Evolution in Thermomechanical Processing of Steel Plates, *ISIJ*, **32**, No.3, 414 -422.
- [77] **Tsukada, K., Ohkita, T., Ouchi C., Nagamine T. and K. Hirabe**, October 1982. Application of On-Line Accelerated Cooling (OLAC) to Steel Plates, *NKK Technical Report (Overseas)*, No. 35, pp. 24-34.
- [78] **Sun, W.P., Snyder, R. J. and Smith, G. M.**, 1999. Effects of Hot Rolling Process Parameters on the Microstructure and Properties of Line Pipe Steels, *41st MWSP Conf. Proc.*, ISS, **XXXVII**, 525 - 535.
- [79] **Test, Kalite ve Teknoloji Baş Müdürlüğü**, 2000. 9060 Kalite Çelik için Kalite Uygulama Kartı, ERDEMİR Kdz.Ereğli.

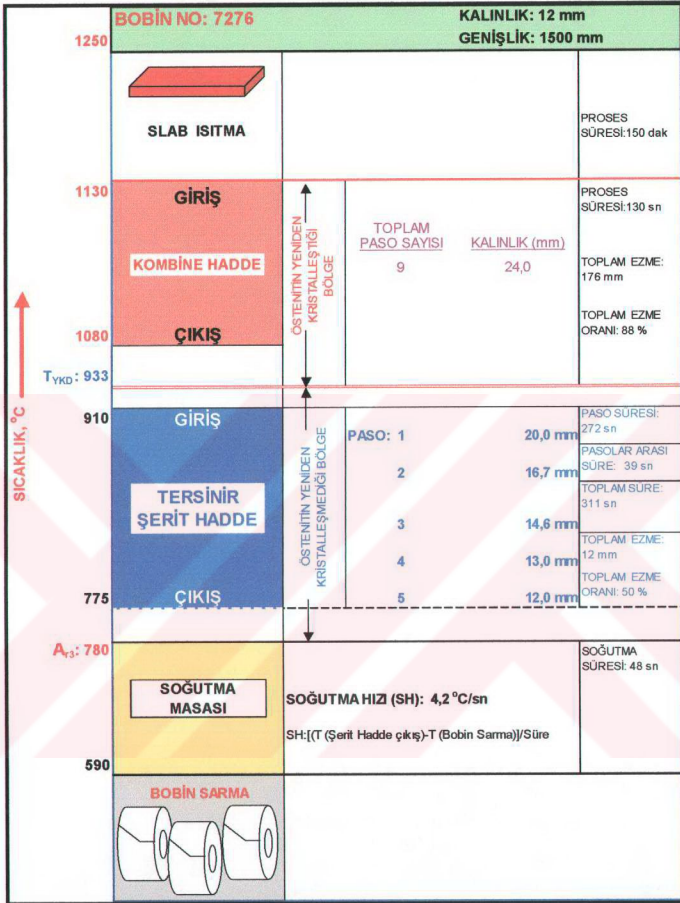
- [80] **Mishra, S., Chaudhuri S. K. and Ramaswamy V.**, 1993. R and D Efforts in Steel Authority of India Limited (SAIL) on Low-C HSLA Steels, *Proceedings of the Symposium held during Materials Week*, October 18-21, TMS, Pittsburgh, Pennsylvania, pp. 331- 335.
- [81] **Pontremoli, M.**, September, 1988. Composition, Microstructure and Properties of Pipeline Steels with High HIC and SSCC Resistance, *Finsider Technical Bulletin*, Roma, Italy, pp. 59-67.
- [82] **Kozasu, I.**, 1977. Hot Rolling as a High-Temperature Thermo-Mechanical Process, *Microalloying'75 - Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, pp. 120-135.
- [83] **Tsunekage, N. and Tsubakino, H.**, 2001. Effect of Sulfur Content and Sulfide-forming Elements Addition on Impact Properties of Ferrite-Perlitic Microalloyed Steels, *ISIJ*, **41**, No. 5, 498 - 505.
- [84] **Babbitt, M., Valette, P. and Rigaut, G.**, 1992. Development Trends in High Strength Structural Steels, *Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels*, June 3-6, Iron and Steel Society, Pittsburgh, USA, pp. 281 - 288.
- [85] **Österle, W.**, 1994. Microstructure-Strength Relationships for LC and HSLA Steels, *Steel Research*, **65**, No.8, 338-344.
- [86] **DeArdo, A. J.**, 1992. New Developments in the Alloy Design of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels, *Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels*, October 28th - November 2nd 1990, Beijing, China, pp. 21 - 30.
- [87] **Pogorzelskyj, V.J.**, 1977. Controlled Rolling of Microalloyed Steels, *Microalloying'75 - Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, pp. 100-106.
- [88] **Repas, P. E.**, 1977. Control of Strength and Toughness in Hot Rolled Low Carbon Mn – Mo – Nb - V Steels, *Microalloying'75 - Proceedings of International Symposium on High Strength, Low-Alloy Steels*, 1-3 October, New York, pp. 387 - 396.
- [89] **Watanabe, Y., Shimomura, S., Funato, K., Nishioka, K., Yoshie A. and Fujioka, M.**, 1992. Integrated Model for Microstructural Evolution and Properties of Steel Plates Manufactured in Production Line, *ISIJ*, **32**, No.3, 405-413.
- [90] **Mesplont, C., Zhao, J. Z., Vandeputte, S. and DeCooman B. C.**, 2001. An Improved Method for Determining the Continuous Cooling Transformation Diagram of C-Mn Steels, *Steel Research*, **72**, No.7, 263 - 270.

- [91] **Thompson, M., Ferry, M. and Manohar, P. A.**, 2001. Simulation of Hot-band Microstructure of C-Mn Steels during High Speed Cooling, *ISIJ*, **41**, No.8, 891-899.
- [92] **Manohar, P. A. and Chandra, T.**, 1998. Continuous Cooling Microalloyed Steels Transformation For Behaviour of High Strength Linepipe Applications, *ISIJ*, **38**, No. 7, 766 - 774.
- [93] **Hou, H.R., Liu, Q.Y., Chen, Q.A. and Dong, H.**, 2000. Grain Refinement of Microalloyed Steel Through Heavy Hot Deformation and Controlled Cooling, *ACTA Metallurgica Sinica*, **13**, No.2, 508 -513.
- [94] **DeArdo, A. J., Fix, R. M. and Zheng Y.Z.**, 1986. Mechanical Properties of V-Ti Microalloyed Steels Subject to Plate Rolling Simulations Utilizing Recrystallization Controlled Rolling, *HSLA Steels: Metallurgy and Applications, Proceedings of an International Conference on HSLA Steels'85*, 4-8 November, Beijing, China, pp. 219-227.
- [95] **Kavarana, F. and Singh, S. B.**, 1998. Study of Austenite Decomposition during Continuous Cooling Using Gleeble-1500 Thermomechanical Simulator, *40th MWSP Conf. Proc.*, ISS, 1998, pp. 323-336.

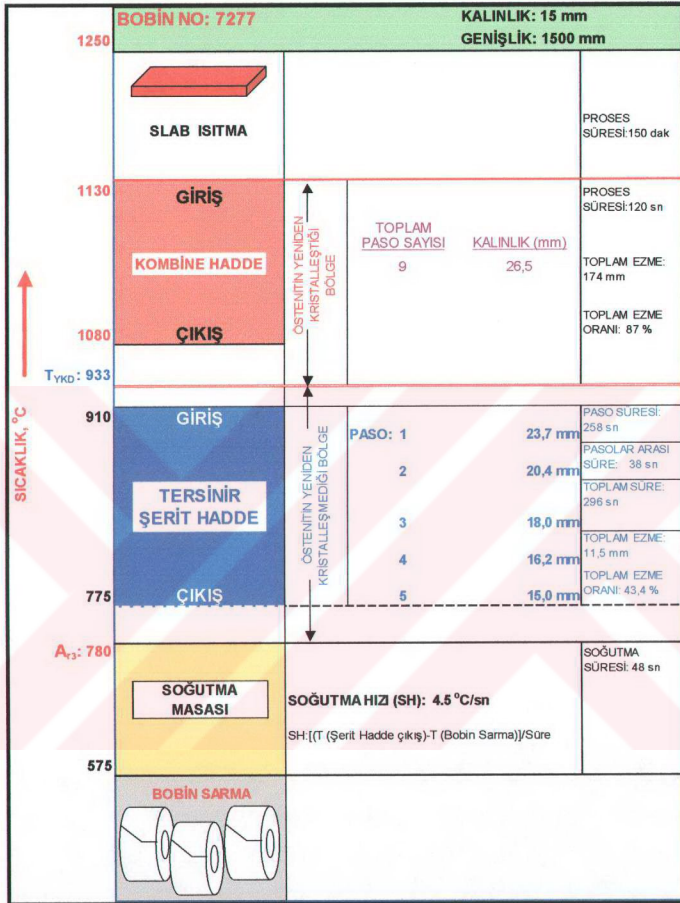
EK-A: TERMOMEKANİK HADDELEME PRATİĞİ



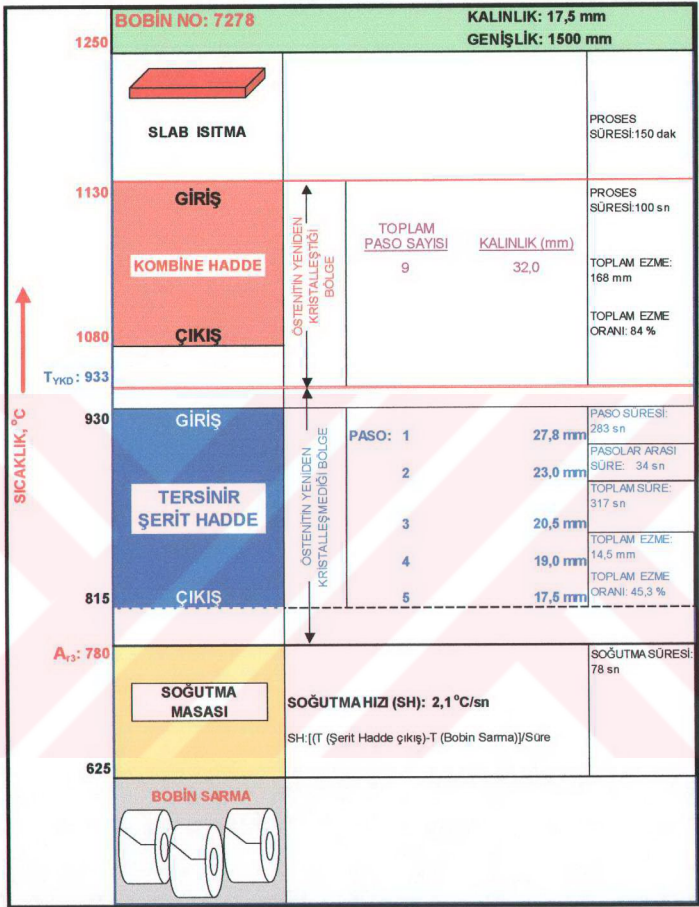
Şekil A.1 7275 nolu ve 8 mm kalınlığındaki bobinin termomekanik haddeleme pratiği.



Şekil A.2 7276 nolu ve 12 mm kalınlığındaki bobinin termomekanik haddeleme pratiği.

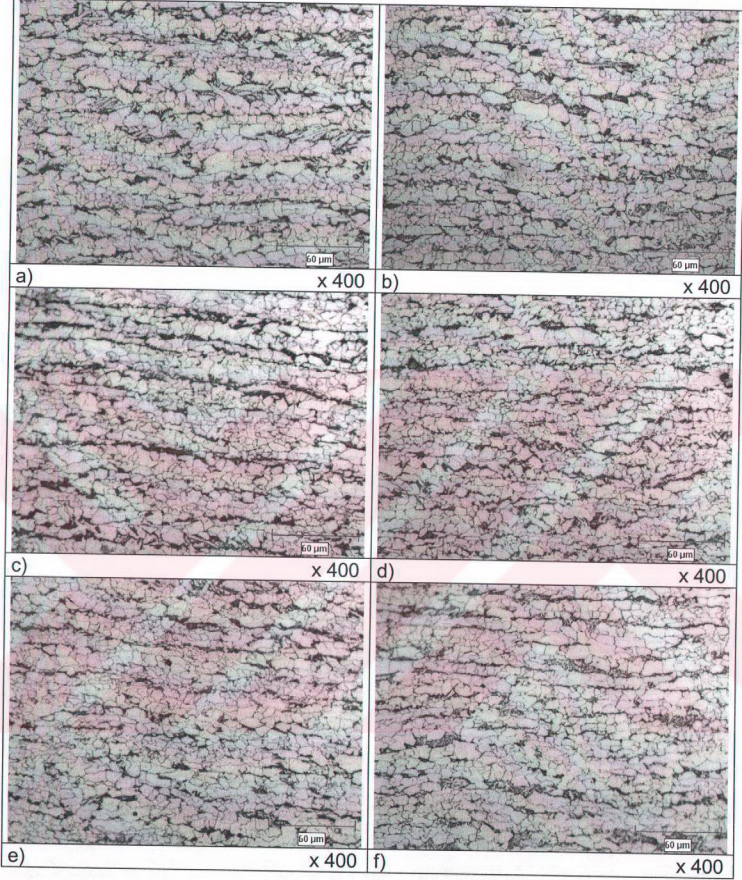


Şekil A.3 7277 nolu ve 15 mm kalınlığındaki bobinin termomekanik haddeleme pratiği.



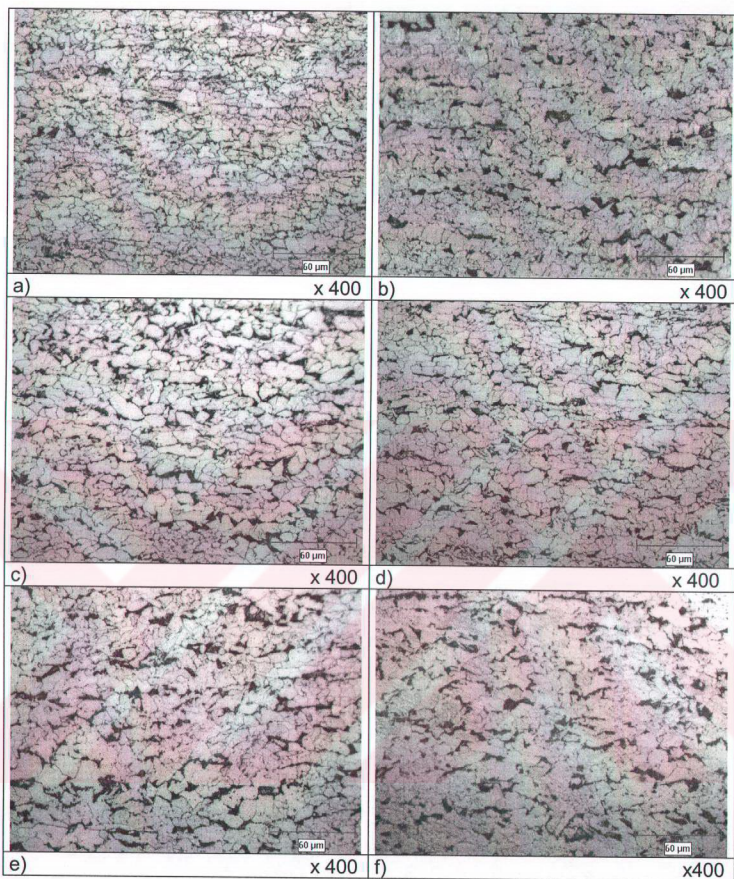
Şekil A.4 7278 nolu ve 17.5 mm kalınlığındaki bobinin termomekanik haddelenme pratiği.

EK-B: MİKROYAPILAR



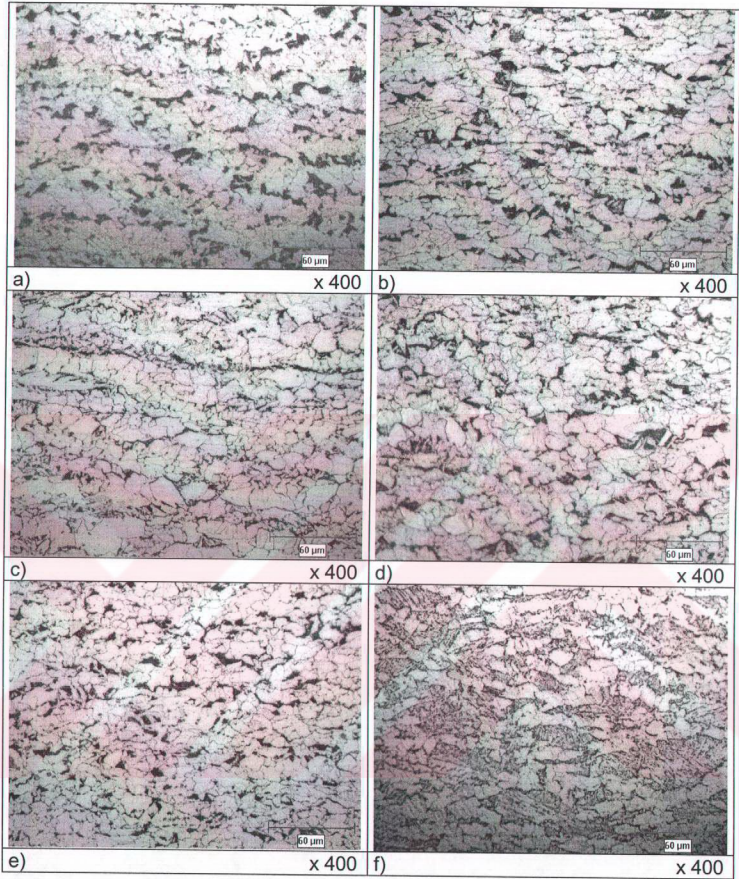
Şekil B.1 Kalınlığı 8 mm olan 7275 nolu bobinin mikroyapıları.

- | | |
|------------------------------------|------------------------------------|
| a) Numunenin alındığı yer: 20. m. | b) Numunenin alındığı yer: 38. m. |
| c) Numunenin alındığı yer: 56. m. | d) Numunenin alındığı yer: 74. m. |
| e) Numunenin alındığı yer: 130. m. | f) Numunenin alındığı yer: 137. m. |



Şekil B.2 Kalınlığı 12 mm olan 7276 nolu bobinin mikroyapıları.

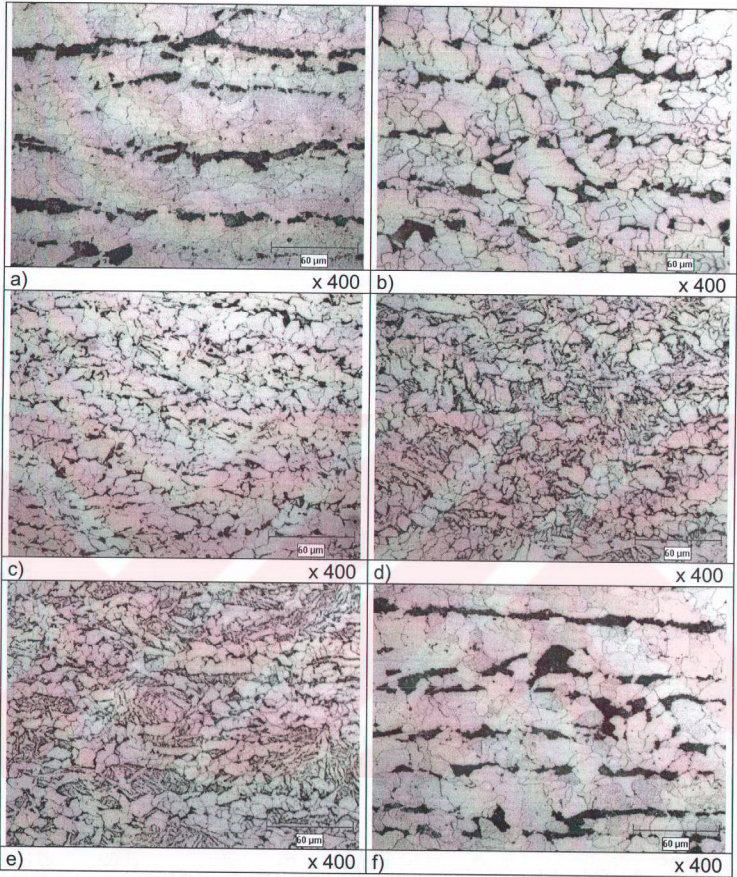
- | | |
|-----------------------------------|-----------------------------------|
| a) Numunenin alındığı yer: 20. m. | b) Numunenin alındığı yer: 38. m. |
| c) Numunenin alındığı yer: 56. m. | d) Numunenin alındığı yer: 74. m. |
| e) Numunenin alındığı yer: 90. m. | f) Numunenin alındığı yer: 64. m. |



Şekil B.3 Kalınlığı 15 mm olan 7277 nolu bobinin mikroyapıları.

- a) Numunenin alındığı yer: 2. m.
 c) Numunenin alındığı yer: 20. m.
 e) Numunenin alındığı yer: 56. m.

- b) Numunenin alındığı yer: 8. m.
 d) Numunenin alındığı yer: 32. m.
 f) Numunenin alındığı yer: 61. m.

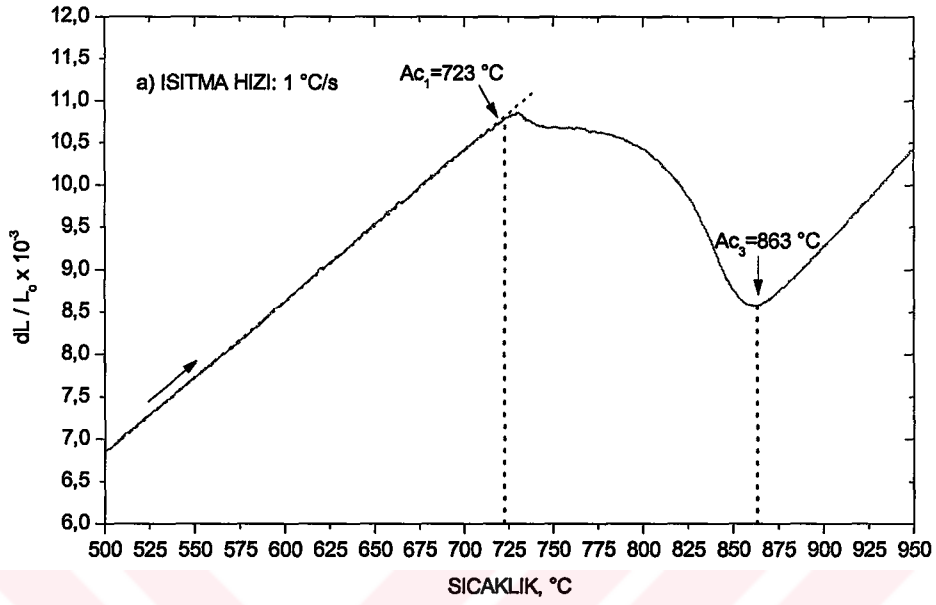


Şekil B.4 Kalınlığı 17.5 mm olan 7278 nolu bobinin mikroyapıları.

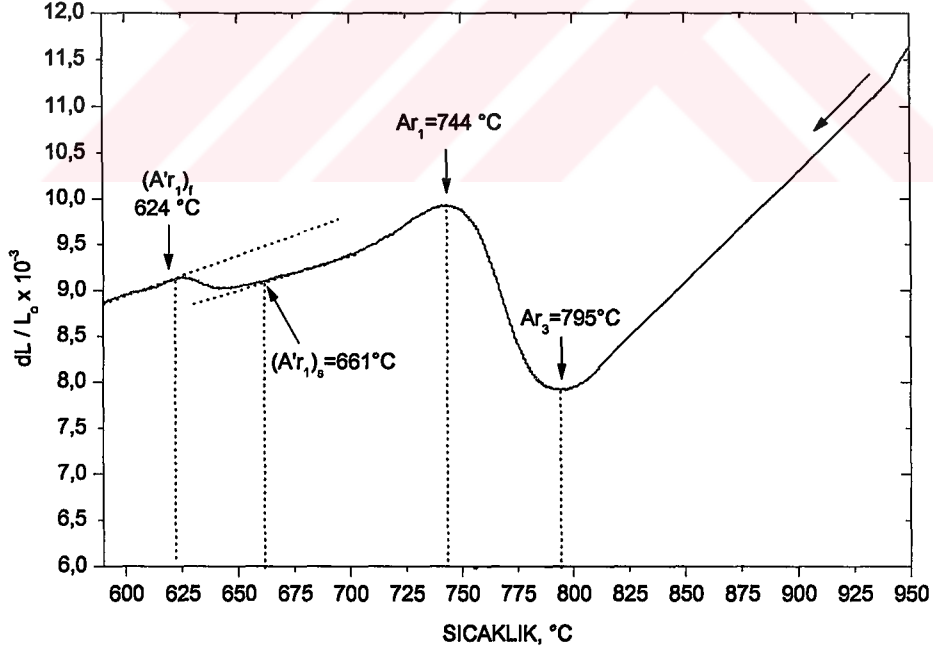
- a) Numunenin alındığı yer: 1. m.
 c) Numunenin alındığı yer: 19. m.
 e) Numunenin alındığı yer: 56. m.

- b) Numunenin alındığı yer: 6. m.
 d) Numunenin alındığı yer: 36. m.
 f) Numunenin alındığı yer: 60. m.

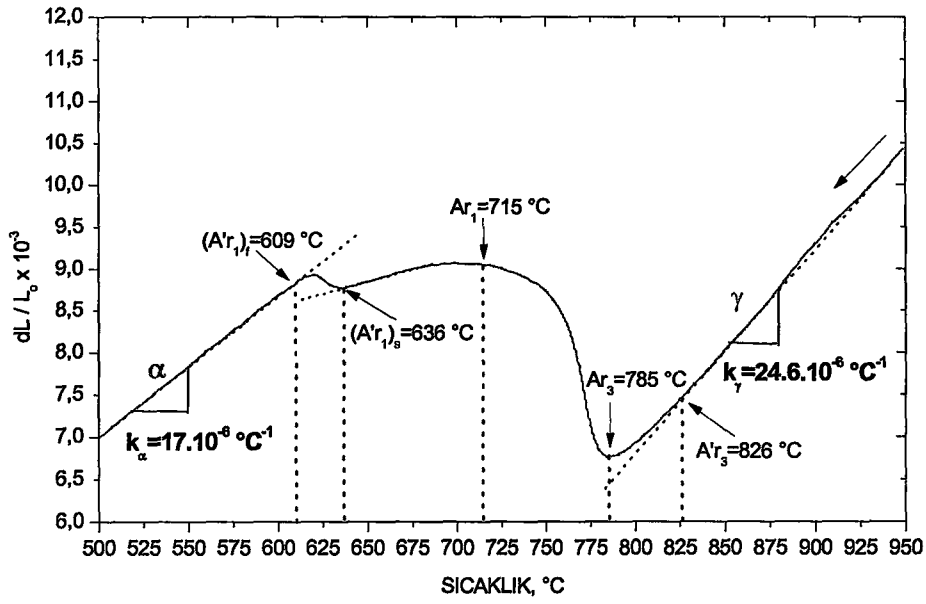
EK-C: DİLATOMETRE EĞRİLERİ



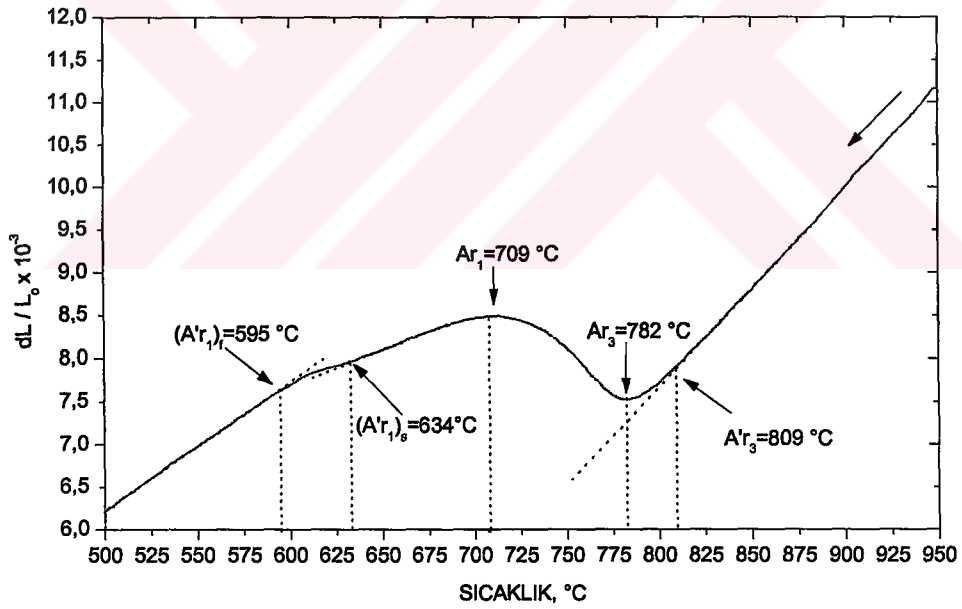
Şekil C.1 Dilatometre eğrisi (Isıtma hızı: 1.0 °C/s).



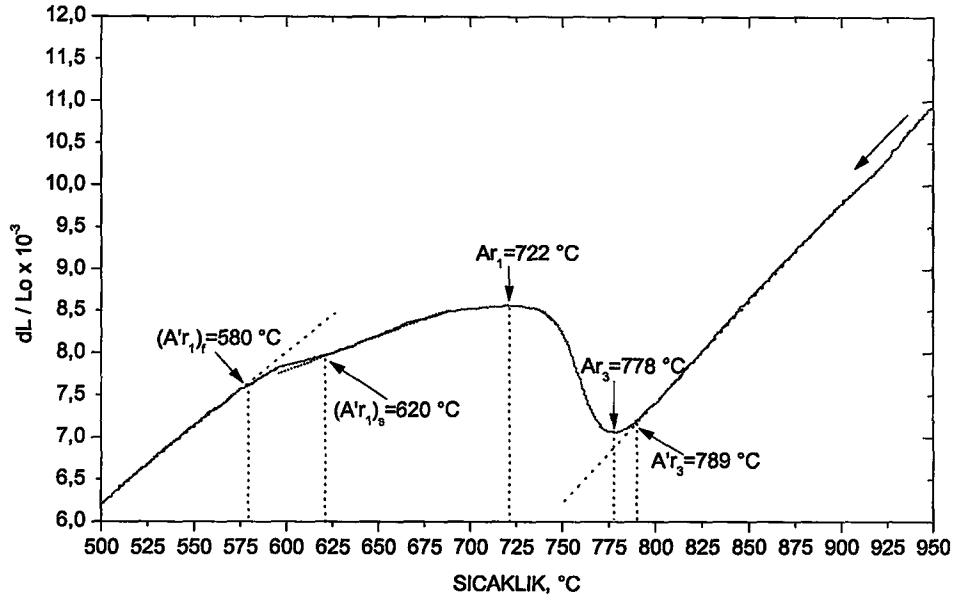
Şekil C.2 Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 0.10 °C/s).



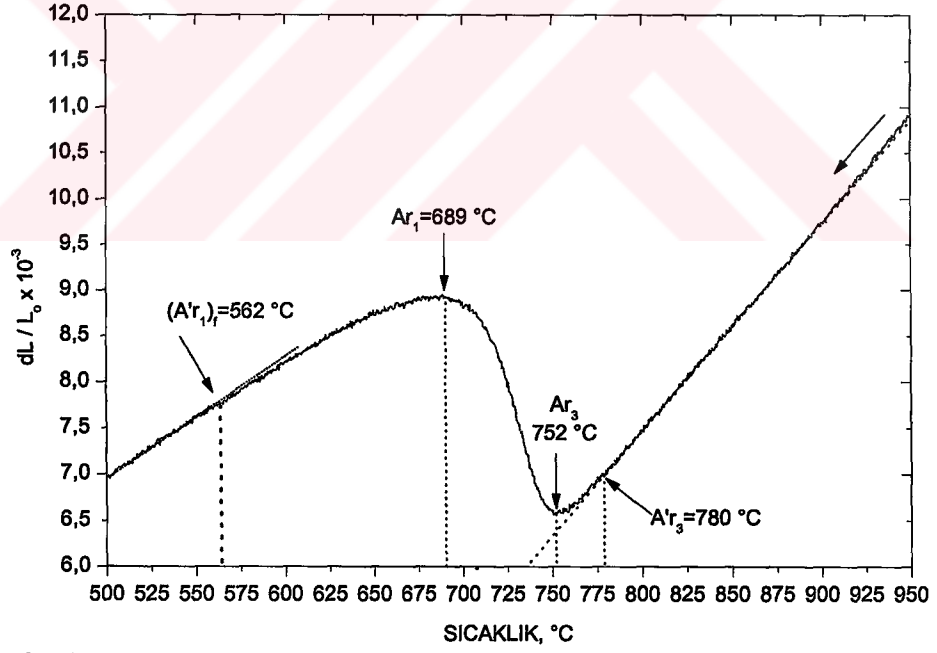
Şekil C.3 Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 0.25 °C/s).



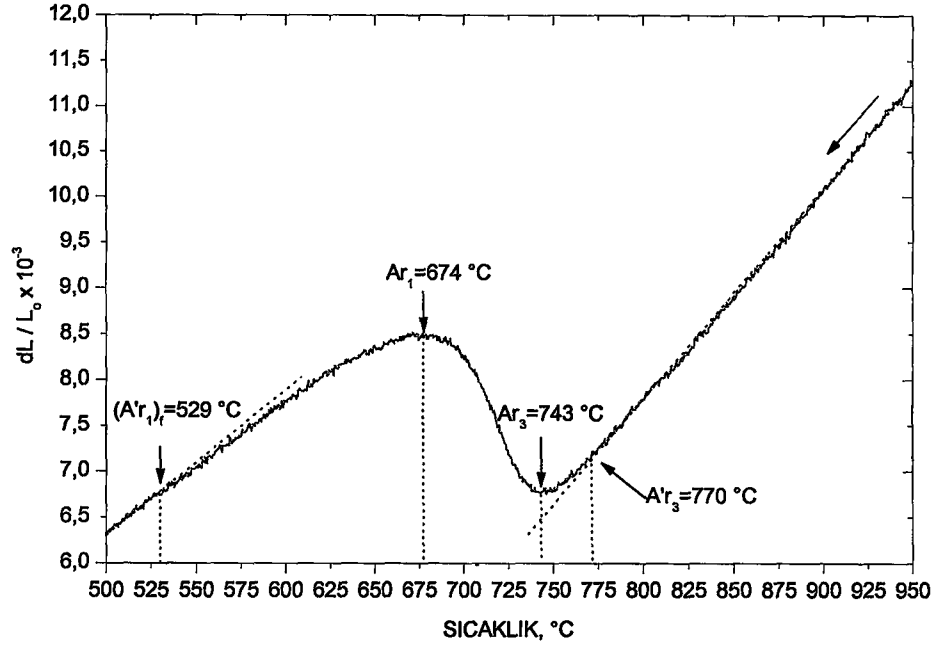
Şekil C.4 Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 0.50 °C/s).



Şekil C.5 Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 1 °C/s).

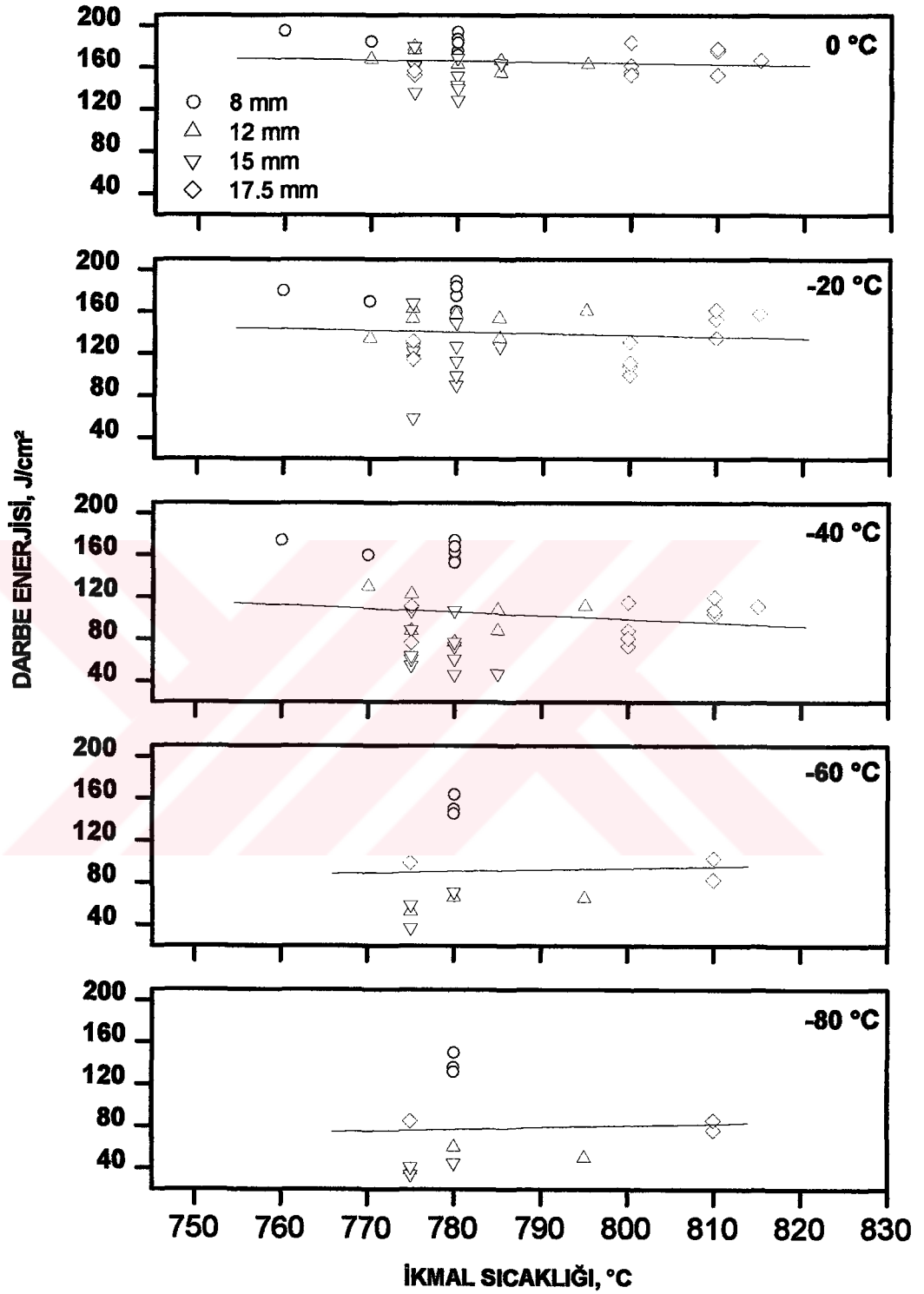


Şekil C.6 Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 5 °C/s).

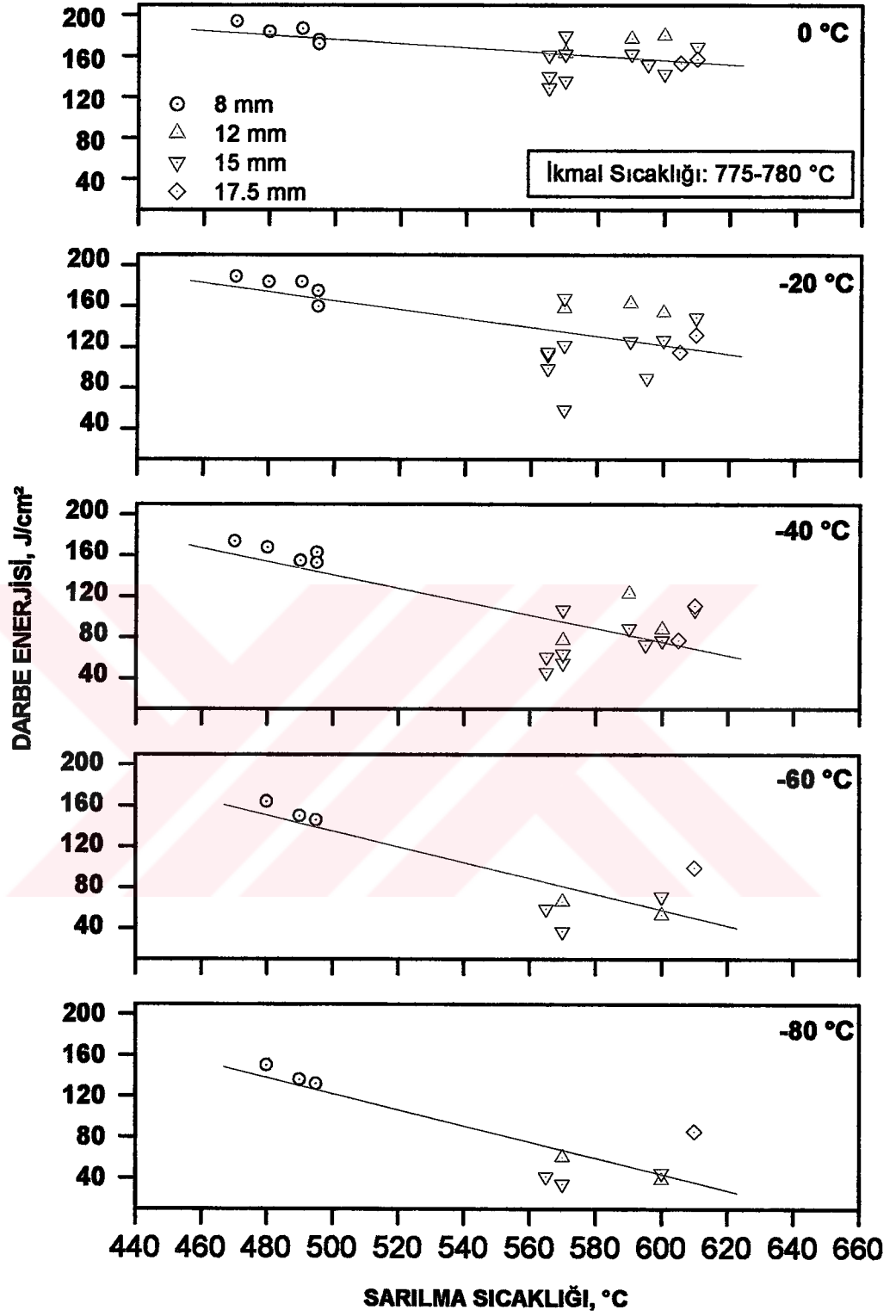


Şekil C.7 Dilatometre eğrisi (Soğutma hızı: 10 °C/s)

EK-D: BOBİN KALINLIKLARINA GÖRE DARBE ENERJİSİ GRAFİKLERİ



Şekil D.1 Bobin kalınlıklarına göre şerit ikmal sıcaklığının darbe enerjisine etkisi.



Şekil D.2 Bobin kalınlıklarına göre bobin sarılma sıcaklığının darbe enerjisine etkisi.

ÖZGEÇMİŞ

Mehmet Zeki MAHMUTOĞLU 1968 Kars-Susuz'da doğmuştur. 1984 yılında lise eğitimini Kars-Susuz Kazım Karabekir Öğretmen Lisesi'nde birincilikle tamamlamıştır. 1989 yılında O.D.T.Ü. Metalurji Mühendisliği bölümünde lisans ve aynı bölümde 1992 yılında yüksek lisans programını tamamlamıştır. 1990 yılında çalışmaya başladığı Ereğli Demir ve Çelik Fab. T.A.Ş. (ERDEMİR) 1.Soğuk Haddehane'de, İşletme Baş Mühendisi olarak görevine devam etmektedir. Korozyon ile kalay ve krom kaplı teneke konularında yurtiçi tebliğleri vardır.

