

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**BORLAMA YÖNTEMİYLE  
(AISI M50, AISI M2) YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN VE  
AISI W1 ÇELİĞİNİN YÜZEY PERFORMANSLARININ  
GELİŞTİRİLMESİ**

**DOKTORA TEZİ**

**Met. Yük. Müh. İbrahim ÖZBEK**

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ ve MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**ARALIK 1999**

**TC. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU  
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**BORLAMA YÖNTEMİYLE  
(AISI M50, AISI M2) YÜKSEK HIZ ÇELİKLERİNİN VE  
AISI W1 ÇELİĞİNİN YÜZEY PERFORMANSLARININ  
GELİŞTİRİLMESİ**


**DOKTORA TEZİ**


**Met. Yük. Müh. İbrahim ÖZBEK**

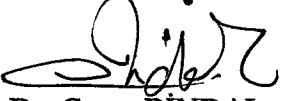
**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ ve MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**


**Bu tez, 19.03.2000 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile kabul edilmiştir.**

  
Prof. Dr. Ali Nikmet ÜÇİŞİK  
Jüri Başkanı

  
Prof. Dr. Fevzi YILMAZ  
Jüri Üyesi

  
Prof. Dr. Zeki ÇİZMECİOĞLU  
Jüri Üyesi

  
Doç. Dr. Cuma BİNDAL  
Tez Danışmanı

  
Doç. Dr. Hatem AKBULUT  
Jüri Üyesi

## ÖNSÖZ

Enformasyon çağının en büyük silahı olan bilim ve teknolojiyi elinde tutan milletler, devletler muvazenesinde söz sahibi olacağından, bu yoldan ayrılmamız mümkün değildir. Bu yolda atılacak adımlardan biri, mevcut kaynaklarımızın azami verimlilikte kullanılması, diğeri ise doğal kaynakların en yüksek katma değeri sağlayacak şekilde değerlendirilmesidir. Bu çalışmada, borlama işleminin yaygın bir şekilde kullanımını sağlamak için bilimsel ve teknolojik zemin hazırlamak, sürtünme ve aşınmayı azaltmak suretiyle enerji ve malzeme tasarrufu sağlayarak verimliliği artırmak amaçlanmıştır. Bu doğrultuda, AISI W1, M50 ve M2 çelikleri 850, 950 ve 1050°C'de 1-8 saat süreyle katı ortamda borlanarak, yüzey performansları geliştirilmeye çalışılmıştır.

Çalışmalarımda çok büyük desteğini gördüğüm doktora danışmanım Doç. Dr. Cuma BİNDAL'a, yapıcı, yol gösterici ve zaman kazandırıcı yardımlarından ötürü Prof.Dr. A.Hikmet Üçışık, Yrd. Doç. Dr. Sakin ZEYTİN ve Dr. Şaduman ŞEN'e, proje çerçevesinde bu çalışmayı destekleyen SA.Ü. Araştırma Fon Saymanlığına, çalışmalarımı gerçekleştirdiğim SA.Ü. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü çalışanlarına; çelik numuneleri temin eden AHSEM Tic.A.Ş., mikrosertlik ölçmelerini gerçekleştirdiğim OTOYOL A.Ş., SEM incelemelerini gerçekleştiren ARÇELİK A.Ş., bir kısım optik mikroyapıların fotoğraflarını çektiğim FEDERAL MOGUL (Sapanca) A.Ş., spektral analizleri yapan TZDK A.Ş. yetkililerine, göstermiş oldukları anlayış ve nezaketten dolayı en içten şükranlarımı sunarım. Ayrıca, çalışmalarım sırasında bana sürekli destek olup teşvik eden sevgili Eşim ve Oğluma; Milletçe yaşadığımız son yüzyılın en büyük felaketi olan 17 Ağustos depreminde, yıkılan evimizin enkazından öncelikle doktora çalışmalarımı kurtaran ve sonrasında da bütün imkanlarını seferber ederek bir an önce çalışmalarımı sonuçlandırmamı sağlayan değerli dostum Metin KAR'a teşekkürü bir borç bilirim.

ARALIK 1999

İbrahim ÖZBEK

# İÇİNDEKİLER

SİMGELER LİSTESİ .....	v
ŞEKİLLER LİSTESİ .....	vi
TABLolar LİSTESİ .....	xv
ÖZET.....	xvii
SUMMARY.....	xviii
BÖLÜM 1. GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2. BORLAMA VE ÖZELLİKLERİ.....	6
2.1. Giriş .....	6
2.2. Borlama İşlemi .....	7
2.2.1. Borlama işleminin avantajları.....	10
2.2.2. Borlama işleminin dezavantajları.....	11
2.3. Borlama Yöntemleri.....	12
2.3.1. Kutu borlama .....	12
2.3.1.1. Akışkan yatakta borlama.....	17
2.3.1.2. Çok bileşenli borlama.....	17
2.3.2. Pasta borlama .....	18
2.3.3. Sıvı borlama .....	19
2.3.4. Gaz borlama .....	21
2.4. Borlanabilen Malzemeler ve Borürlerin Genel Özellikleri .....	22
2.4.1. Borürlerin özellikleri .....	25
2.4.2. Fe-B ikili denge diyagramı .....	25
2.4.3. Borür tabakasının yapısı, bileşimi ve kalınlığı.....	27
2.4.4. Demir borürlerin büyüme mekanizmaları ve özellikler .....	31
2.4.5. Borür tabakasının termodinamiği ve büyüme kinetiği .....	35
2.4.6. Borür tabakası ve arayüzey morfolojisine alaşım elementlerinin etkisi .....	39



2.5. Borlama İşleminin Endüstriyel Uygulamaları .....	47
2.6. Borlama Sonrası Isıl İşlemler ve Termal Çevrimli Borlama.....	50
2.7. Aşınma ve Yağlama .....	54
2.8. Çeliklerde Bor Kaplamaların Aşınma Özellikleri .....	59
2.8.1. Borlanmış çeliklerin kısa süreli tavlama .....	59
2.8.2. Borlanmış çeliklerin aşınma özellikleri .....	62
<b>BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....</b>	<b>69</b>
3.1. Giriş.....	69
3.2. Deneysel Kullanılan Çelikler .....	70
3.3. Çelik Numuneler İçin Tavsiye Edilen Isıl İşlemler.....	71
3.4. Borlama İşlemi .....	74
3.5. Metalografik İncelemeler.....	75
3.6. X-Işınları Difraksiyon Analizi .....	75
3.7. Sertlik Ölçümleri .....	76
3.8. Kırılma Tokluğu Ölçümleri .....	76
3.9. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemesi .....	77
<b>BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME .....</b>	<b>78</b>
4.1. Metalografik İncelemeler .....	78
4.2. X-Işınları Difraksiyon Analizi .....	96
4.3. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemesi .....	119
4.4. Sertlik Ölçümleri .....	126
4.5. Kırılma Tokluğu Ölçümleri .....	138
<b>BÖLÜM 5. SONUÇLARIN İRDELENMESİ VE ÖNERİLER .....</b>	<b>141</b>
5.1 Sonuçların İrdelenmesi .....	141
5.2 Öneriler .....	149
<b>KAYNAKLAR .....</b>	<b>151</b>
<b>ÖZGEÇMİŞ .....</b>	<b>160</b>

## SİMGELER LİSTESİ

CVD	Kimyasal Buhar Biriktirme
PVD	Fiziksel Buhar Biriktirme
IBAD	İyon Işın Destekli Biriktirme
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
SEI	İkincil Elektron Görüntüsü
BEI	Geri Saçılan Elektron Görüntüsü
EDS	Enerji Dağılımlı X-ışınları Spektroskopisi
GSMH	Gayri Safi Milli Hasıla
a, b, c	Latis Parametreleri
$\Delta G^0$	Gibbs Serbest Enerji Değişimi
$\Delta H^0$	Entalpi Değişimi
$\Delta S^0$	Entropi Değişimi
T	Sıcaklık
$\Delta H$	Standart Reaksiyon Isısı
C	Konsantrasyon
Q	Aktivasyon enerjisi
D	Difüzyon katsayısı
$D_0$	Frekans faktörü
R	Gaz sabiti
$K_c$	Kırılma Tokluğu
E	Elastisite Modülü
$H_v, HV$	Vickers Sertliği
P	Yük
c	Çatlak Yarı Boyu
$\mu$	Sürtünme Katsayısı

## ŞEKİLLER LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 1.1	Yüzey mühendisliği işlemlerinin genel sınıflandırması ..... 2
Şekil 2.1	(a) Çeliklere uygulanan yüzey sertleştirme işlemlerinde işlem sıcaklıklarının ve (b) Yüzey sertleştirme işlemlerinde sertleşme derinliklerinin mukayesesi, (c) Çeşitli yüzey işlemlerinde işlem sıcaklıklarının ve (d) kaplama kalınlığı/modifikasyon derinliğinin kıyaslanması ..... 8
Şekil 2.2	Kutu borlama yönteminde iş parçasının potaya yerleştirilmesi .... 13
Şekil 2.3	Çeşitli yüzey işlemlerine uğratılmış Ck 45 çeliğinde aşınma hızlarının sıcaklıkla değişimi ..... 18
Şekil 2.4	Fe-B ikili denge diyagramı ..... 27
Şekil 2.5	Borür tabakasının şematik olarak gösterilişi ..... 28
Şekil 2.6	Borür tabakalarının türleri ..... 28
Şekil 2.7	Borür tabakası ve geçiş zonu kalınlığının borlama süresi ile değişimi ..... 30
Şekil 2.8	Bazı çeliklerde, borür tabakası kalınlığının borlama süresi ile değişimi ..... 31
Şekil 2.9	Yüksek alaşımli bazı çeliklerin mikroyapılarından örnekler; (a)316L, (b) 440C ..... 32
Şekil 2.10	FeB ve Fe <sub>2</sub> B tabakalarında, demir-bor reaktivitesinden kaynaklanan kolonsal büyümenin şematik gösterimi ..... 34
Şekil 2.11	Gaz ortamda borlanan bir malzemenin yüzeyinde oluşan borür tabakası ve matris içerisindeki B ve Fe atomlarının dağılımı ..... 34
Şekil 2.12	B-BF <sub>3</sub> -Fe ve B-BF <sub>3</sub> -H <sub>2</sub> -Fe sisteminde sıcaklığa bağlı olarak termodinamik potansiyel diyagramı ..... 37

Şekil 2.13	Yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak bor konsantrasyonunun değişimi .....	38
Şekil 2.14	(a) FeB ve (b) Fe <sub>2</sub> B içerisinde bor atomu etrafındaki demir atomu konfigürasyonu .....	40
Şekil 2.15	Çeliklerde alaşım elementlerinin borür tabaka kalınlığına etkisi ..	41
Şekil 2.16	Karbon miktarına bağlı olarak borür tabakasındaki FeB ve Fe <sub>2</sub> B fazlarının sertliğinin değişimi .....	42
Şekil 2.17	Bazı çelikler ve Fe-Cr alaşımlarında , Cr miktarına bağlı olarak; (a) FeB ve (b) Fe <sub>2</sub> B fazlarındaki sertliğin değişimi .....	43
Şekil 2.18	Nikel miktarının artışına bağlı olarak, borür tabakasının sertliğindeki değişim .....	44
Şekil 2.19	Borlanmış çeliklerde borür tabakası boyunca alaşım elementlerinin şematik olarak dağılımı .....	45
Şekil 2.20	(a) 37HS çeliğinin, (b) C 15 çeliğinin yüzeyinde oluşturulan borür tabakasındaki bazı elementlerin dağılımı .....	47
Şekil 2.21	Borlama sonrası uygulanabilen ısı işlemler .....	51
Şekil 2.22	Tribolojik bir sistemin şematik olarak gösterilmesi .....	55
Şekil 2.23	Borik asidin kristal yapısı .....	60
Şekil 2.24	Bor kaplanmış çelik yüzeyinde oluşturulan bor oksit ve borik asit tabakasının şematik gösterilişi .....	62
Şekil 2.25	Borlanmamış, borlanmış ve borlandıktan sonra kısa süreli tavlama çelik malzemelerin, (a) 440C paslanmaz çelik bilyeye karşı elde edilen sürtünme katsayıları ve (b) 440C paslanmaz çelik ve safir bilyeye karşı aşınma hızları .....	63
Şekil 2.26	Çeşitli yayınma işlemlerine uğramış EN1A çeliğinin aşınma davranışları .....	64
Şekil 2.27	42CrMo4 çeliğinde dinamik serliğin sıcaklıkla değişimi .....	65
Şekil 2.28	Kuru kayma halinde yapılan deneylerde meydana gelen adhezif aşınma .....	66
Şekil 2.29	Farklı yüzey işlemlerine sahip 42CrMo4 çeliğinin taşlama diski testi sonucundaki abrazif aşınma miktarları .....	67

Şekil 2.30	Erozyon testi sonucunda çeşitli yüzey tabakalarında meydana gelen ağırlık kayıpları .....	67
Şekil 2.31	(a) X10CrNiTi18 9 çeliğinin 56°C'de HCl ve H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> 'deki ağırlık kaybı, (b) Ck 45 çeliğinin 56°C'de HCl'deki ağırlık kaybı .....	68
Şekil 3.1	AISI M2 çeliğinde suverme sertliğine ostenitleme sıcaklığının etkisi .....	72
Şekil 3.2	AISI M50 çeliğinin TTT diyagramı .....	72
Şekil 3.3	AISI M2 çeliğinin sertliğine temperleme süresi ve sıcaklığının etkisi .....	74
Şekil 3.4	Metalografik incelemeler için kullanılan numuneler .....	75
Şekil 3.5	Vickers uç ile oluşturulan sertlik izinin ve çatlakın şematik gösterimi .....	77
Şekil 4.1	İşlem görmemiş AISI W1 çeliğinin mikroyapısı .....	80
Şekil 4.2	İşlem görmemiş AISI M50 çeliğinin mikroyapısı .....	80
Şekil 4.3	İşlem görmemiş AISI M2 çeliğinin mikroyapısı .....	80
Şekil 4.4	850°C'de farklı sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	81
Şekil 4.5	950°C'de farklı sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 1 saat, (b) 2 saat, (c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat .....	81
Şekil 4.6	1050°C'de farklı sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	82
Şekil 4.7	850°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M50 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	83
Şekil 4.8	950°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M50 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 1 saat, (b) 2 saat, (c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat .....	84
Şekil 4.9	1050°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M50 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	85
Şekil 4.10	850°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	85

Şekil 4.11	950°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 1 saat, (b) 2 saat, (c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat .....	86
Şekil 4.12	1050°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	87
Şekil 4.13	850°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	88
Şekil 4.14	850°C'de 6 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	88
Şekil 4.15	850°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	88
Şekil 4.16	950°C'de 1 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	89
Şekil 4.17	950°C'de 6 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	89
Şekil 4.18	950°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	89
Şekil 4.19	1050°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	90
Şekil 4.20	1050°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	90
Şekil 4.21	850°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	90
Şekil 4.22	850°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	91
Şekil 4.23	950°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	91
Şekil 4.24	950°C'de 6 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	91
Şekil 4.25	950°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	92

Şekil 4.26	1050°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	92
Şekil 4.27	1050°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	92
Şekil 4.28	850°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	93
Şekil 4.29	950°C'de 1 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	93
Şekil 4.30	950°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	93
Şekil 4.31	950°C'de 6 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	94
Şekil 4.32	950°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	94
Şekil 4.33	1050°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	94
Şekil 4.34	1050°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları; (a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI .....	95
Şekil 4.35	850°C'de borlanan AISI M2 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	98
Şekil 4.36	950°C'de borlanan AISI M2 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	98
Şekil 4.37	1050°C'de borlanan AISI M2 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	98
Şekil 4.38	850°C'de borlanan AISI M50 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	99
Şekil 4.39	950°C'de borlanan AISI M50 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	99
Şekil 4.40	1050°C'de borlanan AISI M50 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	99
Şekil 4.41	850°C'de borlanan AISI W1 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	100



Şekil 4.42	950°C’de borlanan AISI W1 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	100
Şekil 4.43	1050°C’de borlanan AISI W1 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	100
Şekil 4.44	AISI M2 çeliğinin farklı sıcaklıklarda borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	101
Şekil 4.45	AISI M50 çeliğinin farklı sıcaklıklarda borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	101
Şekil 4.46	AISI W1 çeliğinin farklı sıcaklıklarda borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim .....	101
Şekil 4.47	850°C’de borlanan AISI M2, AISI M50 VE AISI W1 çeliklerinin, borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlıklarındaki değişim .....	102
Şekil 4.48	950°C’de borlanan AISI M2, AISI M50 VE AISI W1 çeliklerinin, borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlıklarındaki değişim .....	102
Şekil 4.49	1050°C’de borlanan AISI M2, AISI M50 VE AISI W1 çeliklerinin, borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlıklarındaki değişim .....	102
Şekil 4.50	Çeşitli sıcaklık ve sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C-1 saat, (b) 950°C-2 saat, (c) 1050°C-2 saat .....	103
Şekil 4.51	Çeşitli sıcaklık ve sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C-8 saat, (b) 950°C-6 saat, (c) 1050°C-8 saat .....	104
Şekil 4.52	Çeşitli sıcaklıklarda 2 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	105
Şekil 4.53	Çeşitli sıcaklıklarda 4 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	106
Şekil 4.54	Çeşitli sıcaklıklarda 6 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	107



Şekil 4.55	Çeşitli sıcaklıklarda 8 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	108
Şekil 4.56	Çeşitli sıcaklıklarda 2 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	109
Şekil 4.57	Çeşitli sıcaklıklarda 4 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	110
Şekil 4.58	Çeşitli sıcaklıklarda 6 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	111
Şekil 4.59	Çeşitli sıcaklıklarda 8 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğinin, x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	112
Şekil 4.60	850°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	113
Şekil 4.61	950°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	114
Şekil 4.62	1050°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	115
Şekil 4.63	850°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	116
Şekil 4.64	950°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	117
Şekil 4.65	1050°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	118
Şekil 4.66	İşlem görmemiş çelik numunelerin SEM-EDS analizleri; (a) AISI W1, (b) AISI M50, (c) AISI M2 .....	120

Şekil 4.67	850°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 6 saat .....	121
Şekil 4.68	950°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 6 saat .....	121
Şekil 4.69	1050°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 8 saat .....	122
Şekil 4.70	850°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 8 saat .....	122
Şekil 4.71	950°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 8 saat .....	123
Şekil 4.72	1050°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 8 saat .....	123
Şekil 4.73	850°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 8 saat .....	124
Şekil 4.74	950°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 8 saat .....	124
Şekil 4.75	1050°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin elementer çizgisel analizleri; (a) 4 saat, (b) 8 saat .....	125
Şekil 4.76	950°C'de 4 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğindeki karbür partiküllerinin EDS elementer noktasal analizi ve bu partikülü gösteren SEM-BEI mikrografi .....	125
Şekil 4.77	950°C'de 4 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğindeki karbür partiküllerinin EDS elementer noktasal analizi ve bu partikülü gösteren SEM-BEI mikrografi .....	125
Şekil 4.78	Farklı sıcaklık ve sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	131
Şekil 4.79	Farklı sıcaklık ve sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	132
Şekil 4.80	Farklı sıcaklık ve sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı; (a) 850°C, (b) 950°C, (c) 1050°C .....	133

Şekil 4.81	Farklı sürelerde 850°C'de borlanmış çeliklerde, yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	134
Şekil 4.82	Farklı sürelerde 950°C'de borlanmış çeliklerde, yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	134
Şekil 4.83	Farklı sürelerde 1050°C'de borlanmış çeliklerde, yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı; (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat .....	135
Şekil 4.84	1050°C'de 8 saat süreyle borlanan AISI W1 çeliğinde, yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı ve bu sertlik izlerini gösteren mikroyapı .....	136
Şekil 4.85	1050°C'de 6 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinde, yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı ve bu sertlik izlerini gösteren mikroyapı .....	137
Şekil 4.86	1050°C'de 6 saat süreyle borlanan AISI M2 çeliğinde, yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı ve bu sertlik izlerini gösteren mikroyapı .....	137
Şekil 4.87	Çelik numune yüzeylerinde oluşturulan borür tabakalarının ve borlama süresine bağlı olarak kırılma tokluğu değerlerindeki değişim .....	140
Şekil 4.88	Kırılma tokluğu ölçümü için borür tabakasında oluşturulan örnek bir çatlak .....	140

## TABLolar LİSTESİ

	<u>Sayfa No</u>
Tablo 2.1 Borlanmış çeliklerin sertlik değerlerinin diğer işlemlerle ve sert malzemelerle karşılaştırılması .....	11
Tablo 2.2 Katı ortamda borlama işleminde kullanılan bazı bor kaynakları .....	14
Tablo 2.3 EKabor borlama ürünleri .....	15
Tablo 2.4 Borlama tozundaki B <sub>4</sub> C miktarının çeşitli çeliklerde, bor tabakasında FeB fazı oluşumuna etkisi .....	16
Tablo 2.5 Toz ortamda borlanan bazı malzemelerin borlama sıcaklıkları ve elde edilebilecek optimum tabaka kalınlıkları .....	23
Tablo 2.6 Çeşitli altlık malzemelerinin borlanması sırasında oluşan farklı borür fazlarının ergime noktaları ve mikrosertlik değerleri ....	24
Tablo 2.7 Çeşitli metal borürlerin bazı özellikleri .....	26
Tablo 2.8 Fe <sub>2</sub> B ve FeB fazlarının tipik özellikleri .....	35
Tablo 2.9 Çeşitli malzemelerde FeB ve Fe <sub>2</sub> B fazları içerisinde bor difüzyonu için gerekli olan aktivasyon enerjileri .....	39
Tablo 2.10 %0.45 C'lu çelikte, borlama sonrası uygulanan ısı işlemlerle matris malzemesinin özgül hacminin değişimi .....	52
Tablo 2.11 Yayınma işlemlerine ait bazı özellikler .....	63
Tablo 2.12 Kromlanmış ve borlanmış bazı çeliklerin sürtünme katsayıları	64
Tablo 2.13 Borlanmış ve borlanmamış bazı malzemelerin statik sürtünme katsayıları .....	65
Tablo 3.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan çeliklerin kimyasal bileşimleri .....	70
Tablo 3.2 Çelik numunelerin tavsiye edilen ısı işlem pratikleri .....	71

Tablo 4.1	AISI W1 çeliğinde borlama sıcaklık ve süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığının değişimi .....	95
Tablo 4.2	AISI M50 çeliğinde borlama sıcaklık ve süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığının değişimi .....	96
Tablo 4.3	AISI M2 çeliğinde borlama sıcaklık ve süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığının değişimi .....	96
Tablo 4.4	850°C’de borlanan AISI W1 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	127
Tablo 4.5	950°C’de borlanan AISI W1 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	128
Tablo 4.6	1050°C’de borlanan AISI W1 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	128
Tablo 4.7	850°C’de borlanan AISI M50 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	129
Tablo 4.8	950°C’de borlanan AISI M50 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	129
Tablo 4.9	1050°C’de borlanan AISI M50 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	129
Tablo 4.10	850°C’de borlanan AISI M2 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	130
Tablo 4.11	950°C’de borlanan AISI M2 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	130
Tablo 4.12	1050°C’de borlanan AISI M2 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri .....	130
Tablo 4.13	1050°C’de 6 ve 8 saat süreyle borlanan çeliklerde borür tabakalarının kırılma tokluğu değerleri ve standart sapmaları .	139

## ÖZET

**Anahtar Kelimeler:** Borlama, Termokimyasal İşlem, EKabor, Yüksek Hız Çeliği (HSS), Demir Borür, Sertlik, Kırılma Tokluğu

Borlama işlemi, termokimyasal işlemler içerisinde çok yüksek yüzey sertliği ve kızıl sertlik ile düşük sürtünme katsayısı, yüksek korozyon ve oksidasyon direnci gibi üstün özelliklere sahip olması ve çok geniş bir yelpazedeki metalik malzemelere uygulanabilirliği sebebiyle ayrı bir öneme sahiptir. Dünya bor rezervlerinin %63'üne ülkemizin sahip olması, bu konuyu daha da cazip hale getirmektedir.

Çelik numunelerin seçiminde, özellikle yüksek hız çeliklerindeki alaşım elementlerinin etkilerini belirleyebilmek için kimyasal bileşim faktörü göz önünde tutulmuştur. Bu amaçla, aynı karbon oranına sahip ve ortak alaşım elementleri miktarları da birbirine çok yakın olan çelikler seçilmiştir.

Bu çalışmada, katı ortamda, ticari EKabor toz karışımları kullanılarak su verme yoluyla sertleştirilen AISI W1 çeliği ile molibden esashi yüksek hız çeliklerinden AISI M50 ve AISI M2 çelikleri 850, 950 ve 1050°C'de 2, 4, 6 ve 8 saat sürelerle borlanmıştır.

Borlama işlemi sonucunda elde edilen borür tabakası, optik ve taramalı elektron mikroskopisi (SEM), enerji dağılımlı x-ışınları spektroskopisi (EDS) ve x-ışınları difraksiyon (XRD) analizleriyle karakterize edilmiştir. Borür tabakasının mekanik özellikleri de tabaka yüzeyinden matrise doğru, doğrusal bir hat üzerinde sertlik dağılımı ve kırılma tokluğu ölçümleri ile belirlenmiştir.

Yapılan çalışmalarda; borür tabakası-matris arayüzeyinin AISI W1 çeliğinde kolonsal bir yapı, AISI M50 ve AISI M2'de ise düzlemsel bir yapı sergilediği; borlama süre ve sıcaklığı arttıkça borür tabakası kalınlıklarının asimptotik bir artış kaydettiği; kaplamanın, borür tabakası, geçiş bölgesi ve matristen oluştuğu; borür tabakasının, (Fe,M)B ve (Fe,M)<sub>2</sub>B (M: Cr, Mo) fazlarından meydana geldiği; çelik bileşimindeki alaşım elementleri miktarının artmasıyla tabaka sertliğinin de artarak AISI M2'de en yüksek değere ulaştığı; borür tabakası içerisinde karbür partiküllerinin yer almasıyla tabakanın kırılma tokluğunun arttığı, hatta partikül boyutu küçülüp hacim oranının artmasıyla kırılma tokluğunun daha yüksek değerlere ulaştığı belirlenmiştir.

AISI W1 çeliğinde, düşük sıcaklık ve sürelerde Fe<sub>2</sub>B fazı elde edilirken, sıcaklık ve sürenin artmasıyla çift fazlı (FeB+Fe<sub>2</sub>B) borür tabakası elde edilmiştir. Tabaka kalınlığı 250µm'den daha kalın olması durumunda borür tabakalarında bölgesel olarak boylamasına çatlaklar oluşmuştur.



# THE IMPROVEMENT OF SURFACE PERFORMANCE OF (AISI M50, AISI M2) HIGH SPEED STEELS AND AISI W1 STEEL BY BORONIZING TREATMENT

## SUMMARY

Keywords: Boronizing, Thermochemical Treatment, EKabor, High Speed Steels (HSS), Iron Boride, Hardness, Fracture Toughness

In industrialized societies there is a growing need to reduce or control friction and wear for several reasons, such as to extend the lifetime of machinery and bio-systems, to make engines and devices more efficient, to conserve scarce material resources, to save energy, and to improve safety. These aims have been achieved by design changes, selecting improved bulk materials, utilizing lubrication techniques and surface treatments and coatings.

Surface treatments are remarkable choices for a wide range of tribological applications where the control of friction and wear are of primary concern. Boriding is a thermochemical surface hardening process in which boron atoms are diffused into the surface of a work-piece to form borides with the base materials. Industrial boriding can be applied to most ferrous materials such as structural steels, cast steels, Armco iron, gray and ductile cast irons, and sintered iron and steel; nonferrous materials such as nickel-, cobalt-, titanium-, and molybdenum-base alloys and cemented carbides. Depending on the substrate material, the boriding process involves heating of well-cleaned material at 700°C to 1050°C, preferably for 1 to 12h. in contact with boronaceous solid powder (boriding compounds), paste, liquid or gaseous medium. Two important phases are seen in the boride layer: FeB and Fe<sub>2</sub>B. Single phase (Fe<sub>2</sub>B) layer is desirable for industrial applications owing to difference being between specific volume and coefficient of thermal expansion of borides and substrates, and less brittleness. The strong covalent bonding of most borides is responsible for their high melting point, Young's modulus and hardness values.

In this study, boronizing was carried out in a pack medium, commercially known as EKabor powder. The boriding procedure was carried out 850, 950 and 1050°C at atmospheric pressure for 2-8h. The chemical compositions of base steels used in this study are given in Table 1.

Table 1. The chemical compositions of base steels

Base Steels	Chemical Composition (wt %)										
	C	Cr	W	Mo	V	Co	Ni	Si	Mn	S	P
AISI M2	0.85	3.96	5.76	5.09	2.06	0.45	0.42	0.37	0.29	0.0190	0.013
AISI M50	0.85	4.16	0.03	4.56	1.05	0.02	0.22	0.21	0.29	0.0036	0.008
AISI W1	0.86	0.18	-	-	-	-	0.02	0.24	0.36	0.0006	0.018

After boronizing, each group of steels was examined by using classical metallographic techniques. The morphology and type of borides formed on AISI W1, M50 and M2 steels are closely related to chemical composition of steel. The presence of borides formed in coating layer were confirmed via x-ray diffraction (XRD) technique, optical microscopy and scanning electron microscope backscatter electron image (SEM-BEI) analysis. Both hardness and fracture toughness of boride layers were measured with a Vickers indenter under a load of 0.5 N and 5-10 N load respectively.

Optical microscope and SEM cross-sectional examinations of borided AISI W1 steel showed, the characteristic sawtooth morphology of the boride layer is dominant. But at the AISI M50 and AISI M2, the development of a jagged boride/substrate interface was suppressed, and a smooth interface was formed. Initially, the thickness of boronized layer increases, later on, the growing rate of layer decreases due to changing diffusion of boron atoms. It is well understood that process is diffusional. At higher magnifications, three distinct regions were identified on cross-section of boride steel surfaces, these are; i) surface layer primarily consisting of FeB, Fe<sub>2</sub>B, CrB, Mo<sub>2</sub>B and MoB phases. ii) a transition zone being rich with boron and iii) the steel matrix. The thickness of boride layers depends on the substrate material being processed, boron potential of the boriding compound, process temperature and time. It was found that the thickness of boride layers revealed at 1050°C and 8 hours treatment period on the AISI M2, AISI M50 and AISI W1 steels are ~140µm, 215µm and 380µm respectively.

It is recognised that mechanical properties of borided alloys depend strongly on the chemical composition and structure of the boride layers. The surface hardness of borided AISI W1 steel ranges between 1314-1995 HV 0.05; on AISI M50 steel, between 1655-2440 HV 0.05 and on AISI M2 steel, between 1812-2497 HV 0.05.

The fracture toughness of borides depends on alloying elements in the base steels. It was also noticed that carbide particles in the boride layer play a positive role on the fracture toughness of borides. The values of fracture toughness were changed from 3.11-3.15 MPa.m<sup>1/2</sup>, 3.89-3.51 MPa.m<sup>1/2</sup> and 5.21-4.80 MPa.m<sup>1/2</sup> at 1050°C for 6-8 hours borided AISI W1, AISI M50 and AISI M2 steels, respectively. It also noticed that the longer boronizing time results in low fracture toughness values due to formation of harder FeB phase.

By using scanning electron microscopy- energy dispersive x-rays spectroscopy (SEM-EDS) analysis the change in alloying elements distribution was studied. It was found that carbon and silicon are not soluble in the boride layer, and these elements are pushed from the surface by boron atoms. Very little amount of molybdenum is dissolved and formed molybdenum borides. Tungsten and vanadium complex carbides are not dissolved during boronizing treatment. Scanning electron microscopy-backscattered electron image (SEM-BEI) studies showed that, boride layers have some cracks between FeB and Fe<sub>2</sub>B phases that is parallel to sample surfaces for longer boronizing time and high temperature. Because FeB and Fe<sub>2</sub>B formed are under tensile and compressive residual stresses, respectively. However, steels with low alloying elements have not got any FeB phase and no cracks at low temperature and short time.

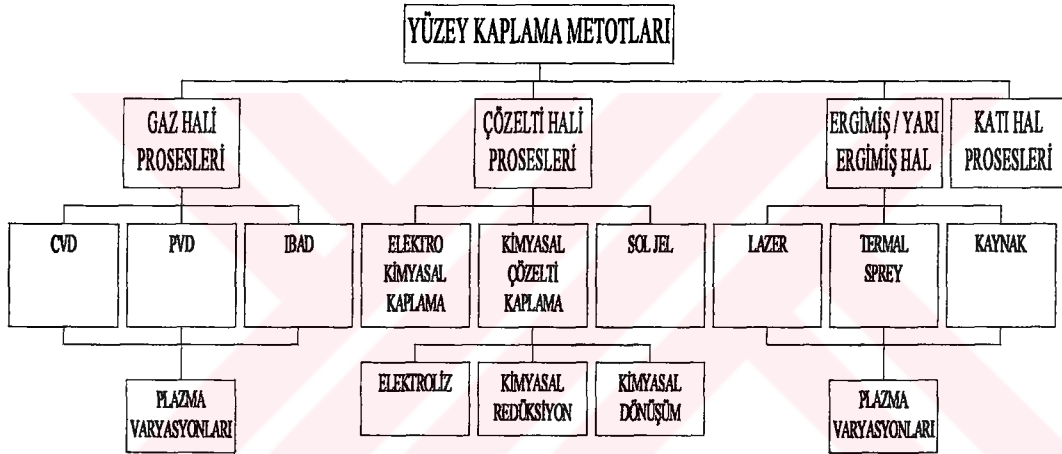


## BÖLÜM 1. GİRİŞ

Enformasyon çağına geçiş sürecinin yaşandığı günümüzde teknoloji tabanındaki değişime paralel olarak, üretimin teknoloji muhtevası da giderek artmaktadır. Bu değişim sürecinde, teknolojiye ve çağımız teknolojisinin kaynağı olan bilime egemen ülkeler, sanayi başta olmak üzere, bütün ekonomik etkinlik alanlarında mutlak bir üstünlük elde etme yolundadır. Ulusların rekabet üstünlüğünün tek anahtarı haline gelmiş olan bilim ve teknoloji alanındaki üstünlük, dünya nimetlerinin yeniden paylaşılmasında ve toplumsal refahın yükseltilmesinde belirleyici olmaktadır. Üretim sistemleri ve teknolojilerin dünya çapında yaygınlık kazanması ve egemen hale gelmesi globalleşme sürecinin belirtisidir. Enformasyon teknolojisi bugün bir dünya teknolojisi haline gelmiştir. Bunun yanında biyoteknoloji ve gen mühendisliği ile ileri malzeme teknolojileri de küresel teknolojiler olma yolundadır. Globalleşen bir dünyada rekabet edebilmek için, yeni ürün ve üretim yöntemleri, yeni yönetim teknikleri ve yeni teknolojiler geliştirmeye yönelik bütün yeteneklerin, yani bilim ve teknolojiyi ekonomik ve toplumsal bir faydaya dönüştürebilme kabiliyeti olarak tarif edilen inovasyon yeteneğinin kazanılmış olması zaruridir [1].

Kullanım esnasında malzemelerin performansı, genel olarak kütle ve yüzey özelliklerine bağlı olduğundan yüzey mühendisliği ve yüzey işlem teknolojilerinde son yıllarda çok önemli gelişmeler kaydedilmiştir. Malzemenin kullanımı sırasında çevre ile olan etkileşimi, öncelikle malzemenin yüzeyinde gerçekleşmektedir. Yüzey işlemleri ile malzemenin sertlik, süneklik ve yorulma gibi mekanik özellikleri, sürtünme ve aşınma gibi tribolojik özellikleri ile oksidasyon özellikleri ve korozyon özellikleri geliştirilmektedir [2,3]. Bu özelliklerin arasından, tribolojik özelliklerin geliştirilmesi önem açısından ilk sırayı teşkil etmektedir. Öyle ki 1998 yılında Amerika'da Discover dergisinin her yıl düzenlemiş olduğu ve 'Bilim Oskarı' olarak kabul edilen yarışmada ikincilik ödülünü ve yine Research & Development dergisinin

düzenlediği ve 'Bilim Nobeli' kabul edilen yarışmada ise büyük ödül olan R&D ödülünü alan proje, sürtünmeyi neredeyse sıfıra indiren NFC (Near Frictionless Carbon) kaplama projesi olmuştur [4]. Yüzey işlemleri, daha ucuz ve daha kolay üretilen altlık malzemesinin yüzeyini çeşitli işlemlerle değiştirerek, istenilen özellikte malzeme elde edilmesini ve bunu çok amaçlı kullanarak ekonomik fayda kazanılmasını da sağlamaktadır. Bu işlemlerin en önemli avantajı, ucuz bir altlık malzeme yüzeyine yapılacak işlemlerle yüzey-ortam etkileşimine dayanan optik, manyetik, elektriksel, termal, kimyasal, korozyon, oksidasyon ve tribolojik gibi mühendislik özelliklerinin istenilen şekilde değiştirilebilmesidir. Şekil 1.1'de dört sınıfa ayrılan bu yüzey işlemleri belirtilmiştir.



Şekil 1.1 Yüzey mühendisliği işlemlerinin genel sınıflandırması [5].

Gaz hali proseslerinin en önemlileri; fiziksel buhar biriktirme (PVD), kimyasal buhar biriktirme (CVD), iyon ışın destekli biriktirme (IBAD, Ion Beam Assisted Deposition) ve bunların plazma varyasyonlarıdır. Çözelti hali prosesleri ise kimyasal çözelti biriktirme, elektrokimyasal biriktirme ve sol jel prosesidir. Ergimiş veya yarı ergimiş hal prosesleri; lazer, termal sprej ve kaynak prosesleri ile bunların plazma varyasyonlarıdır. Katı hal prosesleri ise önceki proseslere göre daha kalın kaplamaların gerçekleştirildiği difüzyon esaslı uygulamalardır [5].

Makinelerde ortaya çıkan arızaların ve konstrüksiyon elemanlarının kullanım dışı kalmasının en önemli sebeplerinden birisi, belki de en önemlisi, aşınmadır. Sürtünme

nasıl bir enerji kaybı nedeni ise, aşınma da tekrar geriye kazanılamayan bir madde kaybı sebebidir. Bu yüzden, dünyada her yıl önemli ölçüde ekonomik kayıplar meydana gelmekte buna paralel olarak, kayıpların önlenmesi için çeşitli tedbirler geliştirilmeye çalışılmaktadır. Endüstride aşınmadan dolayı meydana gelen hasarların, aşınma tiplerine göre yaklaşık oranları şu şekildedir [6]:

- abrazif aşınma - % 50
- adhezif aşınma - % 15
- erozif aşınma - % 8
- kimyasal aşınma - % 8
- korozyon aşınma - % 5
- yorulma ve diğer aşınmalar - %14

Amerika'da çeşitli malzeme hasarları sebebiyle yılda 500 milyon dolara varan ekonomik kayıp olduğu ileri sürülmektedir [7]. Sürtünmeden dolayı meydana gelen enerji kayıpları ise daha büyük boyutta olup sürtünmenin azaltılması ile enerji tüketiminde %1-2 tasarruf sağlanmasının, yılda 5-10 milyar Dolar kâra karşılık geleceği ifade edilmektedir [4]. Malzemede hasar oluşturan sebeplerden olan aşınmaya karşı alınan önlemlerin en başında ise seramik kaplamalar gelmektedir. Metalik malzemelerin abrazif, adhezif ve erozif aşınmaya karşı, çeşitli prosesler ile, özellikle karbür, nitrür ve borür gibi sert kaplama da denilen seramik kaplamalar yapılarak çok başarılı sonuçlar alınmaktadır. Ayrıca seramik kaplamalar, metalik malzemelerin korozyon dirençlerinin artırılması yanında yüksek sıcaklık uygulaması, enerji tasarrufu gibi amaçlarla da tatbik edilmektedir. Fakat bu proseslerin çoğunun uygulanabilirliği için yüksek teknolojiler, yani yüksek maliyetler gerekmektedir. Buna karşılık, malzeme yüzeyinde, pratik ve ekonomik bir şekilde termokimyasal işlemlerle oksit olmayan seramiklerden olan borür tabakasının oluşturulması oldukça avantajlıdır. Termokimyasal bir yüzey işlemi olan borlama neticesinde, metalik malzemenin; yüzey sertliği, aşınma, oksidasyon ve korozyon direnci oldukça yüksek seviyelere çıkmaktadır.

Dünyada bor rezervi açısından rakipsiz bir konumda olan ülkemiz [8], bu avantajını mutlaka teknolojiye yansıtmak durumundadır. Bor cevherinden katı ve gaz ortam

borlamasında kullanılan bor bileşiklerinin üretimi, endüstriyel çapta gerçekleştirilmelidir. Batı Avrupa'da özellikle Almanya'da, Doğu Avrupa'da ve Rusya'da 1970'li yıllardan beri borlama konusunda oldukça yoğun araştırmalar ve uygulamalar yapılmaktadır. Yurdumuzda da son yıllarda çeşitli demir esaslı alaşımlar üzerine bor kaplama konusunda akademik çalışmalar yapılmıştır [9-13,19].

Bor elementi, çok geniş bir kullanım alanına sahiptir. Bor ve bor bileşikleri; plastik, elyaf, lastik, kağıt, cam, nükleer enerji, ilaç, kimya, kozmetik, fotoğrafçılık, boya, deri, çimento, emaye, glazür ve çelik gibi endüstrilerde kullanılmaktadır [8]. Borun; titanyum, zirkonyum, molibden, tungsten, krom ve demir gibi elementler ile yaptığı bileşiklerin oldukça yüksek ergime sıcaklığı ve sertlik ile yüksek korozyon ve aşınma dirençlerine sahip olduğu bilinmektedir. Bor kaplama sonrasında çok yüksek olan sürtünme katsayısını (0,65 seviyesinden), 0,05 seviyelerine indiren, yüzeyde bor oksidin oluşturulması ve havanın nemi ile de bunun borik aside dönüşmesi sayesinde kendinden yağlamalı kaplama üretimi gerçekleştirerek aşınmayı çok küçük seviyelere indirmek mümkündür. Flaş tavlama yöntemi denilen bu yöntem sayesinde büyük enerji kayıplarının önüne geçilmesi mümkün hale gelmiştir [14].

Bu çalışmada, özellikle molibdenli yüksek hız çeliklerinin sürtünme direncini düşürerek, enerji tasarrufu sağlamak ve aşınma dayanımını artırarak, bu çeliklerden yapılan takımların servis ömrünü uzatmak için bor yayını ile yüzey sertleştirme işlemi gerçekleştirilmiş ve borür tabakasının çeşitli karakteristik yönleri incelenmiştir. Çelik numunelerdeki karbon miktarı üçünde de hemen hemen aynı olup diğer alaşım elementleri farklılık arz etmektedir. Bu farklılığın, borür tabakası ve ara yüzey özelliklerindeki etkileri belirlenmeye çalışılmıştır.

Borlama işlemi, katı ortamda ticari EKabor toz karışımları kullanılarak yapılmıştır. Borlama işleminin; borlanan malzeme (AISI M2, M50 ve W1), borlama süresi (2, 4, 6 ve 8 saat) ve borlama sıcaklığı (850, 950 ve 1050°C) açısından en uygun şartları tesbit edilmeye çalışılmıştır.

Borlanan elik numunelerinin çeşitli yüzey özellikleri araştırılmıştır. Borlanan numunelerin mikroyapıları optik mikroskopta metalografik olarak incelenmiş, x-ışınları difraksiyon analizi ile de kaplama tabakasını oluşturan fazların cinsi tesbit edilmiştir. Kaplama tabakasının sertlik ve kırılma tokluğu gibi mekanik özellikleri karakterize edilerek, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile kaplama tabakasını oluşturan fazların mikroyapıları ve elementlerin kaplama tabakası içerisindeki dağılımları, enerji dağılımlı x-ışınları spektroskopisi (EDS) ile belirlenmiştir.



## **BÖLÜM 2. BORLAMA VE ÖZELLİKLERİ**

### **2.1. Giriş**

Endüstride, makine elemanlarının kullanım dışı kalmasının başlıca sebepleri; aşınma, yorulma ve korozyondur. Endüstrileşmiş toplumlarda sürtünme ve aşınmanın kontrol altında tutulması veya azaltılması gittikçe artan bir ihtiyaç olmuştur. Çünkü, makinenin servis ömrünü uzatmak, çevre kirliliğine yol açmamak, daha etkili makine ve aletler yapmak, gittikçe azalan malzeme kaynaklarını muhafaza etmek, enerjiden tasarruf etmek ve daha emniyetli alet ve makineler geliştirmek, büyük ölçüde sürtünme ve aşınmanın önlenmesine bağlıdır. Önceleri sadece sıvı veya katı yağlayıcı kullanmakla önlenmeye çalışılan bu probleme tribolojistlerin yaklaşımı, yüzey işlemleri ve kaplamaların kullanılarak aşınmanın önlenmesi yönündedir [5].

Malzeme yüzeylerine uygulanan klasik ve modern kaplama yöntemleri dünyada ve ülkemizde hızla gelişerek yaygınlaşmaktadır. Çünkü sanayileşmiş ülkelerde aşınma sebebiyle G.S.M.H.'nin %7'sine eşdeğer bir harcamanın yapıldığı tahmin edilmektedir [15].

Parça yüzeyi, sadece mekanik ve kimyasal özellikleri değil, elektronik, magnetik ve optik özellikleri de belirleyen unsurdur. Rekabet şartlarının çok ağırlaştığı günümüzde, bilim adamları ve araştırmacılar, daha yüksek performans sergileyen parçalar üretmek için çok yoğun bir gayret sarf etmektedirler. Yüzey işlemleri sayesinde, malzemenin sahip olması istenen özelliklerinin hemen hemen çoğu elde edilebilmektedir. Yüksek mukavemet ve tokluğa sahip olacak şekilde dizayn edilen bir malzemeye uygulanan kaplama işlemi ile parçanın; aşınmaya, termal yüklere ve korozyona da dirençli hale gelmesi sağlanmaktadır [5].

Günümüzde tasarımcılar ve kullanıcılar için oldukça zengin bir yelpazeye sahip olan yüzey işlemleri, uygulanan yüzey işlemlerine bağlı olarak, altlık malzemenin özellikleri üç şekilde değiştirilebilir. Bunlar:

1. Malzeme yüzeyine değişik metal veya bileşikleri kaplayarak ( PVD, CVD plazma püskürtme gibi yöntemlerle metalik, seramik ve organik kaplamalar gerçekleştirmek),
2. Yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek yani farklı bir elementin difüzyonu yoluyla altlık malzeme yüzeyinde bileşik oluşturarak (borlama, nitrürleme, karbürleme, borsilisyumlama ve karbonitrürleme işlemleri gibi),
3. Altlık malzemesinin kendisinden kaynaklanan oksit tabakasını kalınlaştırarak (alüminyum ve titanyumun anodizasyonu gibi), başka maddelerle reaksiyona sokarak (kromatlama ve fosfatlama gibi) [16] veya yüzeyin mikroyapısını (İndüksiyonla Sertleştirme, Alevle Sertleştirme vb.) değiştirerek [17]

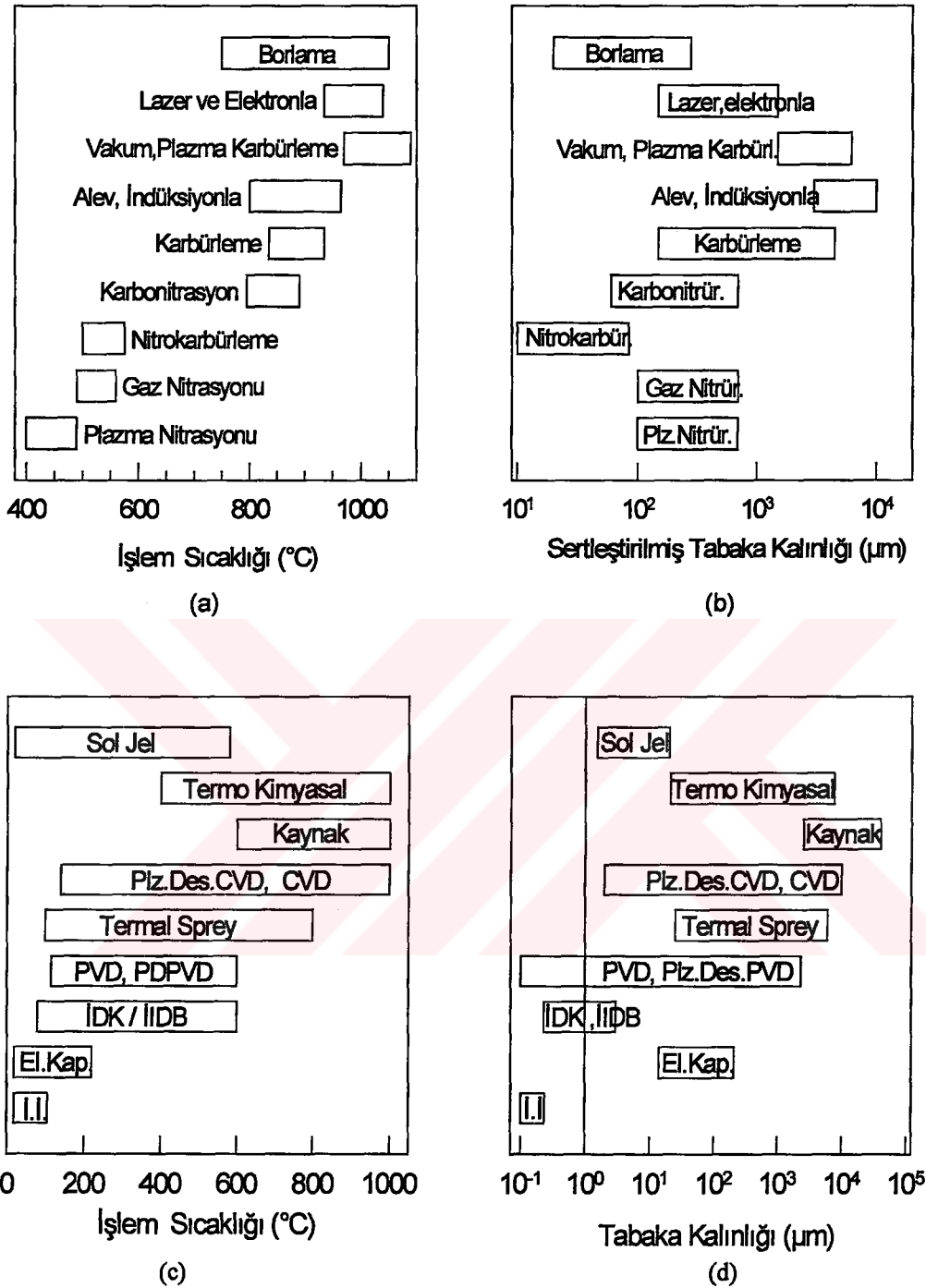
gerçekleştirilmektedir. Yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek gerçekleştirilen yüzey sertleştirme işlemleri, katı, sıvı veya gaz fazındaki elementlerin yüksek sıcaklıklar yardımıyla malzeme yüzeyine yayındırılması esasına dayanır. Değişik elementlerin, farklı proseslerle metalik yüzeylere yayındırıldığı difüzyon işlemleri, endüstride geniş bir kullanım alanına sahiptir. Yüzey işlemlerinin en geniş uygulama alanı bulunduğu demir esaslı alaşımlarda, yüzey modifikasyonu için kullanılan difüzyon esaslı metotların sertlik derinliği ve işlem sıcaklığına bağlı olarak kıyaslanması Şekil 2.1-a,b'de [18], yüzey modifikasyonu için kullanılan değişik yöntemlerin modifikasyon derinliği/kaplama kalınlığı ve işlem sıcaklığına bağlı olarak kıyaslanması ise Şekil 2.1-c,d'de verilmektedir. Belirtilen yöntemlerin birçoğu çeliklere uygulanırken bir kısmı seramik ve polimerik malzemelere de uygulanmaktadır [5].

## 2.2. Borlama İşlemi

Ülkemiz, dünya bor rezervlerinin %63'üne sahiptir. Bu rezerv, ticari ve yüksek kalitede bor minerallerinden oluştuğu için Türkiye, bor cevheri piyasasında rakipsiz konumdadır [8]. Oksit olmayan seramiklerden olan borürler, üstün özelliklere sahip



olduklarından bor ve bor bileşikleri üzerine çok sayıda çalışmalar yapılmaktadır.



Şekil.2.1 (a) Çeliklere uygulanan yüzey sertleştirme işlemlerinde işlem sıcaklıklarının ve (b) Yüzey sertleştirme işlemlerinde sertleşme derinliklerinin mukayesesi [18]. (c) Çeşitli yüzey işlemlerinde işlem sıcaklıklarının ve (d) Yüzey işlemlerinde kaplama kalınlığı/modifikasyon derinliğinin kıyaslanması [5].

İ.İ. : İyon İmplantasyonu  
 El. Kap.: Elektro kaplama  
 PVD : Fiziksel buhar biriktirme  
 CVD : Kimyasal buhar biriktirme  
 İDK : İyon destekli kaplama  
 İİDB : İyon ışın destekli biriktirme  
 PDPVD : Plazma destekli PVD  
 Plz.Des.CVD : Plazma destekli CVD



Son yıllarda özellikle demir esaslı alaşımlar üzerine termokimyasal yöntemle bor kaplamalar ilgi odağı olmuştur. Böylece kaplanan malzemenin matris özellikleri yanında, yüzeyinde oluşacak bor bileşiklerinin özelliklerine bağlı olarak yüksek aşınma, oksidasyon ve korozyon direnci ile üstün mekanik özellikler elde edilmesi mümkün olmaktadır.

Bor elementi, periyodik sistemde 3A grubunda yer almakta olup, atom ağırlığı 10,81 gram ve atom numarası 5'tir. Yoğunluğu  $2,33 \text{ g/cm}^3$  olan borun, ergime noktası  $2092^\circ\text{C}$  iken kaynama noktası  $2550^\circ\text{C}$ , atom yarıçapı  $0,46\text{\AA}$  ve iyon yarıçapı da  $0,23\text{\AA}$  olup valansı +3'tür. Bor elementi genellikle hem tetragonal ve hegzagonal kristal yapıda, hem de amorf yapıda olabilir [10,19]. Amorf yapıdaki yoğunluğu  $2,34 \text{ g/cm}^3$  olan bor elementinin sertliği ise 9,3 Mohs'dur [8].

Borlama, Alman Endüstri Standardı DIN 17014'e göre 'termokimyasal işlem yoluyla iş parçasının yüzeyinin bor atomlarıyla zenginleştirilmesi' olarak tarif edilen termodifüzyonel yüzey işlemidir. Yani, borlama, termal enerji yoluyla bor atomlarının iş parçasının yüzeyindeki metal latisin içerisine yayılması ve orada ana malzemenin atomları ile borürlerin oluşturulmasıdır [22,31].

Borlama işlemi; yüzey sertleştirilmiş çelikler, temperlenmiş çelikler, takım çelikleri, paslanmaz çelikler gibi yapısal çeliklerle, döküm çeliklere, Armco demirine, gri ve sfero dökme demirlere; sinterlenmiş metal tozlarına, çeliklere ve karbürlere; nikel, kobalt, molibden ve titanyum gibi demirdışı alaşımlara uygulanabilmektedir [22,31].

Genellikle borlama işlemi,  $700\text{-}1050^\circ\text{C}$  sıcaklık aralığında 1-12 saat sürelerde çeşitli borlama ortamlarında gerçekleştirilmektedir. Borlama ortamı katı, sıvı veya gaz olup bor kaynağı ( $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ,  $\text{H}_2\text{B}_6$ ), aktivatör ( $\text{KBF}_4$ ), dolgu malzemesi ve deoksidanlardan meydana gelmektedir. Burada aktivatörler tabakanın düzenli büyümesini sağlarken, dolgu ve deoksidan malzemeler işlem sıcaklığında oksijeni tutarak redükleyici bir ortam oluşturmakta ve ayrıca ortamdaki malzemelerin ana malzemeye yapışmasını önlemektedirler. Plazma ve akışkan yatakta borlama işlemleri, gaz ortamda borlama teknikleri içerisinde yer alırlar. Günümüzdeki eğilim çok bileşenli borlamanın kullanımına doğrudur [21,22].

### 2.2.1. Borlama işleminin avantajları

- Borlama işleminin en önemli karakteristik özelliği, elde edilen borür tabakasının çok yüksek sertlik (1450-5000 HV) ve ergime sıcaklığına sahip olmasıdır. Sade karbonlu çelikler üzerinde oluşturulan borür tabakalarının sertliği, diğer geleneksel sertleştirme yöntemleri olan sementasyon ve nitrürasyona göre çok daha yüksektir. Hatta bu sertlik, sertleştirilmiş takım çeliklerinin ve sert krom kaplamanın sertliklerinden daha yüksek, tungsten karbürünkine ise eşdeğerdir. Bor kaplanmış çeliklerin ve diğer sert metallerin yüzey sertlikleri Tablo 2.1' de verilmektedir [22-25].
- Borür tabakalarının yüksek yüzey sertliğine ve düşük sürtünme katsayısına sahip olmaları; adhezif, tribo-oksidasyon (kimyasal), yüzey yorulması ve abrazyon aşınma gibi temel aşınma mekanizmalarının oluşumunu önlemede çok önemli fayda sağlar. Bu sayede kalıp üreticilerinin, pahalı ve zor işlenen takım çelikleri yerine, üstelik orijinal malzemeninkinden daha üstün özelliklere ve aşınma direncine sahip olan kolay işlenen çelikleri kullanabilmeleri mümkün olmuştur. Bu ise takım ve kalıp ömrünü artırdığı gibi yağlayıcı kullanımını da azaltır.
- Borür tabakası, 550-660°C sıcaklıklarda bile sertliğini korumaktadır.
- Isıl işlem uygulanabilen malzemeler performanslarını optimize etmek için borlama sonrası tamamen sertleştirilebilirler.
- Borlama, bir iş parçasının sertleştirilmesi istenen seçilmiş bölgelerine, düzensiz karmaşık şekillere üniform bir şekilde uygulanabilir.
- Soğuk yapışma kaynağına eğilimi azaltmaktadır.
- Borlama işlemi, demir esaslı malzemelerin oksitleyici olmayan seyreltik asitlere karşı korozyon direncini ve bu malzemelerin erozyon dirençlerini artırmaktadır. Bu özellikleri sebebiyle de endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Borlama işlemi ile, düşük alaşımlı çeliklerin, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> ve HCl gibi asitlere karşı direncini artırmak mümkündür.
- Borlanmış yüzeyler çok yüksek sıcaklıklarda (850°C) orta seviyede oksidasyon direncine ve oldukça yüksek ergimiş metal korozyon direncine sahiptir.
- Oksitleyici ve korozif ortamlarda parçanın yorulma ömrünü artırır.
- Borlama yüzeyi, çok hassas bir şekilde parlatılabilir [22,23].

Tablo 2.1 Borlanmış çeliklerin sertlik değerlerinin diğer işlemlerle ve sert malzemelerle karşılaştırılması [22].

Malzeme	Mikrosertlik (Kg/mm <sup>2</sup> veya HV)
Borlanmış yumuşak çelik	1600
Borlanmış AISI H13 kalıp çeliği	1800
Borlanmış AISI A2 çeliği	1900
Su verilmiş çelik	900
Su verilmiş ve temperlenmiş H13 çeliği	540-600
Su verilmiş ve temperlenmiş A2 çeliği	630-700
Yüksek hız çeliği BM 42	900-910
Nitrülenmiş çelik	650-1700
Sementasyonlu düşük alaşımlı çelik	650-950
Sert krom kaplama	1000-1200
Sementit karbürler, WC+Co	1160-1820(30kg)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +ZrO <sub>2</sub> seramikler	1483(30kg)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> +TiC+ZrO <sub>2</sub> seramikler	1730(30kg)
Sialon seramikler	1768(30kg)
TiN	2000
TiC	3500
SiC	4000
B <sub>4</sub> C	5000
Elmas	~10000

### 2.2.2. Borlama işleminin dezavantajları

Borlama işleminin bu avantajlarının yanı sıra bazı sınırlamaları da mevcuttur:

- Borlama teknikleri esnek değildirler. Gaz ortamında sementasyon ve plazma nitrürasyonu gibi diğer termokimyasal yüzey sertleştirme işlemlerine göre işçilik ve işletim maliyeti daha yüksektir. Daha esnek olan gaz karbürizasyonu ve plazma nitrürasyonu işlemlerinin kısa sürede ve daha kolay gerçekleşmesi borlamaya göre avantajlar sağlamaktadır. Buna rağmen; yüksek sertlik ve kalıcı yüksek aşınma ve korozyon direncinin arzu edildiği durumlarda borlama işlemi tercih edilmektedir. Ucuz iş gücü temin edilebilen yerlerde de borlama tercih edilen bir işlemdir.
- Borlamaya tabi tutulan malzemelerde bor tabaka kalınlığının %5-20'si oranında boyutsal olarak artış gözlenmektedir. Örneğin, 25µm'lik bir tabaka kalınlığı, 1,25-6,25µm'lik bir büyümeye neden olmaktadır. Bu kalınlık artışı borlanan malzemenin cinsine ve borlama şartlarına bağlıdır. Çok hassas toleranslarla

çalışmak gerektiği zaman, kaplamanın işlenmesi elmas takımlarla mümkün olmaktadır. Çünkü yüzeyin geleneksel tekniklerle işlenmesi sırasında kaplama tabakasında kırılmalar meydana gelmektedir. Bu da kaplama kalitesinde bozulmalara ve çatlamalara yol açmaktadır.

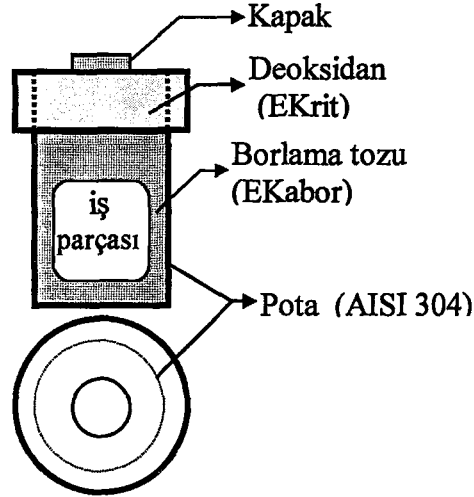
- Genelde borlanmış alaşımlı çelik parçaların döner temaslı yorulma özellikleri yüksek basınçlı yüzeylerde (2000 N) karbürizasyon ve nitrasyonla kıyaslandığı zaman, çok zayıftır. Borlamanın bu özelliği sebebiyle, dişli üretiminde bir sınırlama söz konusudur.
- Borlama sonrası ısıtılacak olan çeliklerde borür tabakasının özelliklerinin korunması için inert atmosfer veya vakum gerekmektedir [22].

### 2.3. Borlama Yöntemleri

Borlama işlemleri, termokimyasal ve termokimyasal olmayan yöntemler olarak iki ana gruba ayrılmaktadır. Bu yöntemlerden en çok kullanılanı termokimyasal yöntemlerdir. Termokimyasal bor kaplama yöntemleri sıcaklık ve zamanın bir fonksiyonu olarak bor atomunun metale difüzyonu prensibine dayanmaktadır. Bu yöntemler; kutu borlama, sıvı borlama, pasta borlama ve gaz ortamda borlama şeklinde sıralanabilir. Termokimyasal olmayan fiziksel buhar biriktirme (PVD), kimyasal buhar biriktirme (CVD), plazma sprey ve iyon biriktirme gibi yöntemler ile de son yıllarda borlama işlemi gerçekleştirilebilmektedir [21,22].

#### 2.3.1. Kutu borlama

Kutu borlama, borlanacak malzemenin bor verici ortam olan bir toz karışımı içerisinde belirli sıcaklık ve sürelerde bekletilmesiyle gerçekleştirilmektedir. Borlanacak parçanın etrafı yeterli miktarda (yaklaşık 10-20mm) borlama tozuyla kaplanarak üst kısma SiC gibi bir dolgu malzemesi doldurulur ve kapak, hava girişini mümkün mertebe engelleyecek şekilde kapatılır (Şekil 2.2). Kutu borlamada çok farklı bor bileşenleri kullanılabilir. Kutu borlamada kullanılan toz karışımlarını meydana getiren bileşenler; katı bor kaynağı, akışkanlar ve aktivatörlerdir [21,31]. Ticari uygulamalarda genellikle bu toz karışımları kullanılarak yapılan kutu borlama tercih edilmektedir. Sementasyona benzeyen bu



Şekil 2.2 Kutu borlama yönteminde iş parçasının potaya yerleştirilmesi [31].

yöntem; işlem kolaylığı, toz bileşiminin kolayca değiştirilebilmesi, faz bileşenlerinin fazla değişikliğe uğramaması, gerekli cihaz ve donanımın basitliği ve ekonomik yönden de ucuz olması gibi faktörler dolayısı ile geniş bir uygulama alanına sahiptir. Pota veya kutunun, yüksek iç gerilmeler, çatlaklar ve kalkmalara sebebiyet vermemesi ve yeniden toz ilavesiyle (%20-50) borlamaya devam edilebilmesi açısından fırın hacminin %60'ını geçmemesi tavsiye edilmektedir. Kutu olarak, alaşımsız çelik, paslanmaz çelik veya alümina kutular kullanılabilir. Homojen bir ısı dağılımı için borlanacak parçaların şekli fırına uygun olmalı ve yerleştirme bu durum göz önüne alınarak yapılmalıdır [31]. Katı ortam borlamasında kullanılan bazı bor kaynakları Tablo 2.2'de, literatürde rastlanan katı ortamda borlama bileşiklerine ait örnekler ise aşağıda verilmiştir [9,11,25,31,34]:

Tipik borlama toz karışımlarının bileşimleri (% ağırlıkça);

- %5 B<sub>4</sub>C, %90 SiC, %5 KBF<sub>4</sub>
- %50 B<sub>4</sub>C, %45 SiC, %5 KBF<sub>4</sub>
- %85 B<sub>4</sub>C, %15 Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>
- %95 B<sub>4</sub>C, %5 Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>
- %84 B<sub>4</sub>C, %16 Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>
- Amorf bor (%95-97)
- %(40-80) B<sub>4</sub>C +% (20-60) Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>
- %60 B<sub>4</sub>C+%5 B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+%5NaF+%30 Demir oksit

- %50 Amorf bor+%1NH<sub>4</sub>F.HF+%49Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>
- %100 B<sub>4</sub>C
- %20 B<sub>4</sub>C +%5KBF<sub>4</sub>+%75 Grafit
- %95 Amorf bor, %5 KBF<sub>4</sub>

Yaygın olarak kullanılan bor kaynakları; bor karbür (B<sub>4</sub>C), ferrobor ve amorf bordur. Ferrobor ve amorf bor çok iyi bor kaynakları olup kalın borür tabakası oluştururlar. Akışkan olarak SiC ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, aktivatör olarak NaBF<sub>4</sub>, KBF<sub>4</sub>, (NH<sub>4</sub>)<sub>3</sub>BF<sub>4</sub>, NH<sub>4</sub>Cl, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, BaF<sub>2</sub> ve Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub> kullanılmaktadır. Amorf bor oldukça pahalı olup yaklaşık fiyatı 250 DM/kg'dır. Ferro borun fiyatı ise 7 DM/kg olsa bile ne ticari miktarlarda, ne de yeterli safiyette üretilmemektedir. Endüstriyel uygulamalar için sadece bor karbür kullanılmakta olup fiyatı hem nisbeten daha ucuzdur (40 DM/kg), hem de kalitesinde bir değişim söz konusu değildir. Borlama işlemi, uygun bir toz karışımı ile yapılabileceği gibi değişik ticari toz karışımları (Tablo 2.3) ile de yapılabilmektedir [21,22,39].

Tablo 2.2 Katı ortamda borlama işleminde kullanılan bazı bor kaynakları [31].

Malzeme	Formülü	Molekül Ağırlığı	Teorik Bor Oranı (%)	Ergime Sıcaklığı (°C)
Amorf Bor	B	10,82*	95-97	2050
Ferro Bor	Fe-B	-	17-19	-
Borkarbür	B <sub>4</sub> C	55,29	77,28	2450

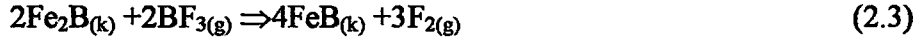
\*Atom ağırlığı

Kutu borlamada kullanılan pota, borlama işlemi boyunca bor kaynağının kaybını önlemek için kaplanarak tüm malzemeler doldurulduktan sonra ağız kısmı demir curufu veya oksitlenmeyi önleyecek bir madde ile kapatılmaktadır. Hazırlanan kutular, işlem sıcaklığına getirilmiş fırına yerleştirilir. İşlem sıcaklığı borlanacak malzemeye bağlı olarak 840-1050°C arasında, borlama süresi ise 1-8 saat arasında seçilmektedir. İşlem süreleri; sıcaklığın yanında, kullanılan borlama ortamının ne kadar reaktif olduğuna da bağlıdır.

Katı ortam bileşiklerinden, metale bor transferi mekanizmasının tam olarak açıklanamamış olmasına rağmen, gaz fazı reaksiyonlarının önemli olduğu



bildirilmiştir. %50 (amorf)B + %1 NH<sub>4</sub>F.HF + %49 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bileşimindeki bir toz karışımı ile yapılan kutu borlama işleminde, kutu içerisinde aşağıdaki reaksiyonların meydana geldiği varsayılmaktadır [25]:



Tablo 2.3 EKabor borlama ürünleri [21].





































Tip	Tane Boyutu (µm)	Yoğunluk Kompakt, gr/cm <sup>3</sup>	Özellik
EKabor 1	≤ 150	1,80	Yüzey kalitesi en yüksek tabaka için; parça yüzeyine yapışmaya eğilimli
EKabor 2	≤ 850	1,50	Mükemmel yüzey kalitesi; işlem sonrası parçadan kolaylıkla ayrılma
EKabor 3	≤ 1,400	0,95	Çok iyi yüzey kalitesi, işlem sonrasındaki toz akıcılığı hala iyidir
EKabor HM	≤ 150	0,95 – 1.50	Çok iyi yüzey kalitesi; sert metal, küçük delik ve kalın tabakalar için
EKabor WB	220-350	0,95	Oksijensiz gaz atmosferde, akışkan yatakta borlama için
EKabor Pasta	-	1,90	Daldırma, fırça ile sürme ve püskürtme ile uygulanabilir, inert gaz altında çalışılmalı
EKrit	≤ 420	1,55	Örtü malzemesi, borlama süresince toz borlama ürünlerine oksijen sızmasını önler






Goeriot ve arkadaşları [35], 'Boridif' olarak isimlendirdikleri özel bir borlama işlemi geliştirmişler ve aktivatör olarak KBF<sub>4</sub> yerine BF<sub>3</sub> ve SiC'ün kullanılmasını önermişlerdir. Böylece tek fazlı Fe<sub>2</sub>B tabakasının elde edilmesinin kolaylaştığını iddia etmişlerdir. Çift fazlı borür tabakası çatlamaya ve dağılmaya oldukça eğilimlidir. Bunun sebebi ise bu iki borür fazının iç gerilmelerindeki farklılıktır. Fe<sub>2</sub>B fazında basma gerilmesi, FeB fazında ise çekme gerilmesi hakimdir. Ticari borlama tozlarının kullanımıyla %100 tek fazlı borür tabakası elde edilmesinin, özellikle yüksek alaşımlı çelikler için mümkün olmadığı belirtilmiştir [31]. Fakat Fichtl [39], düşük denilebilecek sıcaklıklarda (~800°C) ve kısa işlem sürelerinde ( max.2-3 saat), FeB fazı içermeyen yaklaşık 40µm kalınlığa kadar tek fazlı borür tabakası meydana

getirilebildiğini, daha kalın tabakalarda ise tabakanın %50'den fazlasının FeB fazından meydana gelmesinin kaçınılmaz olduğunu ifade etmektedir.

Altlık malzemenin borlanmasıdaki borlama sıcaklığı ve süresi ile ısıtma hızı önemli rol oynar. Özellikle 700-800°C arasındaki bölge çok önemlidir. Çünkü, alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerde bile bor atomlarının difüzyon hızı 800°C'nin yukarısındaki sıcaklıklarda teknik olarak kullanılabilir borür tabakasının üretimi için yeterli bir büyüklüğe ancak erişir. Diğer taraftan, 700°C'nin üzerinde termokimyasal reaksiyonlar tarafından üretilen aktif borun konsantrasyonu sürekli bir şekilde artmaktadır. Bu nedenle, hızlı ısıtma ile bu sıcaklık aralığının yukarısına hızlı bir şekilde geçilmedikçe, bor atomları parça yüzeyinde birikecek ve FeB fazının oluşumunu sağlayacaktır. İnce tabakalarda bazı problemler oluşturan bu FeB fazı ise borlamanın daha ileri safhalarında giderilemeyecektir. Termal iletkenliğinin kötü olmasından dolayı, gerekenden daha fazla miktarda toz kullanımı bu sebeple tavsiye edilmemektedir [39]. Tablo 2.4'de toz karışımındaki B<sub>4</sub>C içeriğinin farklı yapıdaki çeliklerde borür tabakasının oluşumuna etkisi görülmektedir. B<sub>4</sub>C miktarı % 2,5'e düşürülerek FeB fazı ihtiva etmeyen borür tabakası elde edilebilir. Bu yöntem, yüksek alaşımlı çeliklerde aynı ölçüde başarılı sonuçlar vermemektedir [36].

Tablo 2.4 Borlama tozundaki B<sub>4</sub>C miktarının çeşitli çeliklerde, borür tabakasında FeB fazı oluşumuna etkisi (900°C'de 5 saat borlanmış)[36].

Çelik	% B <sub>4</sub> C			
	2,5	5	7,5	10
C15				
C45				
42CrMo4				
61CrSiV5				
C100				
100Cr6				
145Cr6				
X40Cr13				
18/8 Paslanmaz				

 FeB fazı oluşmamış  
 Yalnızca köşelerde FeB oluşmuş  
 Diş görünümünde FeB var  
 FeB, tabaka yüzeyini tam örtememiş  
 Tabaka yüzeyi tamamen FeB ile kaplanmış



### 2.3.1.1. Akışkan yatakta borlama

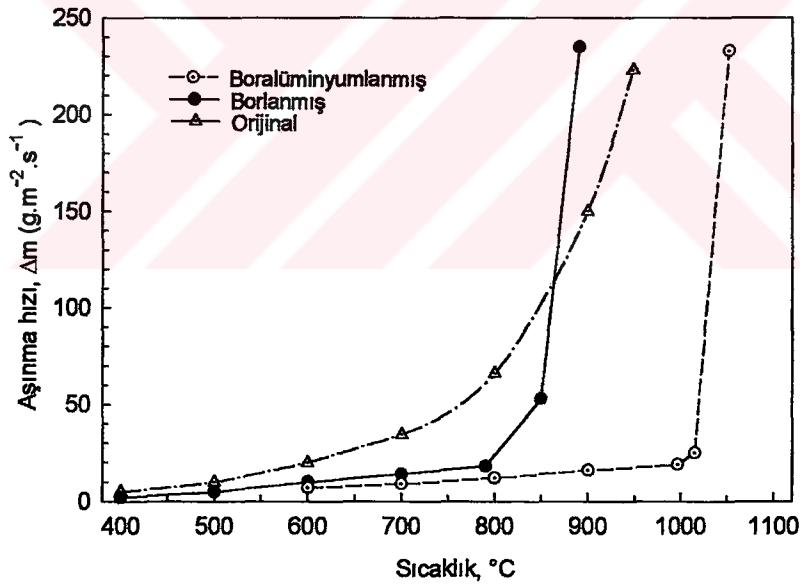
Katı ortamda borlamanın bir versiyonu olan akışkan yatakta borlama yönteminde, akıcı ortam olarak özel borlama tozu (EKabor WB gibi) kullanılır. Bu toz, oksijensiz gaz (örn. N<sub>2</sub>/H<sub>2</sub> karışımı) ile akıcı hale gelmektedir. Bu prosesin sahip olduğu bazı avantajlar şunlardır:

- İşlem sıcaklığına hızlı ısıtma ve daha kısa süreli işlem görecektir parçaları doğrudan dışarıya alabilme mümkündür.
- Borlanan parça ve hareketli partiküller arasındaki çok yüksek ısı transfer hızı sebebiyle mükemmel termal kararlılığa sahiptir.
- Sürekli ve otomatik çalışma imkanı vardır. Borlanacak parçalar aralıklı bir şekilde şarj edilebilir ve fırından dışarı alınabilir.
- Borlama sonrasında parçaya doğrudan su verilebilir. Bu ise borlama ve su verme işlemlerini tek bir işleme indirgeme demektir.
- Kitlesele üretilmiş parçaların işlemlerinde zaman ve enerji tasarrufu sağlar.

### 2.3.1.2. Çok bileşenli borlama

Çok bileşenli borlama, bor elementi yanında, alüminyum, krom, silisyum, vanadyum ve titanyum gibi metalik elementlerden bir veya birkaçının, çelik yüzeyine aynı anda veya birbiri ardına yayındırılması esasına dayanan termokimyasal bir işlemdir. Katı ortamda yapılabildiği gibi sıvı boraks ortamında da yapılabilmektedir. Çok bileşenli borlama, genellikle iki kademeli bir işlem olarak, 850-1050°C sıcaklık aralığında gerçekleştirilmektedir. İlk aşamada borlama işlemi, geleneksel yöntemlerden biriyle yapılmaktadır ve daha çok kutu borlama tercih edilmektedir. FeB fazının oluşumu iyi sonuçlar vermekte ve 30µm civarındaki kaplamalar yeterli olmaktadır. İkinci aşamada, elementin tabakaya difüzyonu gerçekleştirilmektedir. Kutu borlama sırasında oluşan sinterleşmeyi önlemek için ortamdan Ar veya H<sub>2</sub> gazı geçirilmektedir. Çok bileşenli borlama; bor-alüminyumlama, bor-silisyumlama, bor-kromlama, bor-krom-titanyumlama, bor-krom-vanadyumlama ve bor-vanadyumlama şeklinde altı gruba ayrılmaktadır [22,26].

Bor-silisyumlama ile işlem gören parçaların yorulmalı korozyon dirençlerinde artış sağlanırken, bor-alüminyumlama ile rutubetli ortamlarda daha iyi korozyon ve aşınma direncine sahip parçalar elde edilmektedir. DIN Ck 45 çeliğinin; orijinal, borlanmış ve bor-alüminyulanmış durumdaki aşınma hızlarının sıcaklıkla değişimi Şekil 2.3’de verilmiştir [27]. Bor-kromlama işlemi ile, bor-alüminyumla işlemindekenden daha yüksek oksidasyon direncine ve geleneksel borlamadakinden daha iyi korozyon ve yorulmalı korozyon direncine ulaşılmaktadır. Bor-kromlanmış parçaların ısıl işlemleri, bu sebepten dolayı kontrollü atmosfer gerektirmeksizin yapılabilmektedir. Bor-krom-titanyumlama işlemi sonrasında parça yüzeyinde 5000 kg/mm<sup>2</sup> sertlik değerine sahip titanyum borür tabakası oluşmakta, bu da çok yüksek abrazyon ve korozyon direnci sağlamaktadır. Bor-vanadyumlama ve bor-krom-vanadyumlama işleminde sertliği 3000 kg/mm<sup>2</sup> olmasına rağmen oldukça sünek tabakalar elde edildiğinden, bu işlem, darbeli yüklemelere maruz kalacak olan parçalara uygulanabilmektedir [26].



Şekil 2.3 Çeşitli yüzey işlemlerine uğratılmış Ck 45 çeliğinde aşınma hızlarının sıcaklıkla değişimi [27].

### 2.3.2 Pasta borlama

Pasta borlama, kutu borlamanın zor ve daha pahalı olduğu veya fazla zaman kaybının olduğu durumlarda kullanılan bir yöntemdir. Pastalarla yapılan kısmi borlama

işlemleri, son zamanlarda yaygınlaşmaktadır [21,36]. Karmaşık şekilli veya kitlesel üretilmiş parçaların tamamen veya kısmen seri bir şekilde borlanması, borlama pastası ile yapılabilir. Bu proste %45 B<sub>4</sub>C (200-400 mesh arası) ve %55 kriyolit (Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>, fluks ilaveli [37] ) veya geleneksel borlama toz karışımı B<sub>4</sub>C + SiC + KBF<sub>4</sub> iyi bir bağlayıcı ajan ile (Bütül asetatı çözünmüş nitroselüloz, metil selülozun sulu çözeltisi veya hidrolize edilmiş etil silikat) uygulanmaktadır. Hazırlanan borlayıcı karışım yani pasta, malzemenin yüzeyine püskürtülerek 1-2mm civarında tabaka oluşturulmakta ve kurutulmaktadır. İşlem, demir esaslı malzemelere geleneksel fırınlarda 800-1000°C sıcaklık aralığında 5 saat süreyle uygulanmaktadır. Bu işlemde koruyucu atmosfer olarak Argon, NH<sub>3</sub>, veya N<sub>2</sub> kullanılmaktadır. Borlayıcı ürünün davranışı, gaz özellikleri tarafından büyük oranda etkilenir. Argon en iyi sonucu verse de NH<sub>3</sub> de kullanılabilir. Endotermik veya CO ihtiva eden gazlar kullanılmazlar. Pasta borlama işleminde 1000°C'de 20 dakika süre sonunda 50µm kaplama kalınlığı elde edilebilmektedir. Büyük parçaların veya seçilmiş alanların borlanması için oldukça elverişlidir [22].

### 2.3.3 Sıvı borlama

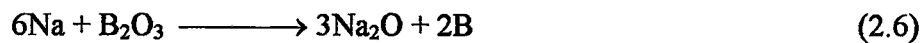
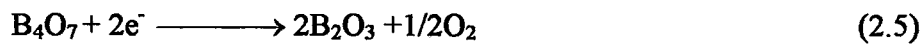
Bu yöntemde borlama banyosu sıvı halindedir. Borlama işlemi 670-1000°C sıcaklık aralığında gerçekleştirilmektedir. Sıvı ortamda borlama, elektrolitik sıvı borlama ve elektrolizle sıvı borlama olarak iki ana grupta toplanmaktadır. Bu proses bir çok dezavantaja sahiptir. Bunlar:

- Borlama sonrasında parça yüzeyinde tuz kalıntıları ve reaksiyona girmeyen bor vardır. Bunların giderilmesi zaman ve para kaybına yol açar.
- Borlamanın başarılı olabilmesi, borlama sırasında banyo viskozitesinin artmamasına bağlıdır. Bu sebeple sıvı banyoya tuz ilavesi yapılmaktadır ki bu da maliyeti yükseltir.
- Korozyon ortamlara dayanıklı fırınlara ihtiyaç vardır.

Demir esaslı malzemelerin elektrolitik sıvı borlama işlemi, 900-950°C sıcaklık aralığında gerçekleştirilmektedir. Borlama işlemi aynı zamanda, %55 boraks, %40-50 ferro-bor ve %4-5 ferro-alüminyum ilavesiyle de yapılmaktadır. Nikel

alaşımlarının borlanması,  $\text{KBF}_4\text{:KF}$  tuz banyosu,  $670^\circ\text{C}$  'nin altındaki uygulamalarda 75:25 oranında kullanılarak istenen kalınlıkta bor tabakası elde edilebilmektedir [22]. Aynı zamanda daha yüksek sıcaklıklarda demir esaslı malzemeler için de iyi sonuçlar sağlanmaktadır. %55 boraks, %45  $\text{B}_4\text{C}$  karışımı ve 1:1 oranında  $\text{NaCl}$  ve  $\text{BaCl}_2$  kullanılarak çok yüksek tabaka kalınlıkları elde edilmektedir. Sıvı borlama ayrıca, boraks, ferro-silis, borik asit ve sodyum sülfat ( $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ) esaslı tuz banyolarında da gerçekleştirilmektedir [9,22,28,29].

Tuz banyosunda elektrolizle borlama işleminde, katot olarak borlanacak demir esaslı malzeme, anot olarak grafit elektrot ve elektrolit olarak ise boraks ( $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ) kullanılmaktadır. Borlama işlemi,  $900\text{-}950^\circ\text{C}$  sıcaklık aralığında 4-6 saat süre ile  $0,15\text{-}0,20 \text{ A/cm}^2$  akım altında gerçekleştirilmektedir [22,28,29]. Parçanın her tarafında homojen bir kaplama tabaka kalınlığı elde edebilmek için elektroliz sırasında parça döndürülmektedir. Düşük alaşımlı çeliklerde çok ince kaplamaların elde edilmesinde, yüksek akım yoğunluğu kullanılarak çok kısa sürelerde borlama yeterli olmaktadır. Alaşımlı çeliklerde ise kalın kaplama tabakalarının elde edilmesi için düşük akım yoğunluğu ve uzun sürelerde borlama işlemi gerekmektedir [22]. Yapılan araştırmalarda borür tabaka kalınlığının borlama süresi, borlama sıcaklığı ve akım yoğunluğundaki artışa bağlı olarak arttığı gözlenmiştir. Ancak, tabakanın yapısal karakteri bu durumdan etkilenmemektedir [28]. Elektrolizle sıvı borlama işlemi sırasında, ergimiş haldeki tetraborat, borik asit ve elementel oksijene dönüşmektedir (Eşitlik 2.5). Elektroliz banyosunda şu reaksiyonlar cereyan etmektedir:



Bu durumda katoda yakın bölgede bol miktarda bor oluşturulmaktadır. Benzer şekilde iyi sonuçlar veren elektrolit bileşikleri aşağıda verilmektedir [31,32]:

- $\text{KBF}_4\text{-LiF-NaF-KF}$  karışımı  $600\text{-}900^\circ\text{C}$  arasında,
- $20\text{KF-}30\text{NaF-}50\text{LiF-}0,7\text{BF}_2$ ,  $800\text{-}900^\circ\text{C}$  arasında (%mol)  $90\text{N}_2\text{-}10\text{H}_2$  ortamında,
- 9:1 (KF-LiF) -  $\text{KBF}_4$  karışımı argon atmosferinde,

- $\text{KBF}_4\text{-NaCl}$  karışımı  $650^\circ\text{C}$ 'de
- $90 (30\text{LiF} + 70\text{KF}) - 10\text{KBF}_4$  karışımı  $700\text{-}850^\circ\text{C}$ 'de,
- $80\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 - 20\text{NaCl}$ ,  $800\text{-}900^\circ\text{C}$ 'de.

### 2.3.4 Gaz borlama

Gaz borlama işleminde kullanılan bor taşıyabilen gazlar, bor halojenler veya bor hidrürlerdir. Gaz borlamada en çok kullanılan ortamlar aşağıda verilmektedir:

- Diborane ( $\text{B}_2\text{H}_6$ )- $\text{H}_2$  karışımı,
- Bor halid- $\text{H}_2$ /veya ( $75:25 \text{N}_2\text{-H}_2$ ) gaz karışımı,
- $(\text{CH}_3)_3\text{B}$  ve  $(\text{C}_2\text{H}_5)_3\text{B}$  gibi organik bor bileşikleri.

Gaz fazında borlama işlemi kompleks ekipmanlar gerektirmektedir. Halbuki proses kendi içerisinde oldukça basittir. Fakat dezavantajlı olduğu iki durum vardır [22]:

1. Son derece tehlikeli olan hidrojen siyanürün (prüsik asit) zehirlilik sınırı 10 ppm iken diboranın zehirlilik sınırı 0,1 ppm'den düşüktür.
2. Hidrojen ile seyreltilse bile diboran oldukça pahalıdır.

$(\text{B}_2\text{H}_6)\text{-H}_2$  karışımı, zehirli ve patlayıcı olma özellikleri sebebiyle ticari olarak kullanılmamaktadır. Organik malzemeler kullanıldığı takdirde borür ve karbür bileşikleri birlikte oluşmaktadır.  $\text{BBr}_3$ , çok pahalı ve suyla olan kuvvetli reaksiyonu ayrıca yüksek sıcaklıkta kararlılığının ayarlanması için  $\text{BF}_3$ 'e ihtiyaç duyulması sebebiyle kullanım açısından tercih edilmemektedir. Gaz borlama işlemi için en çok  $\text{BCl}_3$  tercih edilmektedir. Parça gaz borlamaya tabi tutulacağı zaman  $1:15 \text{BCl}_3\text{+H}_2$  gaz karışımında  $700\text{-}950^\circ\text{C}$  arasında ve 67 KPa basınç altında (0.67 bar) borlanmaktadır. Son çalışmalar,  $\text{H}_2$  yerine  $75:25$  oranında  $\text{N}_2\text{:H}_2$  kullanılmasıyla FeB fazının azaldığını ve daha iyi kalitede tabakaların elde edildiğini göstermiştir. Bu işlem titanyum ve alaşımlarına da uygulanabilmektedir [22,38].

## 2.4. Borlanabilen Malzemeler ve Borürlerin Genel Özellikleri

Endüstriyel olarak borlama işlemi, çok geniş bir yelpazedeki demir esaslı alaşımların hemen hepsine ve bazı demir dışı alaşımlara uygulanmaktadır. Sade karbonlu, paslanmaz ve takım çelikleri gibi yapısal çeliklere, döküm çeliklere, Armco demire (ticari saflıkta), gri ve küresel grafitli dökme demirlere, sinterlenmiş demir ve çeliklere uygulanabilmektedir. Buna ilaveten, nikel, kobalt, molibden, titanyum, krom, mangan ve tantalyum gibi demir dışı metal ve alaşımlarına, bazı seramiklere de uygulanmaktadır [22,31]. Altlık malzemenin uygunluğuna göre borlama işlemi 800-1050 °C sıcaklık aralığında yapılabilir. Fakat gri dökme demir ve sert metallerde bu kadar yüksek sıcaklıklara çıkılamaz. Gri dökme demirlerin borlanması 850-880°C sıcaklık aralığında gerçekleştirilir. Çünkü steadit ötektiği içeren gri dökme demir, 950°C'de ergimeye başlayacak ve bunun sonucunda ise iş parçasının yüzeyi deforme olacaktır [21]. Sert metallere için tavsiye edilen sıcaklık ise en fazla 900°C civarındadır. Daha yüksek sıcaklıklarda altlık malzemenin borlanması yanında wolfram karbür partiküllerinin veya mevcut diğer sert karbürlerin de parçalanıp borürlere dönüşmesi mümkündür [21]. Alüminyum, çinko ve magnezyum alaşımları düşük ergime sıcaklıklarından dolayı borlanamayan alaşımlardır [31].

Borlama işleminin ostenit fazında gerçekleşmesi sebebiyle havada sertleşen çelikler, borlama sonrasında anında sertlik kazanırlar. Suda sertleşen parçalar borür tabakasının termal şoka maruz kalması sebebiyle su verilmesi gerekli olduğu durumlarda borlanmazlar. Benzer şekilde kükürtlü ve kurşunlu çelikler yüzeyde çatlak oluşturma eğilimleri, nitrülenmiş çelikler ise çatlak hassasiyetleri sebebiyle borlama işlemine tabi tutulmamaktadır [22,23,31]. Tablo 2.5'de toz ortamda borlanan bazı malzemelerin borlama sıcaklıkları ve elde edilebilecek optimum tabaka kalınlıkları verilmiştir [27].

Alüminyum içeren çeliklerin (mesela nitrüleme çeliği 34CrAlNi7, malzeme no: 1.8550) borlanması tavsiye edilmemektedir. İçerisinde ağırlıkça ~%1'den fazla silisyum bulunan çelikler kalın borür tabakası için uygun olmayan malzemelerdir. Bu malzemelerdeki alüminyum ve silisyum, bor atomlarının difüzyonu sırasında yüzeyden içerilere doğru itilirler. Difüzyon bölgesinde Fe<sub>2</sub>B fazının altında ferritik

bir bölgenin oluşumuna yol açarlar. Bunun sonucu olarak son derece sert borür tabakasının altında orijinal altlık malzemedan daha yumuşak bir tabaka yer alacaktır. Eğer iş parçası, oldukça yüksek gerilmelere maruz kalırsa, sert borür tabakası bunu yumuşak ferrit bölgesine iletecek ve borür tabakasının parçalanmasına (yumurta kabuğu etkisi) yol açacaktır [22,39].

Tablo 2.5 Toz ortamda borlanan bazı malzemelerin borlama sıcaklıkları ve elde edilebilecek optimum tabaka kalınlıkları [27].

Malzeme No	DIN	AISI	Borlama sıcaklığı (°C)	Tabaka Kalınlığı (µm)
1.0037	St 37-2		900 - 1000	50 - 500
1.0050	St 50-2		900 - 1000	50 - 500
1.1141	Ck 15	1020	900 - 1000	50 - 500
1.1191	Ck 45	1042	900 - 950	40 - 200
1.7131	16 MnCr 5	5115	880 - 950	40 - 200
1.8159	50 CrV 4	6152	880 - 900	15 - 150
1.8519	31 CrMoV 7		880 - 900	15 - 150
1.4541	X10 CrNiTi 18 10		880 - 980	20 - 60
1.4571	X10 CrNiMoTi 18 10		880 - 980	20 - 60
1.2080	X 210 Cr 12	D3	940 - 980	40 - 80
1.2162	21 MnCr 5		880 - 950	40 - 200
1.2312	40 CrMnMoS 8 6		880	40 - 120
1.2316	X 35 CrMo 17		1010 - 1030	40 - 100
1.2379	X 155 CrVMo 12 1	D2	1020 - 1050	40 - 80
1.2436	X 210 CrW 12	D6	940 - 980	40 - 80
1.2764	X 19 NiCrMo 4		880 - 920	40 - 150
1.2787	X 22 CrNi 17		950	20 - 60
1.2842	90 MnCrV 8	O2	880 - 900	40 - 150
	GGL 25		850	40 - 200
	GGG 60		850	40 - 200
	Sert Metal GL20		Max. 880	10 - 30

Titanyum ve alaşımlarının borlanması, 1000-1200°C sıcaklık aralığında, kutu borlama yöntemi ile yüksek vakumda (0,0013 Pa veya  $10^{-3}$  torr) ve yüksek saflıkta argon kullanılarak oksijensiz amorf bor ortamında; gaz borlama yönteminde ise  $H_2$ - $BCl_3$ -Ar gaz karışımında yapılmaktadır. Titanyumun borlanması sonucunda, aşınmaya karşı oldukça dayanıklı, %18 bor ağırlık yüzdesi ile TiB, %30-31 bor ağırlık yüzdesi ile  $TiB_2$  ve  $Ti_3B_4$  oluşmaktadır [36,41].

Kobalt ve nikel gibi metaller ve alaşımları ile bu elementleri ihtiva eden sert metaller borlanabilen malzemelerdir. Kobalt ve nikel esaslı WC ve TiC gibi karbürler çok sert ve yüksek ergime sıcaklığına sahip olmalarına karşılık, nemli atmosferik şartlarda,



oksidasyon dayanımları düşüktür. Bunu önlemek için borlama uygulanabilir. Nikel ve kobalt gibi yumuşak metallerin borlanması ile sinterlenmiş karbürlerin aşınma dirençleri yükseltilebilir [22,23]. Ancak, tatmin edici bir sonuç alabilmek için kobalt veya nikel oranı, hacimce %6'dan yüksek olmalıdır [36,39].

Bakır atomları, bor atomlarının difüzyonuna engel olduğu için bakır veya bakır alaşımları borlanmaya uygun değildirler. Fakat bölgesel borlama işleminde borlanmayacak kısımların maskelenmesinde kendinden yapışan ince film veya sac olarak kullanılırlar. İşlem sıcaklığı 950°C'nin üzerine çıkarsa, EKabor bileşimindeki bileşikler ile bakır arasında ötektik reaksiyonu sonucu ergime meydana gelir. Bakır ile korunan parçaların borlanmasında bu yüzden 930°C'nin yukarısına çıkılmamalıdır. Tablo 2.6'da çeşitli altlık malzemelerin borlanması sırasında oluşan borürlerin ergime sıcaklıkları ve mikrosertlik değerleri verilmektedir [22,39].

Tablo 2.6. Çeşitli altlık malzemelerinin borlanması sırasında oluşan farklı borür fazlarının ergime noktaları ve mikrosertlik değerleri [22].

Altlık Malzeme	Borür Tabakasındaki Sürekli Faz	Tabaka Sertliği (HV veya Kg/mm <sup>2</sup> )	Ergime Sıcaklığı	
			°C	°F
Fe	FeB	1900-2100	1390	2535
	Fe <sub>2</sub> B	1800-2000		
Co	CoB	1850		
	Co <sub>2</sub> B	1500-1600		
	Co <sub>4</sub> B	700-800		
Co-27.5Cr	CoB	2200 (100gr)		
	Co <sub>2</sub> B	~1550 (100gr)		
	Co <sub>4</sub> B(?)	700-800		
Ni	Ni <sub>4</sub> B <sub>4</sub>	1600		
	Ni <sub>2</sub> B	1500		
	Ni <sub>3</sub> B	900		
İnco 100		1700 (200gr)		
Mo	Mo <sub>2</sub> B	1660	2000	3630
	MoB <sub>2</sub>	2330	~2100	~3810
	Mo <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	2400-2700	2100	3810
W	W <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	2600	2300	4170
Ti	TiB	2500	~1900	~3450
	TiB <sub>2</sub>	3370	2980	5395
Ti-6Al-4V	TiB			
	TiB <sub>2</sub>	3000 (100gr)		
Nb	NbB <sub>2</sub>	2200	3050	5520
	NbB <sub>4</sub>			
Ta	Ta <sub>2</sub> B		3200-3500	5790-6330
	TaB <sub>2</sub>	2500	3200	5790
Hf	HfB <sub>2</sub>	2900	3250	5880
Zr	ZrB <sub>2</sub>	2250	3040	5500

Alaşım elementleri borür tabakası içerisinde katı eriyik borürleri oluşturduğu için borür tabakasının sertliğini artırır [22]. Titanyum, nikel ve kobalt gibi alaşım elementlerinin ilavesi, borür tabakasının büyümesini yavaşlatıp, yüksek bor konsantrasyonuna sahip borürlerin oluşumuna sebebiyet vererek çok fazlı, daha kaliteli borür tabakaları meydana getirirler (Mesela, titanyumda  $TiB_2$  fazının meydana gelmesi gibi). Kobalt ve titanyumun borlanmasıda meydana gelen borür tabakası kolonsal değil oldukça üniform düz bir yapıdadır [22,42].

#### 2.4.1. Borürlerin özellikleri

Bor, periyodik tabloda bir çok elementle bileşik oluşturmaktadır. Borür bileşiklerinin çoğu kuvvetli kovalent bağ yapısına sahip olduklarından ergime sıcaklık dereceleri, elastisite modülleri ve sertlikleri oldukça yüksektir. Borürlerin oluşumu, büyük ölçüde bileşik yaptığı atomla arasındaki atomik boyut faktörüne ve elektrokimyasal etkiye bağlıdır. Diğer seramik bileşiklere göre borürlerin termal genleşme katsayıları orta seviyelerde, ısı iletkenlik katsayıları ve termal şok dirençleri ise oldukça yüksek seviyelerdedir. Borürlerin çoğunun elektriksel dirençleri, 5-80  $\mu\Omega$ -cm aralığında olup, diğer seramik bileşiklere göre iyi elektriksel iletkenliğe sahiptirler. Kristal yapıları ve latis parametreleri benzer olan borürler katı eriyik oluşturabilirler. Borürlerin kimyasal dirençleri, birçok seramiğe nazaran oldukça yüksektir. Tablo 2.7'de bazı metal borürlerin özellikleri verilmektedir [42].

#### 2.4.2. Fe-B ikili denge diyagramı

Periyodik tablonun IIIA grubunda yer alan bor elementinin atom numarası 5 ve atom ağırlığı 10.81 gram'dır. Borun atom yarıçapı, 0.46Å° ve ergime sıcaklığı 2092°C'dir. Bor elementinin valansı +3, iyon yarıçapı 0.23Å°'dur. Bor elementi, rombohedral kristal yapısına sahip olup latis parametreleri sırasıyla  $a=1.093nm$  ve  $c=2.381nm$  'dir [43]. Bor, amorf yapıda da olabilmektedir [19,20].

Bir alaşımda katı eriyik oluşum şartları arasında en önemli olanı, atomik boyut faktörüdür [44]. Bor elementi  $\alpha$ -Fe'de atom çapına bağlı olarak hem arayer hem de yeralan konumunda bulunabilmektedir. Fe-B sisteminde borun atom yarıçapının

Tablo 2.7 Çeşitli metal borürlerin bazı özellikleri [42].

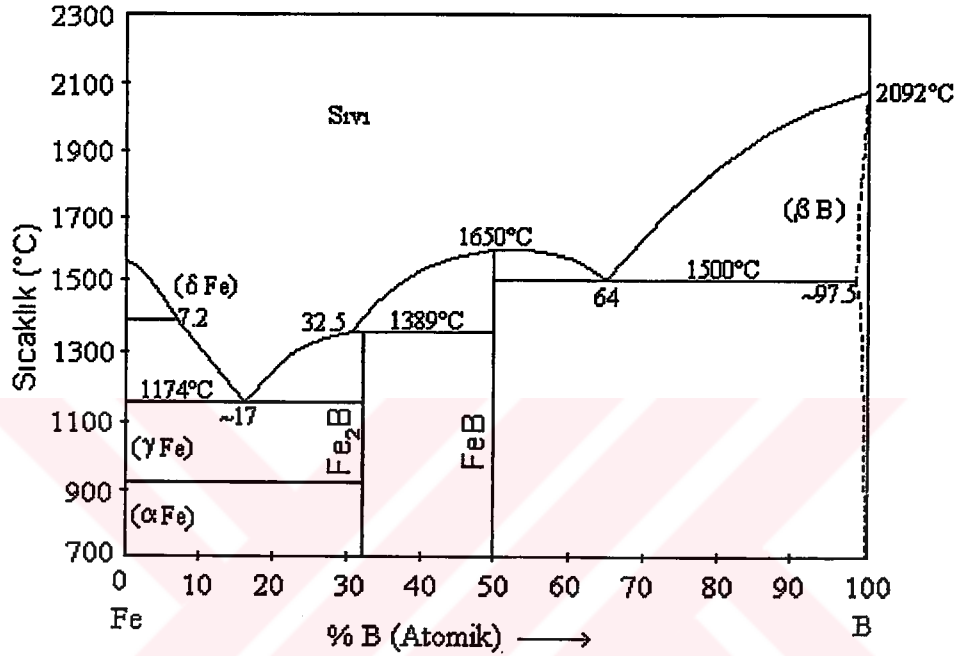
Borür	Kristal Yapı	Teorik Yoğun. (gr/cm <sup>3</sup> )	Ergim. Sıcak. (°C)	Termal Genleşme (10 <sup>-6</sup> /K)	Termal İletkenlik (W/m.K)	Sertlik (GPa)	Elastik Modül (GPa)	Elektrik Direnci (10 <sup>6</sup> Ω.cm)
Co <sub>3</sub> B	Ortog.	8,13	1110	..	17	11,3	..	28
Co <sub>2</sub> B	Tetra.	8,05	1260	..	14	11,3	..	33
CoB	Ortog.	7,32	..	..	17	11,3	..	76
Cr <sub>2</sub> B	Ortog.	6,58	1870	14,2 (27-1027°C)	10,9 (20°C)	13,2	..	107
CrB	Tetra.	6,14	..	12,3 (27-1027°C)	20,1 (20°C)	11,8	..	46
Fe <sub>2</sub> B	Tetra.	7,34	1410	8,9 (20-800°C)	17,4	13,1-17,7	284	38
FeB	Ortor.	6,73	1650	~12 (400-1000°C)	12 (20°C)	16,2-18,6	343	80
Mn <sub>2</sub> B	Tetra.	7,18	1580	..	6,6	17,7	..	40
MnB	Ortog.	6,36	1890	..	7,7	20,1	..	57
Mo <sub>2</sub> B	Tetra.	9,23	2280	5 (25-500 °C)	..	24,5	..	40
MoB <sub>2</sub>	Hegz.	7,99	2375	7,7 (300-900°C)	..	11,8	..	45
Mo <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	Ortog.	7,45	2140	8,6 (27-1027°C)	~ 50 (20°C)	23	672	26
NbB	Ortog.	7,57	2917	12,9 (27-1027°C)	15,6 (27°C)	21,5	..	40
NbB <sub>2</sub>	Hegz.	7,00	3036	8 (27-1027°C)	23,5 (1027°C)	25,5	637	26
Ni <sub>3</sub> B	Ortog.	8,20	1175	..	41,8	11,7	..	21
Ni <sub>2</sub> B	Tetra.	8,05	1225	..	54,8	14	..	14
NiB	Ortog.	7,17	1590	..	21,9	15,2	..	50
TiB	Ortog.	4,56	2190	..	..	22,7	..	40
TiB <sub>2</sub>	Hegz.	4,52	3225	..	64,4 (27°C)	33-25,5	551	9
VB	Ortog.	5,60	2570	..	..	..	..	35
VB <sub>2</sub>	Hegz.	5,07	2742	7,6 (27-1027°C)	42,3 (27°C)	20,6-27,5	268	23
W <sub>2</sub> B	Tetra.	17,09	2670	6,7	..	23,7	..	..
WB	Ortog.	..	2665	~ 6,9 (20-2205°C)	..	36,3	..	..
W <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	Ortog.	13,17	2365	7,8 (27-1027°C)	~ 52 (20°C)	26,1	775	22
ZrB <sub>2</sub>	Hegz.	6,10	3245	55,9 (27-1027°C)	57,9 (27°C)	22,1-17,9	343-500	10

Ortog.: Ortogonal, Hegz.: Hegzagonal, Tetra.: Tetragonal, Ortor.: Ortorombik

demirin atom yarıçapından 2,69 kat daha küçük olması, bu elementle katı eriyik yapma imkanı sağlamaktadır (Şekil 2.4). Bor difüzyonu için gerekli aktivasyon enerjisi 62 kcal/mol olarak tespit edilmiştir [45-47,49]. Fe-B ikili denge diyagramının  $\alpha$ -Fe fazına yakın bölgesi, son yıllarda birçok kez değişikliğe uğramış, fakat yapılan son çalışmalarda, borun  $\alpha$ -Fe ve  $\gamma$ -Fe fazları içerisinde ağırlıkça %0.5B kadar çözüldüğü tespit edilmiş,  $\delta$ -Fe fazı içerisindeki çözünürlüğü ise tam olarak tespit edilememiştir [46].

Denge diyagramından demir ile bor arasında Fe<sub>2</sub>B (ağırlıkça %8.83 B) ve FeB (ağırlıkça %16.23 B) bileşikleri oluşmaktadır. Ötektik reaksiyon bor iyon difüzyonunun hakim olduğu  $\gamma$ -Fe tane sınırlarında ve/veya Fe<sub>2</sub>B, Fe<sub>3</sub>(C,B) 'de başlamaktadır. Ötektiğin yapısı ve özellikleri, bileşimin yanında sıvı tabakanın

soğuma hızına da bağlıdır. Yüksek soğuma hızında ince mikroyapı, yüksek sertlik ve tokluk elde edilmektedir. Çeşitli araştırmacılar tarafından,  $Fe_2B$  fazının ergime sıcaklığının  $1389-1410^\circ C$  arasında ve  $FeB$  fazının ise  $1550-1657^\circ C$  arasında olduğu belirtilmektedir [46]. Kubaschewski ise  $Fe_2B$ 'nin, peritektik reaksiyon sonucu  $1407^\circ C$ 'de meydana geldiğini ifade etmektedir [48].

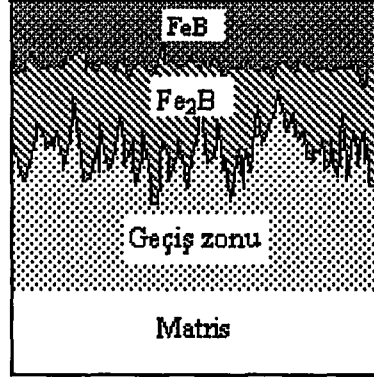


Şekil 2.4 Fe-B ikili denge diyagramı [45-47].

### 2.4.3. Borür tabakasının yapısı, bileşimi ve kalınlığı

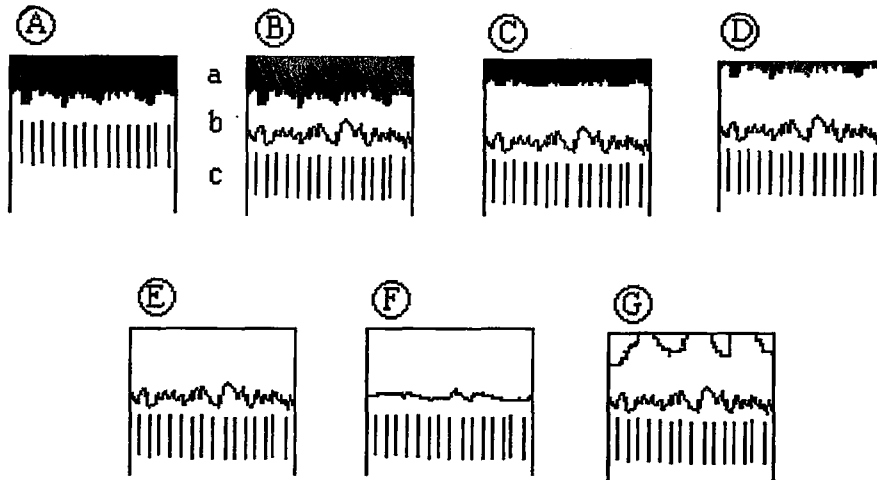
Borür tabakasının özellikleri; borlanacak malzemenin bileşimine, borlama metoduna, borlama ortamına ve borlama sıcaklığı ve süresi gibi işlem şartlarına bağlı olarak, ya düz bir formda veya dişli/kolonsal formda olabilir. Borlama işlemi sonucunda çeliklerde başlıca iki tabaka meydana gelmektedir. Bunlar; borür tabakası ve geçiş zonedir (Şekil 2.5). Borür tabakalarının şekli ile ilgili olarak kaplama tabakalarının bileşim ve belirleyici görünüşleri esas alınarak geliştirilmiş bir sınıflandırma sistemi Şekil 2.6'da görülmektedir [31].

Borlanmış bir numunenin metalografik olarak hazırlanması sonucunda, borür tabakasının kalınlığı, yapısı (kolonsal veya düz), porozite içerip içermediği tesbit



Şekil 2.5 Borür tabakasının şematik olarak gösterilişi [13,52].

edilebilir. Bu tabaka türlerinin görünüşlerinden, kaplama yapısının özelliklerini belirlemek mümkün değildir. Oluşturulan bu sınıflandırma sistemi borür tabakasının görünüşünü karakterize etmek ve borlama işleminin uygun olup olmadığına karar vermek için imkan sağlamaktadır [31]. Bu borür tabaka türlerinden E ve F grubu borürler yani tek fazlı ( $Fe_2B$ ) tabakalar endüstriyel uygulamalarda tercih edilmektedir. Bu tip tabakalar her zaman elde edilmeyebilir. Özellikle kalın tabakalarda daha çok D tipi borür tabakası elde edilmektedir. Yüksek silisyum veya alüminyum ihtiva eden çeliklerde, bu elementlerin kaplama-matris arayüzeyinde birikerek yumuşak ferrit fazı oluşturmaları sebebiyle, borlama işlemi tercih edilmemektedir (Şekil 2.6 G tipi).



Şekil 2.6 Borür tabakalarının türleri, a)  $FeB$ ; b)  $Fe_2B$ ; c) Geçiş zonu [13,31].

Borlama işlemi sonucunda elde edilen tek fazlı ( $Fe_2B$ ) borür tabakasının bazı avantajları vardır. Bunlar;  $Fe_2B$  fazının,  $FeB$  fazına göre daha az kırılkan olması,

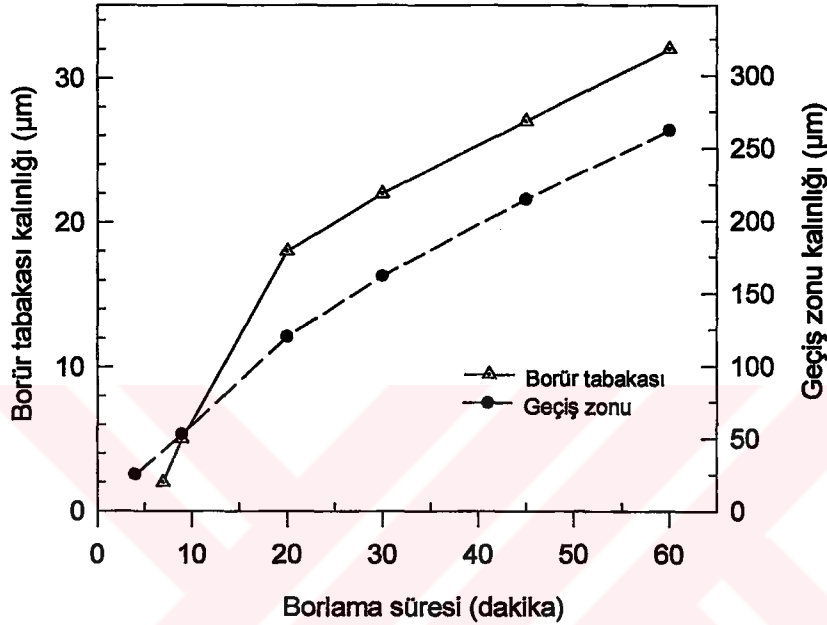
borlama sonrası ısıtma işlemi veya işlemlere uygun olması ve kaplamanın özellikleridir. Difüzyon yönüne bağlı olarak, kolonsal yapı sergileyen tek fazlı  $Fe_2B$  fazı, çift fazlı  $Fe_2B+FeB$  fazlarına göre daha çok tercih edilmektedir. Gerçekte  $FeB$  ve  $Fe_2B$  fazları birbirlerine basma ve çekme gerilmeleri uygulamakta ve çoğu zaman bu gerilmeler sebebiyle, iki faz arasında yüzeye paralel veya dik ilerleyen çatlaklar oluşmaktadır.  $Fe_2B$  basma,  $FeB$  fazı çekme etkisi yapmaktadır. Genellikle  $FeB/Fe_2B$  arayüzeyinde,  $FeB$  fazının çekme gerilmelerine  $Fe_2B$  fazının ise basma gerilmelerine maruz kaldığı ileri sürülmektedir. Bu yüzden termal şok veya mekanik etkiler altında ayrışmalar ve tabaka halinde kalkmalar meydana gelmektedir. Bu sebeple, minimum  $FeB$  içeriğine sahip kaplama tabakaları elde edilmeye çalışılmaktadır [22,31]. Çift fazlı borür tabakalarında yüzeyin hemen altında porozite oluşumu görülür. Bor kaplamalarda, borür tabakasının ince olması durumunda, porozite oluşumu ve tabakanın kalkma riskinin düşük olduğu düşünülmektedir. Eğer çift fazlı  $Fe_2B+FeB$  borür tabakası, vakum veya tuz banyosunda  $800^{\circ}C$  sıcaklık civarında uzun süre ısıtma işlemi tabii tutulursa, tek fazlı  $Fe_2B$  fazı elde etmek mümkün olmaktadır [39].

Borlama işlemi esnasında çelik bileşiminde bulunan elementler yeniden dağılırlar. Bu arada  $FeB$  ve  $Fe_2B$  tabakalarının, karbon ve silisyum çözündürme kabiliyeti olmamasından dolayı, bor yayını esnasında karbon ve silisyum borür tabakasından içeriye doğru itilirler. Bunun sonucu olarak borür tabakası ile borlanan metal matris arasında 'geçiş bölgesi' olarak adlandırılan bir yapı meydana gelir [50]. Geçiş bölgesindeki mikroyapı, matrisin mikroyapısından farklı bir görünüme sahiptir ve borür tabakasına göre daha kalındır [9].

Borür tabakası tarafından karbonun içeriye doğru itilmesi sonucunda geçiş bölgesinde, esas malzemeye göre daha fazla perlit bulunacağı, çeşitli araştırmacılar tarafından ileri sürülmektedir. Bu bölgedeki bor dağılımının otoradyografi yöntemi ile incelenmesi sonucu, geçiş bölgesi kalınlığının, normal metalografik yöntemle belirlenene göre daha yüksek olduğu tesbit edilmiştir [51]. Aynı yöntemi kullanan Bozkurt [9], geçiş bölgesinin, borür tabakasından 10-15 kat kadar fazla bir kalınlığa sahip olduğunu bulmuştur.  $950^{\circ}C$  sıcaklıkta bor atomlarının difüzyon katsayısı bor tabakası için  $1.82 \times 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{sn}$ , geçiş zonu için  $1,53 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{sn}$  dir. Bu ise, geçiş zonu kalınlığının, borür tabakası kalınlığından yaklaşık 7 kat daha fazla olması



demektir [22]. Ck 15 çeliğinde, borlama süresine bağlı olarak borür tabakası ve geçiş bölgesi kalınlıklarının değişimi bu konuyu doğrulamaktadır (Şekil 2.7) [50]. Genel olarak, geçiş bölgesindeki tane boyutu, ana malzeme tane boyutuna göre daha büyük olduğu halde, sinterlenmiş Fe-C alaşımlarında bu bölgede tane büyümesine rastlanmadığı ileri sürülmektedir [25].

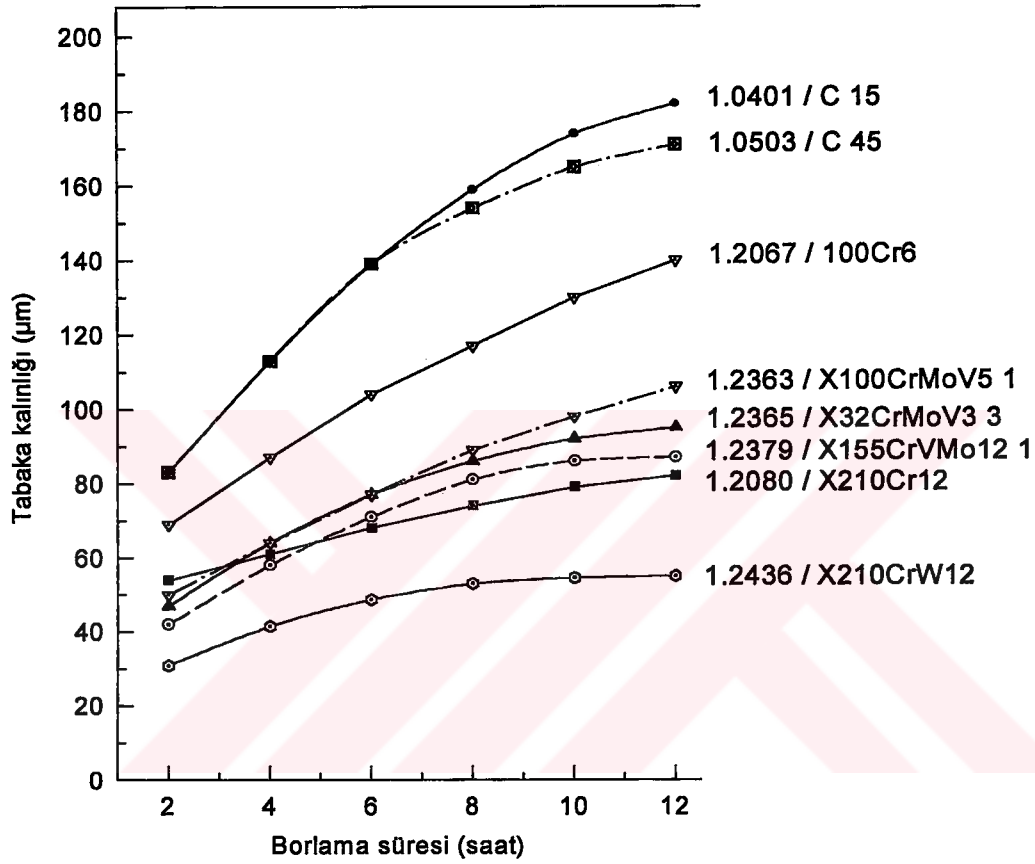


Şekil 2.7 Borür tabakası ve geçiş zonu kalınlığının borlama süresi ile değişimi [50].

Borür tabakasının kalınlığı, borlanan parçanın kullanım şartlarına göre; borlanan malzemenin cinsi, borlayıcı ortamın bileşimi, işlem süresi ve borlama sıcaklığına bağlı olarak belirli sınırlar dahilinde istenilen kalınlıkta ayarlanabilir. Optimum borür tabaka kalınlığı mümkün olan en kalın tabaka demek değildir. Tabaka kalınlığı, daima amaca uygun olmalıdır. Erozif aşınma için (seramik endüstrisinde kullanılan pres takımlarında olduğu gibi) kalın tabakalar uygundur. Mesela, termoplastik ve termoset malzemelerin ekstrüzyonunda malzeme hamurunda cam ve asbest fiberler, ağaç talaşı veya  $TiO_2$  gibi pigment olarak kullanılan ve oldukça aşındırıcı olan dolgu maddeleri vardır. Adhezif aşınma için ise (zımba takımlarında olduğu gibi) ince tabakalar gereklidir. Teorik olarak borür tabakasının kalınlığı yaklaşık olarak  $5\mu m$  olması adhezif aşınmadan korunmak için yeterli olacaktır. Bununla beraber  $Fe_2B$  kristallerinin birbirine kenetlenen dişli bir yapıya sahip olmaları sebebiyle alaşımsız



veya az alaşımlı çeliklerde bu kalınlıkta homojen bir tabaka üretmek mümkün değildir. Metallerin talaşsız şekillendirilmesinde kullanılan yüksek alaşımlı takım çeliklerinde bu amaç için en iyi sonuç 15-20  $\mu\text{m}$  tabaka kalınlığında elde edilmiştir [20,39]. Bazı çeliklerde, borür tabakası kalınlığının borlama süresi ile değişimi Şekil 2.8'de verilmektedir [21].

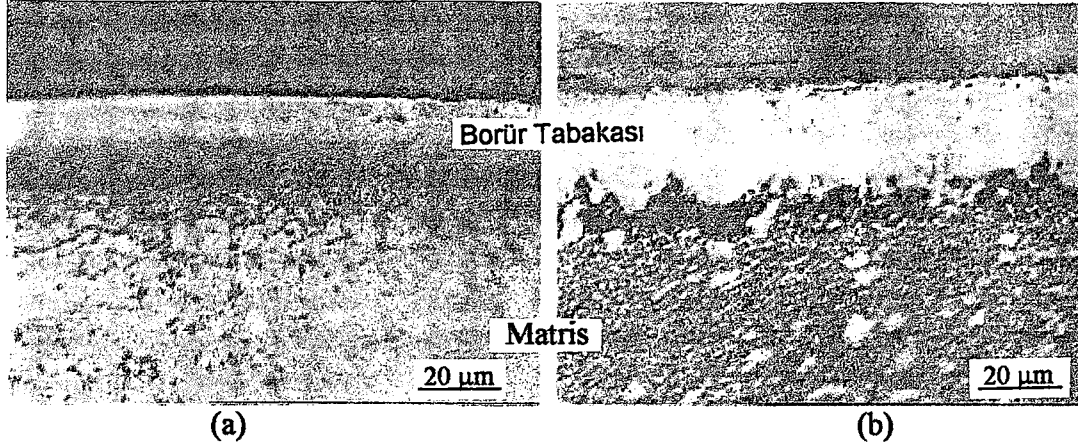


Şekil 2.8 Bazı çeliklerde, borür tabakası kalınlığının borlama süresi ile değişimi [21].

Tabaka kalınlığı arttıkça tabakanın gevrekliği de artacağı için, özellikle çift fazlı ( $\text{Fe}_2\text{B}+\text{FeB}$ ) tabakalarda, tabakanın çok kalın olmamasına dikkat edilmelidir. Alaşım elementlerinin oranı arttıkça çelik içerisine bor yayılımı daha zorlaşacak, oluşan borür dişleri daha yoğun, daha üniform ve kapalı olacaktır [21]. Şekil 2.9'da bu durum açıkça görülmektedir.

#### 2.4.4. Demir borürlerin büyüme mekanizmaları ve özellikleri

Borlama süreci iki ana adımda meydana gelmektedir. Birinci adımda, borlama



Şekil 2.9 Borlanmış yüksek alaşımlı bazı çeliklerin mikroyapıları; (a) 316 L (%0.02C, 0.8Si, 1.6Mn, 15.5Cr, 14Ni, 2.6Mo) (950°C'de 4 saat borlanmış), (b) 440C (%1.05C, 0.7Si, 1.5Mn, 17.2Cr, 0.65Mo) (950°C'de 8 saat borlanmış).

bileşenleri arasında cismin yüzeyinde reaksiyonlar meydana gelir. Parçalanmış bileşenler, yüzeyde çok hızlı bir şekilde, sıkı ve ince bir borür tabakası oluştururlar. Bu oluşumun süresi, sıcaklığa bağlıdır ve 900°C'de 10 dakika civarındadır. Bu aşama, toplam borlama süresine oranla çok kısa bir zaman aldığından ihmal edilebilir. İnce ve sağlam olan birinci tabakanın oluşumundan hemen sonra ikinci adım başlar. Bu adım yayınma kontrollüdür. Oluşacak borlu tabakaların kalınlığı, yayınma kanunlarına uygun şekilde, borlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak parabolik bir artış göstermektedir [36].

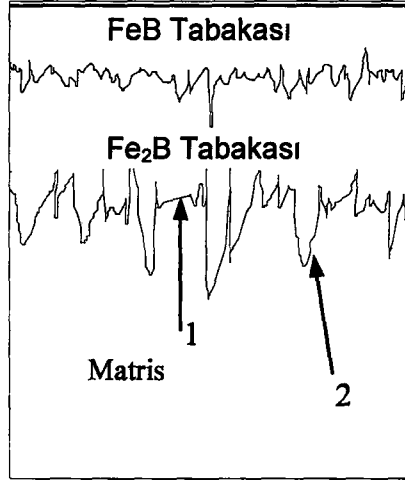
Borür fazlarının oluşumu, borlama ortamının aktif bor konsantrasyonuna bağlı olarak, tane sınırları ve dislokasyonlar gibi mikro hataların, yüzey pürüzlülükleri ve çizikleri gibi makro hataların bulunduğu daha reaktif noktalarda başlamaktadır. Yüksek saflıktaki demirde olduğu gibi, demir-bor reaktifliğinin çok düşük olduğu şartlarda, bu noktalardan sadece bir kaç reaksiyona girer ve rastgele dağılmış reaksiyon ürünü adacıklar meydana gelir. Ortamın bor potansiyelinin daha yüksek olduğu durumlarda, metal yüzeyindeki daha az reaktif olan noktalar da devreye girerek sürekli bir tabaka oluşur. Bu durum, daha düşük bor potansiyelli ortam ile daha reaktif metal şartlarında da sağlanabilmektedir [57]. Bor atomlarının yayınma mesafesi, borür tabakasından daha uzundur. Fakat borür tabakasından bor yoğunluğu çok daha yüksektir [58,59]. Bir çok araştırmada, hacim merkezli tetragonal yapıya sahip Fe<sub>2</sub>B fazında, çoğu zaman yüzeye dik olan [001] yönünde, borun en kolay

şekilde yayındığı belirtilmektedir [52,53,60,61]. Diğer taraftan kuvvetli bir kolonsal büyümenin, (002) düzleminde ortaya çıktığı açıklanmaktadır [52,57,62]. Yapılan araştırmalarda, ilk oluşan borür fazının  $Fe_2B$  olduğu ancak en dış yüzeyde ise  $FeB_{1+x}$  ( $x > 1$ ) fazının ve  $Fe_2B$  fazı üzerinde  $FeB$  fazının oluştuğu Mössbauer spektroskopu ile belirlenmiştir [57]. Bor atomlarının yayınması,  $Fe_2B$  ile matris ve  $FeB$  ile  $Fe_2B$  arasında gerçekleşmektedir. Kaplama yüzeyinden iç kısımlara doğru gidildikçe  $Fe_2B$  fazının varlığı artmaktadır. Bu durum, yüzeyden belirli oranlarda tabakalar kaldırılarak yapılan x-ışınları analizleri ile ispatlanmaktadır [35,57]. Amulevicius ve arkadaşlarının [63], Fe-B sisteminde yapmış olduğu çalışmalarda,  $Fe_3B$ ,  $Fe_2B$  ve  $FeB$  fazlarının varlığı lazer radyasyon tekniği ile belirlenmiştir.

$Fe_2B$  tabakasının büyümesi konusunda iki mekanizma ileri sürülmektedir:

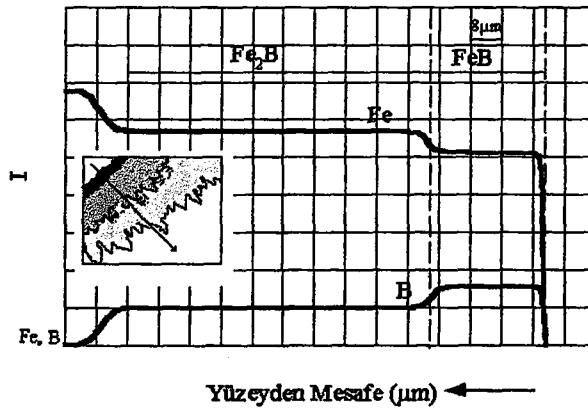
**1. Difüzyon kanalı büyüme mekanizması;** ortogonal prizma, bor atomlarının yayınmasını kolaylaştıracak en büyük ara kesite sahiptir ve  $Fe_2B$  kristalinde, [001] doğrultusunda, bor atomları için bir yayınma kanalı oluşturur. Bor tabakasından metal matris ara yüzeyine sürekli olarak yayınan bor atomları, borür tabakası yüzeyine dik doğrultuda  $Fe_2B$  kristalleri oluşturur ve bu kristaller kolonsal bir şekilde içeriye doğru büyür [57]. Difüzyon kanalı büyüme mekanizmasına göre,  $Fe_2B$  fazının kuvvetli bir tercihli yönlenmeye sahip olması gerekmektedir. Ancak,  $Fe_2B$ /matris arayüzeyinde düşük veya ihmal edilebilir bir kolonsallaşma göstererek büyümesini veya kristallografik bir tekstürün olmadığı durumda ara yüzeydeki kolonlaşmayı açıklamakta yetersiz kalmaktadır [52,57]. Bu konuda, uçtan büyüme mekanizmasının daha geçerli olduğu ileri sürülmektedir.

**2. Uçtan büyüme mekanizması;** ana malzemenin bileşimine ve işlem şartlarına bağlı olarak başlangıçta oluşan  $Fe_2B$  çekirdeği iğnesel bir şekilde büyümekte ve bor gradyanı boyunca ilerlemektedir. Bu durumda  $Fe_2B$  çekirdeğinin ucu civarında oluşan bölgesel yüksek gerilme alanları ve kafes distorsiyonları tabakanın kolonsal olarak büyümesini sağlamaktadır [64]. Uçtan büyüme mekanizmasında, Şekil 2.10'da görüldüğü gibi demir-bor reaktivitesinden kaynaklanan, tabaka ile matris arayüzeyinde, 2 noktasındaki kolonsallık, 1 noktasına göre daha yüksektir [52].



Şekil 2.10 FeB ve Fe<sub>2</sub>B tabakalarında, demir-bor reaktivitesinden kaynaklanan kolonsal büyümenin şematik gösterimi [52].

FeB fazının büyüme mekanizması Fe<sub>2</sub>B fazı ile benzerlik göstermektedir. FeB/Fe<sub>2</sub>B ara yüzeyindeki kolonsallık Fe<sub>2</sub>B/matris ara yüzeyine nazaran daha azdır. FeB/Fe<sub>2</sub>B ara yüzeyindeki kolonsallığın az olmasının nedeni, Palombarini ve arkadaşlarının [52] yaptıkları araştırmalarda, fazların mekanik özelliklerindeki farklılıklar ile ilgili olabileceği belirtilmiştir. Fe<sub>2</sub>B fazının nispeten sünek olan bir malzeme üzerinde büyüyen bir faz iken; FeB fazı, daha sert bir tabaka üzerinde yani Fe<sub>2</sub>B fazı üzerinde büyümektedir. Böylece daha sert bir FeB fazı elde edilmektedir [65]. Şekil 2.11'de borür tabakası ve matris içerisindeki bor dağılımı [66], Tablo 2.8'de de Fe<sub>2</sub>B ve FeB fazlarının tipik özellikleri verilmektedir [22,42,46,67].



Şekil 2.11 Gaz ortamda borlanan bir malzemenin yüzeyinde oluşan borür tabakası ve matris içerisindeki B ve Fe atomlarının dağılımı [66].

Tablo 2.8 Fe<sub>2</sub>B ve FeB fazlarının tipik özellikleri [22,42,46].

Özellik	Fe <sub>2</sub> B	FeB
Kristal Yapı	Hacim Merkezli Tetragonal	Ortorombik
Latis Parametresi (Å) [46]	a=5.099, c=4.240	a=4.053, b=5.495, c=2.946
Bor içeriği (%Ağırlıkça)	8.83	16.23
Yoğunluk (gr/cm <sup>3</sup> )	7.43	6.75
Elastisite Modülü (GPa) [42]	284	343
Mikrosertlik (GPa)	18-20	19-21
Oluşum Entalpisi (ΔH) (kJ/mol) [42]	-71.13 (298 °K) -77.82 (1000 °K)	-71.13 (298 °K) -72.96 (1000 °K)
Gibbs Serbest Enerjisi (kJ/mol) [42]	-71.75 (298 °K) -68.19 (1000 °K)	-69.47 (298 °K) -68.05 (1000 °K)
Ergime Sıcaklığı (°C)	1389-1410	1540-1657
Termal Genleşme Katsayısı (10 <sup>-6</sup> /K)	7.65 (200-600°C) 9.20 (100-800°C)	23 (200-600°C)
Termal İletkenlik (W/m.K) [42]	30.1 (20°C)	12.0 (20°C)
Elektriksel Direnç (10 <sup>-6</sup> Ω.cm) [42]	38	80

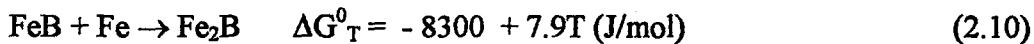
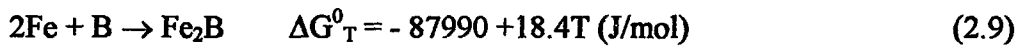
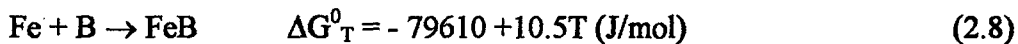
#### 2.4.5. Borür tabakasının termodinamiği ve büyüme kinetiği

Borlama sırasında meydana gelen reaksiyonların termodinamik analizi Eşitlik 2.7 'de verilen Gibbs serbest enerjisi denklemi yardımıyla yapılmaktadır [68].

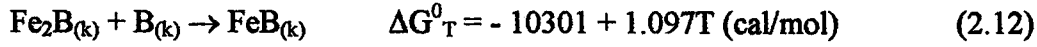
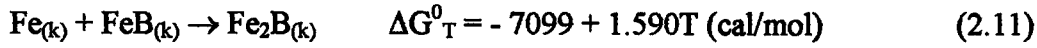
$$\Delta G_T^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0 \quad (2.7)$$

Burada,  $\Delta G_T^0$ , serbest enerji değişimini;  $\Delta H^0$ , entalpi değişimini;  $\Delta S^0$ , entropi değişimini ve T ise mutlak sıcaklığı ifade etmektedir.  $\Delta G_T^0=0$  ise reaksiyon denge halinde olup ilerlemeyecektir.  $\Delta G_T^0>0$  olduğunda da reaksiyonun belirtilen yönde ilerlemesi mümkün olmayıp ters yönde cereyan edecektir.  $\Delta G_T^0<0$  olması durumunda ise reaksiyon termodinamik olarak kendiliğinden gerçekleşmektedir [69].

Borlama işlemi sırasında borürlerin oluşum reaksiyonlarının, Pertek [70] şu şekilde meydana geldiğini belirtmektedir:



Knocke [71] ve Barin'in [72] yapmış olduğu çalışmalarda belirttikleri FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazlarının oluşumuna ait termodinamik reaksiyonlar ise aşağıda verilmektedir:



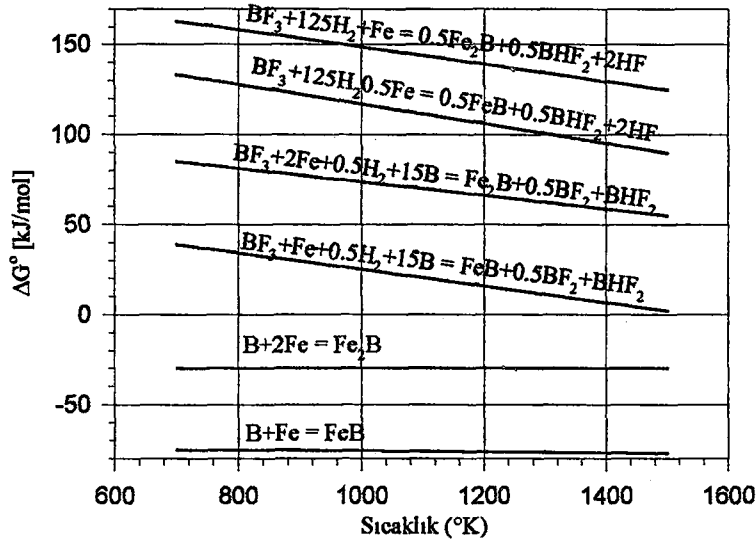
Eşitlik 2.8–2.10 reaksiyonlarına göre, serbest enerji değerlerinin belirlenmesi sonucunda, FeB fazının  $\Delta G^0_T$  değeri, Fe<sub>2</sub>B fazına göre daha düşüktür. Daha küçük negatif serbest enerji değişim değerine sahip olan FeB fazının Fe<sub>2</sub>B fazına kıyasla termodinamik kararlılığının daha yüksek olduğu söylenmektedir. Pertek'e [70] göre, borlama esnasında Eşitlik 2.8 ve 2.9 gerçekleşirken, Eşitlik 2.10'da verilen FeB fazından Fe<sub>2</sub>B fazı oluşum reaksiyonunun gerçekleşmesi, serbest enerji değerinin daha pozitif çıkmasından dolayı mümkün olmamaktadır.

Eşitlik 2.12'ye göre ise FeB fazı, daha önceden oluşmuş Fe<sub>2</sub>B fazının ortamdaki bor ile reaksiyona girmesi sonucunda oluşmaktadır. Eşitlik 2.12'deki reaksiyonun gerçekleşmesi, Eşitlik 2.11'deki reaksiyonun  $\Delta G^0_T$  değerinin daha büyük olması sebebiyle mümkündür [71,72].

Ancak Formanek [68] ve Pertek'in [70] yapmış olduğu çalışmalara göre, FeB fazı daha yüksek negatif serbest enerji değişimi değerine sahiptir. Hatta, sıcaklığa bağlı olarak, termodinamik potansiyel diyagramında Fe<sub>2</sub>B fazının oluşumuna ait eğri, FeB fazına ait eğrinin üzerinde yer almaktadır (Şekil 2.12) [68].

Difüzyon kontrollü kaplama işleminin gerçekleşebilmesinde aktivasyon enerjisi, hem ana metalin yapısına hem de kaplama tabakasının yapısına bağlı olup kaplama kinetiğinin temelini teşkil etmektedir. Dislokasyonlar, tane sınırları, yüzeyler ve ara yüzeyler gibi yüksek enerjili olan başlıca malzeme yapı hataları ile difüzyon olayı arasında yakın bir ilişki mevcuttur. Matris malzemedeki düzenli bir yapı sergileyen tane içine göre tane sınırları, dislokasyonlar gibi hatalı bölgeler boyunca kütle taşınımı daha hızlıdır. Çünkü, bu bölgeler, atom yayılımı için gerekli aktivasyon enerjisinin miktarını düşürürler [73].





Şekil. 2.12 B-BF<sub>3</sub>-Fe ve B-BF<sub>3</sub>-H<sub>2</sub>-Fe sisteminde sıcaklığa bağlı olarak termodinamik potansiyel diyagramı [68]

Demir esaslı malzemelerin borlanması sırasında, öncelikle malzeme yüzeyi üzerinde borür fazı çekirdeklenmektedir. Genellikle bu işlem sırasında elde edilen kaplama tabakası iki alt borür tabakasından meydana gelir. Fe<sub>2</sub>B fazı kuvvetli olarak tercihli yönlendirilerek öncelikli olarak oluşmaktadır. Sistemdeki aktif bor atomları ile bu Fe<sub>2</sub>B fazı reaksiyona girerek FeB fazını oluştururlar. Böylece kaplama, en dış yüzeyde (Fe,M)B ve daha iç kısımda yani matrisin hemen üzerinde (Fe,M)<sub>2</sub>B fazlarını ihtiva eden iki farklı borür tabakasından meydana gelmektedir. Difüzyon işlemi, bor atomlarının FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazlarının içerisinde yayılımı yoluyla kontrollü olarak gerçekleşmektedir [74]. Çeliklerde yayınma mekanizmasını etkileyen en önemli faktör, yayınmanın gerçekleştirildiği sıcaklıktır. Borlama sıcaklığına bağlı olarak borür tabakasının büyüme kinetiği Eşitlik 2.13'de verilen bağıntı yardımıyla incelenerek yaklaşık tabaka kalınlığı belirlenebilmektedir. Eşitlik 2.13'de D, yayınma katsayısını; D<sub>0</sub>, yayınan atomların yayınma sabitini (cm<sup>2</sup>/sn); Q, aktivasyon enerjisini (cal/mol); R, gaz sabitini (1.987cal/mol.K) ve T, mutlak sıcaklığı (K) ifade etmektedir [73].

$$D = D_0 \cdot e^{-Q/RT} \quad (2.13)$$

Borür tabakasının büyümesi FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazlarında bor atomlarının difüzyon hızı tarafından kontrol edildiği ve bor atomlarının numune yüzeyine dik doğrultuda



yayınması sonucu tabakanın büyüme gösterdiği kabul edilmektedir. Brakman ve arkadaşlarının [74] geliştirmiş oldukları kinetik modelde borlama işlemi sırasında bor konsantrasyonlarının yüzey ve arayüzey boyunca değişmediğini kabul ederek aşağıdaki bağıntıları ifade etmişlerdir:

$$C_{\text{FeB}} = D_{\text{FeB}} (C_s - C_a) \quad (2.14)$$

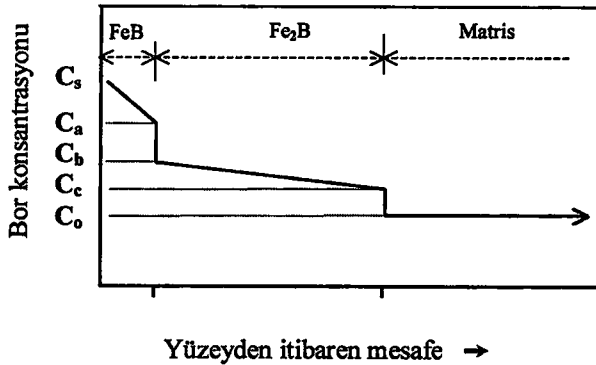
$$C_{\text{Fe}_2\text{B}} = D_{\text{Fe}_2\text{B}} (C_b - C_c) \quad (2.15)$$

Burada  $C_o$ ,  $C_a$ ,  $C_b$  ve  $C_c$  konsantrasyon olup  $C_o=0$  ve  $C_b-C_c=0$  olarak kabul edilmektedir. Konsantrasyonun yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak değişimi Şekil 2.13'de verilmektedir [74].  $C_{\text{FeB}}$  ve  $C_{\text{Fe}_2\text{B}}$ 'nin sıcaklığa bağımlılığı  $D_{\text{FeB}}$  ve  $D_{\text{Fe}_2\text{B}}$  difüzyon katsayılarından kaynaklanmaktadır.  $C_s-C_a$  ve  $C_b-C_c$  sıcaklığa önemli ölçüde bağlı değildir. Bundan dolayı;

$$C_{\text{FeB}} = K_{\text{FeB}} \exp(-Q_{\text{FeB}}/RT) \quad (2.16)$$

$$C_{\text{Fe}_2\text{B}} = K_{\text{Fe}_2\text{B}} \exp(-Q_{\text{Fe}_2\text{B}}/RT) \quad (2.17)$$

şeklinde yazılabilir. Eşitlik 2.16 ve 2.17'deki  $K_{\text{FeB}}$  ve  $K_{\text{Fe}_2\text{B}}$  sabit değerlerdir. Her iki tabaka birbirine bağlı olarak büyümektedir. Bu yüzden,  $\text{Fe}_2\text{B}$  ve  $\text{FeB}$  fazlarının büyümesi ile ilgili kinetik parametrelerin belirlenmesinde her iki tabaka için verilerin bulunması gerekmektedir.  $\ln C_{\text{FeB}}$  ve  $\ln C_{\text{Fe}_2\text{B}}$  ile sıcaklık ( $1/T$ ) arasında çizilen eğriler yardımıyla ordinatı kesim noktasından  $K$  sabiti ve eğiminden bor difüzyonu için gerekli olan  $Q$  aktivasyon enerjisi bulunabilmektedir [74].



Şekil 2.13 Yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak bor konsantrasyonunun değişimi [74].

Brakman ve arkadaşları [74] tarafından FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazı içerisinde bor difüzyonu için gerekli aktivasyon enerjisinin aynı değere sahip olacağı ileri sürülmektedir. FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazı içerisinde bor difüzyonu için gerekli aktivasyon enerjileri arasında çok az bir fark vardır (Tablo 2.9). Çelik içerisindeki alaşım elementlerinin oranı arttıkça aktivasyon enerjileri arasındaki fark da artmaktadır. Bu fark, B ile Fe atomları arasındaki bağlanma farklılığından kaynaklanmaktadır. Fe-B arasındaki en kısa mesafe FeB fazında Fe<sub>2</sub>B fazına nazaran biraz daha küçük olduğundan (0.215nm'ye karşılık 0.218nm), Fe-B bağının kovalentlik derecesi ve dolayısıyla mukavemeti, FeB fazı için daha büyük olabilir. Ayrıca FeB fazı içerisinde en kısa B-B mesafesi B atomunun kovalent yarıçapının yaklaşık iki katıdır. Buna karşılık aynı değer Fe<sub>2</sub>B fazı içerisinde belirgin olarak daha büyüktür (0.180nm'ye karşılık 0.212nm). Ayrıca, bor atomlarının en yakın komşu bor atomları ile arasındaki bağın kopması FeB fazı içerisinde Fe<sub>2</sub>B fazına nazaran daha zor olduğu belirtilmektedir (Şekil 2.14) [74].

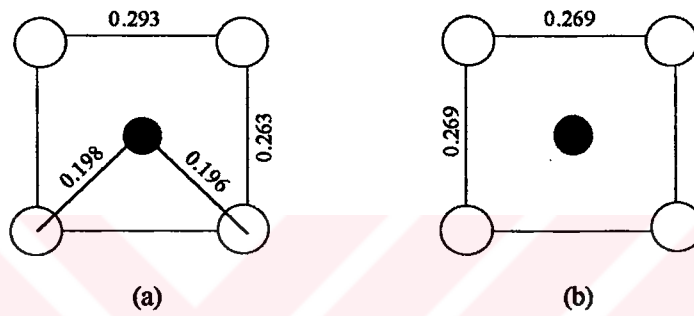
Tablo 2.9 Çeşitli malzemelerde FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazları içerisinde bor difüzyonu için gerekli olan aktivasyon enerjileri [74].

	Q <sub>FeB</sub> KJ/mol	Q <sub>Fe<sub>2</sub>B</sub> kJ/mol	Q <sub>FeB</sub> /Q <sub>Fe<sub>2</sub>B</sub>
Fe	175	157	1.11
Fe-0.8C	176	154	1.14
Fe-0.5Cr	177	155	1.14
Fe-4Cr	289	210	1.38
Fe-4Ni	311	178	1.75
Fe-10Ni	286	157	1.82

#### 2.4.7. Borür tabakası ve arayüzey morfolojisine alaşım elementlerinin etkisi

Demir esaslı alaşımların termokimyasal yöntemlerle borlanması; borür tabakası ve geçiş bölgesinin morfolojisine, tabakadaki fazların cinsine, tabaka ve geçiş bölgesi kalınlığına alaşım elementlerinin değişik şekillerde etkileri görülür (Şekil 2.15). Borür tabakası içerisindeki alaşım elementlerinin cins ve miktarına bağlı olarak mekanik özelliklerde önemli ölçüde değişiklik görülür [75]. Alaşım elementleri, altlık malzemedeki ana elementin bor'a karşı olan aktivitesine, yani borun yayınmasına ve reaktifliğine tesir ederek, genellikle tabaka kalınlığını azaltıcı yönde etki gösterirler. Alaşım elementleri, borür tabakası içerisinde çözünebilme durumuna göre de iki gruba ayrılırlar. Bunlardan birincisi, borür tabakası içerisinde

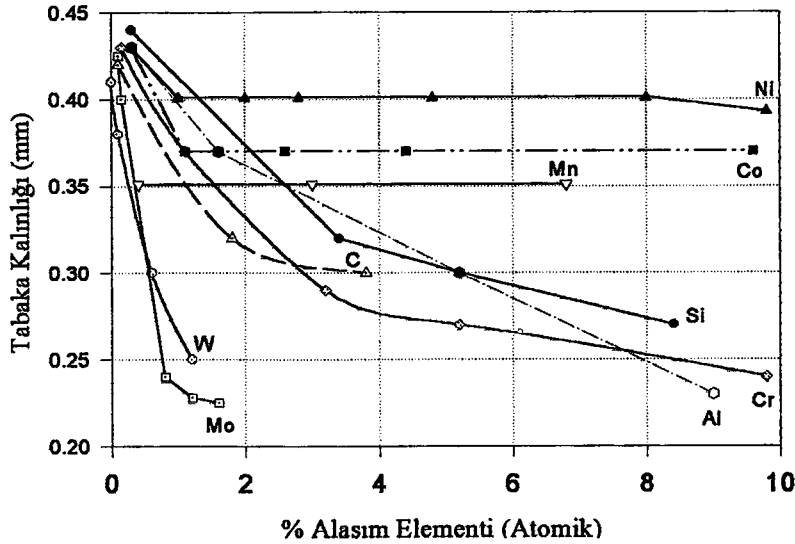
az veya oldukça kararlı borür oluşturarak çözünebilirler (Cr, Ni, Mn, V, Mo gibi), ikincisi ise borür tabakasında çözünürlüğü olmayan (C, Si, Al, Cu gibi) elementlerdir [41]. Demir esaslı malzemelerin borlanması sonucunda, esas olarak (Fe,M)B ve (Fe,M)<sub>2</sub>B, (M=Cr,Mn,Ni) bileşikleri elde edilir. Oluşan bu borürlere alaşım elementlerinin etkileri farklılıklar arz etmektedir [76]. Borlanan malzemede alaşım elementleri, atom numaralarına ve çaplarına bağlı olarak reaktivlik gösterirler. Atom numaraları demirin atom numarasından küçük olan krom ve mangan, ana malzemenin içinden yüzeye doğru yayılırken, nikel ve karbon yüzeyden içeriye doğru yayılırlar [56].



Şekil 2.14 (a) FeB ve (b) Fe<sub>2</sub>B içerisinde bor atomu etrafındaki demir atomu konfigürasyonu (O: Fe atomları, ●: B atomları) [74].

Karbon çeliklerinin borlanması sonucu, genellikle yüzeyde kolonsal yapıda büyüyen iki tür borür fazı oluşmaktadır. Oluşan borür tabakasında, en dış yüzeyde FeB fazı, matrise doğru Fe<sub>2</sub>B fazı ve bu fazın altında geçiş zonu yer almaktadır. FeB fazı ile Fe<sub>2</sub>B ve Fe<sub>2</sub>B ile matris arayüzeyindeki yapı da kolonsal tarzdadır (Şekil 2.5). Ancak, yüksek alaşımlı çeliklerde alaşım elementlerinin borür tabakası ve büyüme mekanizmasına etkisinden dolayı, arayüzey yapısının kolonsal yerine düz ve kompakt olduğu belirtilmektedir (Şekil 2.9) [29,32,41,52–54]. Alaşım elementlerinin matris ve borür tabakası içerisindeki çözünürlüklerine bağlı olarak, matrisin yakınında oluşturdukları bileşiklerin borlama mekanizmasını etkilemesinden dolayı borür tabakasının yapısı değişmektedir [55,56].

**Karbon:** Borür tabakasında önemli bir çözünürlüğü olmayan karbon atomları, borür tabakası boyunca difüzyona uğrayamaz ve borlama süresince yüzeyden matrise doğru sürüklenirler ve borla birlikte borosementit Fe<sub>3</sub>(B,C) şeklinde Fe<sub>2</sub>B-matris arayüzeyinde yer alır [22].

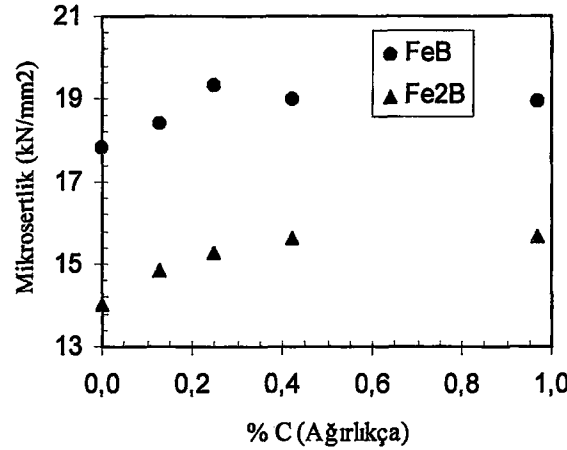


Şekil 2.15 Çeliklerde alaşım elementlerinin borür tabaka kalınlığına etkisi [22].

Karbon hem borür tabaka yapısına, hemde tabaka/matris arayüzey morfolojisine etki etmektedir [59,77]. Az ve orta karbonlu çeliklerde borür tabakası kolonsal bir yapıya sahip olurken, yüksek karbonlu çeliklerde borür tabakası/matris arayüzeyinin düz bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Nispeten düz bir borür tabakası elde edilen %2 C ihtiva eden çeliklerde, borür tabakası/matris arayüzeyinde (002) düzleminde,  $Fe_2B$  fazı büyüme göstermektedir. Yani çelikteki karbon miktarı arttıkça, borür tabakasındaki  $Fe_2B$  fazının kararlılığı artmaktadır [53,56]. Karbon elementi kaplama tabakası içerisinde çözünmeyip, matrise doğru difüze olmakta [54,55,76] ve kaplama tabakasının hemen altındaki geçiş bölgesinde  $Fe_3C$ ,  $Cr_{23}C_6$ ,  $Fe_6C_3$  gibi karbürlerin oluşumuna sebep olarak [11,78], borür tabakasının hemen altında tamamen perlitik bir yapı oluşturmaktadır [55]. Karbon, geçiş bölgesi denilen bu bölgenin yapısını etkilemekte ve daha düzenli ve sert bir yapı oluşmasına neden olmaktadır [55]. Karbon konsantrasyonundaki bu artış, daha dengeli su vermeyi ve çok sert borür tabakasından, yumuşak olan matrise doğru daha dengeli bir geçişi sağlamaktadır [59].

Çeliklerde, borür tabakasında oluşan  $FeB$ ,  $Fe_2B$  fazlarının sertlikleri karbon yüzdesinin artışına bağlı olarak artmaktadır (Şekil 2.16). Bu artış % 0.4 C'a kadar devam etmekte, bu değer üzerinde ise hemen hemen sabit kalmaktadır. Bu durum,  $FeB$ ,  $Fe_2B$  veya diğer borürlerde daha çok karbon çözünürlüğünün mümkün olmamasından

kaynaklanmaktadır [55]. Karbon miktarının artışına bağlı olarak, tabaka kalınlığında bir azalmanın olduğu ve bu azalmaya, FeB fazının kararlılığının azalmasının neden olduğu belirtilmektedir [79].



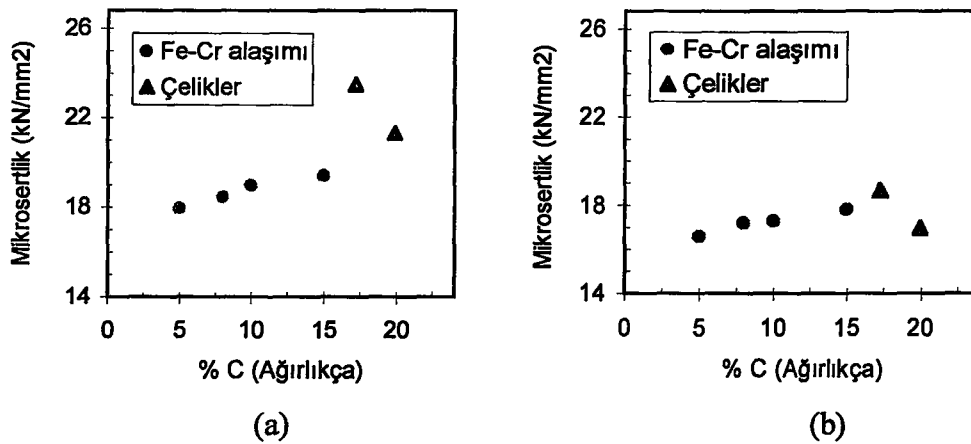
Şekil 2.16 Karbon miktarına bağlı olarak borür tabakasındaki FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazlarının sertliğinin değişimi [55].

**Krom:** Kromun, atom numarası demirin atom numarasından düşük olduğundan, altlık malzemedен ziyade borür tabakasında, yani (Fe,Cr)B ve (Fe,Cr)<sub>2</sub>B' de daha fazla çözünür ve yüzeye doğru yayılır. Krom da, karbon gibi borür tabakasının hem morfolojisine hem de kalınlığına etki etmektedir. %4 Cr içeren çeliklerde kolonsal yapıda 65-95µm kalınlığında, %12 Cr ihtiva edende ise düzlemsel yapıda 65µm kalınlığında; %26 Cr içeren çeliklerde de düzlemsel yapıda ve kalınlığı 5µm'yi geçmeyen borür tabakaları elde edilmiştir. Fakat, az sayıdaki iğnesel borür kristalleri, matrise doğru 50µm içerilere kadar yayılmıştır [59]. Matristeki krom miktarı arttıkça, borür tabakası/matris arayüzeyinin kolonsal yapıdan düz hale gelmesi, alaşım elementinin borür tabakası içerisinde demir atomlarının yerini alması sebebiyledir [53,59,80]. Krom 1000°C'de FeB fazında ağırlıkça %40 oranında demirin yerini alabilmektedir ve burada (Fe<sub>0,6</sub>Cr<sub>0,4</sub>)B ve (Cr<sub>0,75</sub>Fe<sub>0,25</sub>)B bileşikleri bulunmaktadır. Aynı şekilde, Fe<sub>2</sub>B fazı içerisinde ağırlıkça %17 oranında Cr çözünebilmektedir ve (Fe,Cr)<sub>2</sub>B ve γ-(Cr,Fe)<sub>2</sub>B fazları şeklinde yer almaktadır [55,81].

Demir esaslı malzemelerde krom, borür tabakasının kalınlığını azaltmaktadır [31,10]. Bu azalma karbon içeriğine bağlı olarak farklılıklar göstermektedir. Carbuicchio ve

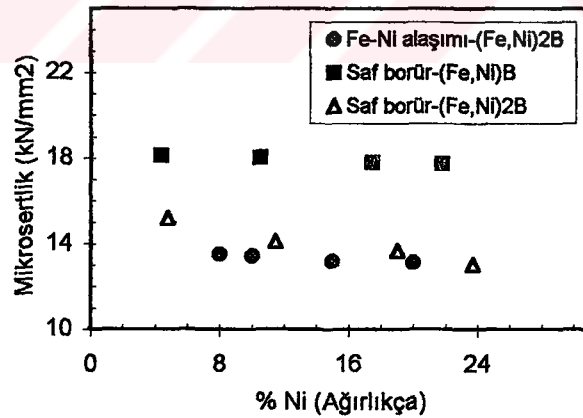
arkadaşları [64] ise, krom artışına bağlı olarak toplam tabaka kalınlığının değişmediğini, buna karşılık FeB'nin arttığını, Fe<sub>2</sub>B'nin ise azaldığını ileri sürmüşlerdir. Bir takım çalışmalarda ise kromun, ya demir borür tabakası içerisinde katı eriyik yaptığı veya geçiş bölgesinde konsantre olduğu, ayrıca %26 gibi çok yüksek krom içeriklerinde CrB fazının ancak oluştuğu belirtilmektedir [59]. Bindal [10], düşük krom yüzdelerinde dahi, krom borürler tesbit ettiğini, çok fazla olmasa bile, kırılma tokluğunu düşürdüğünü belirtmektedir. Goueriot ve arkadaşları [59], borür tabakası boyunca krom konsantrasyonunun nisbeten sabit kaldığını, yalnızca, %12 Cr içeren çelik yüzeyindeki FeB zonunda az miktarda kromca fakirleşme gözlediklerini belirtmişlerdir. Kromun, (FeCr)<sub>2</sub>B oluşturmak için Fe<sub>2</sub>B zonuna girdiğini, fakat FeB tarafından kabul edilmediğini gösteren bu davranış, Cr<sub>2</sub>B ve Fe<sub>2</sub>B'nin aynı, oysa FeB ve CrB'nin farklı kristal yapıda olmalarından kaynaklanmaktadır. Krom, tabaka boyunca hemen hemen homojen bir dağılım gösterir ve kromlu çeliklerde oldukça düzgün bir geçiş bölgesi oluşur. Krom içeren borür tabakasının sertliği, krom miktarı ile doğru orantılı olarak artar (Şekil 2.17) [55,59].

Çelik içerisinde krom miktarının artışına bağlı olarak, Fe<sub>2</sub>B fazına nazaran borca daha zengin olan FeB tabakasının kalınlığı artış göstermektedir. Bunun yanında FeB/FeB<sub>x</sub> oranı da artmaktadır. Bu ise, borür tabakasının dış kısmının, iç kısma göre yoğunluğunun daha da düşük olmasına sebep olmaktadır [22,82].



Şekil 2.17 Bazı çelikler ve Fe-Cr alaşımlarında, Cr miktarına bağlı olarak; (a) FeB ve (b) Fe<sub>2</sub>B fazlarındaki sertliğin değişimi [55]. (Çelikler: X8Cr17 ve X10CrNi18 8)

**Nikel:** Nikel, hem borür tabaka kalınlığı hem de tabaka morfolojisi üzerinde olumsuz etkiye sahiptir. Altlık malzemede ağırlıkça %9'a kadar nikel bulunması tabaka geometrisini olumsuz olarak etkilememektedir [31]. Borür tabakasındaki nikel miktarının artması, kaplama/matris ara yüzeyinde kolonsal yapının düzlemsel yapıya dönüşmesine ve porozitenin artmasına neden olurken, kaplama tabakasının sertliğini de düşürmektedir [41,59,79]. Nikel içeren çeliklerin yüzeyindeki borür tabakası, belirli bir yönelme olmaksızın FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazlarından oluşmuştur. Bor tabakasındaki nikel dağılımı ise Fe<sub>2</sub>B tabakasından bor tabakası yüzeyine doğru artış eğilimindedir. Bu yüzden Fe<sub>2</sub>B fazındaki nikel konsantrasyonu, FeB fazından daha düşük olmaktadır. Borlayıcı ortamın bor konsantrasyonu ve sıcaklık arttıkça, yüzeyde oldukça yüksek nikel konsantrasyonuna sahip olan zonun kalınlığında artış görülür. Nikelce zengin olan yüzey zonu bu parametrelere bağlı olarak 3µm'den 8µm'ye kadar artar. Ostenitik paslanmaz çeliklerin borlanmasıyla yüzeyde elde edilen borür tabakasındaki FeB ile birlikte muhtemelen çözünmesi zor olan Ni<sub>3</sub>B fazı bulunmaktadır [41,83]. Çeliklerde nikel konsantrasyonunun artması, (Fe,Ni)<sub>2</sub>B fazının sertliğini azaltırken (Fe,Ni)B fazının sertliğinde herhangi bir azalmaya sebep olmamaktadır (Şekil 2.18) [55,80].



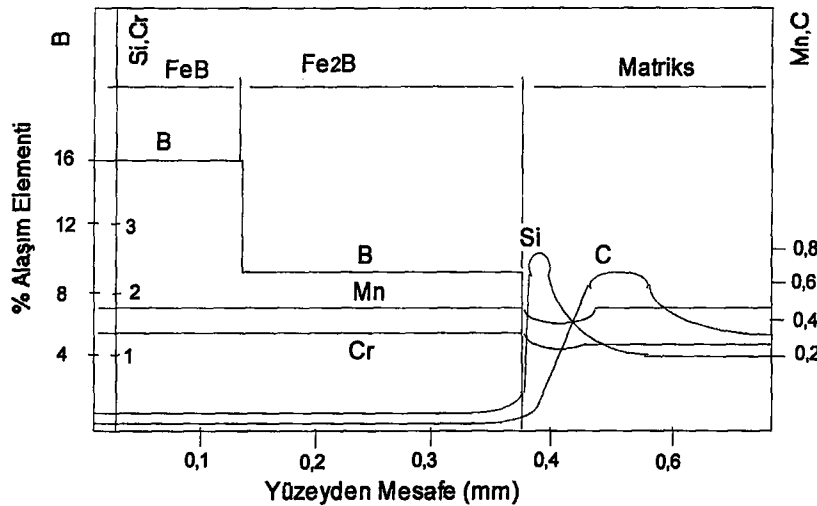
Şekil 2.18 Nikel miktarının artışına bağlı olarak, borür tabakasındaki sertlikteki değişim [55].

**Manganez:** Manganez, borür tabakasındaki kroma benzer bir davranış sergiler. Borür tabakası içerisinde çözünebilir manganez, yüzeye doğru yayılır ve borür tabakasındaki kalınlığını azaltıcı yönde etki yapar. Ancak, Dukarevich ve Mozharov [12] gibi araştırmacılar manganezin kaplamanın yüzeye yakın kısmında yer alan FeB fazında daha fazla çözüldüğünü söylerken, Tsipas ve Rus [84] ise çözünmenin iç kısımdaki



$Fe_2B$  fazında olduğunu iddia etmektedirler. Vilsmeier ve arkadaşları [59] ise manganezin  $Fe_2B$  fazı içerisinde matristen daha fazla çözüldüğünü belirtmişlerdir. Artan mangan oranına bağlı olarak, tabaka morfolojisindeki değişim hakkında da farklı ifadeler mevcuttur. Carbucicchio ve arkadaşları [85], mangan oranı arttıkça kaplama/matris arayüzey morfolojisinde kolonsallığın arttığını, Özsoy [11] ise düzleştiğini belirtmektedirler. Yine Carbucicchio ve arkadaşları [85], manganlı çeliklerin borlanması sonucunda, tabakada mangan bor türlerine raslanmadığını söylerken, Bindal [10], düşük manganlı çeliklerde, borlama süresine bağlı olarak mangan bor türler ( $MnB$ ,  $Mn_2B$ ) tesbit ettiğini belirtmektedir.

**Silisyum:** Karbon elementi gibi silisyumun da borür tabakası içerisinde çözümlülüğü olmadığından borlama işlemi sırasında çeliğin iç kısımlarına doğru itilerek borür tabakası ile metal arayüzeyinde yoğunlaşır ve burada ferrit fazı meydana gelir. Bu bölgede meydana gelen  $FeSi_{0.4}B_{0.6}$  ve  $Fe_4SiB_2$  bileşikleri ise mekanik özelliklerin olumsuz yönde etkilenmesine neden olmaktadır [59]. Bu, çok yumuşak bir faz olduğu için tabakada çatlamalara, dökülmelere ve çökmelere neden olabilir. Alüminyumun davranışı da silisyuma benzer şekildedir [21,22]. Şekil 2.19'da çeliklerin borlanması sonucunda, borür tabakası boyunca alaşım elementlerinin dağılımları şematik olarak verilmektedir [36].



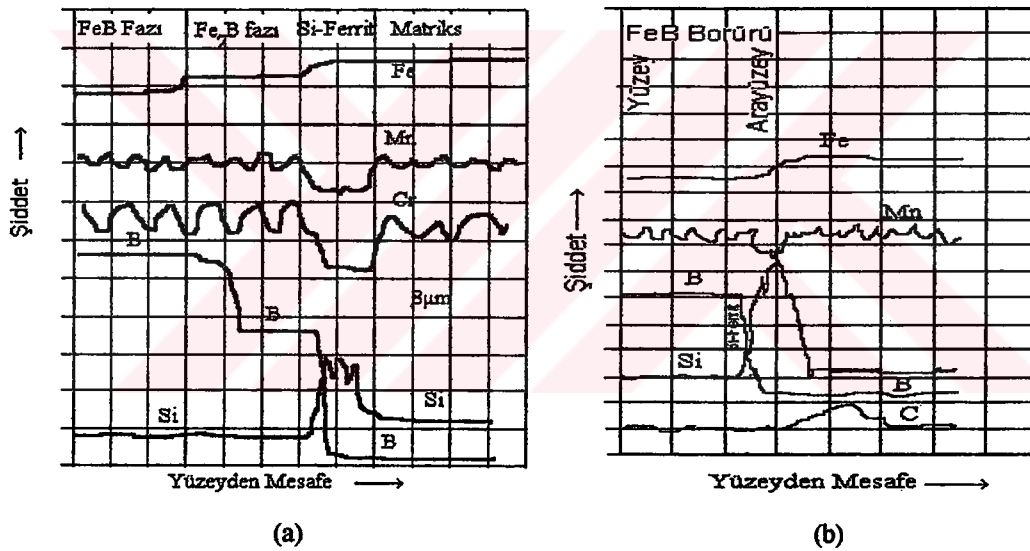
Şekil 2.19 Borlanmış çeliklerde borür tabakası boyunca alaşım elementlerinin şematik olarak dağılımı [36].

Belirtilen bu alaşım elementlerinin dışında tungsten, molibden, vanadyum, titanyum ve kobalt, borür tabakasının kalınlığını azaltarak düzlemsel yapıda borür tabakası oluşumunu teşvik ederler. Co/Fe<sub>2</sub>B çiftinde sistemin çok karışık olduğu. (Co,Fe)<sub>2</sub>B ve (Co,Fe)<sub>3</sub>B şeklinde borür bileşikleri olduğu belirtilmektedir [80,83]. Berzina ve arkadaşları [86] kobalt esaslı sert metallerin %70 B<sub>4</sub>C ve kriyolit ortamında 900°C'de borlamaları sonucunda kaplama tabakasının üç bölgeden oluştuğunu (borür, geçiş zonu ve matris) belirtmişlerdir. Borlama sıcaklığı 1050°C olduğunda ise kaplama tabakası dört bölgeden meydana gelmiştir. Bunlar, i) borür tabakası, ii) kobalt matris içerisinde çok yüksek konsantrasyona sahip W<sub>2</sub>C bölgesi, iii) W<sub>2</sub>C esaslı alaşım geçiş bölgesi ve iv) matris. Kobalt borürden oluşan birinci bölgede tungsten ve titanyum görülmezken; ikinci bölgede kobalt oranı azalmış, tungsten ve titanyum oranı ise artmıştır. Üçüncü bölgede ise kobalt oranı daha da azalmıştır. Yapmış oldukları çalışmalarda; titanyumun, borür tabaka kalınlığını azalttığını, kobaltın ters difüzyona uğradığını, borlama sırasında tungsten ve titanyumun yeniden dağılım sergilediklerini belirtmişlerdir. Borür fazı olarak ise tungsten ve titanyum borürlerin varlığından söz etmemişlerdir.

Knotek ve arkadaşları [34], ağırlıkça % 60Co, 27.5Cr, 5.5Mo, 2.5Ni, 2Fe ihtiva eden aşınmaya dirençli döküm alaşımının borlanması sonucunda üç zondan oluşan borür tabakası elde etmişlerdir. Birinci zonan CoB katı eriyiği (MeB) ve Co<sub>2</sub>B'den oluştuğunu belirlemişlerdir. %15Co-WC ihtiva eden sert metalin borlanması sonucu ise 1000°C'nin üzerinde WC gözlemlemişlerdir. Ancak kobalt-bor ötektiği (Co-Co<sub>3</sub>B, 1110°C'de [49]) sonucu yüzeyde ergimeler meydana gelmiştir. Sıcaklık 1400°C'a çıktığında ise WB ve W<sub>2</sub>B<sub>5</sub> meydana geldiğini tesbit etmişlerdir. 900°C'de 8 saat borlama ile ~35µm kalınlığında borür tabakası oluşmuştur. Borlanmış sert metalden çekme kalıbının aşınma testi sonunda servis ömrünün 3 kat arttığı belirlenmiştir [34].

Kastner ve arkadaşlarının [19] yapmış olduğu çalışmalarda 37HS (ağırlıkça %0.36C, 0.43Mn, 1.11Si, 1.36Cr, 0.11Ni) ve C15 (ağırlıkça %0.19C, 0.54Mn, 0.29Si, 0.14Cr, 0.1Ni) çeliklerinde alaşım elementlerinin borür tabakası içerisinde dağılımları Şekil 2.20'de verilmektedir. Şekil 2.20 (a)'da borür tabakasında FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazının birlikte bulunduğu, Mn ve Cr'un belirli artış ve azalışlarla birlikte yaklaşık olarak sabit

konsantrasyon değerine sahip olduğu görülmektedir. Aynı şekilde, silisyumun kaplama tabakası boyunca çok düşük miktarlarda ve sabit konsantrasyona sahip olduğu, ancak tabakanın altında yoğunlaşarak Si-ferrit fazını oluşturduğu görülmektedir. Burada Si-ferrit bölgesinde Si konsantrasyonu belirgin bir şekilde artış göstermektedir. Şekil 2.20 (b)'de ise C15 çeliğinde oluşan borür tabakasının Fe<sub>2</sub>B fazından meydana geldiği ve bor konsantrasyonunun kaplama tabakası boyunca belirli bir oranda bulunduğu, ayrıca kaplama boyunca Fe, Mn, Si ve C elementlerinin homojen konsantrasyon değerine sahip olduğu görülmektedir. Aynı şekilde, kaplama/matris arayüzeyinde Si elementinin belirgin olarak yoğunlaşmakta ve Mn elementinin konsantrasyonu düşmektedir. Daha iç kısımlarda ise C konsantrasyonunun arttığı ve elementlerin matris içerisinde yaklaşık olarak kaplamadaki konsantrasyon değerlerine ulaştığı görülmektedir.



Şekil 2.20 a) 37HS çeliğinin, b) C 15 çeliğinin yüzeyinde oluşturulan borür tabakasında bazı elementlerin dağılımı [19].

## 2.5. Borlama İşleminin Endüstriyel Uygulamaları

Bor kaplanmış malzemeler, göstermiş oldukları üstün özellikler sebebiyle otomotiv, makine, kimya, tekstil ve gıda endüstrileri başta olmak üzere çok geniş bir endüstriyel kullanım alanına sahiptir. Özellikle adhezif ve abrazif aşınma şartlarında bir çok kullanım alanı mevcuttur. Aşınmanın büyük bir problem teşkil ettiği alanlarda borlama

işlemi parçaların kullanım ömrünün artmasını sağlayarak büyük ekonomik katkılar sağlamaktadır. Borlamanın bazı endüstriyel uygulamaları şunlardır [21-23,39]:

- Tütün yapraklarını delip şerit halinde kesen %17 Cr'lu paslanmaz çelik parça, tütün yaprakları üzerindeki mineral parçacıkları sebebiyle şiddetli bir erezyona uğrar. Her 4 haftada bir değiştirilmek zorunda kalan bu parça 850°C'de 5 saat süreyle borlanması sonucunda servis ömrü 2 yıla kadar çıkmış yani 25 kat artmıştır.
- Seramik pota üretimi için %0.9C, %2Mn CrV (DIN 1.2842) çeliğinden yapılan alt ve üst kalıpların servis ömrü, 900°C'de 5 saat borlamakla 3 kat artmıştır.
- Çok büyük kimya fabrikalarında kullanılan ve 18/10 CrNiMoTi (DIN no: 1.4571) çeliğinden yapılan dört delikli su besleme regülatörü valfinde, erozyon nedeniyle 2.000 saatlik bir çalışma süresi sonunda yarık oluşmuştur. Stellite kaplı parça ise yaklaşık 8.000 saat çalışma sonrasında kullanılamaz hale gelmiştir. Fakat, %13Cr'lu çelikten (DIN no: 1.4006) yapılan bu valfin 900°C'de 6 saat borlanıp uygun bir ısı işleminden geçirildikten sonra 18.000 saat çalışma süresi sonunda bile hala kullanılabilir durumda olduğu tespit edilmiştir.
- Daha önceleri 90° açılı ve 100 mm çapındaki boru dirseği ve bunun sürgüsü ostenitik CrNi çeliğinden yapılıyor ve servis ömrü en fazla 6 hafta oluyordu. Bu dirsek St.37 çeliğinden yapıp 1000°C'de 6 saat borlanmış ve servis ömrü 4-6 kat artmıştır.
- Japonya'da 1972'den beri geniş çapta ve başarılı bir şekilde dövme kalıpları borlanmaktadır. Bu kalıplar %0,4C, %5Cr, %1Mo,%1V (SKD 61) çeliğinden yapılmış olup 900°C'de 3 saat EKabor 1 ile borlanmıştır. Kalıplar havada sertleştirilip temperlenmiş ve servis ömürleri 2-3 ila 10 kat arasında artmıştır.
- Ticari kahve kavurma fabrikaları için %0,45C'lu çelikten (DIN no:1.0503) yapıp 850°C'de 4 saat süreyle borlanmış kahve öğütme diskleri, borlanmamış olanlarına nazaran 5 kat daha uzun ömürlü olmuştur.
- Endüstriyel yakıt yakma üniteleri ve kimya endüstrisinde sıvı kimyasal atıkların depolandığı yerlerde, yakma nozülleri, pervane gibi dönen parçalar ve enjektör başları başarı ile senelerden beri borlanmaktadır. Bu endüstrilerde yanan yakıt, buhar ve atıklar nozüle 8 barlık bir basınçla gelirler. Çoğunlukla düşük P ve S'lü %0,45 C'lu (DIN no: 1.1191, Ck 45) çelikten yapılan bu parçalar, 900°C'de 6 saat

EKabor 2 ile borlama sonucunda servis ömrü yaklaşık 2-3 kat artmıştır. Sıvı atıkların prüsik asit içermesi durumunda ise (DIN no: 1.4571) AISI 316 Ti çeliğinden yapılan bu parçalar, 850 °C'de 6 saat EKabor 2 ile borlanması sonucunda servis ömrü yine yaklaşık 2-3 kat artmıştır.

- Ağırlığı yaklaşık 500 kg olan daralan dirseğin (çapı 400/250 mm) iç yüzeyi borlama pastası ile 950°C'de 10 saat süre ile ve argon gazı altında borlanmıştır. Pasta ile borlama maliyeti 3.000 DM olurken, borlama tozu ile yapılanda ise 5.000 DM olmuştur. Yani maliyet %40 azalmıştır.
- Demiryolu taşıyıcı bojilerin süspansiyon parçaları %3Ni, %1Cr, %0,5Mo (DIN no: 1.6746) çeliğinden yapılmaktadır. Çok pahalı olan bu parçalar, 100.000 km.de bir değiştirilirken, 900°C'de 4 saat borlama sonrasında 200.000 km'den sonra bile hala kullanılabilir özelliklerde olduğu tespit edilmiştir.
- Boru klipi yapımında kullanılan kalıplar %0,9C, %2Mo CrV (DIN no: 1.2842) çeliğinden yapıp sert krom kaplanmaktadır. Bu kalıplardan 10.000 parça ancak üretilebilirken, 900°C'de 6 saat EKabor 1 tozu ile borlanıp ısıl işlem görmüş olan kalıplardan 17.000 parça üretildikten sonra bile temiz yüzeyli ve gerekli boyut toleransına sahip parçalar üretilebilmiştir.
- Geri dönüşsüz valfler %1Cr Mo çeliğinden yapılırlar. Nitrülenmiş olan bu valfler silikon içeren elastomerlerin işlenmesinde kullanıldığında 5 ila 8 gün içerisinde ömrünü tamamlamaktadır. Bu valfin, 950°C'de 5 saat süreyle EKabor 2 ile borlandıktan sonra vakum altında uygulanan ısıl işlem ile çekirdek sertliğinin de artırılması sonucunda, servis ömrü ortalama 8 kat artmıştır.
- Kayaları delmekte kullanılan kesici uç, SAE EX 30 CrNi çeliğinden yapılmaktadır. Yüzeyden içeriye doğru homojen bir sertlik dağılımı sağlamak için önce karbürizasyon yapılan ve sonra 900-920°C'de 10 saat süreyle EKabor ile borlanan bu parçanın ömrü 3 kat artmış, %15 daha fazla yük uygulamak ve de dönme hızını daha da arttırmak mümkün hale gelmiştir.
- Kesici takımlarda genellikle iki farklı tipde aşınma meydana gelir. Bunlar, işlenen metal ise soğuk kaynak (adhezif aşınma), plastik gibi metalik olmayan bir malzeme ise erozif aşınmadır. Kesici takımların borlanması sonucunda her iki aşınma türü de büyük oranda ortadan kalkmaktadır.

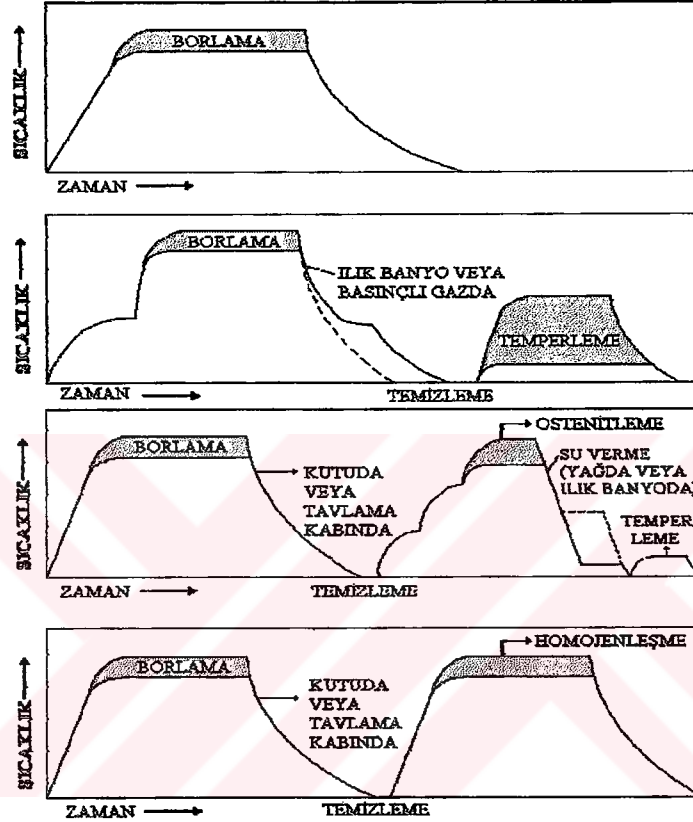
- Mekanik test cihazları tutucu çenelerinin borlanması durumunda tutucu dişlerin daha fazla yüke dayandığı gözlenmiştir. Bu ise, tutucu çenelerin orijinal testere dişli profil yerine trapezoidal bir profile yapılabilmesine imkan sağlar ve böylece üretimi daha kolay olur. Borlama işlemi ile üretim maliyetlerinin azaltılmasından başka, malzeme maliyetleri de düşürülür. Bu tutucu çenelerde yüksek alaşımli takım çelikleri (%2,1C, %12Cr'lu çelik gibi) yerine, ısı işlem görmüş daha ucuz çelikler (%1Cr Mo'li veya %1Cr V'lu çelikler gibi) kullanılabilir. Bu çeliklerin borlanması 900°C'de 4-5 saat süre ile gerçekleştirilir. Borlanmış tutucu çeneler, yüksek basma gerilmelerinde borür tabakasının altlık malzemeden ayrılmasını önlemek ve yeterli çekirdek sertliğine ulaşmasını sağlamak için; ostenitleme nötral tuz banyosunda (siyanürsüz), su verme ise yağda gerçekleştirilir.
- PVC üreten bir fabrikada vinil klorür taşıyan %18 Cr, %9 NiTi ile 18/10 CrNiMoTi (1.4571) çeliklerinden yapılan boruların servis ömrü 6 ay kadar iken, 850°C'de 4 saat süreyle EKabor 2 ile borlama sonrası ise borür tabakası kalınlığı 15µm olmasına rağmen, 2 yılın üzerine çıkmıştır.
- Rotorlar ve darbe ile kesici parçalardan %18 Cr, %9 NiTi çeliğinden yapılanların, 850°C'de 6 saat borlanmak suretiyle kullanım ömürleri 3 kat artmıştır.
- Volkswagen Golf ve Audi otomobillerinin dizel motorlarının DIN 42CrMo4 çeliğinden yapılan yağ pompası dişlilerinin, 920°C'de 1,5 saat EKabor 1 ortamında borlandıktan sonra su verme ısı işlemi ile sertliği 52-55 Rc'ye getirilmiş ve böylece adhezif aşınmaya karşı direnç sağlanarak servis ömürleri artırılmıştır.

## 2.6. Borlama Sonrası Isıl İşlemler ve Termal Çevrimli Borlama

Borlama sonrası özelliklerin geliştirilmesi; borür tabakası, geçiş bölgesi ve matris malzeme özelliklerinin birlikte düşünülmesiyle sağlanabilir. Yüksek yüzey basınçlarına maruz kalan borlanmış makina elemanları, borlama sonrasında borür tabakasının kalitesini ve aşınma direncini düşürmeden, çekirdek sertliklerini artırmak, dolayısıyla tabaka çökmesi ve dökülmesini önlemek için sertleştirilip temperlenirler. Uygun işlem yapıldığında 120–150µm'ye kadar kalınlığa sahip borür tabakasının temperlenmesi, tabakada çatlak oluşumuna yol açmamaktadır. Dikey çatlaklar, genellikle ana malzemenin hacimsel değişiminin uygun olmamasından kaynaklanmaktadır. Tek fazlı



$Fe_2B$  tabakasının ısı genleşme katsayısı, demir esaslı malzemelerin ortalama ısı genleşme katsayılarına yakın olduğundan, bu özelliklere sahip parçalara hasar vermeden, borlama sonrası iyileştirici ısı işlemler uygulanabilir (Şekil 2.21) [11,21]. Ötektik dönüşüm sıcaklığı  $1174^{\circ}C$  olduğundan, ostenitleme sıcaklığı bu kritik sıcaklığın üzerinde olmamalıdır [46].



Şekil 2.21 Borlama sonrası uygulanabilen ısı işlemler [21].

Borlama sonrası ısı işlemlerde sertleştirme ve temperleme nötr atmosferde, koruyucu gaz, vakum veya nötr tuz banyolarında yapılmalıdır.  $700^{\circ}C$  civarındaki sıcaklıklarda, oksijen içeren ortamlarda borlu tabakalarda oksitlenme meydana gelir. Sertleştirme ortamı olarak sıcak yağ uygundur. Bunun yanında, malzemenin sertleşebilme kabiliyetine göre, sıcak tuz banyolarında veya havada sertleştirme, yüzey gerilmelerini en aza indirir [11]. Sıcaklık  $600^{\circ}C$  civarında iken demir-bor'dan önce demir-nitrür'e dönüşüm olacağından, amonyaklı ortamdan kaçınılmalıdır.  $FeB$ ,  $400^{\circ}C$  sıcaklığa;  $Fe_2B$ ,  $352^{\circ}C$  sıcaklığa kadar amonyak içeren atmosfere karşı dayanıklıdır [31]. Borür tabakasının gevrekliği ve bunun sonucu olarak da servis özellikleri, borür tabakasındaki kalıntı gerilmelerin dağılımı ile doğrudan ilgilidir. Bu dağılım, bitişik



fazların ısı genleşme katsayıları arasındaki farka bağlı olduğu kadar, tabaka ile matris malzemenin özgül hacimleri arasındaki farka da bağlıdır. Dolayısıyla, borür tabakasının özellikleri, borlama sonrası uygun ısı işlemler uygulanarak tabaka ile matris malzeme özgül hacimleri arasındaki farkın azaltılmasıyla geliştirilebilir [11].

Liliental [51], borlamadan sonra, 'normalizasyon + sertleştirme + temperleme' (200°C'da) işleminin uygulandığı numunelerde, ana malzeme ile Fe<sub>2</sub>B tabakası özgül hacimleri arasındaki farkın en düşük seviyede olduğunu (Tablo 2.10), bunun sonucu olarak; borür tabakasında kalıntı gerilmeler ve gevrekliğin en düşük, aşınma direncinin ise en yüksek değerde olduğunu ileri sürmektedir.

Tablo 2.10 %0.45 C'lu çelikte, borlama sonrası uygulanan ısı işlemlerle matris malzemesinin özgül hacminin değişimi [51].

Borlama sonrası uygulanan ısı işlemler	Özgül hacim (cm <sup>3</sup> /g)	
	Matris	Fe <sub>2</sub> B
Yok	0.1276	
Normalleştirme, 900 °C/h	0.1278	
Normalleştirme+Sertleştirme+Temperleme, 200 °C	0.1289	0.1367
Normalleştirme+Sertleştirme+Temperleme, 450 °C	0.1286	
Normalleştirme+Sertleştirme+Temperleme, 650 °C	0.1280	

Borür tabakalarının özelliklerini iyileştirmek ve yayınmayı hızlandırmak için termal çevrimli borlama işlemleri uygulanmaktadır. Termal çevrim; malzemeye, sıcaklık farkına, sıcaklığın değişim hızına ve çevrim sayısına bağlı olarak malzemenin mikroyapı ve özelliklerini iyileştirmek için iş parçasının belirli sıcaklıklar arasında ısıtılıp-soğutulması işleminin bir çok kez tekrarlanmasıdır. Termal çevrim sonucunda yayınma hızının arttığı, ostenit tane boyutunun küçüldüğü ve üniform bir yapı oluştuğu ve dolayısıyla fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerin iyileştiği belirtilmektedir. Pratikte termal çevrimle yayınmanın hızlandırılması; ya yayınma işleminden önce bir ön ısı işlemle veya işlem esnasında termal çevrimin uygulanmasıyla sağlanmaktadır [11].

Çelik, genellikle Ac<sub>1</sub> sıcaklığının 30-50°C üzerine ısıtılır ve Ar<sub>1</sub> sıcaklığının 50-199°C altına soğutulur. Çevrim sayısı 100'e kadar çıkabilir. Krishtal ve Kenis [11], klasik yöntemlere göre, 60 dakikalık karbürleme sonucunda yayınma katsayısının 2,5-3 kat arttığını ve tabakanın sertlik, darbe ve aşınma direnci gibi özelliklerinin iyileştiğini

iddia etmişlerdir. Yayınma katsayısındaki artışı; tane incilmesi, yeniden kristalleşme, iç gerilmeler ile boşluk yoğunluğundaki artışa bağlamışlardır.

Sabit sıcaklıkta borlama işleminde işlem süresi arttıkça tane boyutu da artar ve bazı taneler diğerlerini yok edebilir. Özsoy [11], sabit sıcaklıkta 125-200 $\mu$ m'ye çıkan tane boyutunun, termal çevrimli borlamada 30-40 $\mu$ m olduğunu ve geçiş bölgesi/borür tabakası oranının azaldığını belirtmektedir. Demir borürde, borun demire göre daha hızlı yayınımlı dolayısıyla tabakada porozite oluşmaktadır [87]. Uygun termal çevrimli borlama sonucu, daha üniform ve daha az poroziteli borür tabakalarının elde edilmesinin yanında, bölgeler arasındaki özgül hacim farkları azalmakta, tabakanın aşınma gibi servis özellikleri iyi yönde etkilenmekte ve gevreklik azalmaktadır [11]. Sabit sıcaklıkta ve termal çevrimli şartlarda borlanan numunelerin yüzey sertlikleri arasında bir fark olmadığı, ancak borür iğneleri yönünde artış olduğu belirtilmektedir [9,11].

Karbürize edilmiş olan düşük alaşımlı çeliklerin borlama sonrası yeniden ısıl işleme sertleştirilebildiği, borlanmış olan havada sertleştirilen takım çeliklerinin ise çekirdek özelliklerini optimize edecek şekilde tamamen sertleştirilebildiği belirtilmektedir [23]. Borlama işleminde istenen tabaka kalınlığına bağlı olarak 15 dakika ile 30 saat arasında değişim gösteren işlem süresi, normal işlemlerde 1-8 saat arasındadır. Fakat yüksek sıcaklıklarda kısa süreli işlemler, düşük sıcaklıklarda uzun süreli işlemlere tercih edilirse, parça üzerinde aşırı gerilmelerden kaçınılmış olur [39].

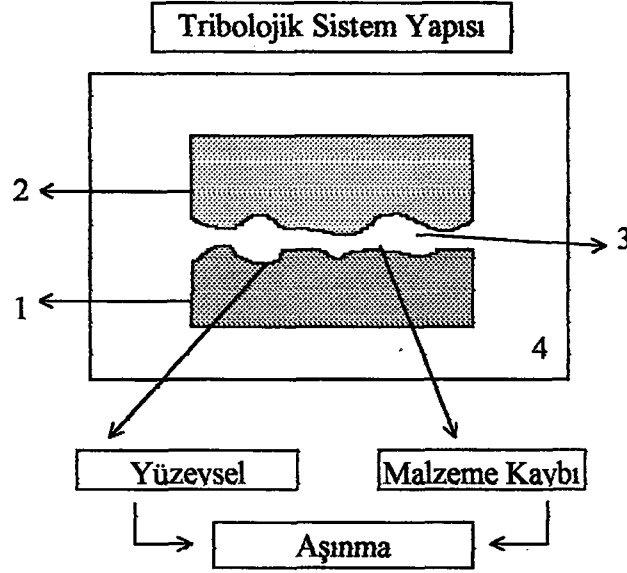
Borür tabakasının termal genişleme katsayısı, borlama sonrası tuz banyosunda, yağda veya havada su verilip temperleme yoluyla çekirdeğine kadar setleştirilebilen ticari demir alaşımları veya çeliklerin ısıl işlemleri için uygundur. Borlama işlemi hassas bir şekilde gerçekleştirilirse, borür tabakası 150 $\mu$ m kalınlığı aşmadıktan sonra su verme ve temperleme işlemlerinin çatlak oluşumuna sebep olmayacağı ifade edilmektedir. Ostenitlemeyi ve temperlemeyi nötr bir ortamda, tercihen koruyucu atmosfer veya nötr bir tuz banyosunda veya vakum altında gerçekleştirmek gerekir. İş parçası hemen hemen aynı işlem süresi gerektiren boyutlarda ise borlama ve ostenitleme işlemleri aynı anda da gerçekleştirilebilir [39].

Aynı anda hem erozif hem de korozif aşınma gibi özel amaçlar için kimya endüstrisinde 20 $\mu$ m'den daha kalın ve yüzeye çok iyi yapışmış borür tabakasına sahip olan yüksek alaşımlı çelikler gereklidir. Bu problem ise bir seri ısıtım işlemi ile giderilebilmekte ve FeB fazı, Fe<sub>2</sub>B fazına dönüştürülerek problem çözülmektedir. Bu amaçla; DIN 1.4572 nolu çelikde, önce nisbeten daha kalın (30 $\mu$ m'den daha kalın) iki fazlı borür tabakası üretimi 900°C'de 6 saat EKabor 1 tozu ile gerçekleştirilmiş, sonra ise 1000°C'de 2 saat argon atmosferinde difüzyona tabi tutulmuştur. Orijinal çift fazlı borür tabakası (20 $\mu$ m FeB+10 $\mu$ m Fe<sub>2</sub>B), bu ısıtım işlemi yoluyla yaklaşık 36 $\mu$ m kalınlığında tek fazlı (Fe<sub>2</sub>B) borür tabakasına dönüşmüştür. Böylece daha homojen olan bu tabakanın çatılma ve pul pul kalkma eğilimi azaltılmış ve tabaka kalınlığında da %20 artış sağlanmıştır. Pratikte, orijinal FeB fazında oluşmuş olan porların zararlı bir etkiye sahip olmadığı belirtilmektedir [39].

## 2.7. Aşınma ve Yağlama

Aşınma; kullanılan malzemelerin başka malzemelerle (katı, sıvı veya gaz) teması neticesinde, mekanik etkenler ile yüzeyden küçük parçacıkların ayrılması sonucu istenmeyen yüzey bozulmasının meydana gelmesi şeklinde tanımlanmaktadır [88-91]. Bir aşınma sisteminde (Şekil 2.22) temel unsurlar olarak; (i) ana malzeme (aşınan), (ii) karşı malzeme (aşındıran), (iii) ara malzeme, (iv) yük ve (v) hareket mevcuttur. Bütün bu unsurların oluşturduğu sistem, teknikte tribolojik sistem olarak adlandırılmaktadır [92,93]. Holmberg [5], tipik aşınma mekanizmalarını, adhezif aşınma, abrazif aşınma, yorulma aşınması ve kimyasal aşınma olmak üzere dört gruba ayırmıştır. Birbiri ile sürtünme halinde olan yüzeyler arasında değişik türde aşınma mekanizmaları oluşur ve bunları kesin hatlarla birbirinden ayırmak mümkün değildir.

**Adhezif aşınma:** Temas halindeki iki yüzey arasında, adhezyon ve kohezyon bağının oluşumu, büyük ölçüde yüzeylerin tekstür yapılarına ve bunların temas halindeki olası değme geometrilerine bağlıdır. İşleme kusurları nedeniyle, çok iyi parlatılmış yüzeylerde dahi malzeme çiftlerinin gerçek temas alanları, geometrik temas alanından çok daha düşüktür. Temas yüzeylerine normal bir kuvvetin etki etmesi durumunda, gerçek temas alanı çok küçük olduğundan, bu noktalardaki yerel



Şekil 2.22 Tribolojik bir sistemin şematik olarak gösterilmesi (1-Ana Malzeme, 2-Karşı Malzeme, 3-Ara Malzeme, 4-Çevre Şartları) [92].

basınçlar çok yüksek seviyelere çıkar. Özellikle akma sınırı aşıldığında, küçük kaynak bağları teşekkül eder (soğuk kaynama). Yüzeyler arasında izafi hareket başlayınca, yani kayma halinde, yüksek yerel basınçlara ilaveten, temas noktalarında ayrıca aşırı sıcaklık yükselmelerinin de bulunması, kaynak bağlarının oluşumunu (sıcak kaynama) kolaylaştırır. Bu durumda, yumuşak olan malzeme yüzeyinden sürekli olarak kopmalar meydana gelecektir. Hatta, arayüzey ürünü (oluşan kaynak bağı), çok sert ve kırılgan ise belirli bir kayma mesafesinden sonra kopup ayrılır ve yüzeyler arasında ayrıca abraziv aşınmaya da neden olur. Bu oluşumda yüzeylerin karşılıklı fiziksel ve kimyasal etkileşimleri önemli ölçüde rol oynar. Oluşan bağ, fonksiyon yüzeyleri ne kadar temiz ise, o oranda kuvvetli olmaktadır. Rutubet, absorbe gazlar, oksitler ve yağlayıcı maddelerin mevcudiyeti bağ kuvvetini dolayısıyla aşınmayı azaltır [94-96].

**Abrazif aşınma**, birbiri üzerinde kayan yüzeyler arasında aşındırıcı sert partiküllerin bulunması ile meydana gelmektedir. Sert partiküller ya dışarıdan sisteme girer veya adhezif aşınma ürünleri olarak sistem içinde meydana gelir. Yüzeylere yapışmış, pürüzlü çok sert bir partikülün veya yüzeylerde bulunan sert bir pürüzün karşı yüzeyde meydana getirdiği aşındırma şekli de abrazif aşınma olarak tanımlanabilir. Bu tanıma göre abrazif aşınma, iki elemanlı veya üç elemanlı olarak meydana gelmektedir. Abrazif aşınma mekanizmasında; sertlik, aşındırıcı tane veya pürüzün boyut ve şekli,

atak açısı, uygulanan normal yük, kayma hızı, malzemelerin kırılma tokluğu önemli faktörlerdir. Abrazif aşınma, sert partikülün yumuşak malzemenin yüzeyinden parça kopartarak uzaklaştırmasıyla olur ve bu kopma sırasında yapışma olmaz. Yüzeyden malzeme kaybının çok hızlı geliştiği ve yumuşak malzemenin üzerinde belirgin çizikler şeklinde ortaya çıkan bir aşınma mekanizmasıdır. Abrazif aşınma, çok yüksek aşınma hızına sahip olup sistemin hasarına sebep olacak şekilde etkisini anında gösteren bir aşınma türüdür [5,96]. Aşınma sebebiyle endüstride meydana gelen hasarların içinde, abraziv aşınmanın oranı çok yüksektir [6]. Bu sebeple aşınmanın önlenmesi için çeşitli yöntemler geliştirilmiştir. Bunlar, alaşımlama ile daha sert malzeme oluşturmak, ısıtma işlemi yapmak ve malzeme yüzeyinde sert bir yüzey tabakası oluşturmak esasına dayanır. Malzemelere uygulanan yüzey işlemlerinin çoğu aşınmayı kontrol altına almak için yapılmaktadır [96].

**Yorulma aşınması**, metal yüzeyinin yorulması sonucu ortaya çıkan bir hasardır. Oldukça düşük gerilmeler ve yüksek hız altında yapılan uygulamalarda metal yüzeyinde oyuklara benzer bir çok boşluk meydana gelmektedir. Yorulma aşınması, malzeme yüzeyinde 0.5mm boyutuna varan büyüklüklerde oyuklanmaların oluşmasına ve yüzeyin hızla hasara uğramasına neden olmaktadır [96].

**Kimyasal aşınmada**, birbirine temas eden yüzeyler hava ile reaksiyona girerek, aşınmanın şiddetini azaltan oksit ve diğer tabakaları meydana getirmektedirler. Bununla beraber, kimyasal maddelerin mevcut olduğu ortamlarda kullanılan makine parçalarının yüzeyleri, bu maddelerle reaksiyona girerek ince fakat sert tabakalar oluşturmaktadır. Değişken yük altında bu sert tabakalar kırılmakta ve oluşan sert parçacıklar aşınmaya neden olmaktadır. Oksitlenmemiş metal yüzeylerinde ise reaksiyon sonucu sürekli olarak sert tabakalar oluşmakta ve bunların kırılmasıyla aşınma süreklilik kazanmaktadır. Diğer bir kimyasal aşınma da yüksek hızlarda birbirlerine sürtünen parçaların yüzeyinde meydana gelen yüksek sıcaklıklarda, bu parçaların kimyasal kararlılıklarını kaybetmeleri sebebiyle meydana gelmektedir [5].

Yağlama mekanizmaları başlıca iki ana gruba ayrılmaktadır. Bunlar; basınçlı sıvı yağlaması ve yüzey film yağlamasıdır. Basınçlı sıvı yağlaması, temas sırasında

yağlayıcıda oluşan akma hareketi sayesinde yüzeylerin birbirinden ayrılması esasına dayanmaktadır. Basınçlı sıvı yağlaması akışkan dinamiği ve reoloji ile tanımlanmaktadır. Yüzey film yağlama, iş yüzeyine depolanan koruyucu film ile yüzeylerin birbirinden kısmen ayrıldığı bir yağlama şeklidir. Bu tür filmler, yüzeyde fiziksel veya kimyasal olarak oluşturulabilir. Oluşan bağlar ise fiziksel veya kimyasal bağlar şeklindedir. Bu tür yağlama kimya ve malzeme bilimi ile incelenmektedir [5].

Seramik malzemelerde yağlama; mekanik, kimyasal ve ısı özelliklerin bir kombinasyonu sebebiyle çalışma ortamlarında sergileyecekleri tribolojik problemlerin çözümü açısından önemlidir. Ancak seramiklerin sürtünme katsayılarının teknolojik uygulamalar için oldukça yüksek ve aşınma performanslarının zayıf olduğu belirtilmektedir. Bu arzu edilmeyen karakteristikler, seramiklerin önemli özelliklerini gölgelemektedir. Sürtünme ve aşınma hızlarının düşürülmesi, seramiklerin gelecekte kullanılabilirliğini sağlayacak yegane etkidir.

Seramiklerde sürtünme ve aşınmayı azaltmanın önemli bir yolu temas yüzeylerinin kayma gerilmesini azaltıcı ince film uygulamasıdır. Bazı seramikler buldukları ortamlarda, yüzeylerinde sürtünme ve aşınmayı azaltıcı bir yapı sergilemektedir. Örneğin,  $Si_3N_4$  'ün kayma yüzeyleri birçok ortamda düşük sürtünme ve aşınma sağlamakta ve kolay kayma kabiliyeti olan ince silisyum oksit filmini oluşturduğu görülmektedir.  $Al_2O_3$  seramikler, kayma yüzeylerinde yumuşak alüminyum oksit filmi ve suda test edildiği zaman alüminyum hidroksit oluşmakta, bunun sonucu olarak sürtünme katsayısını düşürmektedir [97]. Yağlayıcı filmlerin meydana gelmesi sebebiyle, seramik ara yüzeylerin, metalik ara yüzeylere göre çok daha düşük sürtünme katsayısına ulaşacağı muhtemeldir.

Yüksek sertlik ve elastik modüle sahip olan seramikler, normal yüklemeler altında metallere göre çok daha düşük temas alanı sergilediklerinden, yağlayıcı bir film uygulandığı zaman daha düşük sürtünme katsayısına sahip olurlar. Seramik yüzeylerde sürekli olarak düşük sürtünme katsayısına sahip ince film oluşturmak için kullanılan üç farklı yağlama yöntemi vardır. Bunlar buhar, sıvı ve katı faz yağlamadır.



Pratik uygulamalarda daha ziyade sıvı yağlayıcılar kullanılmaktadır. Ancak, bu yağlayıcıların geleneksel yağlayıcılarla seramik esaslı tribo-sistemlerde uygulanması bazı problemler ortaya çıkarmaktadır. Geleneksel sıvı yağlayıcılar, seramiklerin çalışma şartlarındaki sıcaklıklarda pek etkili olamamaktadır. Sentetik sıvı yağların yağlayıcı olarak görev yapabilmeleri için termal ayrışma ve buharlaşma sıcaklıkları olan 371°C'nin altındaki sıcaklıklarda çalışılması bir mecburiyettir [98]. Bu yüzden geleneksel sıvı yağlayıcıların performansları, 300°C'nin üzerinde düşmektedir. Bu problemi çözmek için yeni ilaveler ihtiva eden yüksek performanslı sıvı yağlayıcılar geliştirilmiş ve sürekli olarak seramik yüzeylerde test edilmiştir.

Buhar fazı yağlayıcıları düşük kayma gerilmesine sahip olan yüzey filmlerini elde etmede kullanılan diğer bir yöntemdir. Prensipte olarak, sıcaklık karşısında oluşan reaksiyon ürünü ince bir film oluşturmaktadır. Bu yöntem, yüksek sıcaklık şartlarında gerçekleşen çeşitli tribolojik uygulamalar için pratik ve uygun görülmektedir. Karbon içeren gazlar ve seramik yüzeyler arasında katalitik reaksiyonlar sonucunda oluşan ince karbon filmlerinin yüksek sıcaklıklarda, düşük sürtünme katsayılarına sebep oldukları belirtilmektedir.

Katı yağlayıcılar, kontrollü aşınma ve sürtünme istenen sert tribolojik şartları ihtiva eden uygulamalar için (örneğin, yüksek sıcaklık, korozif ortam, vakum şartları, yüksek hız ve yük) uygun olan tek yöntemdir. Katı yağlayıcılar, tribolojik yüzeye ince bir film olarak uygulanabilir ya da yağ veya gresle karıştırılabilir. Katı yağlayıcıların kalıcı olarak uygulanması diğer yağlayıcılara göre biraz daha zordur. Metalik bir yüzeye kuvvetli yapışma, birçok kaplama metodu ile gerçekleştirilebilir. Ancak seramik yüzeylere yapışık, katı yağlayıcı filmlerin kaplaması geleneksel (Örneğin, Sputtering, iyon biriktirme, CVD gibi) biriktirme yöntemleri ile oldukça zordur [97].

Sputtering metodu ile SiC altlık malzeme üzerinde MoS<sub>2</sub> filmlerini oluşturulmaya çalışılmış, işlem öncesinde MoS<sub>2</sub> filmlerinin yapışmasını artırmak için malzeme yüzeyi kimyasal olarak dağlanmasına rağmen başarı elde edilememiştir. Oluşan MoS<sub>2</sub> filmlerin ömrünün aynı metotla çelik malzemeler üzerinde oluşturulan filmlere nazaran daha kısa olduğu görülmüştür. Diğer bir çalışmada, kaynak gaz olarak metan ve



bütanın kullanıldığı plazma destekli kimyasal buhar biriktirme (PACVD) yöntemiyle  $\text{Si}_3\text{N}_4$  altlık malzeme üzerinde oluşturulan hidrojenlenmiş amorf karbon filmlerinin sürtünme ve aşınma davranışları araştırılmıştır. Bu filmlerin yapılarının oldukça kuvvetli olduğu, vakum ve  $\text{N}_2$  ortamlarında oldukça düşük sürtünme ve kayma sergilediklerini rapor edilmiştir [99,100].

Erdemir ve arkadaşları [14,101], vakumda buharlaştırma tekniği ile  $\text{Al}_2\text{O}_3$  üzerinde boroksit ( $\text{B}_2\text{O}_3$ ) filmleri oluşturarak bunların tribolojik özelliklerini araştırmışlardır.  $\text{B}_2\text{O}_3$  tabakasının yüzeyinde atmosferik şartlarda son derece iyi yağlama özelliği olan ve sürekli kendini yenileyen borik asit filmi oluştuğunu tespit etmişlerdir.

## 2.8. Çeliklerdeki Bor Kaplamaların Aşınma Özellikleri

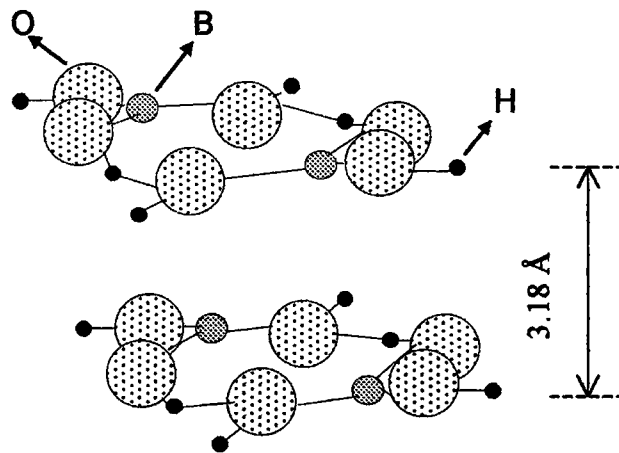
### 2.8.1 Borlanmış çeliklerin kısa süreli tavlama

Bor kaplamaların sertlikleri çok yüksek olduğundan yüksek aşınma direncine ihtiyaç duyulan yerlerde tercih edilmektedir. Bu amaçla en çok kullanılan bor kaplamalar, demir borür ve titanyum diborür kaplamalardır. Demir borür kaplamalar, çok düşük aşınma ve yüksek sürtünme katsayısını ( $\mu=0.38-0.63$ ) bir arada bulunduran ilginç tribolojik özelliğe sahip malzemeler olmaları sebebiyle fren sistemlerinde kullanılabilirler [5].

Son yıllarda Sliney ve Peterson [14], borik asidin yağlayıcı özellikleri üzerine önemli çalışmalar yapmışlardır. Peterson, camsı borik asidin cam geçiş sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta ( $450^\circ\text{C}$ ) viskozitesinin hızlı bir şekilde azaldığını ve borik asitle yağlanan yüzeylerde sürtünme katsayısında önemli bir düşüş meydana geldiğini gözlemlemişlerdir. Takeuchi ve arkadaşları [102],  $\text{FeB}$  ve  $\text{Fe}_2\text{B}$  tabakalarında, koruyucu oksit tabakasının değişik reaksiyon mekanizmaları sonucunda oluştuğunu belirtmişlerdir.  $\text{FeB}$  tabakasında  $\text{FeB}$ 'nin bileşeni olan bor, ortamdaki oksijenle tercihli olarak reaksiyona girerek yüzeyde  $\text{B}_2\text{O}_3\text{-Fe}_2\text{B}$  tabakaları oluşturur. Bunun sonucunda  $\text{Fe}_2\text{B}$  tabakasının kalınlığında artış meydana gelir.  $\text{Fe}_2\text{B}$  tabakasında ise  $\text{Fe}_2\text{B}$ 'nin bileşeni olan bor, oksijenle birleşerek  $\text{B}_2\text{O}_3$  ve  $\alpha$ -demirini meydana getirir.

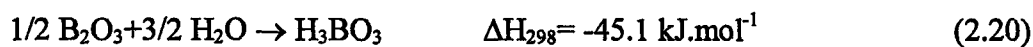


Bunun yanında Erdemir ve Bindal da [33], bor kaplanmış çelik yüzeylerinde spontane bir reaksiyonla borik asidin oluşturulabildiğini göstermişlerdir. Öncelikle Erdemir,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  üzerine kaplanan ( $\text{B}_2\text{O}_3$ ) filmlerin %50 oranında nem içeren atmosferik şartlarda 0.02-0.05 sürtünme katsayısına sahip olduğunu tespit etmiştir. Daha sonra Erdemir ve arkadaşları [101]  $\text{B}_2\text{O}_3$  kaplamanın yüzeyinde kendiliğinden meydana gelen bir kimyasal reaksiyon sonucunda borik asit ( $\text{H}_3\text{BO}_3$ ) film tabakası oluşturarak düşük sürtünme katsayısı elde etmişlerdir. Burada, reaksiyon hızının artırılmasına gerek duyulmadığı ve doğal olarak gerçekleştiği önemli bir açıklama olarak belirtilmektedir. Oluşturulan bor oksit ( $\text{B}_2\text{O}_3$ ) filminin her yerinde ince bir borik asit ( $\text{H}_3\text{BO}_3$ ) tabakasının yer aldığı ve triklinik bir kristal yapıya sahip olduğu görülmektedir (Şekil 2.23). Her bir tabakada yer alan bor, oksijen ve hidrojen atomları, sıkı paket yapıda olup birbirlerine kovalent, iyonik ve hidrojen bağları ile kuvvetli bir şekilde bağlanmışlardır. Birbirlerine paralel dizilmiş olan atom tabakaları arasında 3.18 Å uzaklık olup zayıf Van der Waals kuvvetleri ile birbirlerine bağlanmıştır. Buna göre borik asidin yağlayıcı özelliği büyük bir ihtimalle kristal yapısından kaynaklanmaktadır. Kayma gerilmesi altında kristal tabakaları kendi aralarında relatif hareketin yönüne paralel olarak dizilerek birbirleri üzerinde kolaylıkla kayabildiği için düşük sürtünme katsayısı elde edilmektedir.



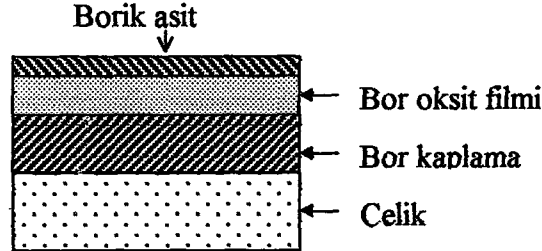
Şekil 2.23 Borik asidin kristal yapısı [107].

Borik asit tabakasının kristal yapısı  $\text{MoS}_2$  grafit ve hegzagonal BN ile benzerlik göstermektedir.  $\text{MoS}_2$  ve grafit gibi kuru yağlayıcıların malzeme yüzeyine adaptasyonunun hem masraflı hem de birçok güçlüğü beraberinde getirmesi böyle bir sistemin önemini ortaya çıkarmaktadır. Burada borik asit filmi kendi kendine oluşmaktadır. Borik asit,  $\text{B}_2\text{O}_3$  fazının ortamın relatif nem ile reaksiyona girmesi sonucunda oluşmaktadır [14,33,97,101,103-107]. Bor kaplanmış çeliklerin yüzeyinde  $\text{B}_2\text{O}_3$  tabakası oluşturmak yüksek sıcaklık işlemi gerektirmektedir. Kısa süreli ısı işlem sırasında, borür tabakasındaki serbest veya fazla bor atomlarının aktivasyon enerjileri önemli bir ölçüde artmaktadır. Sonuç olarak, hızlı bir şekilde hareket ederler ve böylece büyük mesafelerde difüze olabilirler ( $750^\circ\text{C}$  'de borür tabakasındaki borun difüzyon katsayısı  $3.74 \times 10^{-10} \text{cm}^2/\text{s}$ ) [33]. Bor atomlarından bazıları yüzeye doğru hareket ederler ve bor oksit tabakası oluşturmak için bulunduğu yerdeki oksijen ile reaksiyona girerler. Bu sırada demir gibi diğer atomlar da yüzeye hareket ederler ve FeO oluştururlar. Ancak demir atomlarının çoğunun FeB veya  $\text{Fe}_2\text{B}$  şeklinde bor tarafından bağlandığına inanılmaktadır. Keza  $750^\circ\text{C}$  'de demir atomları çok büyük boyutlarından dolayı bor atomlarından daha az hareket ederler. Ayrıca demir oksitlerin oluşumu için standart reaksiyon ısıları ( $\text{FeO}$ ,  $\Delta H_{1023} = -265.8 \text{kJ.mol}^{-1}$ ;  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\Delta H_{1023} = -1092 \text{kJ.mol}^{-1}$ ;  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\Delta H_{1023} = -806.7 \text{kJ.mol}^{-1}$ ) bor oksitten daha yüksektir ( $\text{B}_2\text{O}_3$ ,  $\Delta H_{1023} = -1218 \text{kJ.mol}^{-1}$ ) [14,33]. Kısa ısı işlem periyodundan dolayı, Fe atomları, hem kompleks oksitleri, hem de demir oksidi oluşturmak için gerekli zamanı bulamazlar. Ancak, uzun süreli yada yüksek sıcaklıkta ( $>750^\circ\text{C}$ ) tavlama işlemi yapılırsa demir oksit yada kompleks oksitler oluşmaktadır. Sonuç olarak yüzeyde yağlayıcı filmler oluşmaz. Isıl işlem sırasında malzeme soğutulurken atmosferin nemi ile reaksiyona girmesi sonucunda yüzeyde borik asit tabakası oluşmaktadır (Şekil 2.24). Oluşan kimyasal reaksiyonlar aşağıda verilmektedir [14,33,97,104-107]:



Son derece iyi kimyasal bütünlüğü sebebi ile  $\text{B}_2\text{O}_3$  filmlerin, iyon dağlamalı seramik yüzeylere oldukça iyi yapıştığı görülmektedir. Yüksek sıcaklık uygulamalarında seramikler için borik asidin kullanımı,  $170^\circ\text{C}$ 'nin üzerinde  $\text{H}_3\text{BO}_3$  parçalanarak  $\text{B}_2\text{O}_3$ 'e

dönüşüp yağlayıcı özelliğini kaybetmesi ve 450°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda  $B_2O_3$ 'ün oldukça sıvı bir hal alıp seramik altlık malzeme ile reaksiyona girerek yüksek korozif aşınmaya neden olması sebebiyle tavsiye edilmemektedir. Metaller için bu kimyasal reaksiyon, ihmal edilebilir ve düşük sürtünme viskoz akış yağlama ile etkisini devam ettirmektedir [97].



Şekil 2.24 Bor kaplanmış çelik yüzeyinde oluşturulan bor oksit ve borik asit tabakasının şematik gösterilişi [105,107]

Erdemir ve Bindal [33], bor kaplanmış ve kısa süreli ısıtılmış çeliklerin sürtünme katsayısı ve aşınma hızlarını son derece düşük değerlere taşıyan, bor kaplanmış çelik yüzeyindeki borik oksit ve borik asit tabakalarının varlığını mikrolazer Raman spektroskopisi ile ispatlamışlardır (Şekil 2.25).

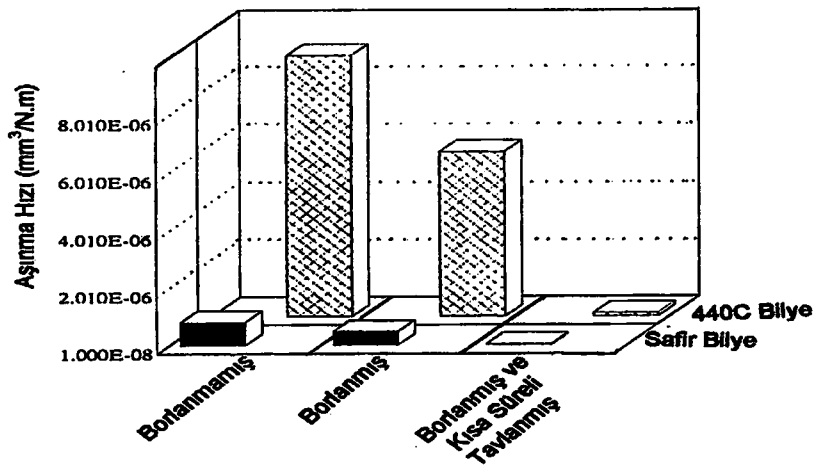
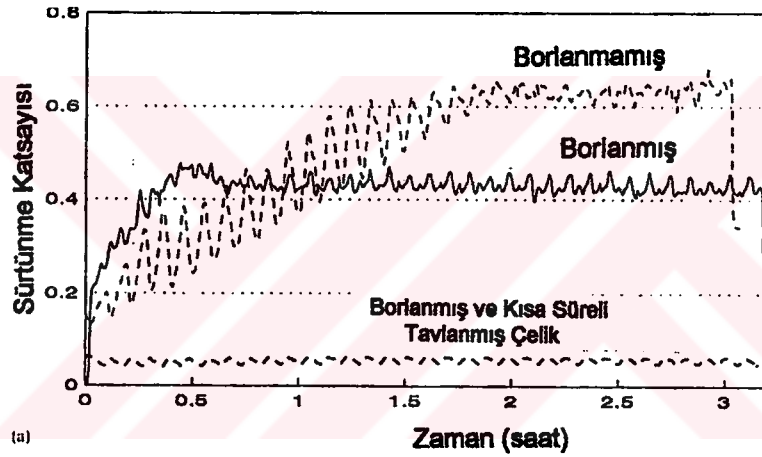
### 2.8.2. Borlanmış çeliklerin aşınma özellikleri

Makina elemanlarının aşınma dayanımlarını artırmanın önemli yöntemlerinden birisi de, bor yayını ile yüzeylerinde oldukça sert borür tabakalarının oluşturulmasıdır. Metalik malzemelerin abrazyon aşınma direnci ile sertlikleri arasında doğrusal bir ilişki vardır, ancak malzeme mikroyapısının, aşınma dayanımına etkisi, sertliğine olan etkisinden çok daha fazladır [59]. Borlama işlemi sonucunda ise, malzemenin yüzey sertliğinde muazzam bir artış meydana gelmektedir. Bu ise borlanan parçanın abrazyon aşınma dayanımını artırmaktadır. Çeşitli yayınma işlemlerinin; işlem sıcaklığı, tabaka kalınlığı ve sertliklerinin karşılaştırılması Tablo 2.11'de verilmektedir [108].

Eyre [109], karbürleme ve borlama işlemi uygulanmış EN1A (AISI 1100 serisi) çeliklerinin aşınma davranışları karşılaştırdığında (Şekil 2.26); borlamanın karbürlemeye göre özellikle geçiş bölgesi üzerindeki yüklemelerde adhezif aşınma

Tablo 2.11 Yayınma işlemlerine ait bazı özellikler [108].

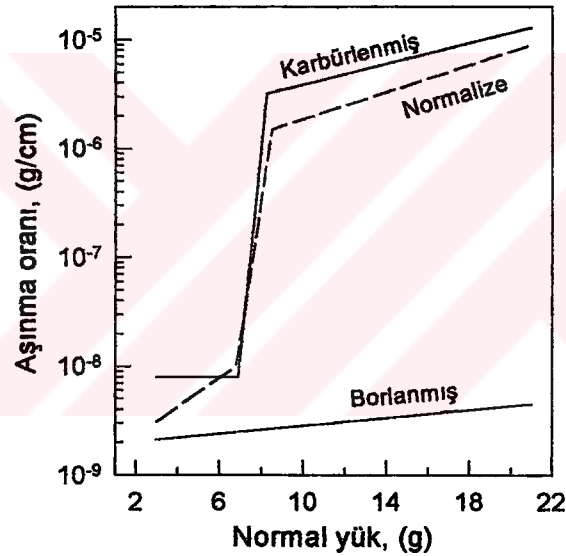
Yüzey İşlemi	Malzeme	İşlem Sıcaklığı (°C)	Sertlik (HV)	Tabaka Kalın.( $\mu\text{m}$ )
Karbürleme	AISI 4620	800/900	700	225
Nitrürleme	17-4 Paslanmaz	500/600	800	200
Karbonitrürleme	AISI 4620	700/900	700	500
Borlama (B1 ve B2)	AISI 4620	900/1100	1500	50
Titanyum Karbür (TiC)	AISI 440C	900/1100	3000	75
Vanadyum Karbür (VC)	AISI D2	900/1100	2500	75
Feritik Nitrokarb. (FNC)	AISI 4620	500/600	700	10
Referans Kaplamalar				
Krom Kaplama (Cr)	AISI 4620	Oda Sıcaklığı	900	75
Elektroliz Ni/P (Ni)	AISI 4620	20°C./ 100 °C	700	30



Şekil 2.25 Borlanmamış, borlanmış ve borlandıktan sonra kısa süreli tavlama çelik malzemelerin, (a) 440C paslanmaz çelik bilyeye karşı elde edilen sürtünme katsayıları ve (b) 440C paslanmaz çelik ve safir bilyeye karşı aşınma hızları [33].

direnci açısından çok daha iyi sonuçlar verdiğini ve bu özelliği yüksek sıcaklıklarda dahi muhafaza ettiğini belirtmektedir. Şekil 2.26'da karbürizasyon işlemi uygulanmış çelikte ki (800 HV) adhezif aşınma direncinin normalize edilmiş (220 HV) çelikten daha düşük olduğu görülmektedir. Sertlikle adhezif aşınma arasında doğrudan bir ilişki kurulamayacağını belirten Eyre [109], adhezif aşınmanın yüzeyler arasındaki kimyasal uyumsuzlıkla ilgili olduğunu iddia etmektedir.

Borlanmış numunelerde sürtünme katsayısında meydana gelen değişimleri inceleyen çeşitli araştırmacıların hepsi borlamanın sürtünme katsayısını düşürdüğü sonucuna varmışlardır. Geoeuriot ve arkadaşları [35] ile Linial ve arkadaşlarının [11] ölçtüğü statik sürtünme katsayıları Tablo 2.12 ve Tablo 2.13'de verilmektedir.



Şekil 2.26 Çeşitli yayınma işlemleri uygulanmış EN1A çeliğinin aşınma davranışları [109].

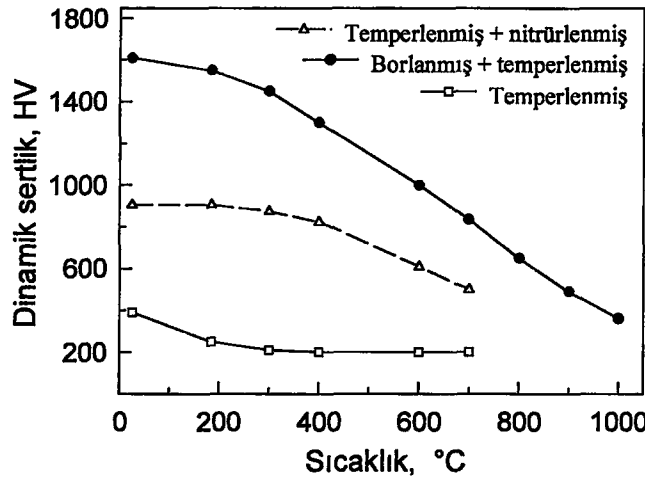
Tablo 2.12 Kromlanmış ve borlanmış bazı çeliklerin sürtünme katsayıları [35].

Çelik	İşlem uygulandıktan sonraki sürtünme katsayıları	
	Borlanmış	Kromlanmış
XC10	0.57	0.64
XC38	0.55	0.74
Z200 C12	0.54	0.75
Z6 CN 18-10	0.50	0.63

Tablo 2.13 Borlanmış ve borlanmamış bazı malzemelerin statik sürtünme katsayıları [11].

Malzeme	İşlem	Yüzey pürüzlülüğü ( $\mu\text{m}$ )	Statik sürtünme katsayısı
01-01 Takım çeliği	Borlanmış	0.076	0.07-0.09
	Borlanmamış	0.076	0.22-0.24
1018-1018 Karbon çeliği	Borlanmış	0.076	0.14-0.15
	Borlanmamış	0.076	0.19-0.24
302-302 Paslanmaz çelik	Borlanmış	4.572	0.16-0.18
	Borlanmamış	0.076	0.19-0.22
Tungsten-Tungsten	Borlanmış	0.076	0.12-0.14
	Borlanmamış	0.076	0.45
Molibden-Molibden	Borlanmış	6.858	0.16-0.17
	Borlanmamış	0.076	0.38
Nikel-Nikel	Borlanmış	0.076	0.13-0.14
	Borlanmamış	0.076	0.42

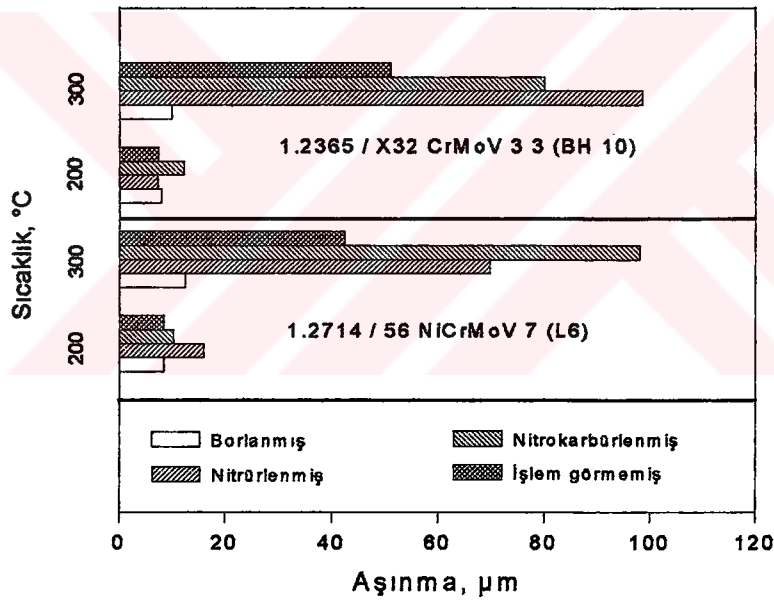
Borlanmış yüzeylerin aşınma açısından diğer bir üstünlüğü, gerek çalışma ortamından kaynaklanan, gerekse kayma sürtünmesi sonucunda ortaya çıkan ısının, borlu tabakaların sertliklerinde ve aşınma dayanımlarında büyük bir düşüşe neden olmamasıdır (Şekil 2.27) [21,109]. Luigi, değişik sıcaklıklarda ve kuru sürtünme şartlarında yaptığı deneyler sonucunda Şekil 2.28'deki sonuçları bulmuştur. Şekilden görüldüğü gibi 200°C sıcaklıkta aşınma dayanımları arasında belirgin bir fark yok iken, 300°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış yüzeylerin aşınma dayanımı, nitrürleme ve karbonitrürleme uygulanmış yüzeylere göre oldukça yüksektir [41].



Şekil 2.27 42CrMo4 çeliğinde dinamik sertliğin sıcaklıkla değişimi [21].



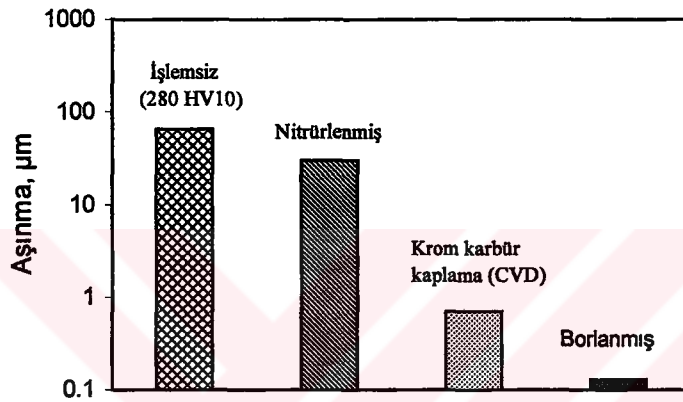
Borlanmış çelik yüzeylerin aşınma davranışlarını inceleyen araştırmacıların çoğunluğu, tek fazlı ( $Fe_2B$ ) tabakalarının, çift fazlı ( $FeB+Fe_2B$ ) tabakalarından daha üstün aşınma direncine sahip olduğu konusunda görüş birliği içerisindeyler [11]. Takeuchi [102],  $FeB$  ve  $Fe_2B$  tabakalarının aşınma özellikleri ile ilgili olarak, maksimum aşınmanın metalik ve oksidatif aşınmanın birlikte etki ettiği durumda meydana geldiğini, hafif aşınma veya yüksek kayma hızlarındaki aşınma kayıplarının ise esas olarak oksidatif aşınmadan kaynaklandığını ve borlanmış çeliklerin aşınma davranışlarını etkileyen en önemli faktörün, yüzeyde oluşan koruyucu oksit filmleri olduğunu ileri sürmektedir. Arayüzeylerde yüksek sıcaklıklar oluştuğunda, özellikle yüzeye yakın bölgelerde deboronizasyon oluştuğu ve yüzey tabakalarının oksitlenmesi sonucunda aşınma ürünlerinin analizinde  $\alpha-Fe_2O_3$ ,  $Fe_3O_4$  ve  $HBO_2$  bileşenlerinin ortaya çıktığı belirtilmektedir.



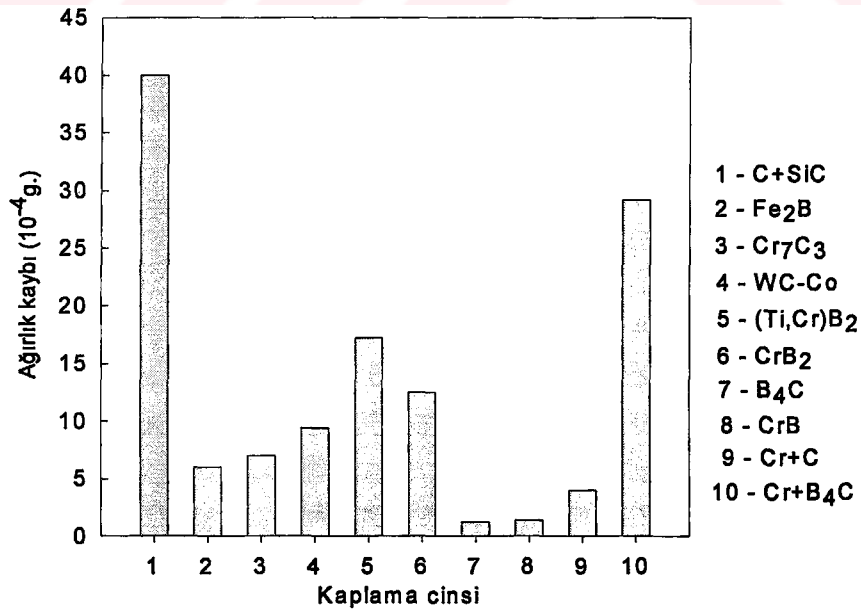
Şekil 2.28 Kuru kayma halinde yapılan deneylerde meydana gelen adhezif aşınma [41].

Borür tabakalarının abrazif aşınma dayanımları, yüksek sertliklerinden dolayı oldukça iyidir. Farklı kaplama teknikleri ile elde edilmiş çeşitli kaplamaların abrazif aşınma davranışları Şekil 2.29'da verilmiştir. Borür tabakasının abrazif aşınma açısından üstünlüğü açık bir şekilde görülmektedir [41]. Plazma-sprey yoluyla üretilen çeşitli borür tabakalarının erozyon testleri sonucunda (Şekil 2.30),  $Fe_2B$  tabakasının erozyon direncinin oldukça yüksek elde edildiği belirtilmiştir [110].

Borlamadan sonra uygulanan ısı işlemler de aşınma dayanımını etkilemektedir. Borlama+normalleştirme+sertleştirme ve 200°C'de temperleme işlemi uygulanmış numuneler, borlamadan sonra her hangi bir ısı işlem uygulanmamış numunelere göre daha iyi aşınma dayanımı göstermektedir [51]. Bazı araştırmacılar ise borlama sonrası ısı işlemlerin, tek fazlı bor tür tabakalarının aşınma dayanımını pek fazla değiştirmedığını, buna karşılık çift fazlı tabakaların aşınma direncini ise önemli ölçüde artırdığını, bunun da büyük ölçüde iki fazlı tabakalardaki kalıntı gerilmelerden kaynaklandığını ileri sürmektedirler [11].

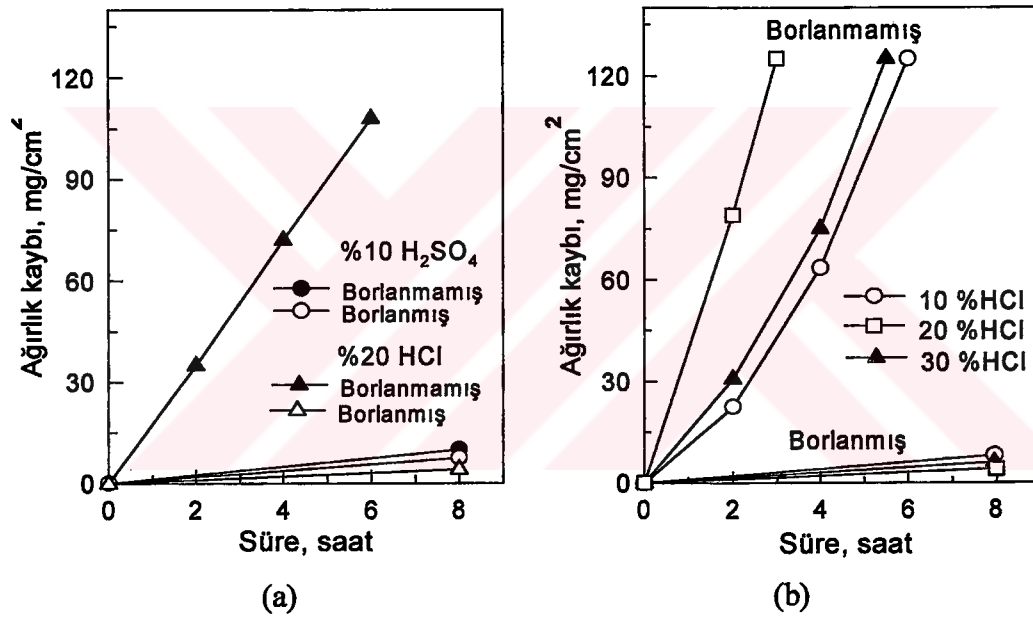


Şekil 2.29 Farklı yüzey işlemlerine sahip 42CrMo4 çeliğinin taşlama disk testi sonucundaki abrazif aşınma miktarları [41].



Şekil 2.30 Erozyon testi sonucunda çeşitli yüzey tabakalarında meydana gelen ağırlık kayıpları [110].

Demir esaslı malzemelerin borlanması sonucunda, HCl, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, NaOH, NaNO<sub>3</sub> ve NaNO<sub>3</sub> / NaNO<sub>2</sub> gibi bazı asit ve çözeltilerle, Al, Pb ve Zn gibi sıvı metal banyolarına karşı büyük bir aşınma direnci sağlamasına rağmen, atmosferik korozyona karşı daha az direnç sağlar. Yüksek kromlu çeliklerin özellikle HCl'deki korozyon dayanımı, borlama ile önemli ölçüde artmaktadır. H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>'deki korozyon dayanımı ise çok fazla iyileşmemektedir. Krom borür, yüzeyde krom oksit oluşumuna neden olmakta ve yüzeyi korozyona karşı pasifleştirmektedir [111]. Borlanmış yüzeylerin korozyon dirençleri, büyük ölçüde borür tabakasında oluşan poroziteye ve mikro çatlaklara bağlıdır [25]. Şekil 2.31'de çeşitli malzemelerin asitlerdeki aşınma dayanımı verilmiştir.



Şekil 2.31 a) X10CrNiTi189 çeliğinin 56 °C'de, HCl ve H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>'deki ağırlık kaybı, b) Ck 45 çeliğinin, 56 °C'de, HCl'deki ağırlık kaybı [21].

## BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 3.1. Giriş

Metalik malzeme yüzeylerinin termokimyasal borlama yoluyla sertleştirilmesi, özellikle çelikler üzerinde, yaygın bir şekilde uygulanmaktadır. Borlamanın endüstriyel ölçekte uygulandığı pek çok çeliğin mekanik ve fiziksel özellikleri üzerinde çok sayıda araştırma yapılmıştır. Borlama, yüksek performans sergileyen ve oldukça pahalı olan bazı takım çelikleri yerine daha ucuz çeliklerin ikamesini mümkün kılarak büyük bir avantaj ortaya koymaktadır. Ancak yine de pek çok uygulamalarda takım çelikleri hâlâ yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çeliklerin performanslarının geliştirilmesi ekonomiye bir katkı sağlayacaktır. Yüksek sıcaklık uygulamalarında yatak alaşımı olarak kullanılan çeliklerin en yaygınlarından biri de AISI M50 çeliğidir. Borlama sonrası kısa süreli tavlama işlemine tabi tutulduğunda borür tabakası ortamın nemi ile reaksiyona girip borik asit oluşumuna sebebiyet vermekte, nispeten yüksek olan borür tabakasının sürtünme katsayısı bu sayede çok düşük seviyelere inmektedir [14]. Literatürde bir çok takım çeliğinin borlandığı kaydedilmektedir. Fakat molibden esaslı takım çeliklerinin borlanması ile ilgili bir bilgiye rastlanmamıştır. Sadece Hu ve arkadaşları [112], sertleştirilmiş M50 çeliği üzerine fiziksel buhar biriktirme teknikleri ile gerçekleştirdikleri borür tabakalarının sürtünme katsayısını ve aşınmayı azalttığını belirtmişlerdir.

Bu çalışmada, molibden esaslı yüksek hız çeliklerinin borlanabilirliği, borür tabakasının morfolojisi ve mekanik özellikleri, kimyasal bileşimin özelliklere etkisi ve alaşım elementlerinin borür tabakası ve arayüzeyi üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Bu amaçla AISI M2, AISI M50 ve AISI W1 çelikleri seçilmiştir.

Bu çalışmada seçilen çeliklere ait numuneler 850°C, 950°C ve 1050°C sıcaklıklarda 2, 4, 6 ve 8 saat sürelerde borlama işlemine tabi tutulmuştur. Bazı numuneler 1 saat

süreyle de borlanmışlardır. Borlama işlemi katı ortamda EKabor™ tozları kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Borlama sonrasında oluşan borür tabakalarının morfolojileri, optik ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımıyla incelenmiştir. Ayrıca borür tabakalarının zaman ve sıcaklığa bağlı olarak kalınlıkları, yüzey sertlikleri ve yüzeyden matrise doğru sertlik dağılımları ölçülmüştür. Vickers indentasyon tekniği kullanılarak numune yüzeyinde oluşan borür tabakalarının kırılma tokluğu tespit edilmiştir. Borür tabakasındaki fazların cinsi ise X-ışınları difraksiyon analizi ile belirlenmiştir. Taramalı elektron mikroskobunda enerji dağılımlı X-ışınları spektroskopisi (SEM-EDS) ile elementlerin çizgisel dağılımları tesbit edilmiştir.

### 3.2 Deneysel Çalışmalarda Kullanılan Çelikler

Deneysel çalışmalarda AISI M2, AISI M50 ve AISI W1 çelikleri kullanılmıştır. Bu çeliklerin kimyasal analizleri Spectrolab 1435/87 marka optik emisyon spektrometresinde gerçekleştirilmiş olup sonuçları Tablo 3.1’de verilmiştir.

Tablo 3.1 Deneysel çalışmalarda kullanılan çeliklerin kimyasal bileşimleri

Çelik Türü	Kimyasal Bileşim (% Ağırlıkça)										
	C	Cr	W	Mo	V	Co	Ni	Si	Mn	S	P
AISI M2	0.85	3.96	5.76	5.09	2.06	0.45	0.42	0.37	0.29	0.0190	0.013
AISI M50	0.85	4.16	0.03	4.56	1.05	0.02	0.22	0.21	0.29	0.0036	0.008
AISI W1	0.86	0.18	-	-	-	-	0.02	0.24	0.36	0.0006	0.018

Bu çeliklerden AISI M2, ‘standart grup’, AISI M50 ise ‘ara grup’ yüksek hız çeliğidir. AISI M2 çeliği kesici takımlarda kullanılan en temel yüksek hız çeliğidir. AISI M50 çeliği ise standart yüksek hız çeliklerinden daha az alaşım elementi içermekte olup sade karbonlu çeliklerden daha yüksek abrazyon direnci, fakat standart yüksek hız çeliklerinden de daha düşük kızıl sertlik gerektiren uygulamalarda başarıyla kullanılmaktadır. Çünkü M50 çeliği, M2 çeliği kadar temperlemeye dirençli olmadığından yüksek sıcaklık sertliğinin (kızıl sertlik) önemli olduğu uygulamalarda yeterli performans gösteremezler. M2 çeliğinden daha ucuz olan M50 çeliği, genellikle el ve şerit testere bıçaklarında, taslak kalıplarında, bazı özel ağaç işleme takımlarında, uzay araçlarındaki gibi yüksek sıcaklık yatak alaşımı

uygulamalarında, hidrolik pompa takımlarında, pompa vantilatör kanatlarında kullanılmaktadır [113].

### 3.3 Çelik Numunelerin Tavsiye Edilen Isıl İşlemleri

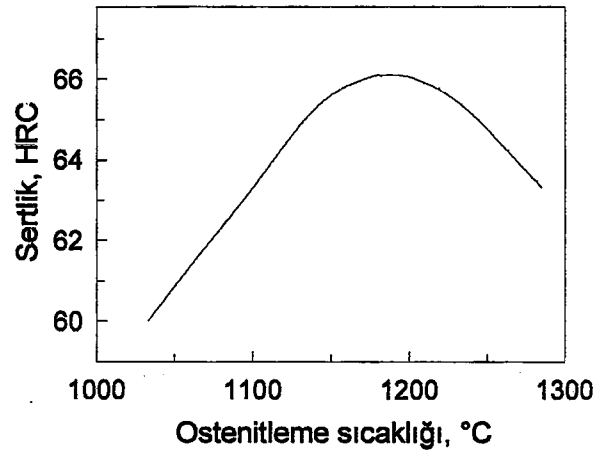
Tablo 3.2’de deneylerde kullanılan çeliklerin tavsiye edilen ısıl işlem pratikleri verilmektedir.

Tablo 3.2 Çelik numunelerin tavsiye edilen ısıl işlem pratikleri [113].

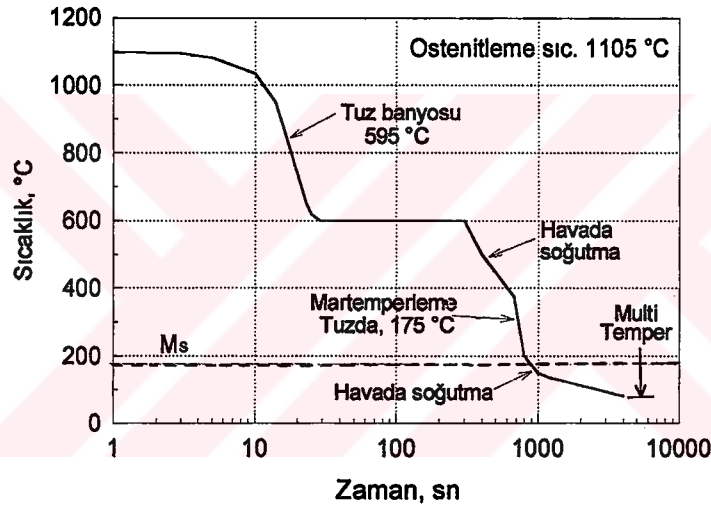
Çelik	Normali- zasyon, °C	Tavlama			Ön Isıtma, °C	Ostenit- leme, °C	Suverme		Temper Sıcaklığı, °C
		Sıcaklık °C	Soğutma Hızı, °C/saat	Sertliği HB			Ortamı	Sertliği HRC	
AISI M2	-	870-900	20	212-241	730-845	1190-1230	Y,T,H	65-66	540-595
AISI M50	-	830-845	20	197-235	730-845	1095-1120	Y,T,H	63-65	540-550
AISI W1	-	740-760	20	159-202	-	775-845	S	64-66	200

Suverme ortamı : Y=Yağda, T=Ergimiş tuz banyosunda, H=Havada, S=Suda (tuzlu veya buzlu)

Yüksek hız çelikleri, dövme sonrası veya yeniden sertleştirmenin gerekli olduğu durumlarda tam tavlama yapılmalıdırlar. Dekarbürizasyonu en aza indirmek için kutu tavlama tavsiye edilmektedir. Yüksek hız çeliklerinde ostenit oluşumu yaklaşık 760°C civarında başlar. Ön ısıtma, ostenit dönüşümü sebebiyle oluşacak gerilmeleri en aza indirmek için bu sıcaklığa kadar yavaşça çıkılarak yapılır. Ostenitleme sıcaklığı ise, kesme kabiliyeti ve yüksek sıcaklığa direncini sağlayan çeşitli kompleks alaşım karbürlerinin çözülmeye alınmasına bağlıdır. Bu karbürler ergime sıcaklıklarının yakınına kadar ısıtılmazsa belirgin bir şekilde çözünmezler. Ostenitleme sıcaklığı daha düşük tutulursa yetersiz karbür çözünmesi sebebiyle tam sertleşme sağlanamaz, ama tokluk daha yüksek olur. Daha yüksek ostenitleme sıcaklıklarında ise karbon ve alaşım elementlerinin çok fazla çözünmesi sebebiyle suverme sonrası mikroyapıda kalıntı ostenit miktarındaki artış, sertliğin düşmesine neden olur (Şekil 3.1). Yüksek hız çeliklerinde suverme ortamı olarak hava,ergimiş tuz ve yağ banyoları kullanılabilir. Şekil 3.2’de AISI M50 çeliğinin soğuma eğrisi görülmektedir. Suverilmiş yüksek hız çeliklerinin sertliği, temperleme sıcaklığı ve süresi ile doğrudan ilişkilidir. Temperleme sıcaklığı ~400-600°C arasında iken sertlikte önemli bir artış meydana gelir ki buna sekonder sertleşme denir (Şekil 3.3).



Şekil 3.1 AISI M2 çeliğinde suverme sertliğine ostenitleme sıcaklığının etkisi [113].



Şekil 3.2 AISI M50 çeliğinin TTT diyagramı [113].

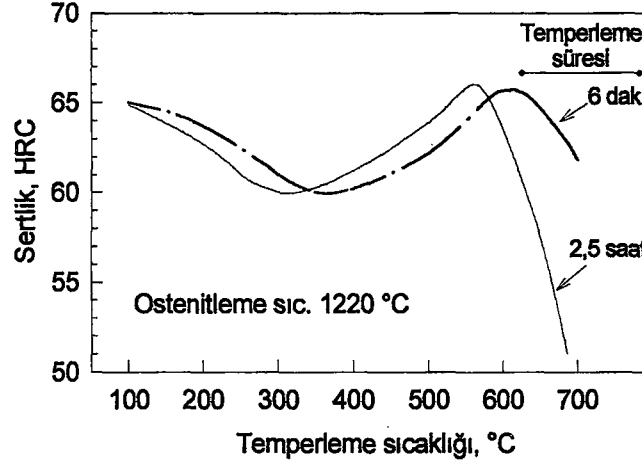
Yüksek hız çeliklerinde genellikle temperleme, her biri 540-595°C sıcaklık aralığında ve 2 saat veya daha uzun sürede olmak üzere 2 ile 4 kez arasında yapılır. Temperleme sonrası elde edilen sertlik, ostenitleme sıcaklığı ile doğrudan alakalıdır. Çünkü, ostenitleme sıcaklığı ne kadar yüksek olursa çelikteki karbürlerin katı eriyiğe alınması o kadar fazla olacak ve bunun sonucunda da temperleme sırasında çökelme sertleşmesi sebebiyle bu karbürler maksimum seviyede sekonder sertleşmeye sebep olacaklardır. Yüksek hız çelikleri içerisinde genellikle  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  ve vanadyum esaslı MC (VC veya  $V_4C_3$  eşdeğeri) karbürler bulunur. Yüksek hız çelikleri içerisindeki alaşım elementleri ötektoid karbon bileşimini azaltıcı etki yaparken nikel



ve mangan dışındaki bütün alaşım elementleri ötektoid sıcaklığını yükseltirler. Bu sebeple içerisinde karbür oluşturuca alaşım elementleri içeren takım ve kalıp çelikleri sade karbonlu takım çeliklerine nazaran daha yüksek sıcaklıklarda ostenitlenirler. Ostenitleme süreleri de daha uzundur. Çünkü yapıdaki karbürlerin ostenit içerisinde katı eriyik oluşturarak çözünmesi zaman alacaktır. Bu karbürleri çözmek için daha yüksek sıcaklıklara çıkılması durumunda da tane sınırlarında bölgesel ergimeler meydana gelmesi, sakınılması gereken çok önemli bir husustur. Ostenitleme sırasında çözünmemiş karbürlerin kalması ostenit tanelerinin büyümesini engeller. Bu ise çeliğin tokluğunu artırarak sonraki ısı işlemler sırasında çatlama tehlikesini en aza indirir. Alaşım elementlerinin (Kobalt hariç) diğer bir etkisi de martenzit dönüşümünün başlama ( $M_s$ ) ve bitiş ( $M_f$ ) sıcaklıklarını düşürmesidir [114].

Suverilmiş takım çeliklerinin mikroyapılarında martenzit, çözünmemiş karbürler ve kalıntı ostenit yer alır. Suverilmiş çeliklerin ötektoid sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda ısıtılmalarına temperleme (menevişleme) denir. Temperleme işlemi, martenzit ve kalıntı ostenitte bazı dönüşümlere yol açar. Aşırı doymuş katı eriyik özelliği taşıyan martenzit, temperleme süreci içerisinde dışarıya karbon kusarak ferrit yapısına dönüşür ve karbon ise karbür oluşturarak yapı içerisinde çökeler. Kalıntı ostenit ise bu esnada TTT diyagramına göre beynitik dönüşüme uğrar. Bu dönüşüm gerçekleşemez veya tamamlanamaz ise temperleme sonrası soğutma sırasında ostenit yeniden martenzit oluşturur. Bu aşamada çeliğin hemen yeniden temperlenmesi gereklidir. Sekonder sertleşme, alaşımli takım ve kalıp çeliklerinde menevişlemenin  $\sim 450^\circ\text{C}$ 'nin üzerine çıktığı sıcaklıklarda katı eriyik oluşturmuş olan alaşım karbürlerinin çökmesi sonucu meydana gelir. Temperleme ile düşmesi beklenen sertlikte bu noktada suverme sertlik değerlerine kadar bir artış gözlenir. Molibden ve tungsten de etkin olmakla beraber, sekonder sertleşmeyi meydana getiren en etkili alaşım elementi vanadyumdur. Sekonder sertleşme, temperleme süreci içerisinde VC,  $W_2C$  ve  $Mo_2C$  bileşiklerinin çökmesi sonucu oluşur ki takımın kullanımı sırasında ulaşılan  $500-600^\circ\text{C}$  sıcaklıklarda sertliğini sürdürmesini sağlar. Çeliğin bileşimine bağlı olarak değişik sıcaklıklarda temperleme sonrası tokluklarında bir düşüş meydana gelir ki buna temper gevrekliği denir. Takım çeliğinin  $400-550^\circ\text{C}$  sıcaklık aralığında temperlendikten sonra yavaş soğutulması sonucu tokluğu

düşmekte ve sünek-gevrek geçiş sıcaklığı meydana gelmektedir. Fosfor, temper gevrekliğini artıran elementlerin başında gelmektedir [114].



Şekil 3.3 AISI M2 çeliğinin sertliğine temperleme süresi ve sıcaklığının etkisi [113].

### 3.4 Borlama İşlemi

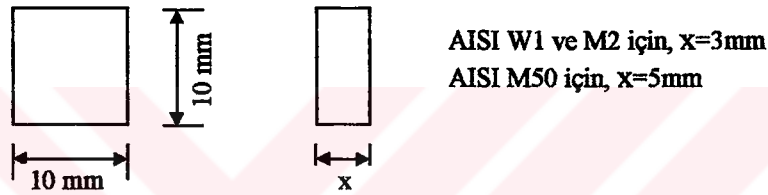
Borlama işlemi katı-toz ortamda gerçekleştirilmiştir. Bor kaynağı olarak EKabor® 2 ve deoksidan olarak EKrit® toz karışımları kullanılmış (Bkz Tablo 2.3) olup, her iki malzeme de Salihli/Manisa'da VEZNELİ A.Ş.'den temin edilmiştir.

Borlama işlemi 850, 950 ve 1050°C sıcaklıklarda; 2, 4, 6 ve 8 saat sürelerle atmosferik şartlarda yapılmıştır. Bazı numuneler 1 saat süreyle de borlanmışlardır. Borlama işleminde AISI 304 kalite 3mm kalınlığında paslanmaz çelik saçdan yapılmış; 50mm çapında, 85mm yüksekliğinde silindirik ağzı kapaklı potalar kullanılmıştır. Çelik numuneler kesici disk ile sulu ortamda 10mm x 10mm (Şekil 3.4) ebatlarında kesilmişlerdir. Borlama tozu ile doldurulmuş olan pota içerisine çelik numuneler, yüzeyleri 400 nolu zımparaya kadar parlatılarak gömülmüş, potanın en üstüne de 15mm kalınlığında deoksidan toz serilerek potanın kapağı sıkıca kapatılmıştır. Her bir borlama işlemi için yeni toz karışımları kullanılmıştır. Pota içerisinde, numune aralarında ve numune ile pota kenarı arasında en az 12mm borlama tozu olacak şekilde yerleştirme yapılmış ve işlem sıcaklığına çıkartılmış olan  $\pm 5^\circ\text{C}$  sıcaklık hassasiyetine sahip NÜVE MF 120 tipi elektrik direnç fırınına yerleştirilmiştir. Borlama sonrası numuneler oda sıcaklığına kadar pota içerisinde

havada soğutulmuşlardır. Potadan çıkarıldıktan sonra numune yüzeyi suda yıkanarak temizlenmiştir.

### 3.5 Metalografik İncelemeler

Metalografik incelemeler için boyutları Şekil 3.4 'de belirtildiği gibi kesilmiş olan numuneler, borlama işlemi sonrası bakalite alınarak 100, 180, 240, 320, 400, 600, 800 ve 1000 grid'lik zımparalama kademelerinden geçirilmiştir. Parlatma işlemi ise  $1\mu\text{m}$ 'lik elmas pasta ve  $0,3\mu\text{m}$ 'lik alümina ile gerçekleştirilmiştir. AISI W1 çeliği %2'lik ve M2 ve M50 ise %3'lük nitelle dağlanmak suretiyle mikroyapıları ortaya çıkartılmıştır.



Şekil 3.4 Metalografik incelemeler için kullanılan numuneler

Hazırlanan numuneler, Olympus B071 marka optik mikroskop yardımıyla incelenmiştir. Tabaka kalınlığı ölçümleri ise mikroskop bünyesine monte edilen elektronik kalınlık ölçüm cihazı yardımıyla yapılmıştır.

### 3.6 X-Işınları Difraksiyon Analizi

Borür tabakasında yer alan fazların belirlenmesi için kullanılan x-ışınları difraksiyon analizi, analiz edilecek numune üzerine genellikle bakır veya kobalt gibi hedef bir elementten elde edilen  $K_{\alpha}$  karakteristik x-ışını demetinin gönderilmesi esasına dayanmaktadır. Gönderilen ışın demeti numunenin üç boyutlu kristal yapısında difraksiyona uğrayarak, paternler halinde elde edilmektedir. Bu paternler, bileşimi belirli standart malzemelerden elde edilen paternler ile karşılaştırılarak incelenmektedir. X-ışınları difraksiyon analizi yapılan numune boyutları, metalografik incelemelerdeki numune boyutları ile aynıdır.

Numunelerin yüzeyinde oluşan borür fazlarının tespiti için PHILIPS marka X-Işınları Difraktometreleri kullanılmıştır. Analizde,  $CoK_{\alpha}$  ( $\lambda=1.7902\text{\AA}$ ) ışın demetleri kullanılmış ve hangi fazların oluştuğu ASTM kartlarından yararlanılarak belirlenmiştir.

### 3.7 Sertlik Ölçümleri

Borlanmış numunelerin sertlik ölçümleri, metalografik olarak parlatıldıktan sonra ZWICK PC-Z3001 marka mikrosertlik cihazında Vickers uç kullanılarak 50gr. ve 100gr. yük altında gerçekleştirilmiştir. Ölçümler, borür tabakası boyunca yüzeyden itibaren matrisin içerisine kadar, belirli bir doğrultuda ve sabit aralıklarla yapılmıştır. Sertlikteki değişim, malzemelerin bileşimlerine, borlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak tespit edilmiştir.

### 3.8 Kırılma Tokluğu Ölçümleri

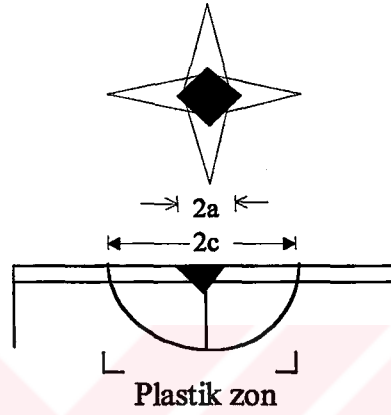
Kırılma tokluğu ölçümleri de, ZWICK PC-Z3001 marka mikrosertlik cihazında Vickers uç kullanılarak 500gr. ve 1000gr. yük altında gerçekleştirilmiştir. Bu ölçümlerin gerçekleştirilmesi ise yeterli tabaka kalınlığını ancak sağladığından dolayı  $1050^{\circ}\text{C}$ 'de 6 ve 8 saat borlanan numunelerde mümkün olabilmektedir. Şekil 3.5'de gösterildiği üzere, Vickers uç ile oluşturulan izler [115] ve bu izlerin köşegenleri boyunca meydana gelen radyal çatlakların boyları ölçülerek Eşitlik 3.1 yardımıyla kırılma tokluğu değerleri ( $K_c$ ) tespit edilmiştir.

Vickers indentasyon tekniği ile kırılma tokluğu ölçümleri, çok küçük numunelerin kullanılması ve bu numunelerin kolaylıkla hazırlanabilmesi, işlemin hızlı ve ekonomik olması gibi avantajlarından dolayı özellikle cam seramiklere ve diğer gevrek malzemelere uygulanmaktadır. Ancak ölçüm sırasında oluşturulan iz köşegeni ve çatlak boyunun ölçüm hassasiyetine bağlı olarak tokluk değerinde değişmelerin olabilmesi, oluşan çatlağın ideal çatlak olarak kabul edilmesi, kırılma tokluğunun ölçümü için geliştirilen formüllerin farklılıklar arzemesi, aynı malzeme için farklı literatürlerde farklı kırılma tokluğu değerleri tesbit edilmesi indentasyon

teknığının zayıf yönleridir. İndentasyon tekniğinde, malzemenin kırılma tokluğu, uygulanan yüke, çatlak boyuna ve numunenin geometrisine bağlıdır [47,83,116-119].

$$K_c = 0.028 \left( \frac{E}{H_v} \right)^{1/2} \cdot \left( \frac{P}{c^{3/2}} \right) \quad (3.1)$$

Burada; E, kaplama tabakasının elastisite modülü ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ );  $H_v$ , kaplama tabakasının sertliği ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ ); P, uygulanan yük (kg) ve c, çatlak yarı boyudur (m).



Şekil 3.5 Vickers uç ile oluşturulan sertlik izinin ve çatlağın şematik gösterimi [119].

### 3.9 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemesi

Borür tabaka yapısının morfolojisinin incelenmesinde, JOEL JSM-6400 marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Her malzemenin farklı borlama sıcaklığı ve süresi için mikroyapıların sekonder elektron görüntüleri (SEI) elde edilmiştir. Mevcut fazların dağılımları ise geri saçılan elektron görüntüleri (BEI) ile tesbit edilmiştir. Numune yüzeyinden matrisin içerisine kadar Noran Voyager 3050 marka enerji dağılımlı X-ışınları spektrometresi (EDS) ile borür tabakasının elementer analizleri gerçekleştirilmiştir.

## BÖLÜM 4. DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME

Bu çalışmada, Tablo 3.1’de bileşimleri verilen molibden esaslı yüksek hız çelikleri sınıfından AISI M2 ve AISI M50 ile suverme yoluyla sertleştirilen sade karbonlu takım çeliklerinden AISI W1 çeliği, farklı sıcaklık ve sürelerde termokimyasal olarak kutu borlama yöntemi ile EKabor®2 toz ortamında borlanmışlardır. Çeliklerin kimyasal bileşimlerine ve işlem şartlarına bağlı olarak, mikroyapının ve çeliğin yüzeyinde oluşan borür tabakasının özelliklerinin ve faz dağılımlarının değiştiği görülmüştür.

Termokimyasal olarak borlanan çelik malzemelerin kaplama tabakaları ile kaplama/matris ara yüzeyleri, klasik metalografi teknikleri, x-ışınları difraksiyon analizi, taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemesi, noktasal-çizgisel analizler (EDS) ve mekanik testler yardımıyla incelenmiştir.

### 4.1. Metalografik İncelemeler

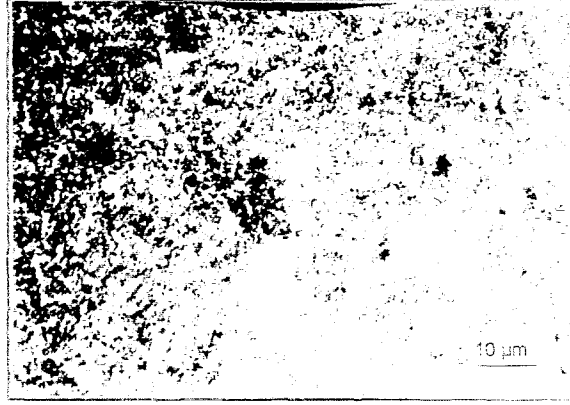
Metalografik incelemeler sonucunda, çelik numunelerin, 850°C, 950°C ve 1050°C sıcaklıklarda sırasıyla 2, 4, 6 ve 8 saat sürelerle borlanmasından sonra, kaplama/matris arayüzey morfolojisinin, AISI M2 ve M50 çeliklerinde düz bir yapı, AISI W1 çeliğinde ise kolonsal bir yapı sergilediği; borür tabakası, kaplama/matris arayüzeyi ve matrisin belirgin bir şekilde birbirinden ayrıldığı açıkça görülmüştür. Bazı numuneler uygun işlem sıcaklıklarında 1 saat süreyle de borlanmışlardır. Borlama işlemi sonrasında optik incelemelerde, borür tabakasının tüm numunelerde homojen bir kalınlığına sahip olduğu, kolonsallığın malzeme bileşimine ve işlem süresine göre farklılık arz ettiği gözlenmiştir. İşlem görmemiş çelik numuneler ile farklı süre ve sıcaklıklarda borlanan AISI W1, AISI M2 ve AISI M50 çeliklerinin mikroyapılarının optik metalografi incelemelerinde elde edilen görüntüleri Şekil 4.1 - 4.12’de, SEM-



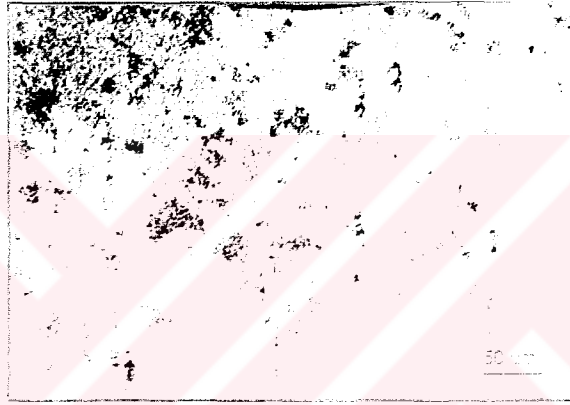
SEI (Sekonder elektron) ve BEI (Geri saçılan elektron) görüntüleri ise Şekil 4.13 – 4.34’de verilmiştir.

Genel olarak çelikler üzerine yapılan borlama işlemleri sonucunda işlem şartlarına bağlı olarak hem tek fazlı ( $Fe_2B$ ) [21,35,39] , hem de çift fazlı ( $FeB$  ve  $Fe_2B$ ) borür tabakalarının meydana geldiği [31,32,47,54] ve bu fazların metalografik olarak belirgin bir şekilde birbirinden ayrıldığı ifade edilmektedir. Sunulan çalışmada da düşük borlama sürelerinde (2 saatten kısa) borlanan numunelerde tek fazlı ( $Fe_2B$ ) yapı elde edilirken, daha uzun süreli borlama işlemlerinde yüzeyde  $FeB$  fazı ve hemen altında  $Fe_2B$  fazının yer aldığı çift fazlı yapı tespit edilmiştir. Bu sonuç, literatürde yer alan tespitlerle de uyum içerisindedir [22,47]. Ayrıca bu iki fazın içerisinde katı eriyik olarak bazı metal borürlerin de yer aldığı x-ışınları difraksiyon analizleri ile belirlenmiştir. Borür tabakasındaki  $FeB$  ve  $Fe_2B$  fazlarını net bir şekilde belirleyebilmek için optik inceleme ve onun yetersiz kaldığı durumlarda da taramalı elektron mikroskobunda geri saçılan elektron (SEM Backscattering Electron Image – BEI) görüntülerinden faydalanılmıştır.

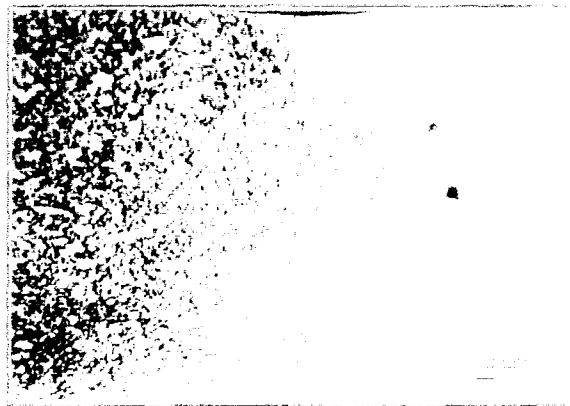
AISI W1 çeliği üzerinde oluşan borür fazlarının (hem  $FeB$ , hem de  $Fe_2B$ ) dişli bir yapı sergilediği görülmektedir. Borlanan numuneler havada soğutulduğundan matris ince perlitik yapıdadır. Borür dişleri başlangıçta oldukça hızlı bir kolonsal büyüme göstermektedir. Fakat borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığı artmakta ve bor atomlarının difüzyonu, alaşım elementleri ve borür tabakası tarafından engellenmektedir. Bunun sonucunda da borür tabakası/matris ara yüzey yapısı, düşük karbonlu çeliklere göre daha kompakt ve düz bir şekilde oluşmaktadır. Borlama sıcaklık ve süresinin artmasıyla borür tabakasındaki porozitenin miktarı ve boyutlarında artış gözlenmiştir. AISI M2 ve M50 çeliklerinde ise alaşım elementlerinin etkisine bağlı olarak oldukça kompakt ve düz karakterde borür tabakaları oluşmuştur. Matriste yer alan bazı karbürler seçilen işlem sıcaklıklarında çözünmediğinden borür tabakası içerisinde mevcudiyetlerini korumuşlardır (Bkz. Şekil 4.30). Borür tabakası kalınlığının belirli bir limitin üzerine çıkmasıyla tabakada enlemesine çatlak oluşumu gözlenmiştir (Bkz. Şekil 4.6-c ve Şekil 4.27) AISI W1 çeliğinde elde edilen borür tabakasındaki porozite, AISI M2 ve M50 çeliklerinde gözlenmemiştir.



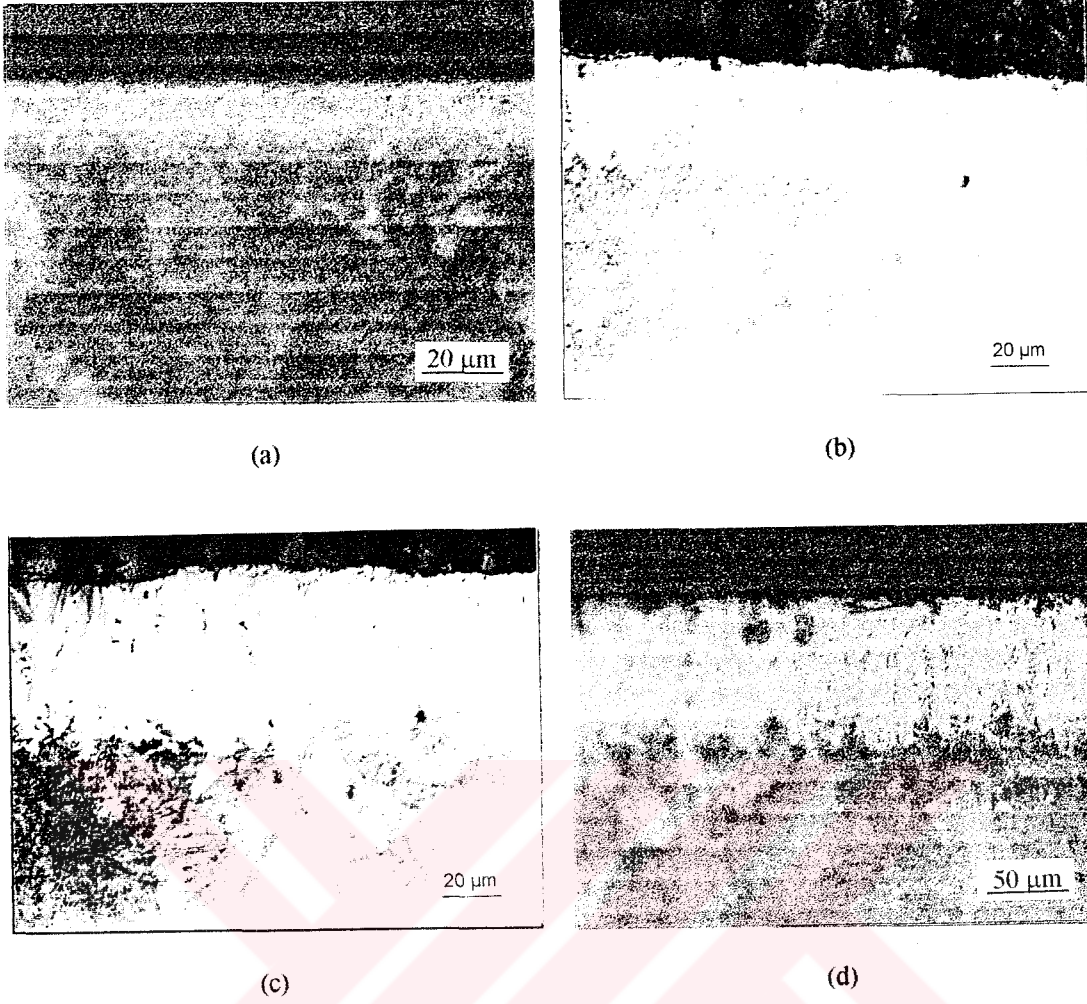
Şekil 4.1 İşlem görmemiş AISI W1 çeliğinin optik mikroyapısı



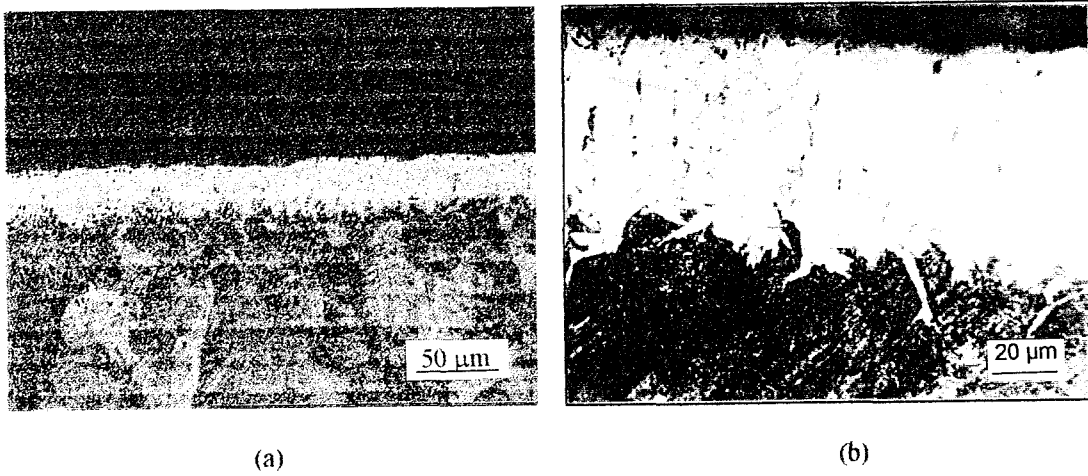
Şekil 4.2 İşlem görmemiş AISI M50 çeliğinin optik mikroyapısı



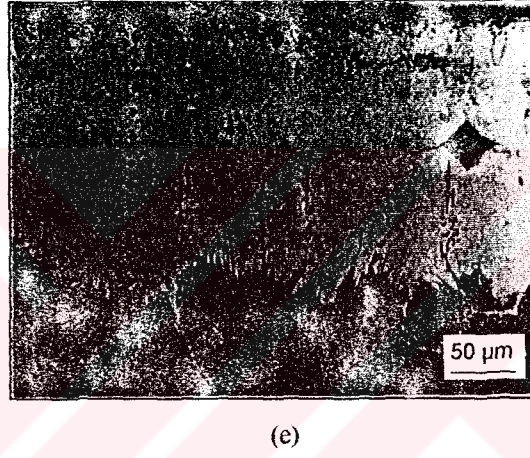
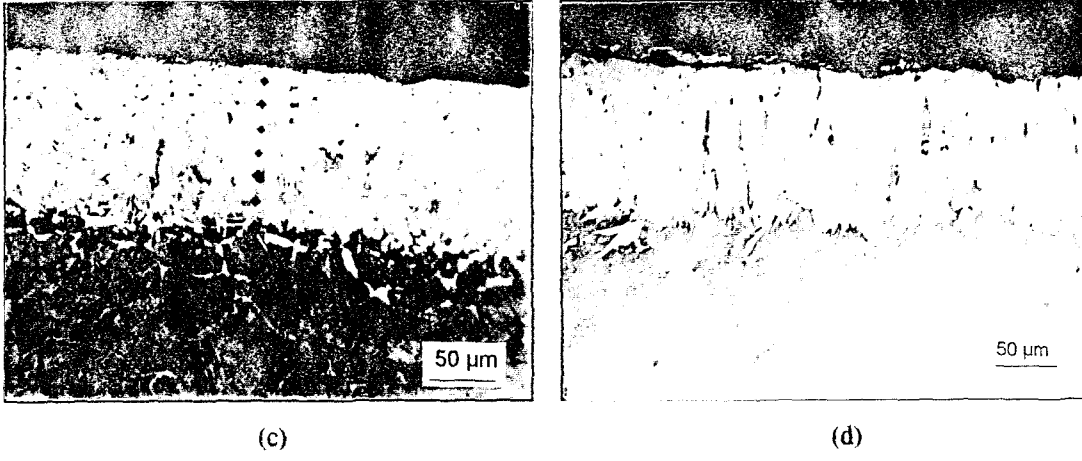
Şekil 4.3 İşlem görmemiş AISI M2 çeliğinin optik mikroyapısı



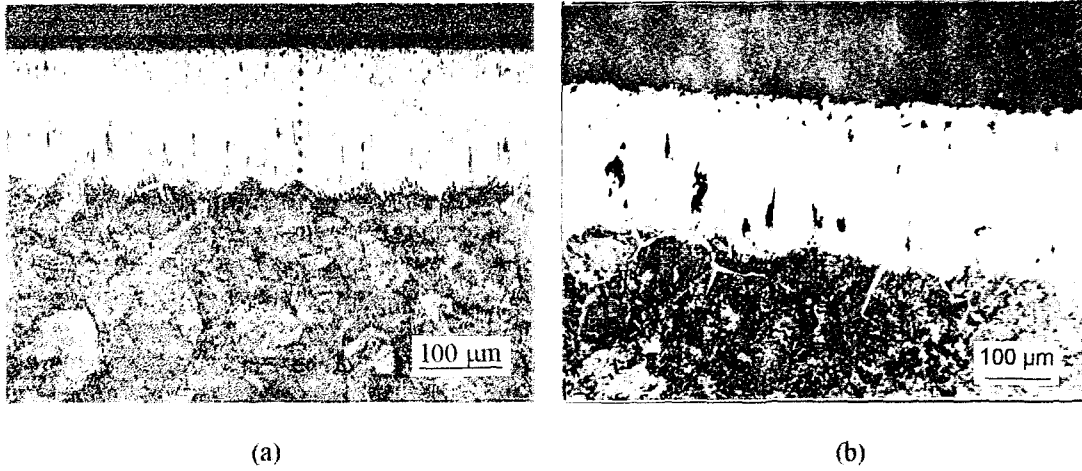
Şekil 4.4 850°C'de farklı sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin optik mikroyapıları:  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



Şekil 4.5 950°C'de farklı sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin optik mikroyapıları:  
(a) 1 saat, (b) 2 saat, (c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat

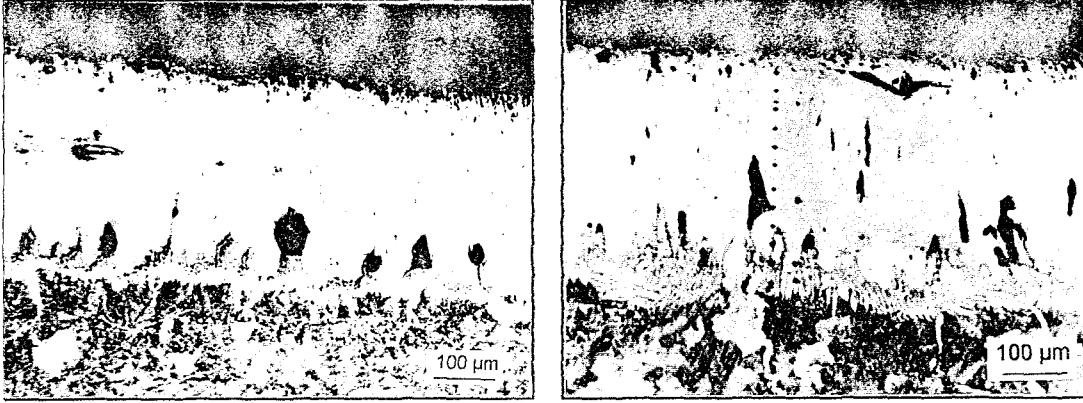


Şekil 4.5 (devamı) 950°C'de farklı sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin optik mikroyapıları  
(c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat



Şekil 4.6 1050°C'de farklı sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin optik mikroyapıları;  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat

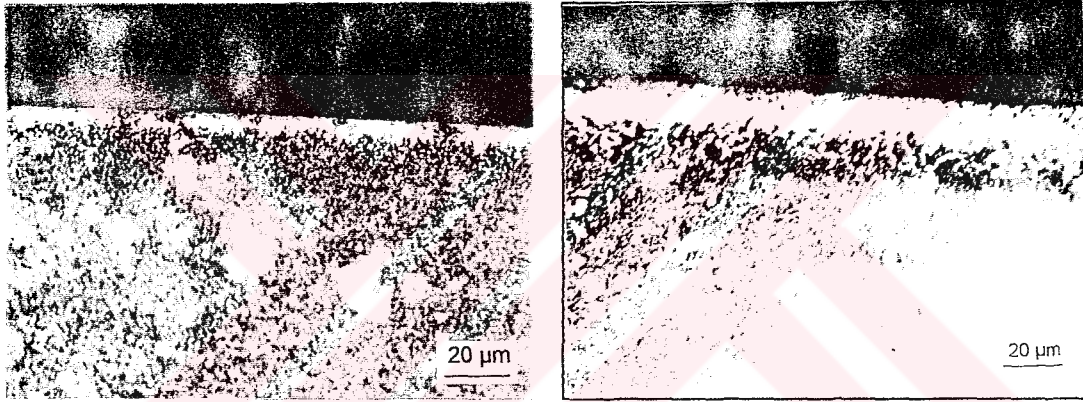




(c)

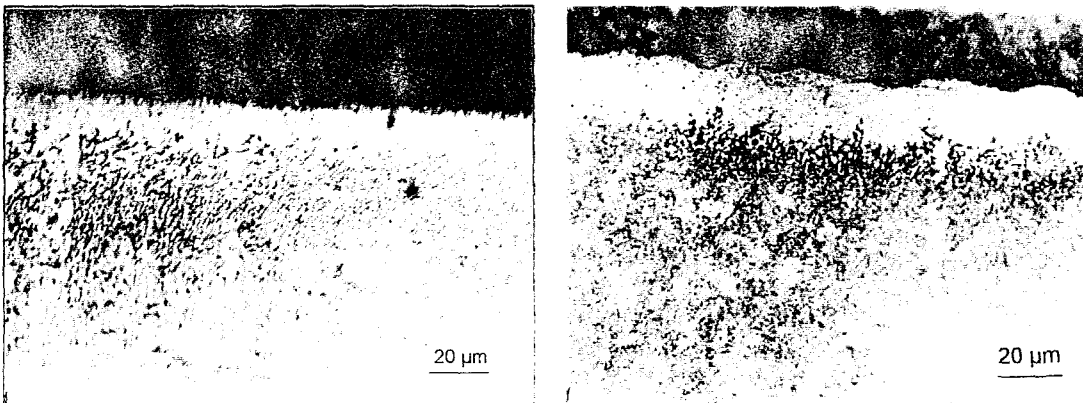
(d)

Şekil 4.6(devam) 1050°C'de farklı sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin optik mikroyapıları;  
(c) 6 saat, (d) 8 saat



(a)

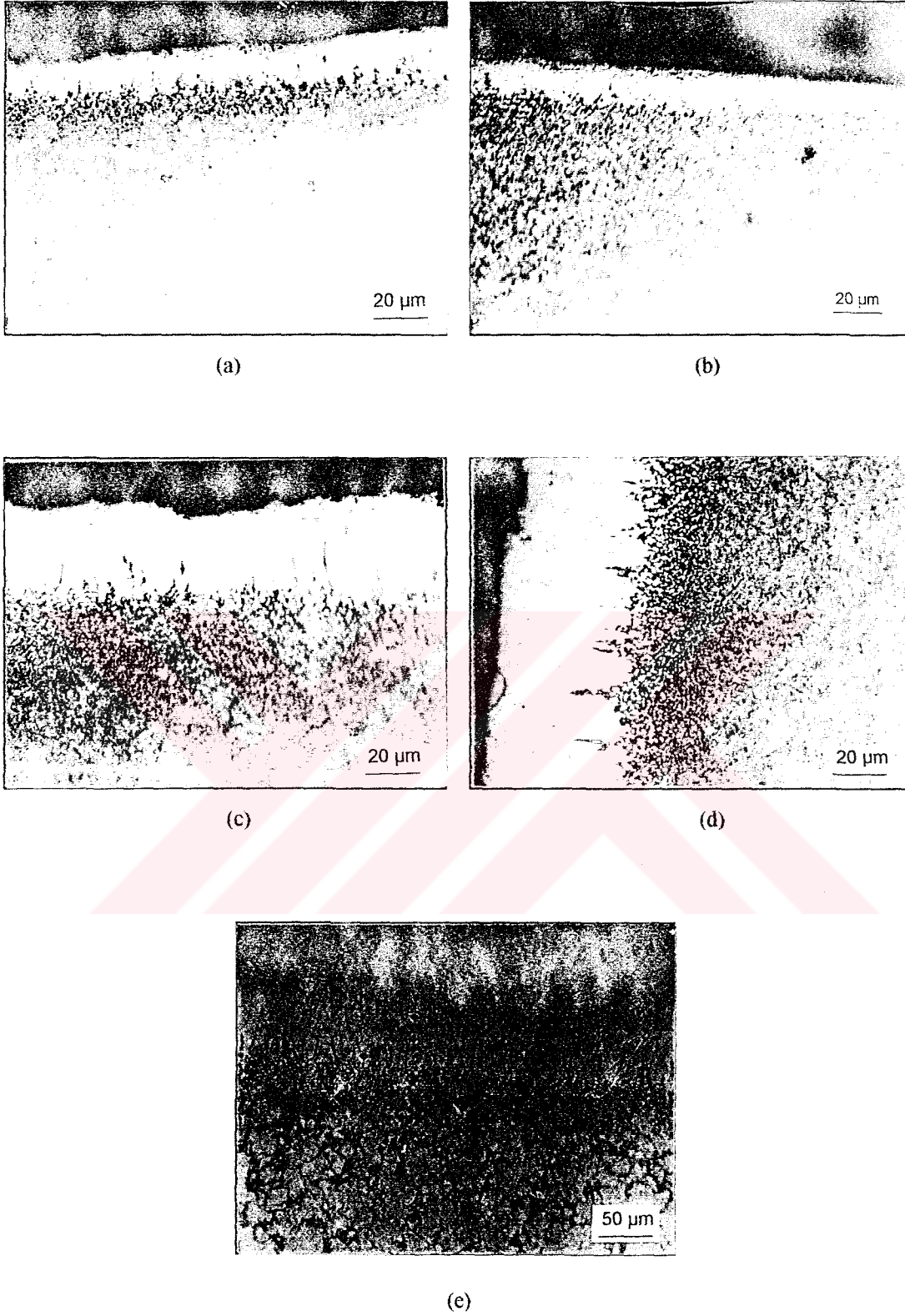
(b)



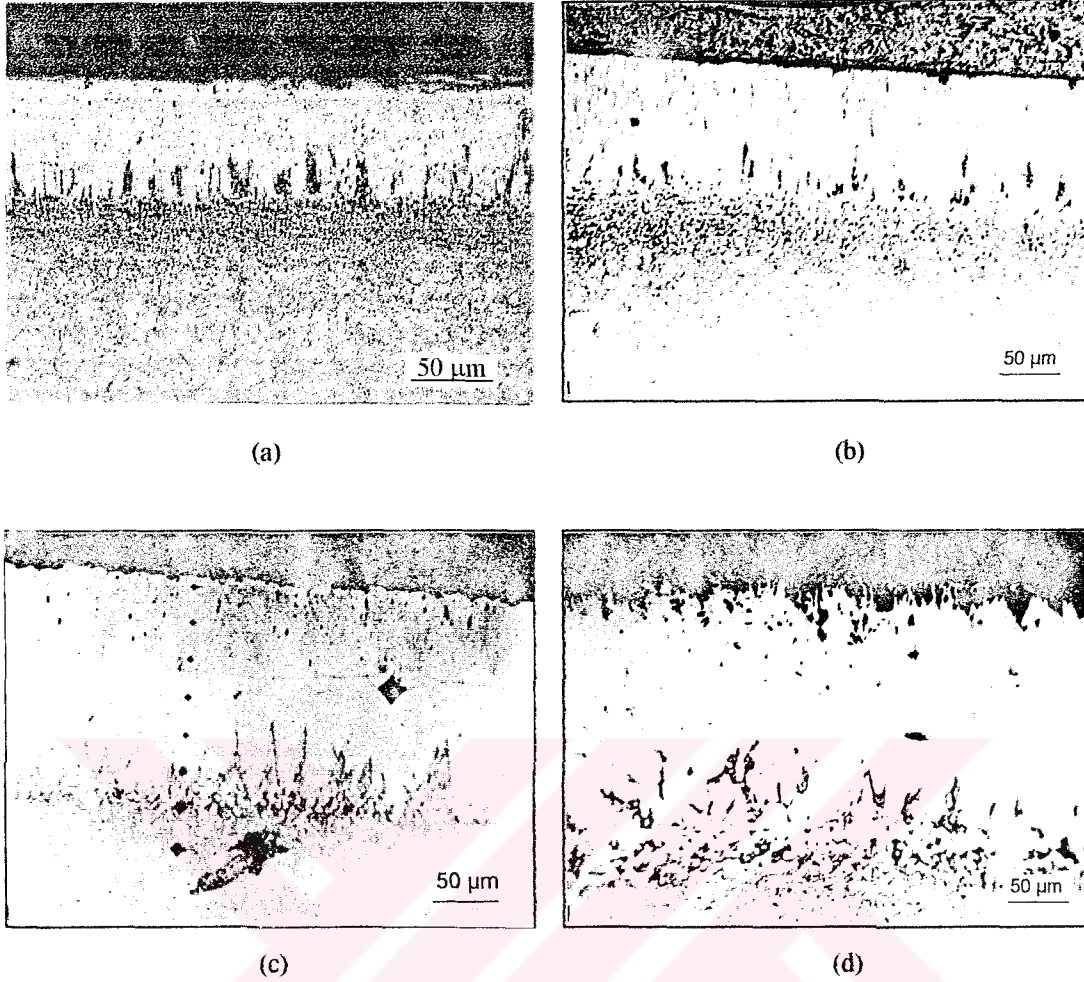
(c)

(d)

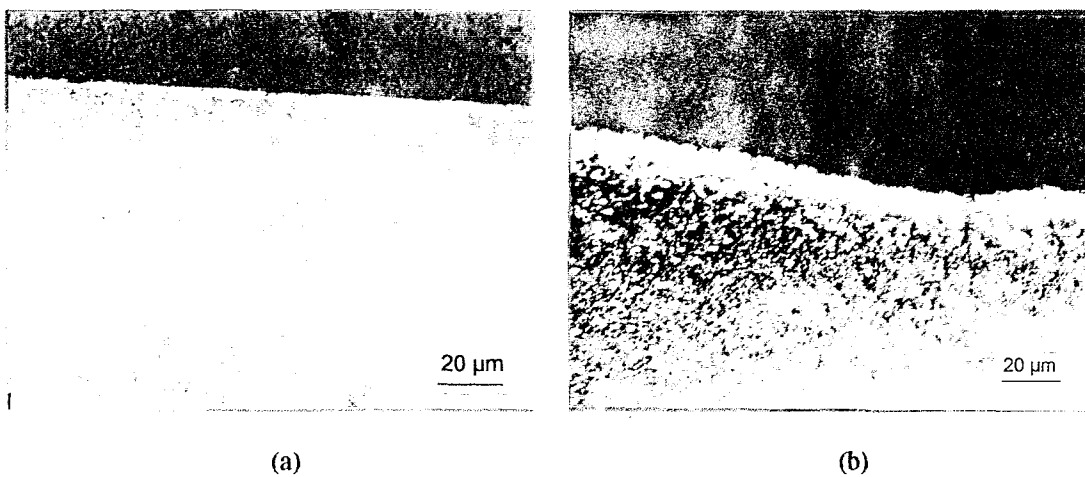
Şekil 4.7 850°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M50 çeliğinin optik mikroyapıları;  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



Şekil 4.8 950°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M50 çeliğinin optik mikroyapıları;  
(a) 1 saat, (b) 2 saat, (c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat

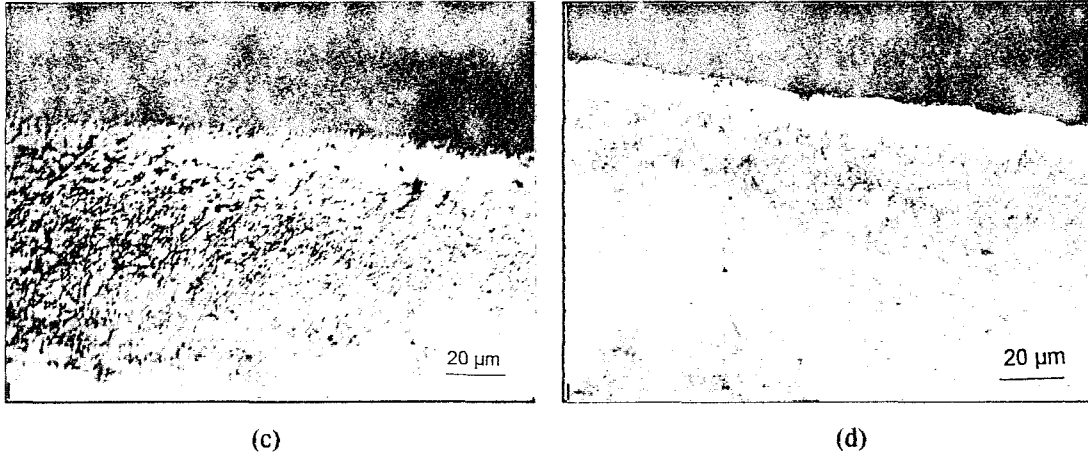


Şekil 4.9 1050°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M50 çeliğinin optik mikroyapıları;  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat

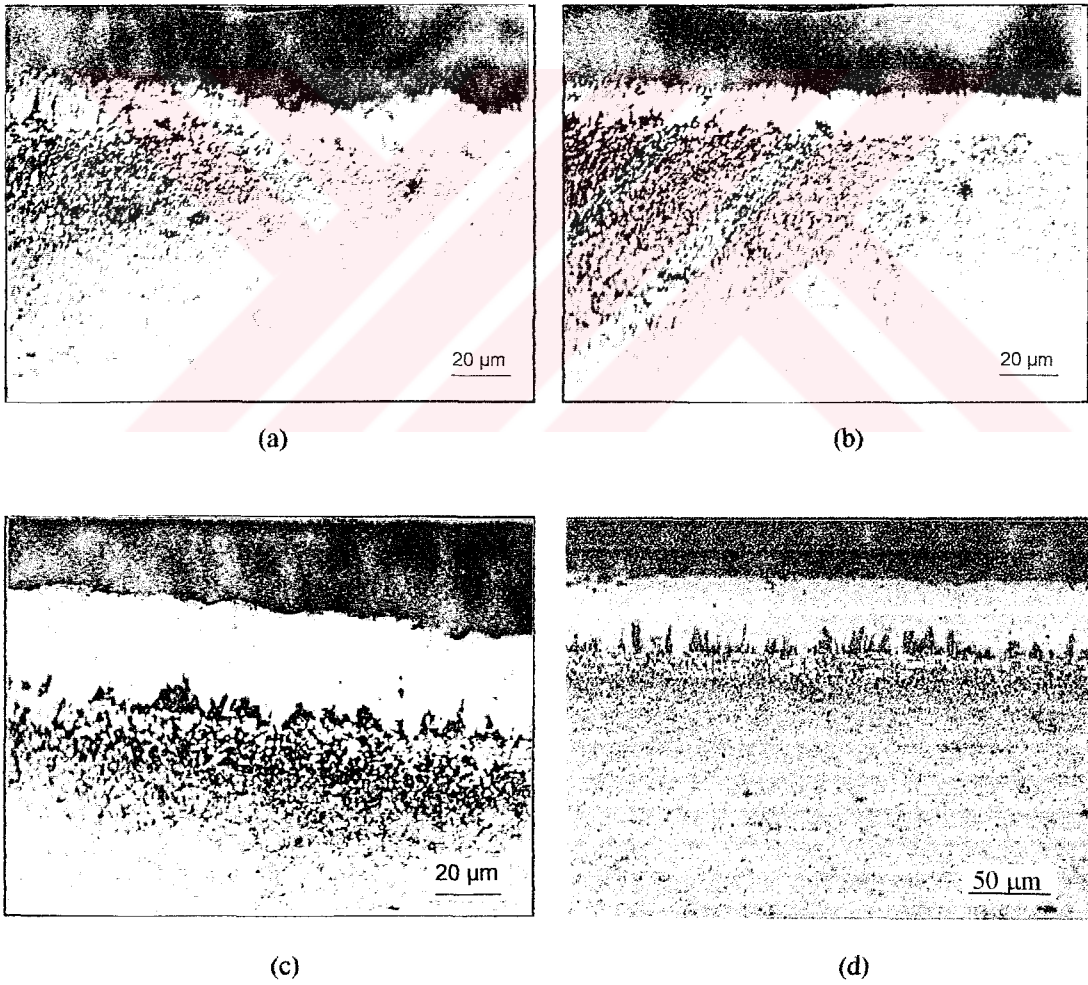


Şekil 4.10 850°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin optik mikroyapıları;  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat

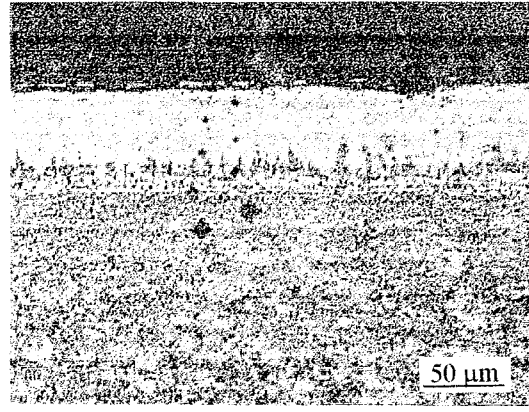




Şekil 4.10 (devam) 850°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin optik mikroyapıları; (c) 6 saat, (d) 8 saat

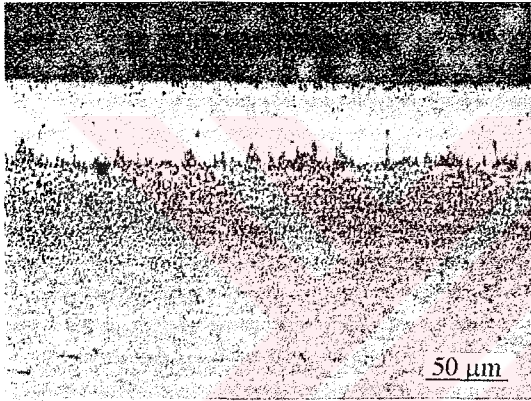


Şekil 4.11 950°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin optik mikroyapıları; (a) 1 saat, (b) 2 saat, (c) 4 saat, (d) 6 saat, (e) 8 saat



(e)

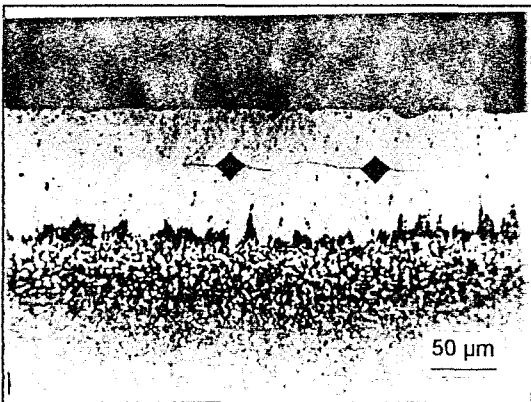
Şekil 4.11 (devam) 950°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin optik mikroyapıları;  
(e) 8 saat



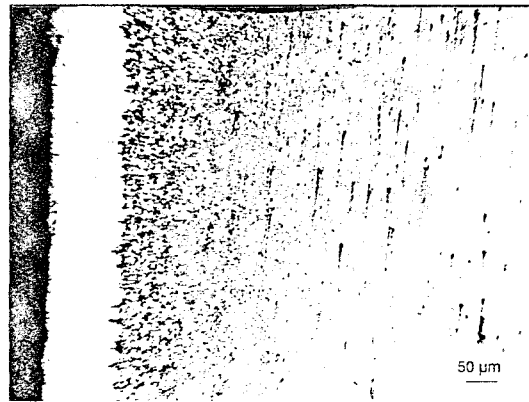
(a)



(b)

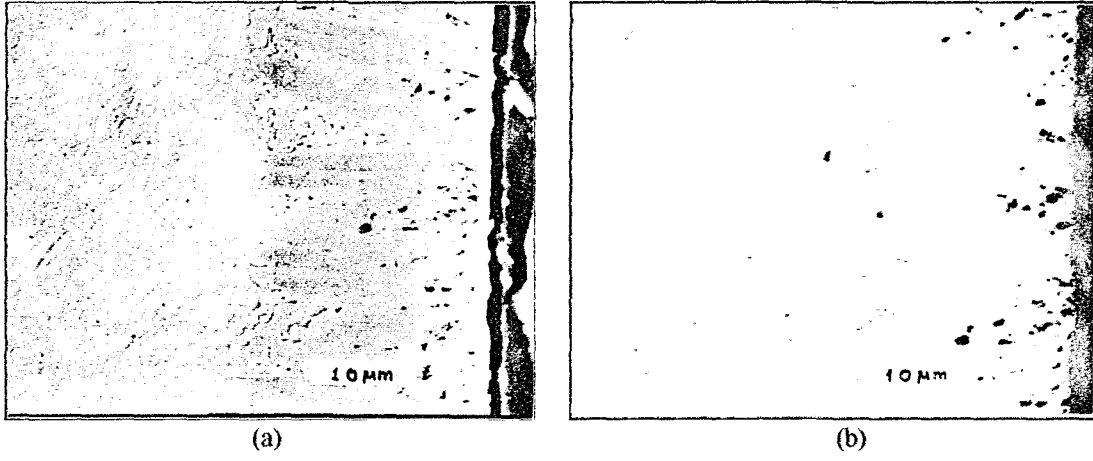


(c)

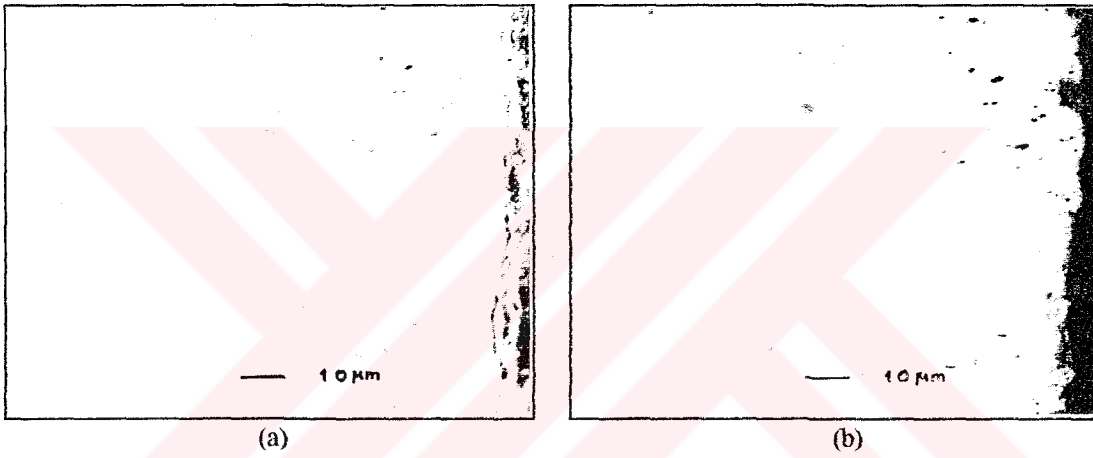


(d)

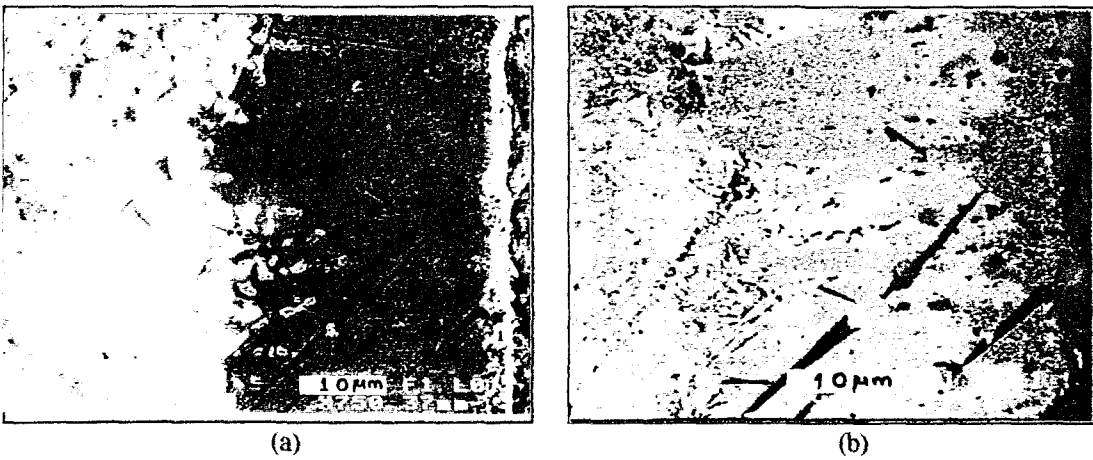
Şekil 4.12 1050°C'de farklı sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin optik mikroyapıları;  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



Şekil 4.13 850°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları:  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

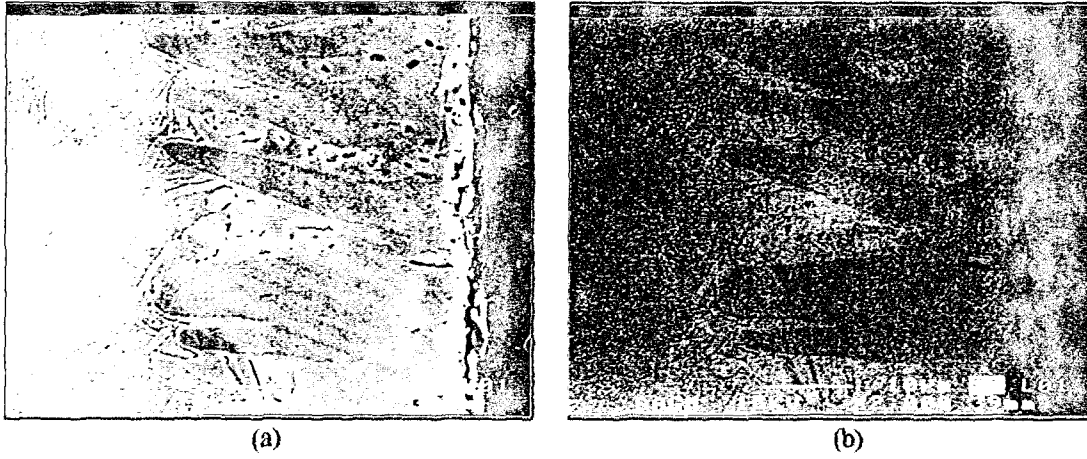


Şekil 4.14 850°C'de 6 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları:  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

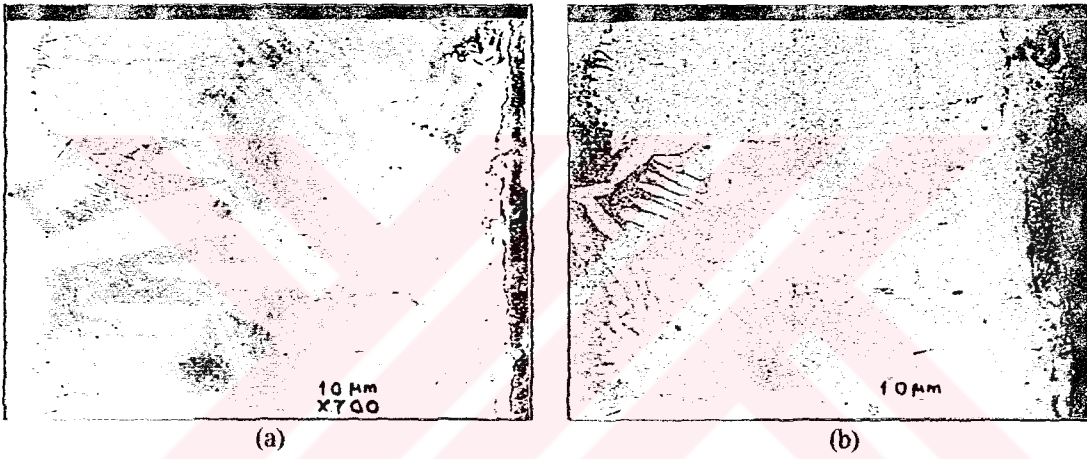


Şekil 4.15 850°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları:  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

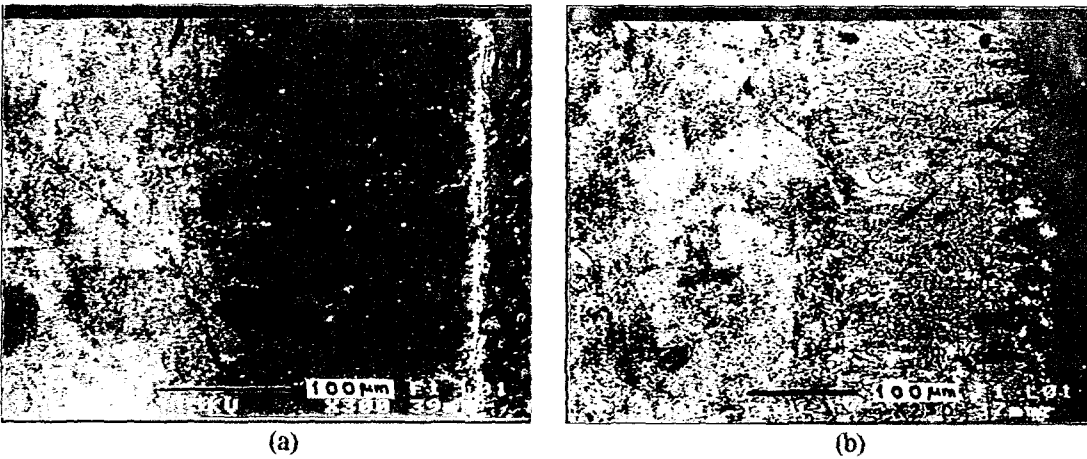




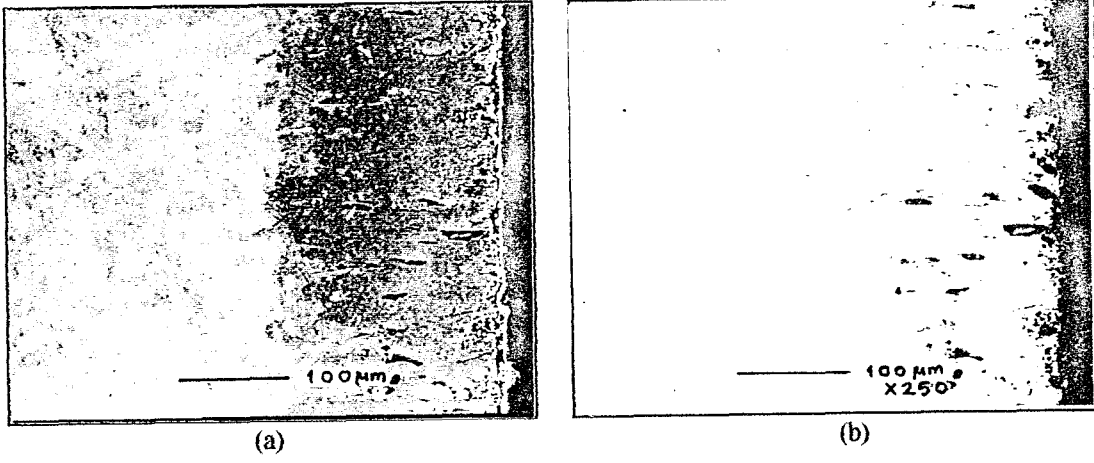
Şekil 4.16 950°C'de 1 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



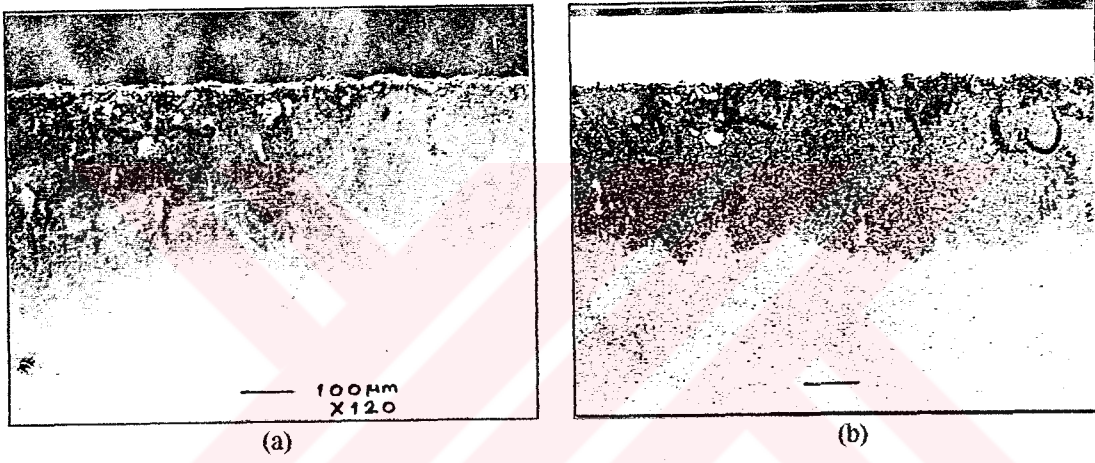
Şekil 4.17 950°C'de 6 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



Şekil 4.18 950°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



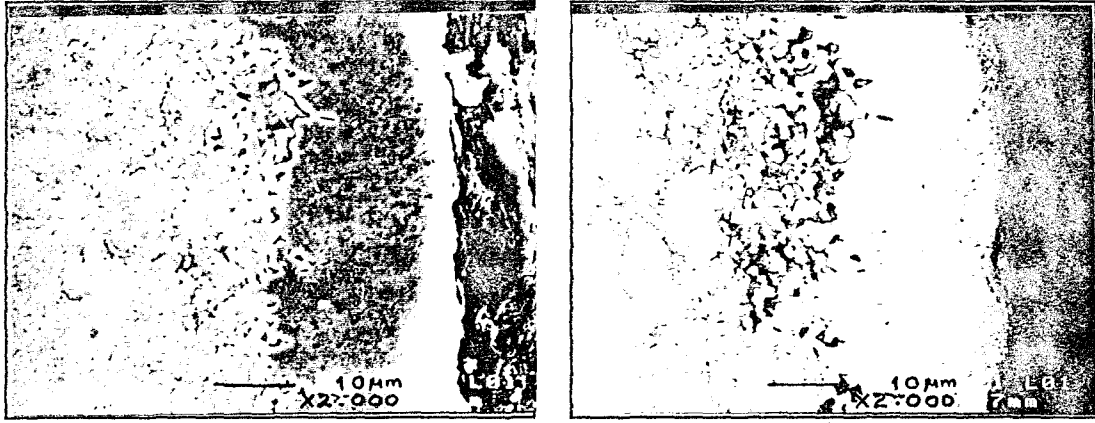
Şekil 4.19 1050°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



Şekil 4.20 1050°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI W1 çeliğinin mikroyapıları  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



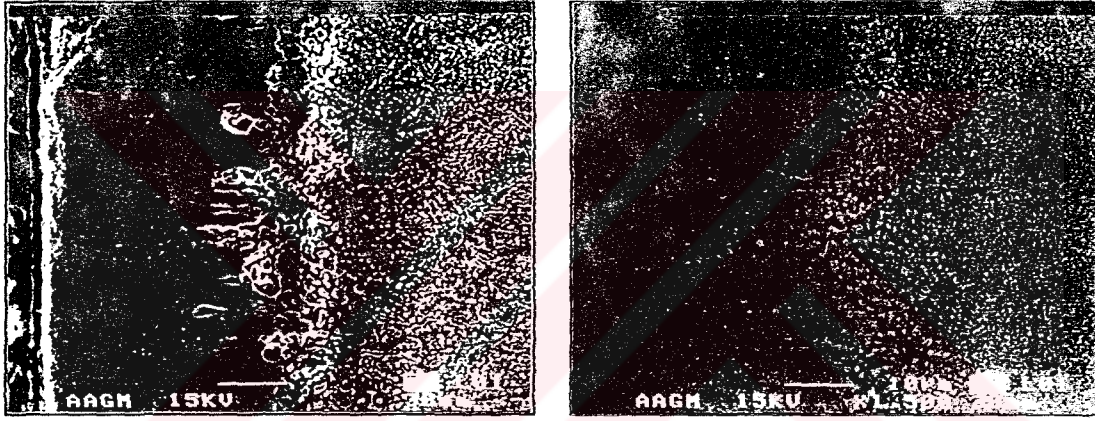
Şekil 4.21 850°C'de 4 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



(a)

(b)

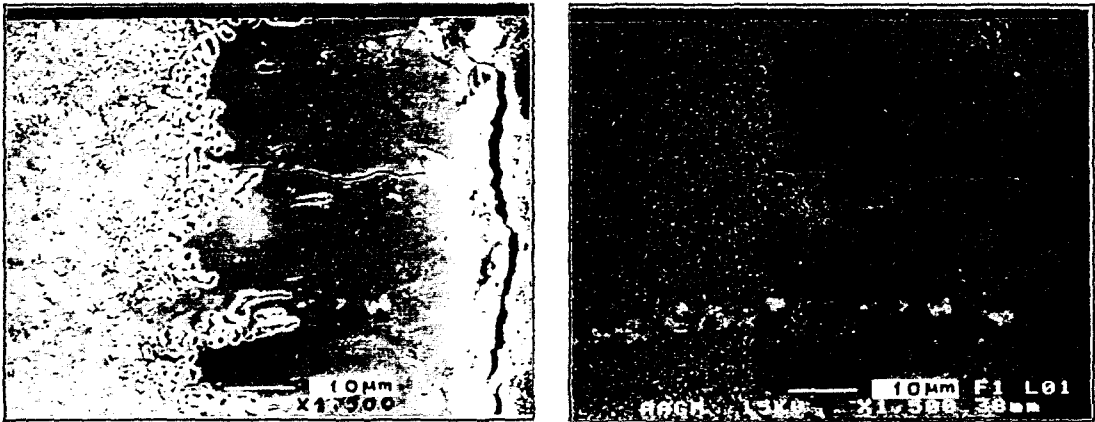
Şekil 4.22 850°C'de 8 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



(a)

(b)

Şekil 4.23 950°C'de 4 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

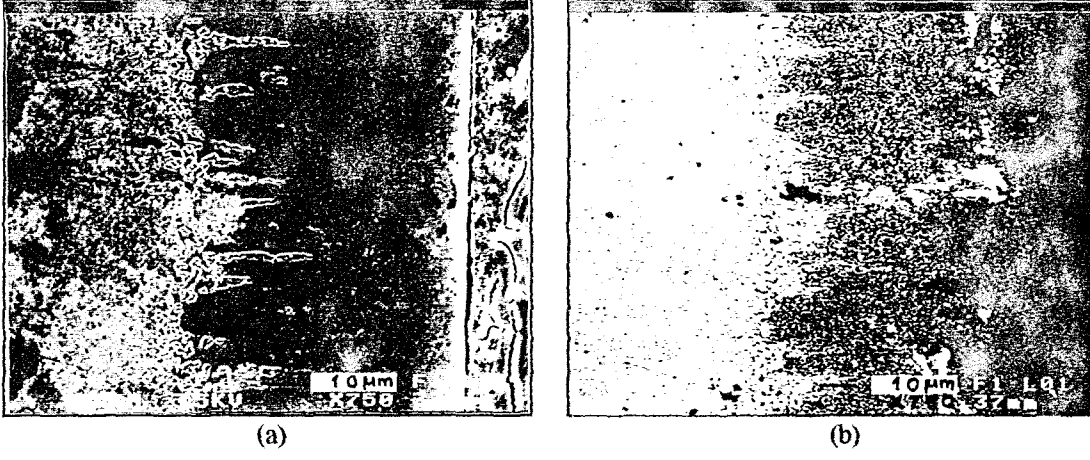


(a)

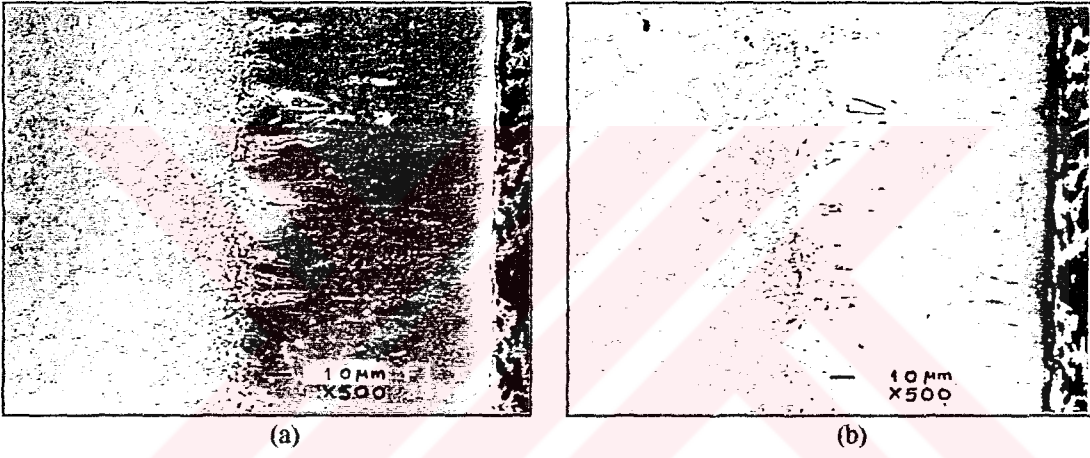
(b)

Şekil 4.24 950°C'de 6 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

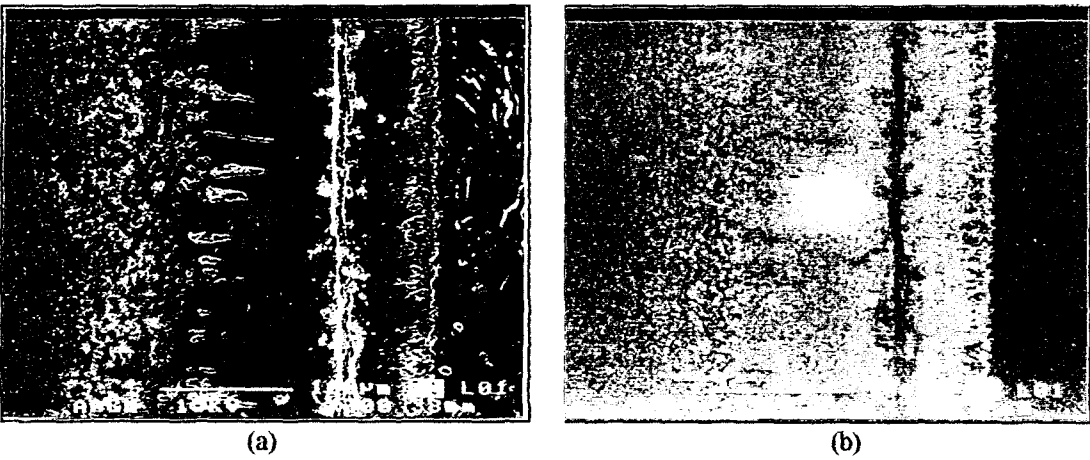




Şekil 4.25 950°C'de 8 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

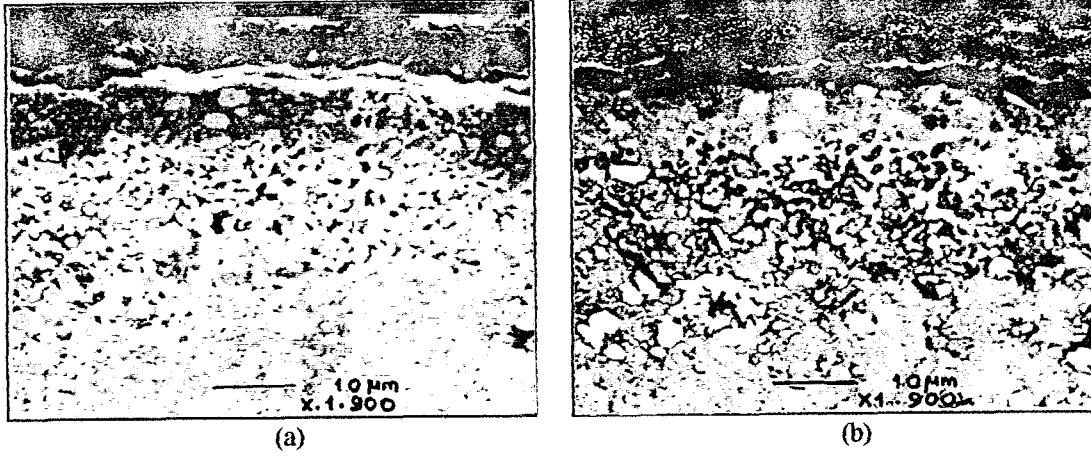


Şekil 4.26 1050°C'de 4 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

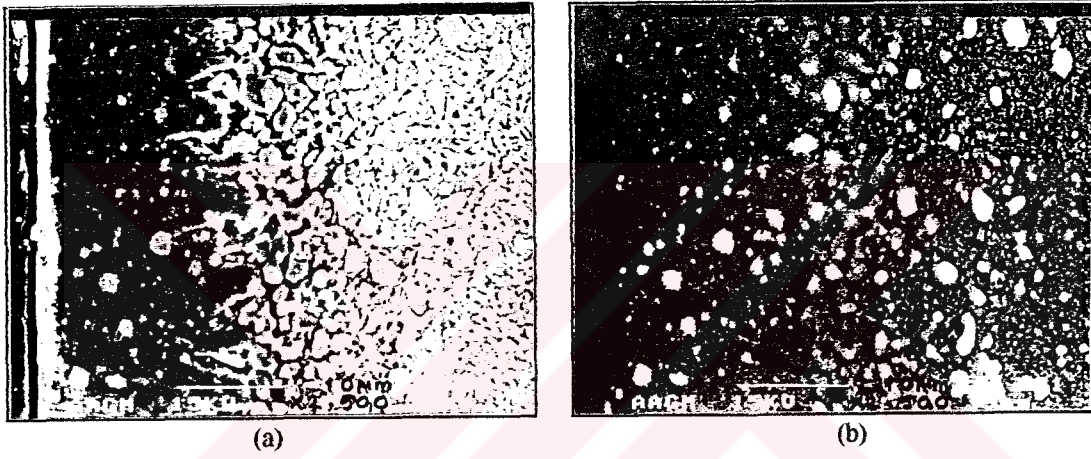


Şekil 4.27 1050°C'de 8 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinin mikroyapıları;  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

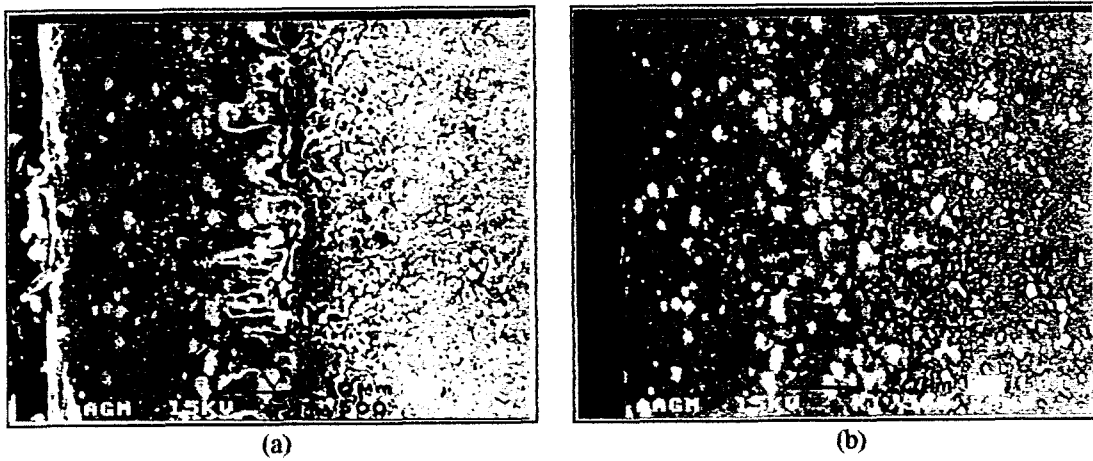




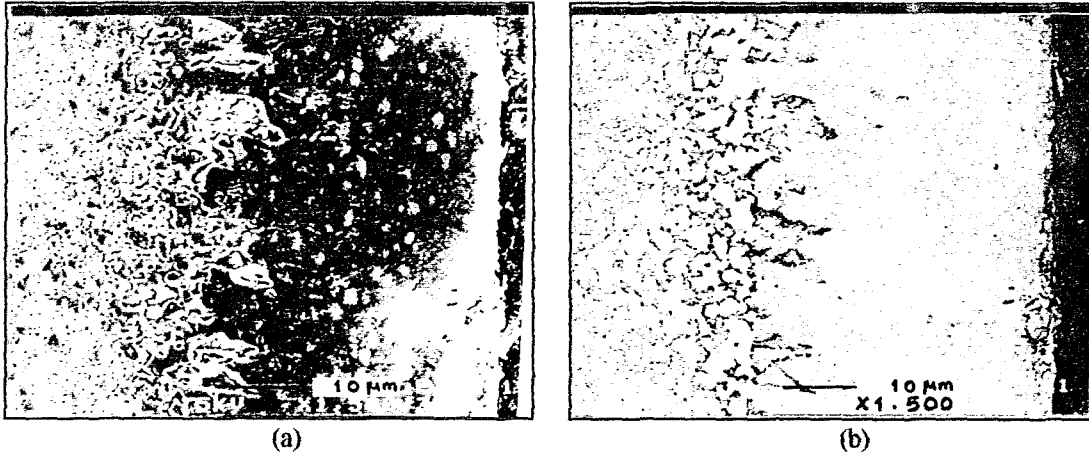
Şekil 4.28 850°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



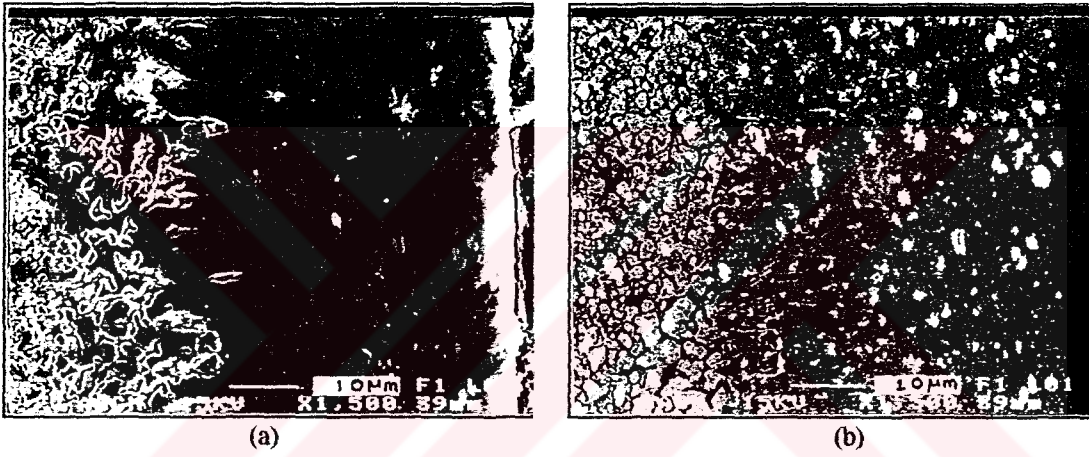
Şekil 4.29 950°C'de 1 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



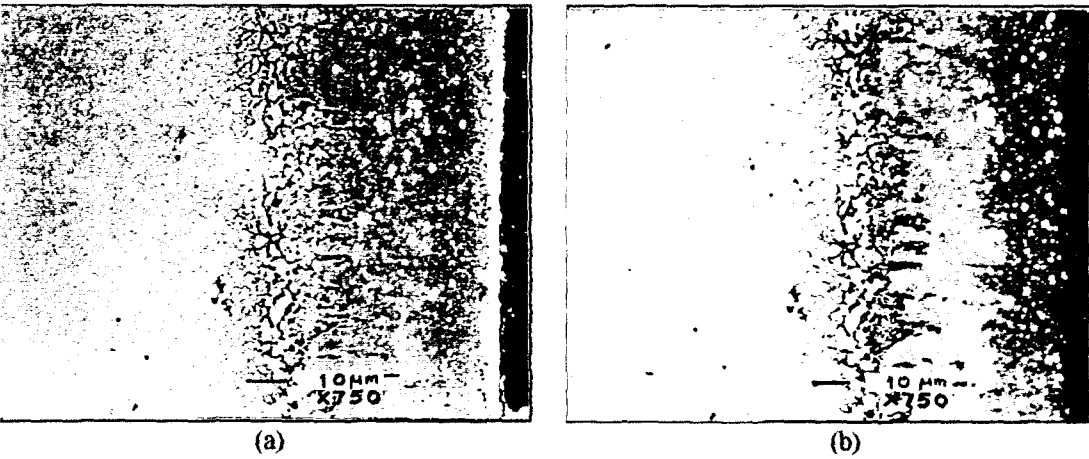
Şekil 4.30 950°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



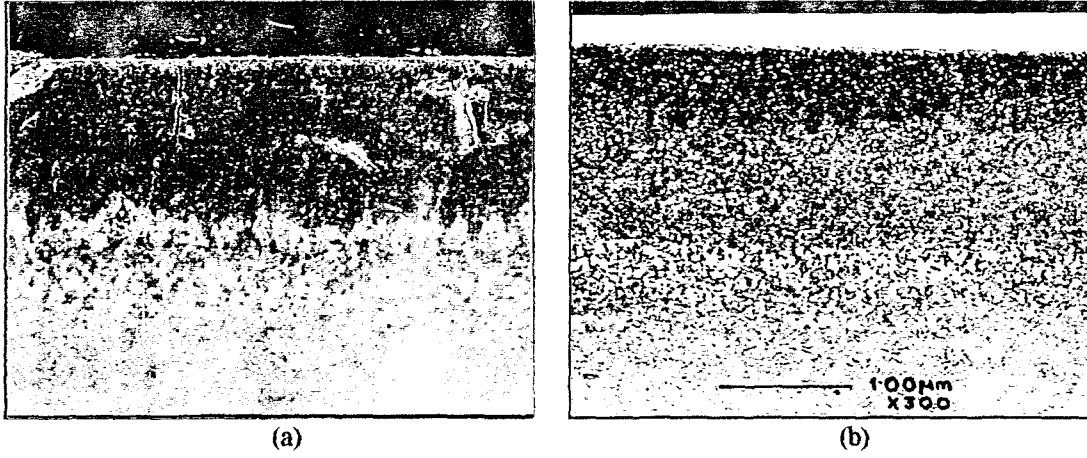
Şekil 4.31 950°C'de 6 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



Şekil 4.32 950°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



Şekil 4.33 1050°C'de 4 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI



Şekil 4.34 1050°C'de 8 saat borlama işlemine tabi tutulan AISI M2 çeliğinin mikroyapıları  
(a) SEM-SEI, (b) SEM-BEI

Borlama işlemi ile elde edilen borür tabakaları oldukça homojen kalınlıkta ve düz bir yapıdadır. Metalografik olarak hazırlanan ve kesitinden incelenen numunelerin borür tabaka kalınlığı ölçümleri, numunelerin tüm kenarlarından ölçülen değerlerin ortalamaları alınarak yapılmıştır. Her bir çelik grubunun farklı sıcaklık ve sürelerdeki borür tabaka kalınlığı değerleri standart sapmaları ile birlikte Tablo 4.1-4.3'de verilmektedir. Borlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak borür tabaka kalınlıklarındaki değişimi gösteren grafikler ise Şekil 4.35- 4.49'da gösterilmektedir. Bu şekillerden de görüldüğü gibi tabaka kalınlığı, her bir sıcaklık için borlama süresinin artmasıyla hızlı bir artış göstermektedir. Tabaka kalınlığındaki bu artış hızı, süre 6 saat olana kadar homojenlik arz etmekte ve sürenin daha da artmasıyla (8 saat) bor difüzyonu oldukça zor hale geldiğinden dolayı azalmaktadır. Borlama süresinin sonsuz olması durumunda ise tabaka kalınlığının artış hızının yatay eksene asimptotik gideceği bir çok araştırmacı tarafından belirtilmektedir [10, 21, 55, 59]. Şekil 4.44- 4.49'dan da açıkça görüldüğü gibi borlama sıcaklığı arttıkça tabaka kalınlığının artış hızı artmaktadır.

Tablo 4.1 AISI W1 çeliğinde, borlama sıcaklık ve süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığının değişimi

	Borlama süresi, saat				
	1	2	4	6	8
Sıcaklık, °C	Tabaka kalınlığı, µm				
850	8 ± 0.6	21 ± 1.5	42 ± 2.4	62 ± 2.9	97 ± 3.8
950	34 ± 2.3	72 ± 1.6	138 ± 8.0	178 ± 8.8	242 ± 7.9
1050	-	178 ± 13.2	238 ± 9.9	359 ± 9.3	381 ± 18

Tablo 4.2 AISI M50 çeliğinde borlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığının değişimi

	Borlama süresi, saat				
	1	2	4	6	8
Sıcaklık, °C	Tabaka kalınlığı, µm				
850	-	6 ± 1.0	10 ± 0.9	15 ± 1.3	28 ± 2.0
950	13 ± 1.1	15 ± 1.2	38 ± 2.2	61 ± 1.1	96 ± 5.5
1050	-	81 ± 2.5	132 ± 2.4	203 ± 7.4	216 ± 12.6

Tablo 4.3 AISI M2 çeliğinde borlama sıcaklık ve süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığının değişimi

	Borlama süresi, saat				
	1	2	4	6	8
Sıcaklık, °C	Tabaka kalınlığı, µm				
850	-	3 ± 0.5	7 ± 1.0	12 ± 1.1	19 ± 1.8
950	12 ± 1.3	17 ± 1.3	34 ± 2.4	47 ± 3.0	68 ± 3.0
1050	-	56 ± 3.3	75 ± 4.8	116 ± 5.5	141 ± 7.2

Yapılan borlama işlemleri sonucunda her çelik grubu için borür tabaka kalınlıklarının borlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak artış gösterdiği tespit edilmiştir. Daha yüksek sıcaklık ve daha uzun borlama sürelerinde yüksek tabaka kalınlıklarına ulaşılmaktadır. Bu durum difüzyon kontrollü tüm kaplama ve yüzey işlemlerinde beklenen bir sonuçtur. Aynı şekilde, aynı borlama sıcaklığı ve sürelerinde farklı çelik numunelerinin tabaka kalınlığı değerleri incelendiğinde en yüksek borür tabaka kalınlığının AISI W1 çeliğinde elde edildiği görülmektedir. Bununla birlikte en düşük tabaka kalınlıkları ise AISI M2 çeliğinde gerçekleşmiştir. Bu ise çeliğin bünyesinde yer alan alaşım elementlerinden kaynaklanmaktadır. Alaşım elementlerinin toplam ağırlık oranı AISI M2'de %19, AISI M50'de %11 ve AISI W1'de ise 1.7 civarındadır. Tabaka kalınlığını, molibden ve tungsten %1 atomik oranda bile çok şiddetli bir şekilde düşürmektedir. Tungsten ve molibden kadar olmasa da kromda tabaka kalınlığını olumsuz yönde etkilemektedir. Kobalt, mangan ve nikel çok küçük oranlarda iken tabaka kalınlığını önemsiz denecek seviyede azaltmaktadırlar (Bkz. Şekil 2.15).

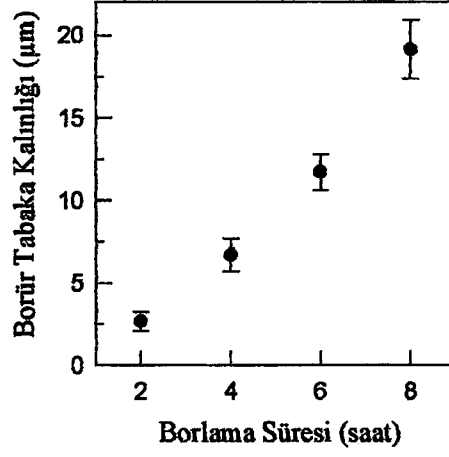


## 4.2 X-Işınları Difraksiyon Analizi

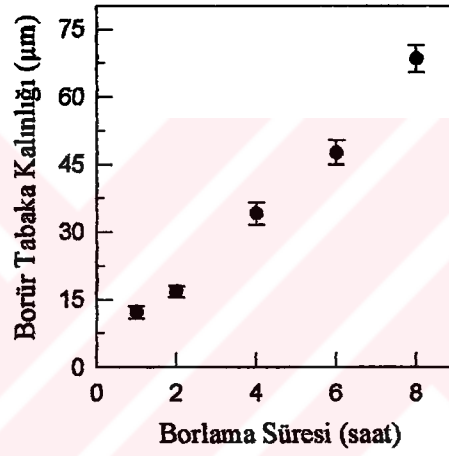
Farklı sıcaklıklarda 1, 2, 4, 6 ve 8 saat süre ile borlama işlemine tabi tutulan AISI W1, AISI M2 ve AISI M50 çelik numunelerinin yüzeyinde oluşan borür tabakasındaki mevcut fazların tayini için x-ışınları difraksiyon analizi kullanılmıştır. Analizler Philips marka cihazda,  $\text{CoK}_\alpha$  ışın demeti ( $\lambda=1.7902 \text{ \AA}$ ) kullanılarak yapılmıştır. Bu incelemeler neticesinde borür tabakasının MB ve  $\text{M}_2\text{B}$  (M=Metel; Fe, Cr, Mo) türünde borürlerden oluştuğu gözlenmiştir. Bu borürler; FeB,  $\text{Fe}_2\text{B}$ , CrB, MoB ve  $\text{Mo}_2\text{B}$ 'dir. Bunlardan, FeB ortorombik;  $\text{Fe}_2\text{B}$ , MoB ve  $\text{Mo}_2\text{B}$  tetragonal; CrB ise hegzagonal sistemde kristalleşmektedirler.

Düşük sıcaklıklarda, kısa sürelerde borlanan numunelerin x-ışınları analizlerinde, x-ışınlarının matrise kadar nüfuz etmesi sonucu ferrit fazına da rastlanmıştır. Kalın borür tabakasına sahip numunelerde ise tesbit edilememiştir. Borlama sonrası numunelerin oda sıcaklığına kadar soğuması pota içerisinde gerçekleştirildiğinden, x-ışınları analizinde kalıntı ostenite rastlanmamıştır. Yüksek hız çelikleri içerisindeki karbürler, seçilen borlama sıcaklıklarında tam olarak çözünmemiştir. Bu karbürler  $1050^\circ\text{C}$ 'de 8 saat borlama sonrasında bile mevcudiyetlerini aynen korumuşlardır. Ancak krom ve molibden zengin karbürlerin kısmen çözünerek borür oluşturduğu gözlenmiş, tungsten ve vanadyum karbürlerin çözündüğüne dair bir veri elde edilememiştir.

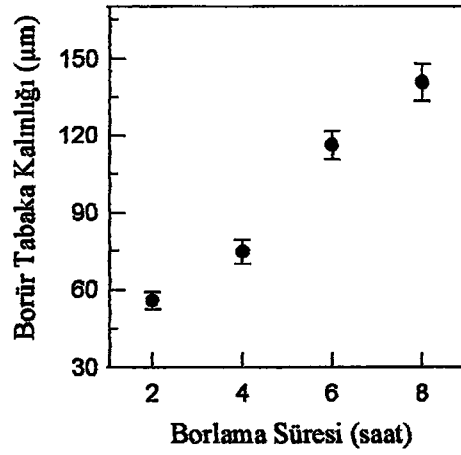
AISI W1 çeliğine ait x-ışınları difraksiyon paternleri Şekil 4.50 ve 51'de verilmiştir. Şekil 4.50'de farklı sıcaklıklarda kısa sürelerle borlanmış numunelerin, Şekil 4.51'de ise işlem süresi daha uzun olan numunelerin x-ışınları difraksiyon paternleri görülmektedir. AISI M50 çeliğinin  $850$ ,  $950$  ve  $1050^\circ\text{C}$  sıcaklıklarda 2, 4, 6 ve 8 saat sürelerle borlanmış numunelerinin x-ışınları difraksiyon paternleri Şekil 4.52- 4.55'de, AISI M2 çeliğine ait numunelerin x-ışınları difraksiyon paternleri ise Şekil 4.56- 4.59'da verilmiştir. Şekil 4.52- 4.59'da, aynı sürede farklı sıcaklıklarda borlanan numunelerde, sıcaklığın yükselmesi ile meydana gelen veya çözünen fazları gözlemek mümkündür. Bu difraksiyon paternlerini, aynı sıcaklıkta farklı sürelerde borlanan numunelere göre dizayn ettiğimizde ise borlama süresinin artmasıyla hangi fazların oluştuğunu veya çözüldüğünü görmek mümkün olur (Şekil 4.60- 4.65).



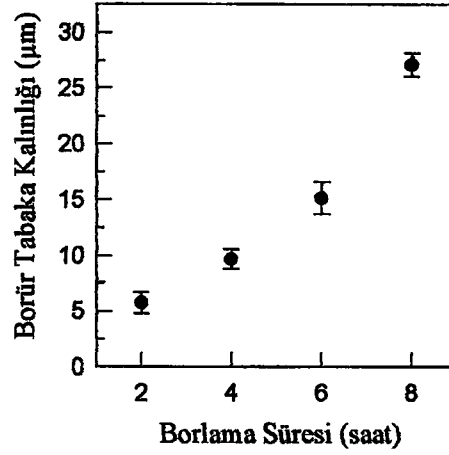
Şekil 4.35 850°C'de borlanan AISI M2 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.



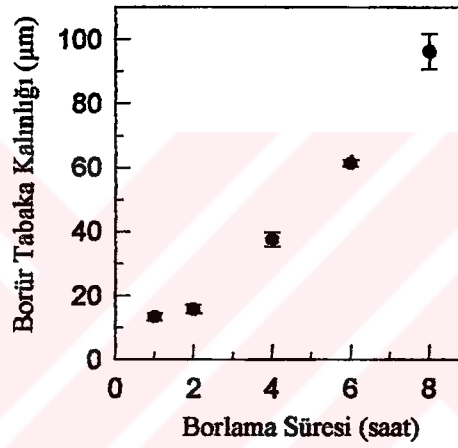
Şekil 4.36 950°C'de borlanan AISI M2 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.



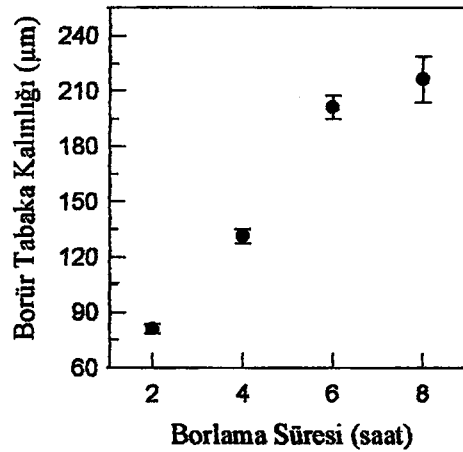
Şekil 4.37 1050°C'de borlanan AISI M2 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.



Şekil 4.38 850°C'de borlanan AISI M50 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.

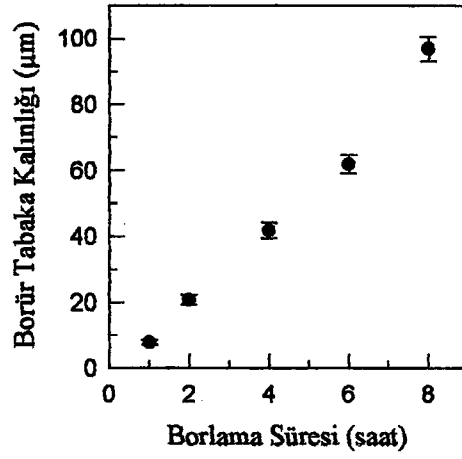


Şekil 4.39 950°C'de borlanan AISI M50 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.

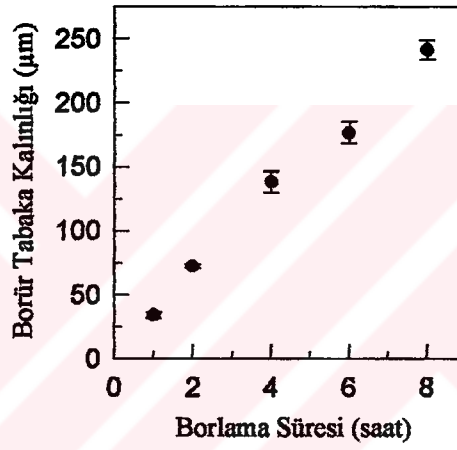


Şekil 4.40 1050°C'de borlanan AISI M50 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.

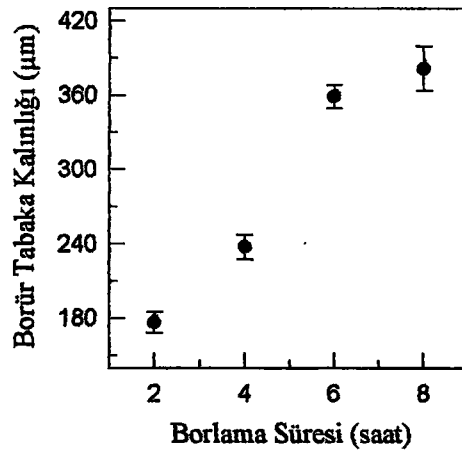




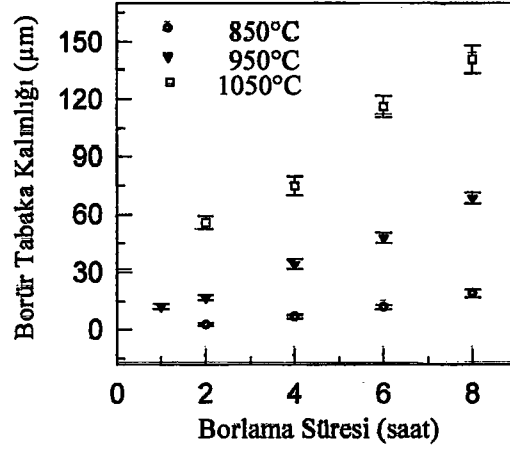
Şekil 4.41 850°C'de borlanan AISI W1 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.



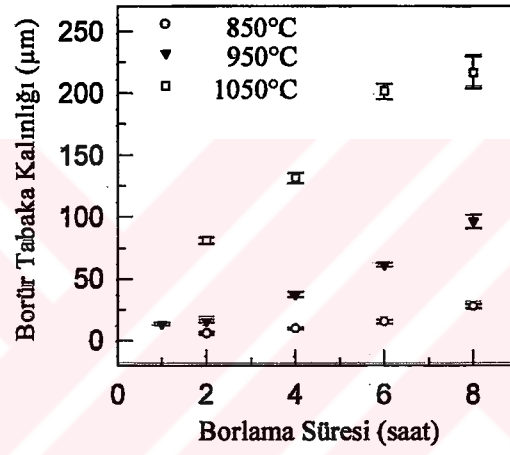
Şekil 4.42 950°C'de borlanan AISI W1 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.



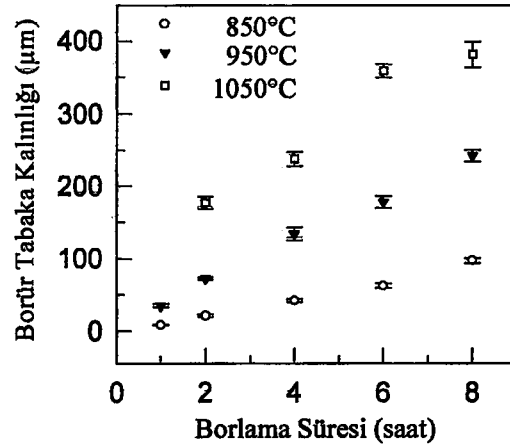
Şekil 4.43 1050°C'de borlanan AISI W1 çeliğinde borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim.



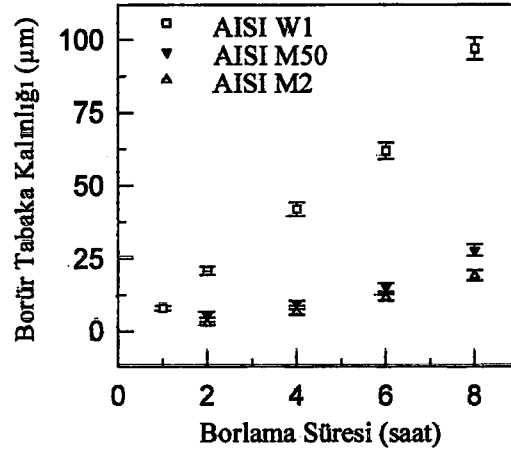
Şekil 4.44 AISI M2 çeliğinin farklı sıcaklıklarda borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim



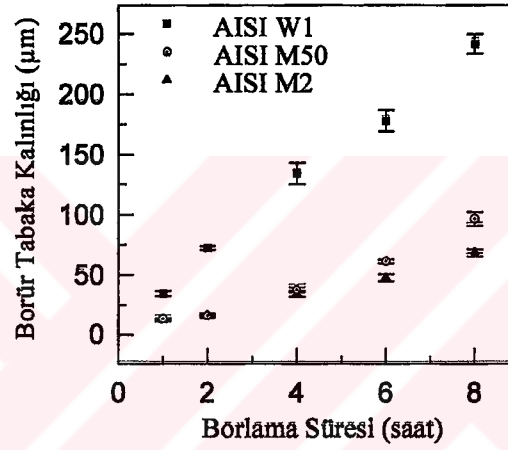
Şekil 4.45 AISI M50 çeliğinin farklı sıcaklıklarda borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim



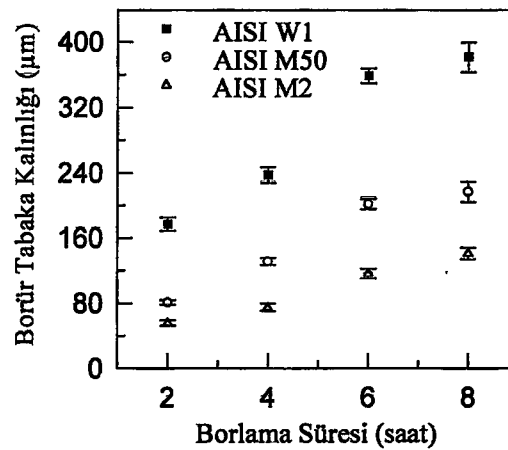
Şekil 4.46 AISI W1 çeliğinin farklı sıcaklıklarda borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlığındaki değişim



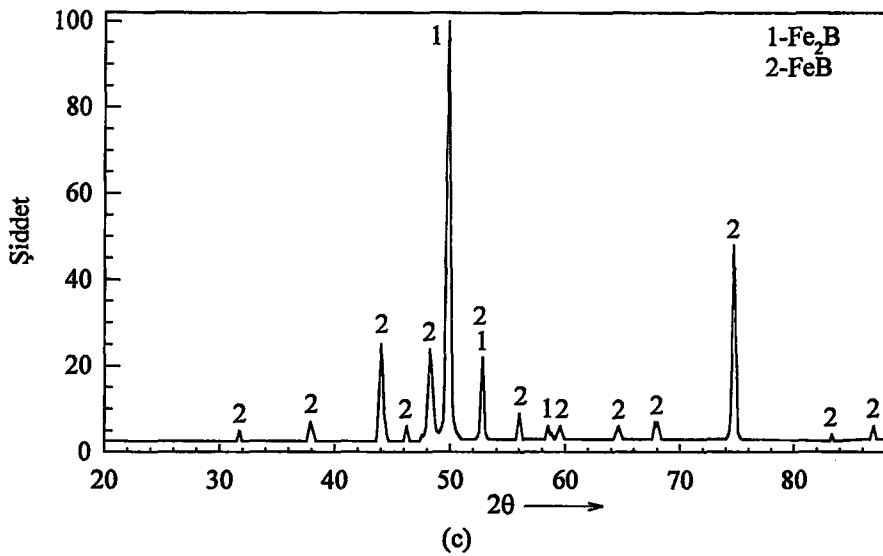
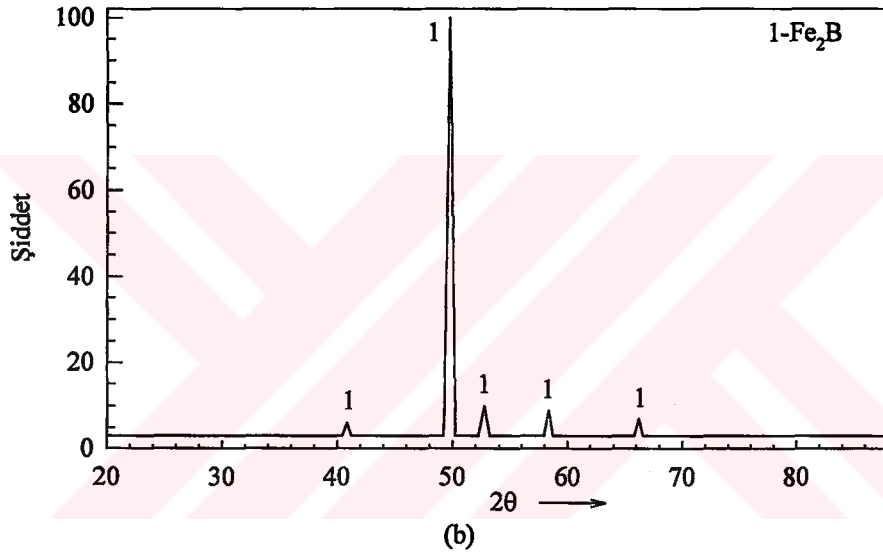
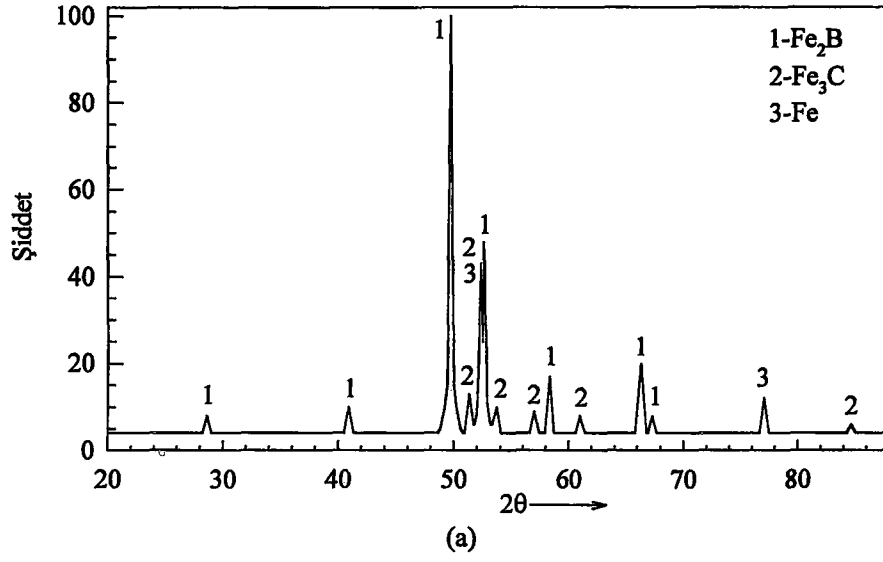
Şekil 4.47 850°C'de borlanan AISI M2, AISI M50 ve AISI W1 çeliklerinin, borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlıklarındaki değişim



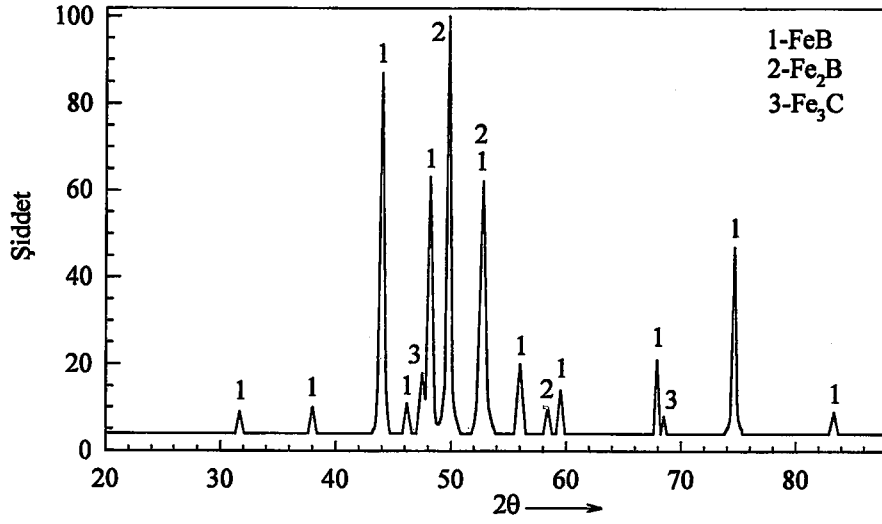
Şekil 4.48 950°C'de borlanan AISI M2, AISI M50 ve AISI W1 çeliklerinin, borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlıklarındaki değişim



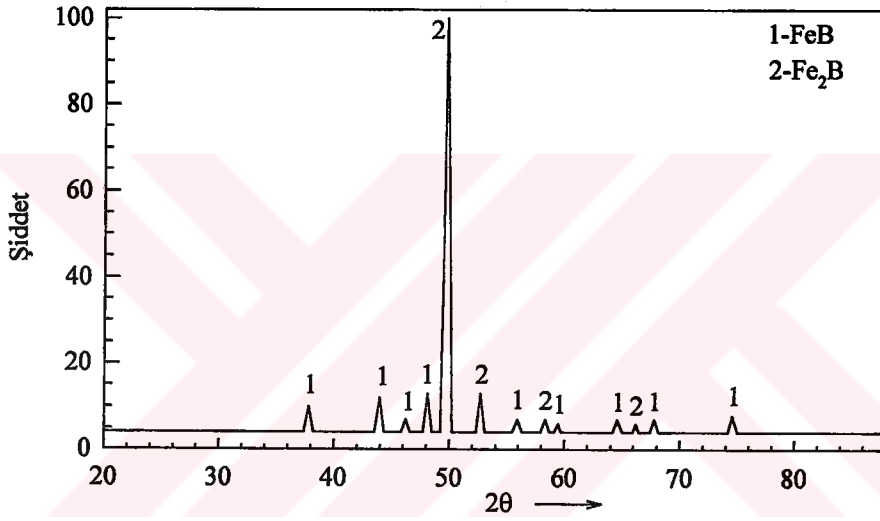
Şekil 4.49 1050°C'de borlanan AISI M2, AISI M50 ve AISI W1 çeliklerinin, borlama süresine bağlı olarak borür tabaka kalınlıklarındaki değişim



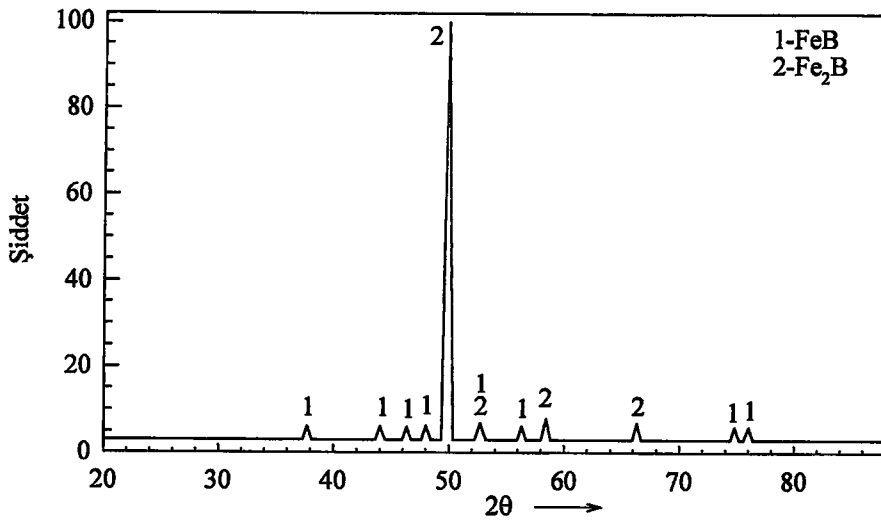
Şekil 4.50 Çeşitli sıcaklık ve sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C - 1 saat, (b) 950 °C - 2 saat, (c) 1050 °C - 2 saat



(a)

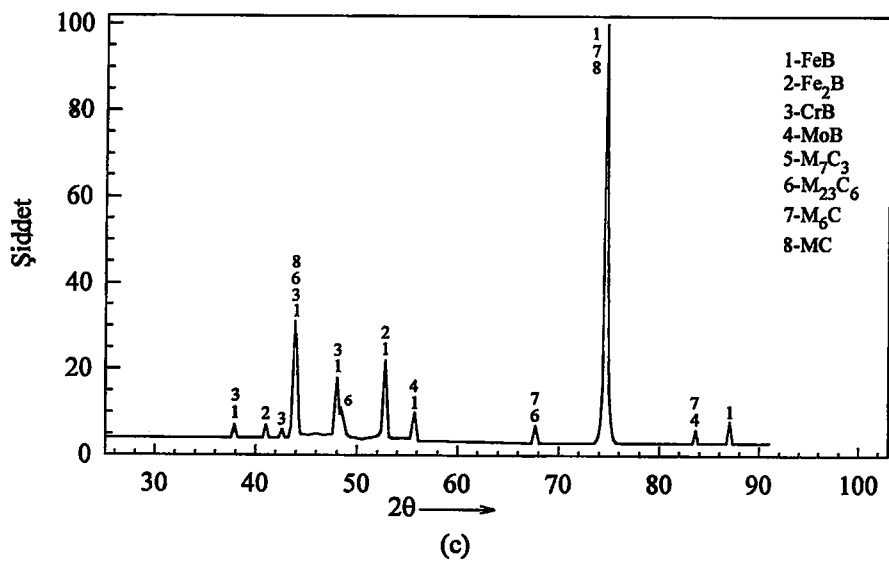
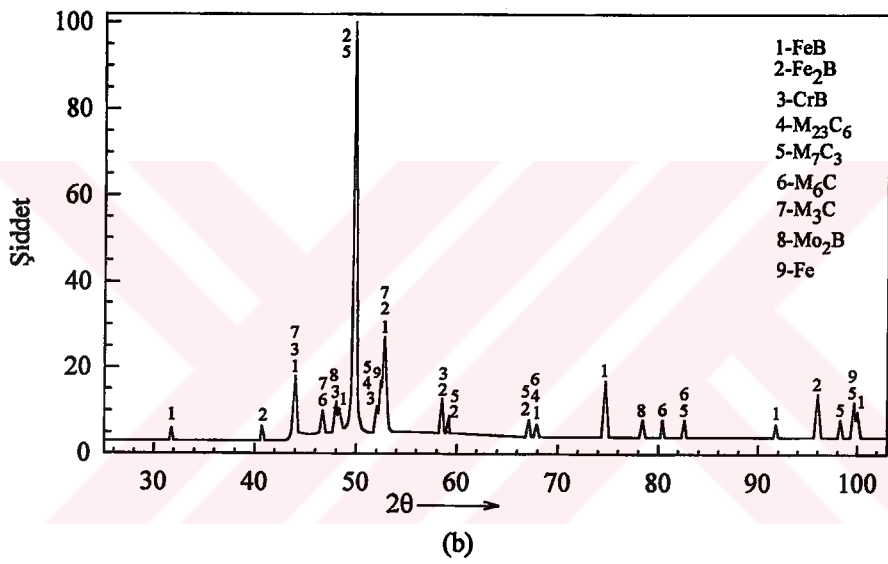
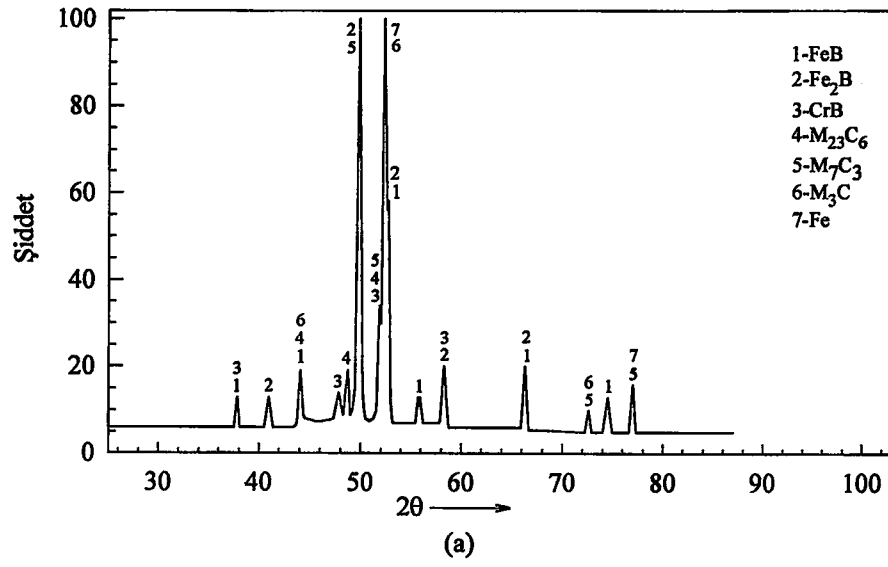


(b)

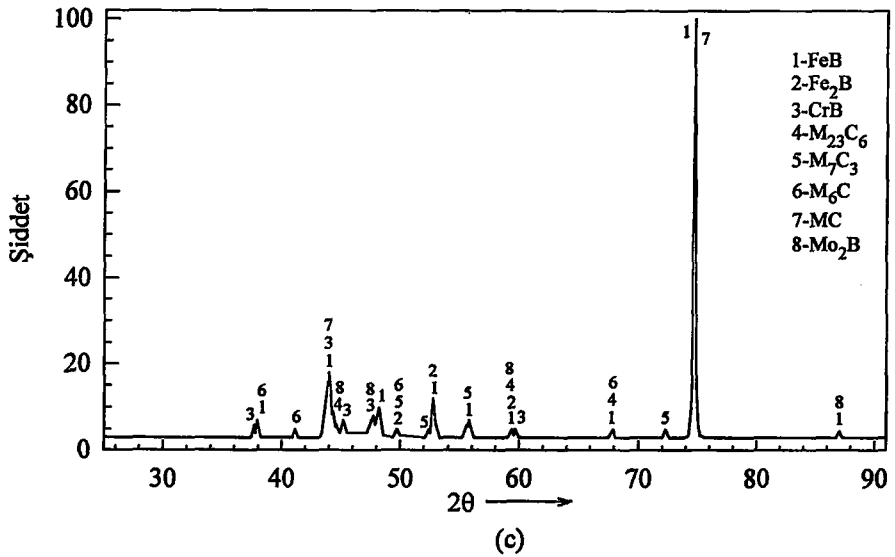
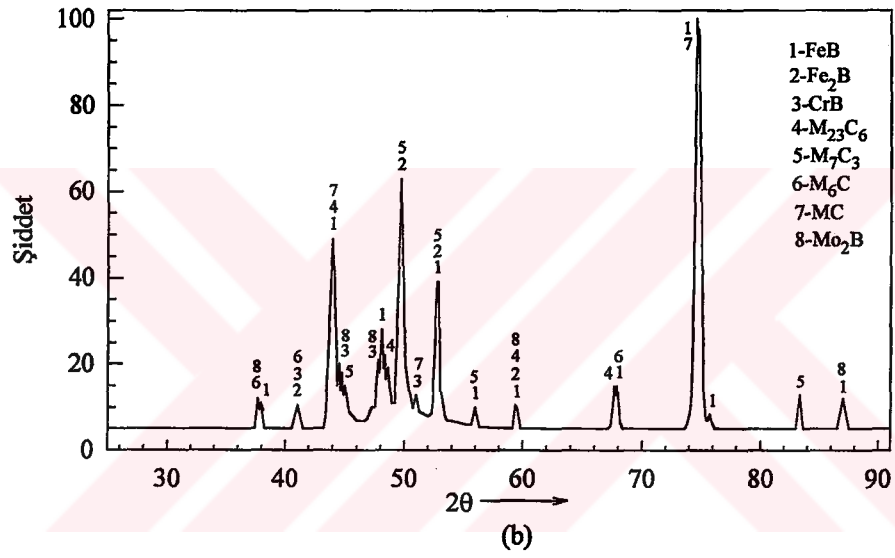
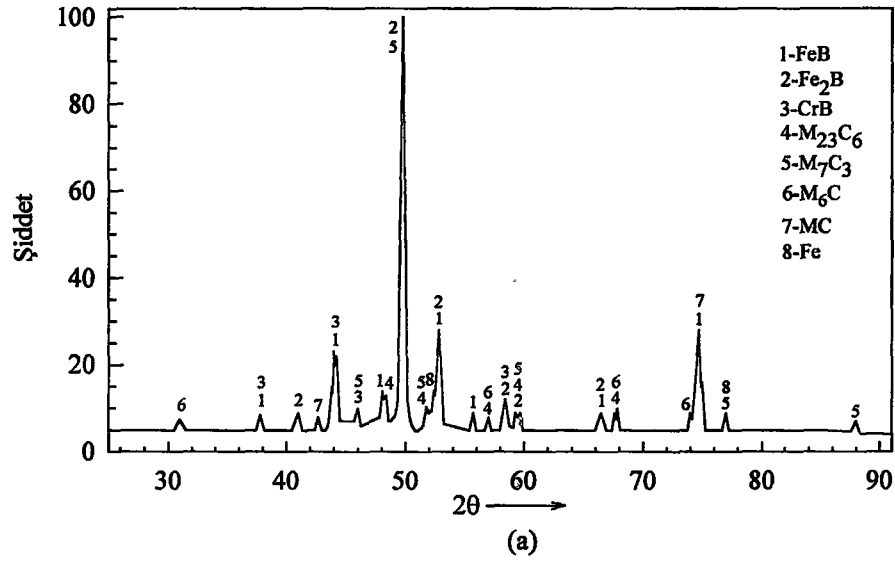


(c)

Şekil 4.51 Çeşitli sıcaklık ve sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C – 8 saat, (b) 950 °C – 6 saat, (c) 1050 °C – 8 saat

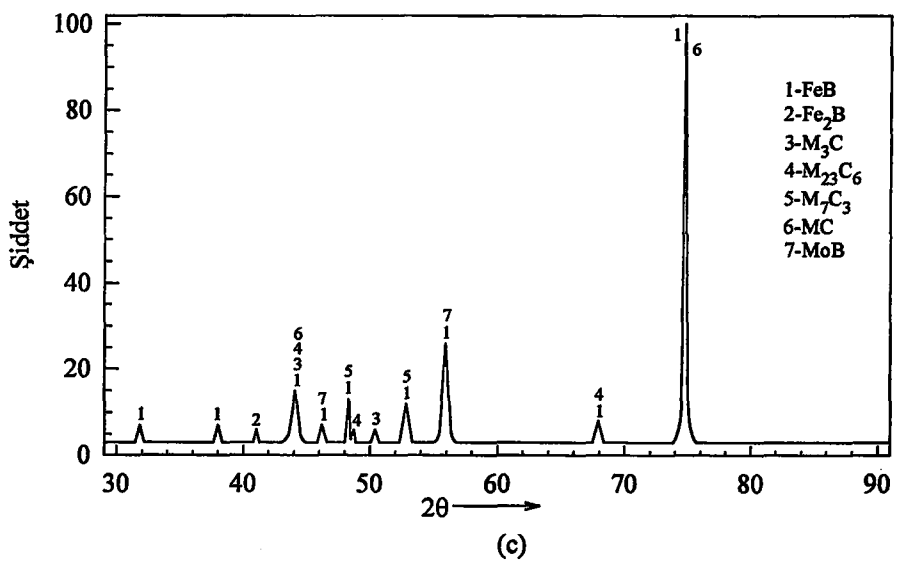
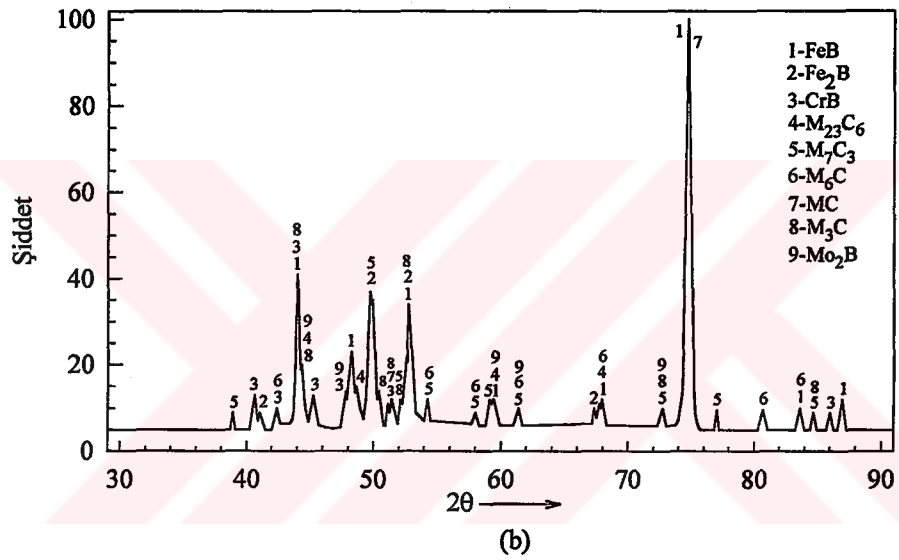
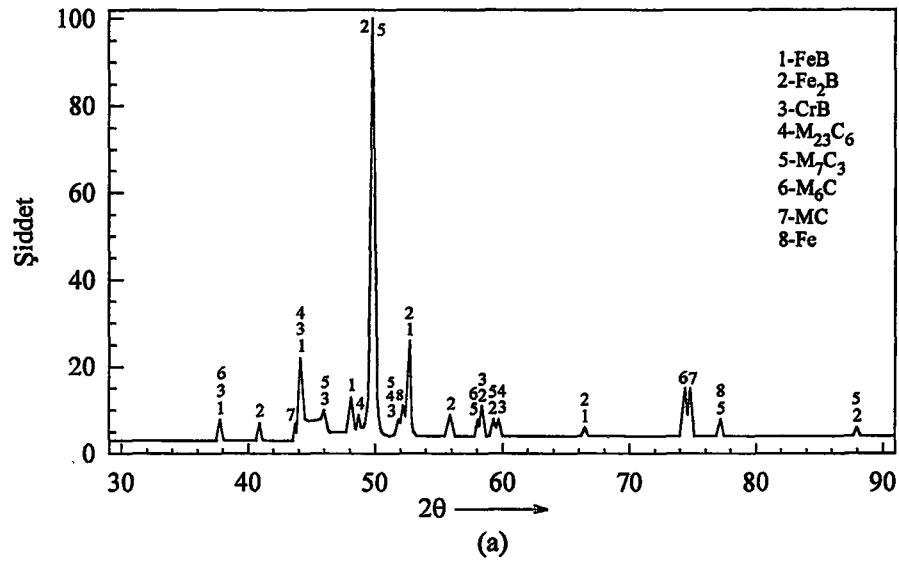


Şekil 4.52 Çeşitli sıcaklıklarda 2 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C, (b) 950 °C, (c) 1050 °C

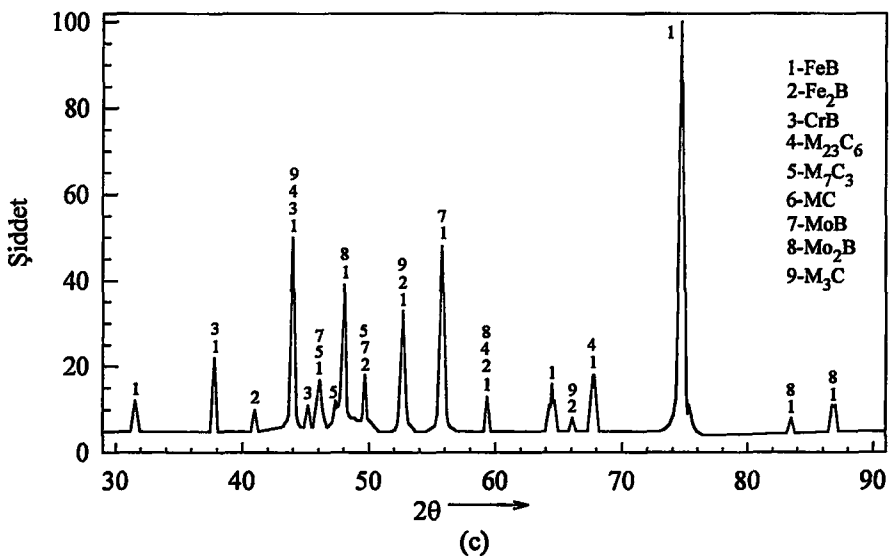
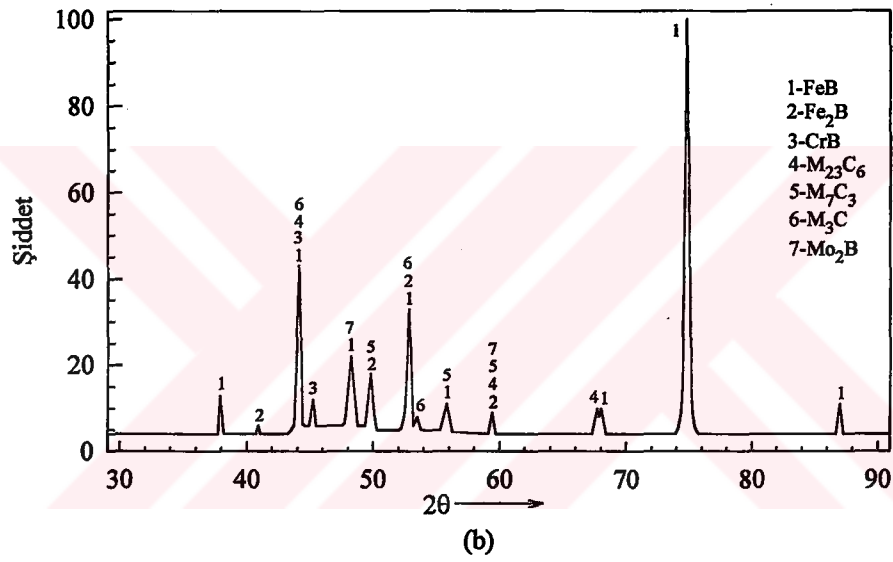
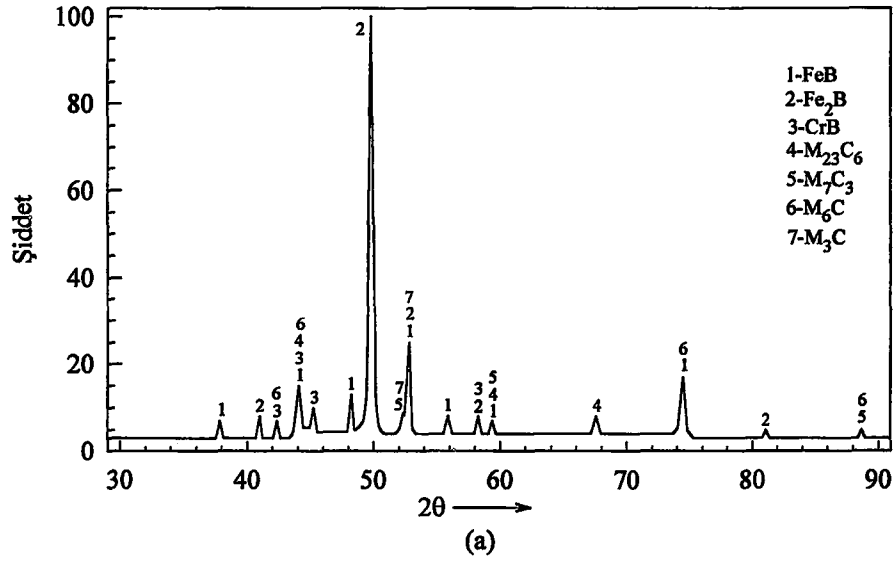


Şekil 4.53 Çeşitli sıcaklıklarda 4 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C, (b) 950 °C, (c) 1050 °C

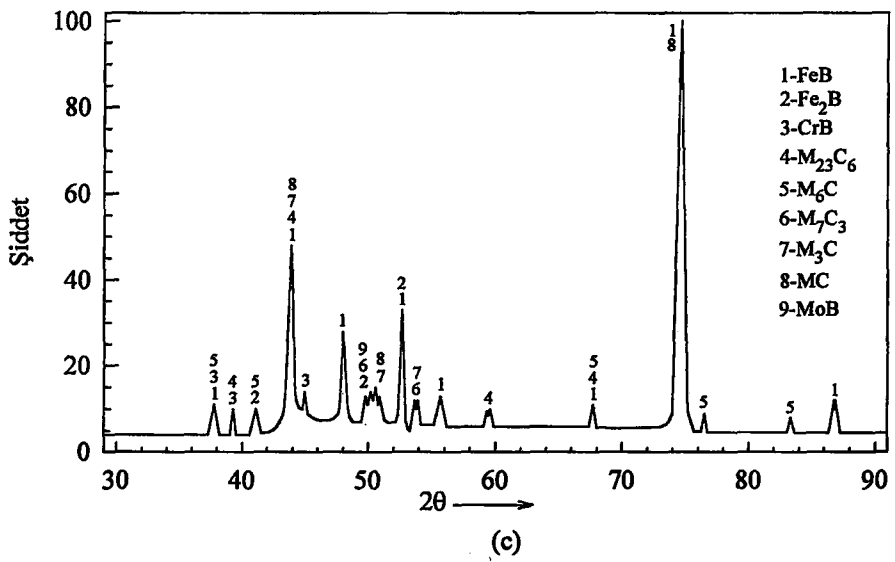
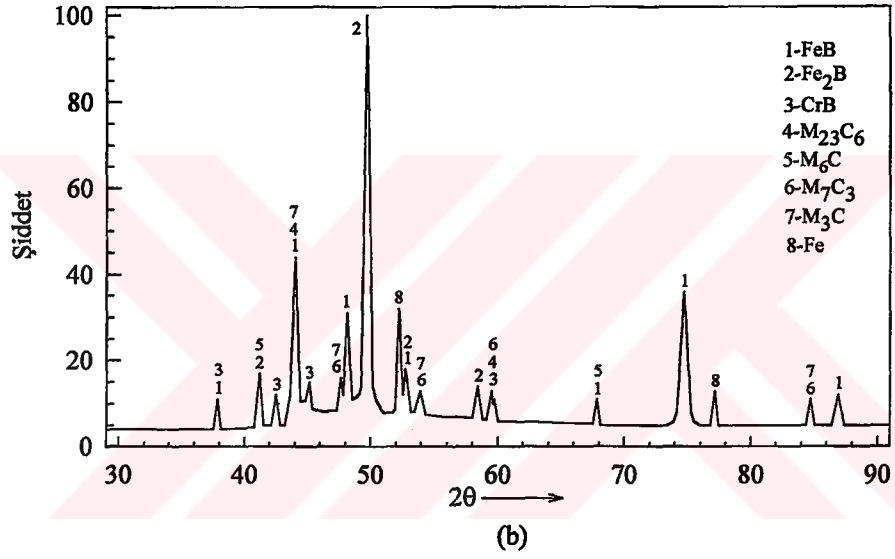
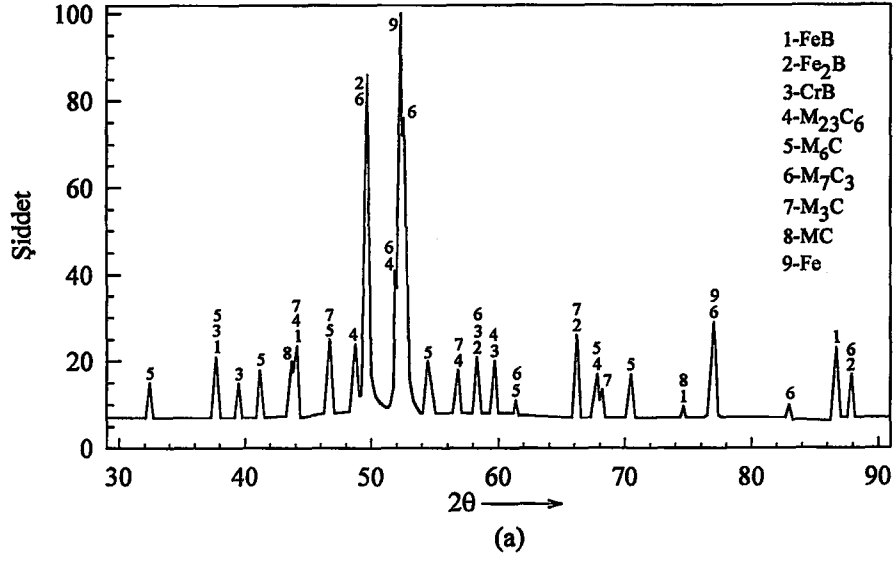




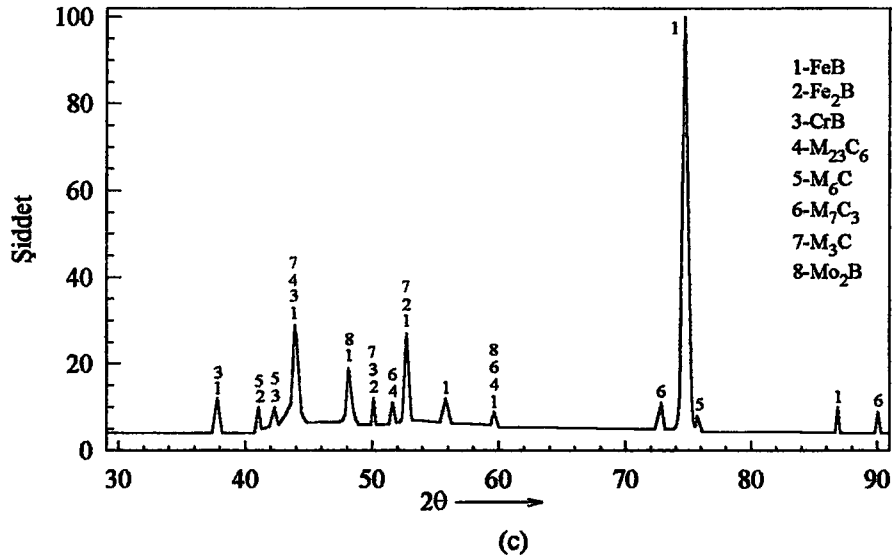
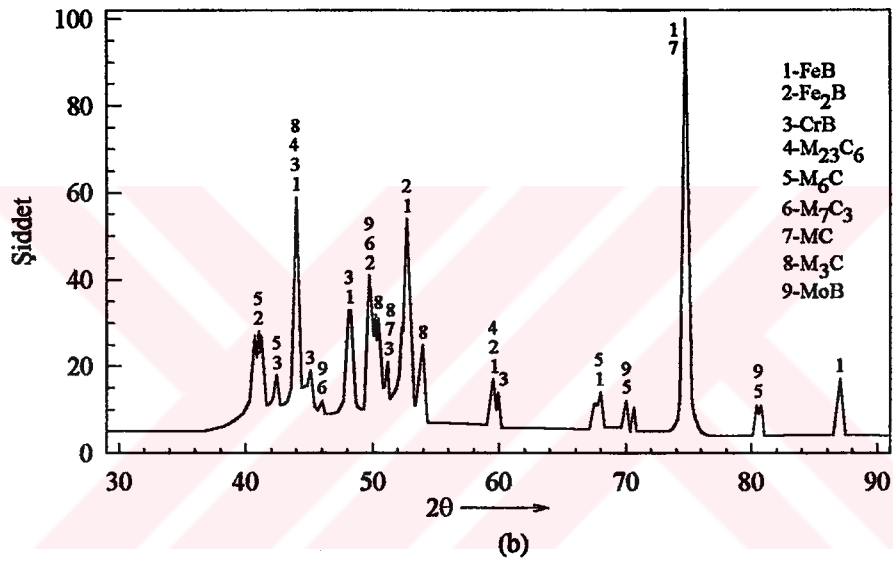
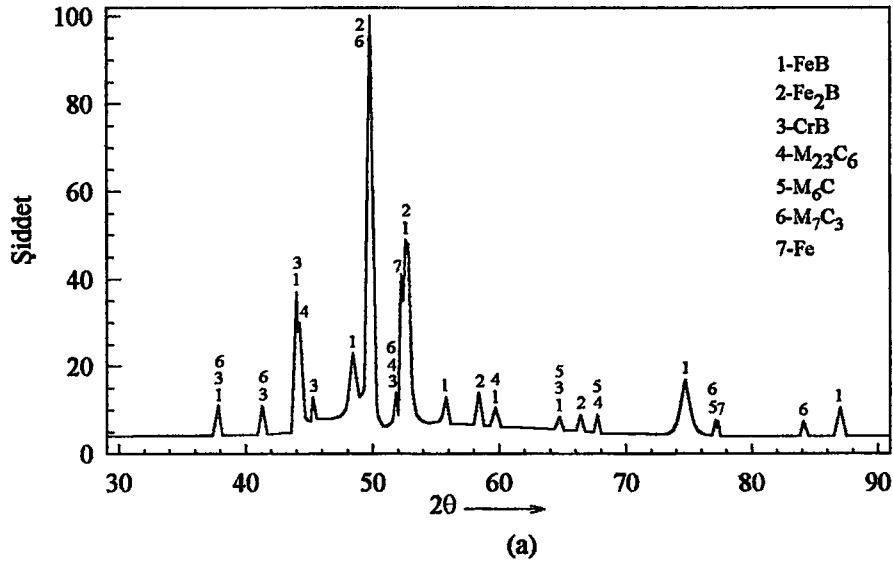
Şekil 4.54 Çeşitli sıcaklıklarda 6 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C, (b) 950 °C, (c) 1050 °C



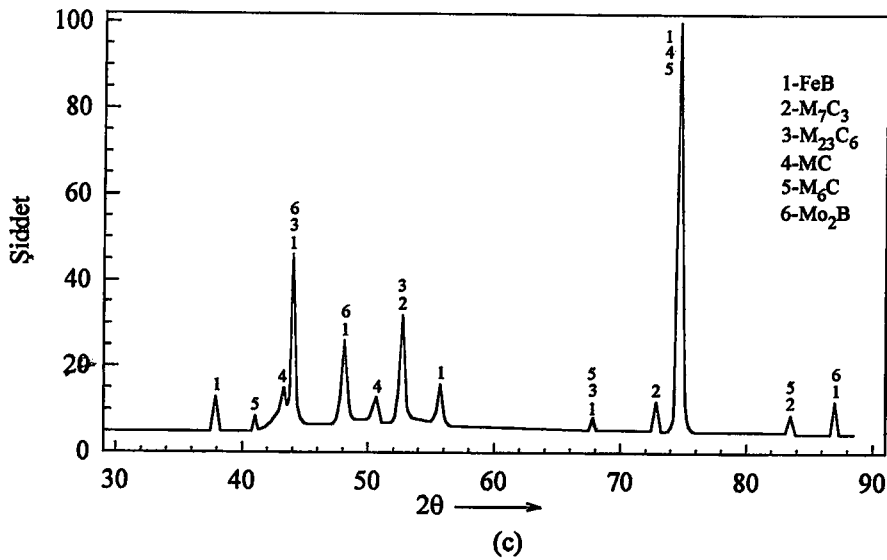
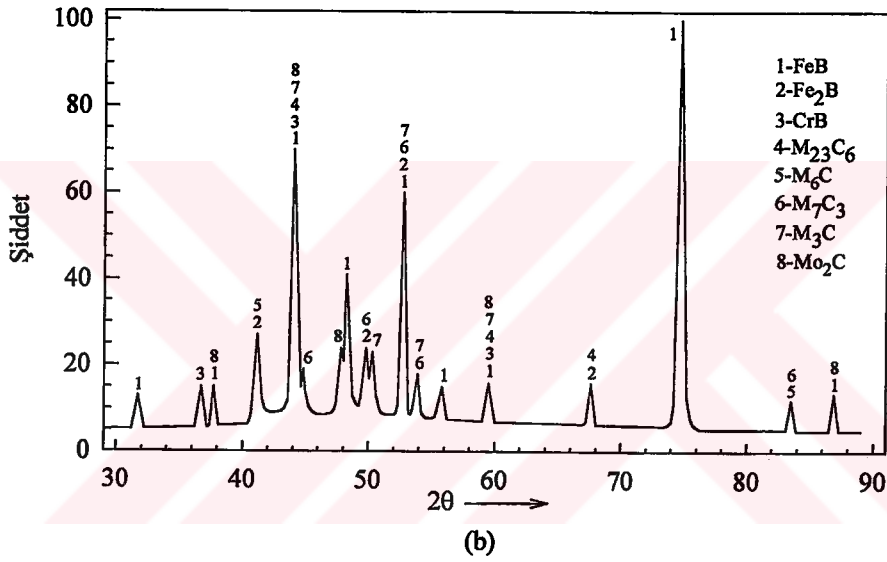
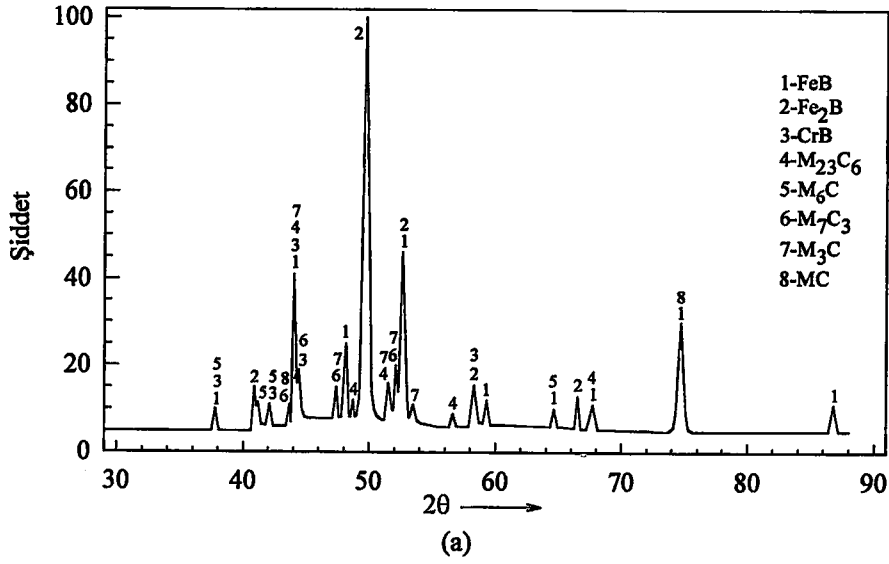
Şekil 4.55 Çeşitli sıcaklıklarda 8 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C, (b) 950 °C, (c) 1050 °C



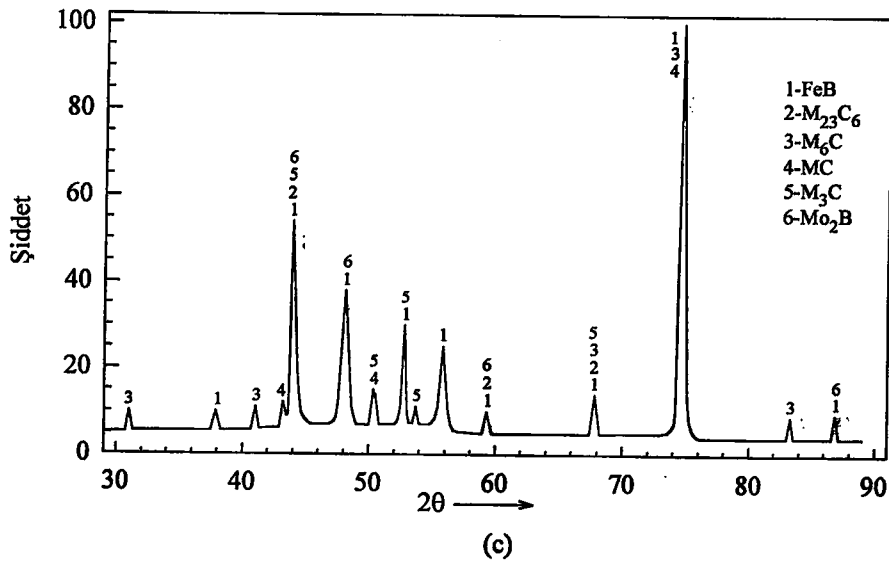
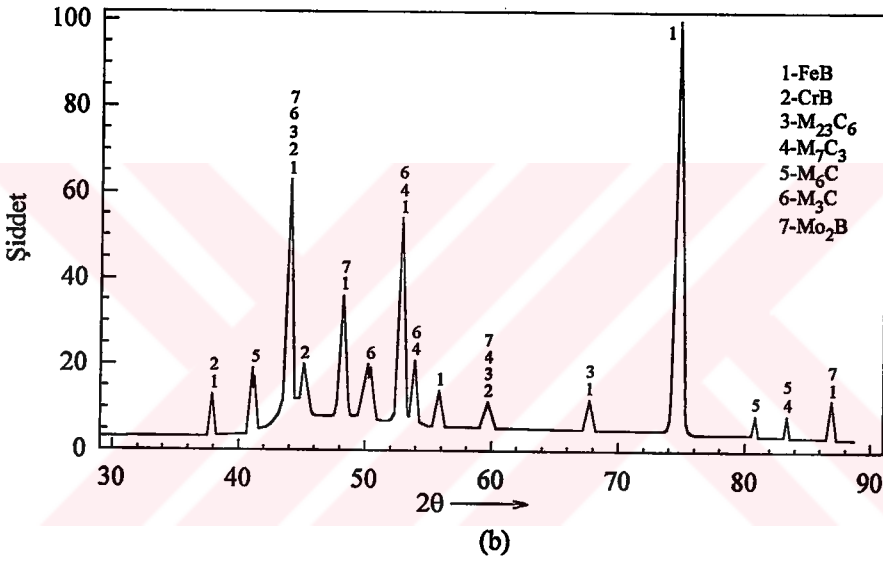
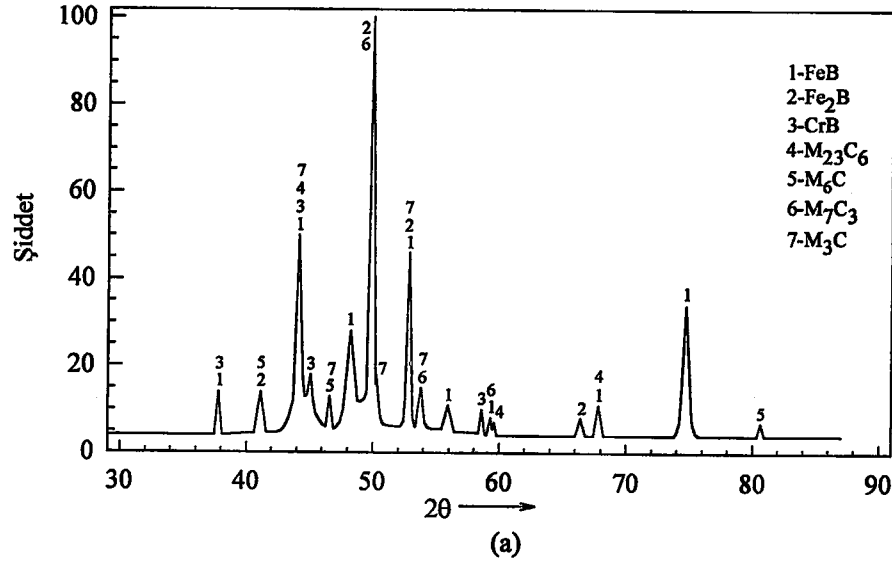
Şekil 4.56 Çeşitli sıcaklıklarda 2 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C, (b) 950 °C, (c) 1050 °C



Şekil 4.57 Çeşitli sıcaklıklarda 4 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C, (b) 950 °C, (c) 1050 °C

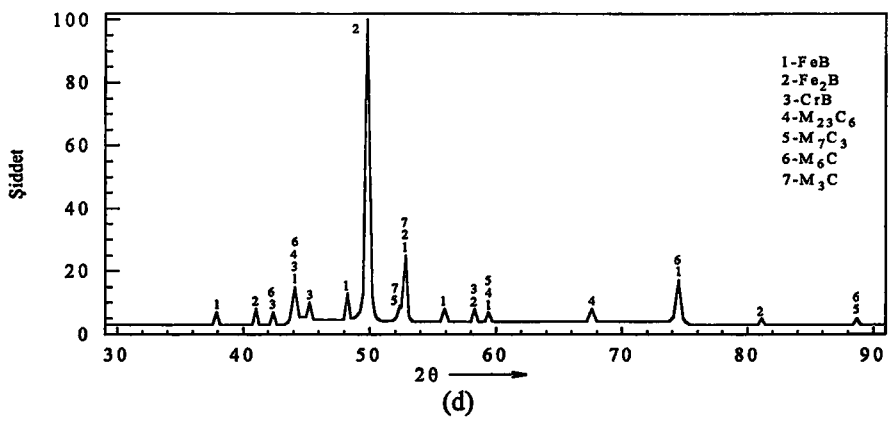
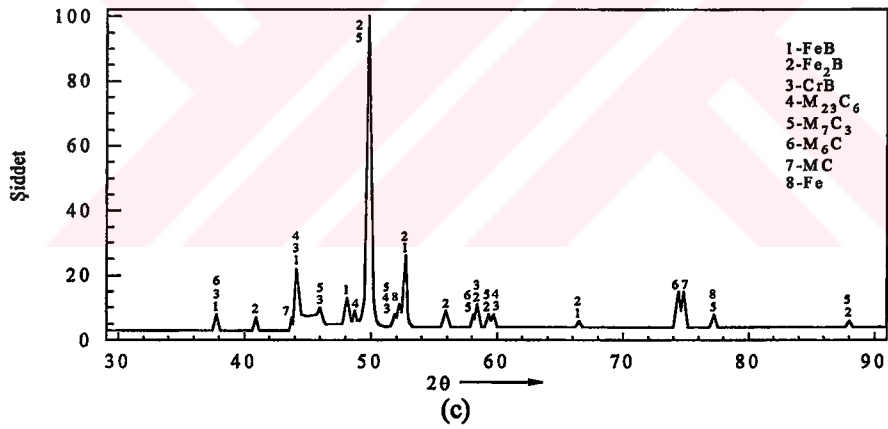
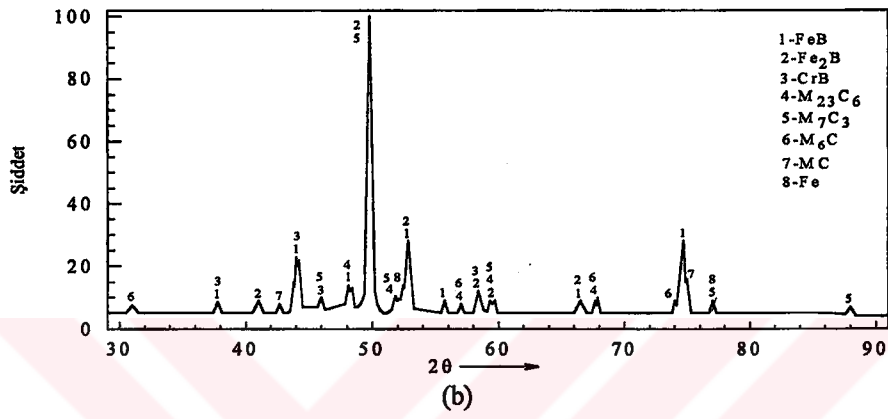
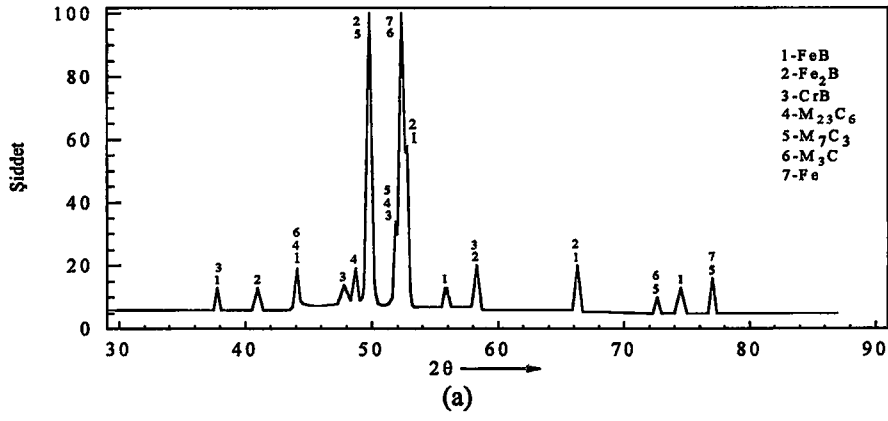


Şekil 4.58 Çeşitli sıcaklıklarda 6 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C, (b) 950 °C, (c) 1050 °C

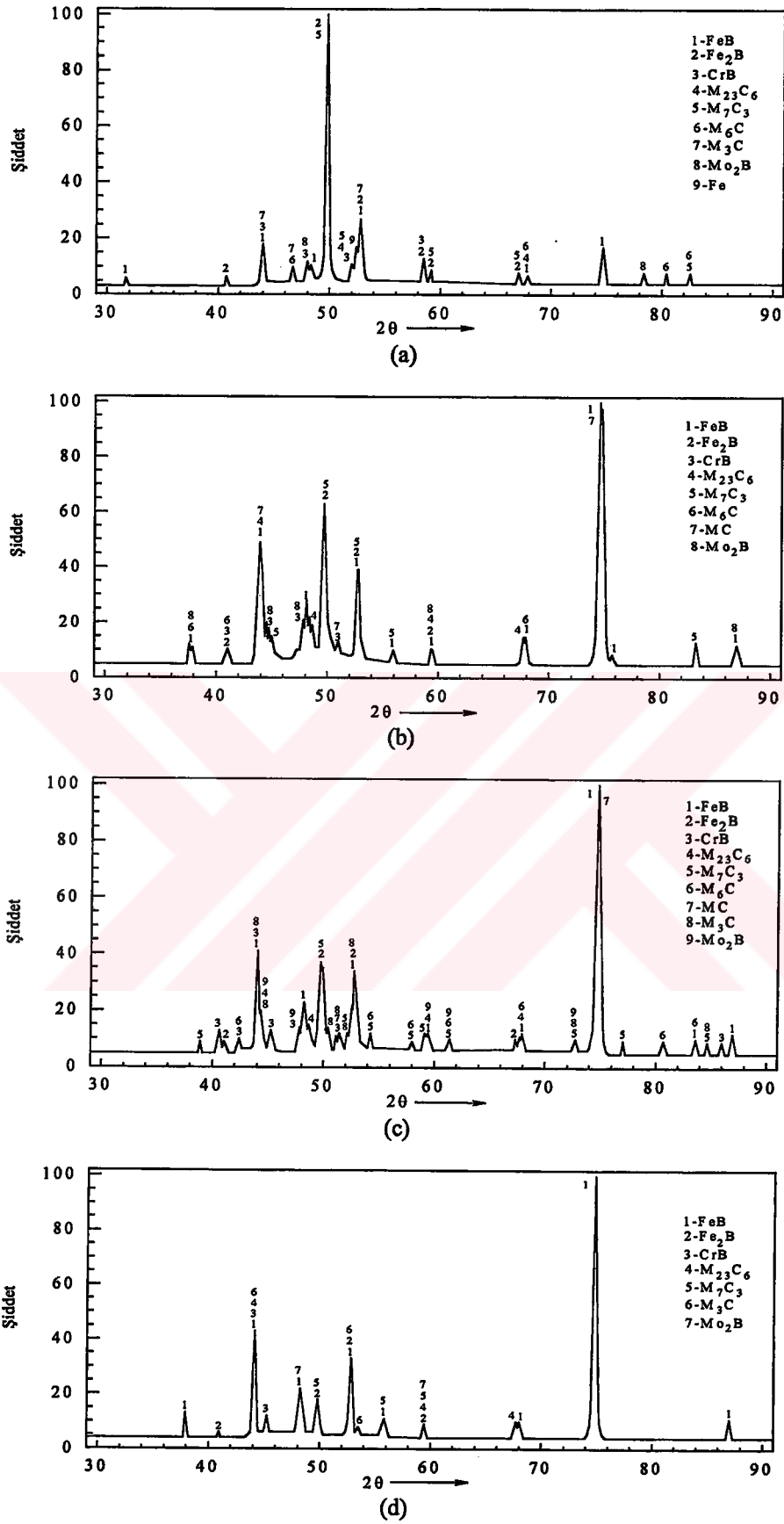


Şekil 4.59 Çeşitli sıcaklıklarda 8 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 850 °C, (b) 950 °C, (c) 1050 °C

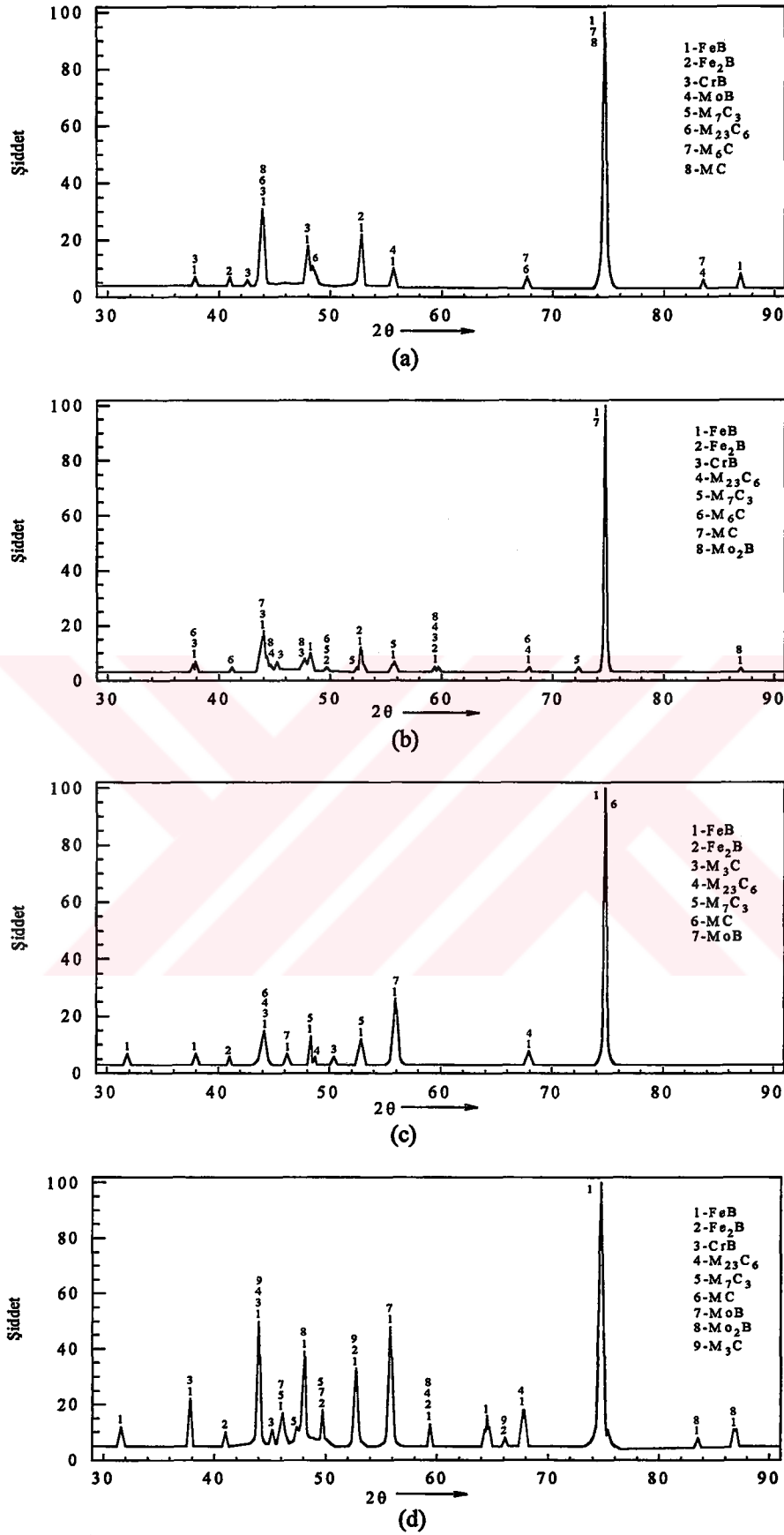




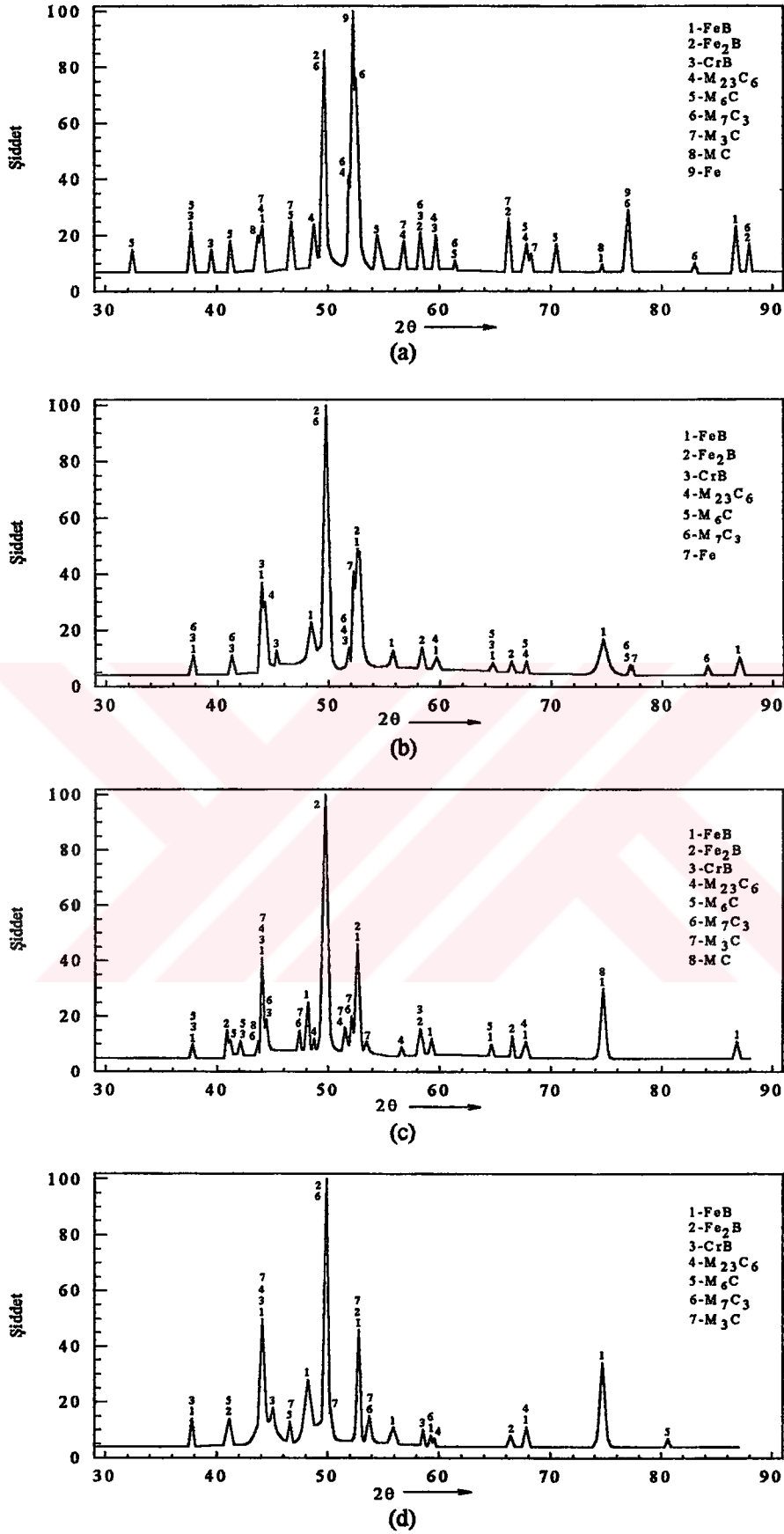
Şekil 4.60 850°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri:  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



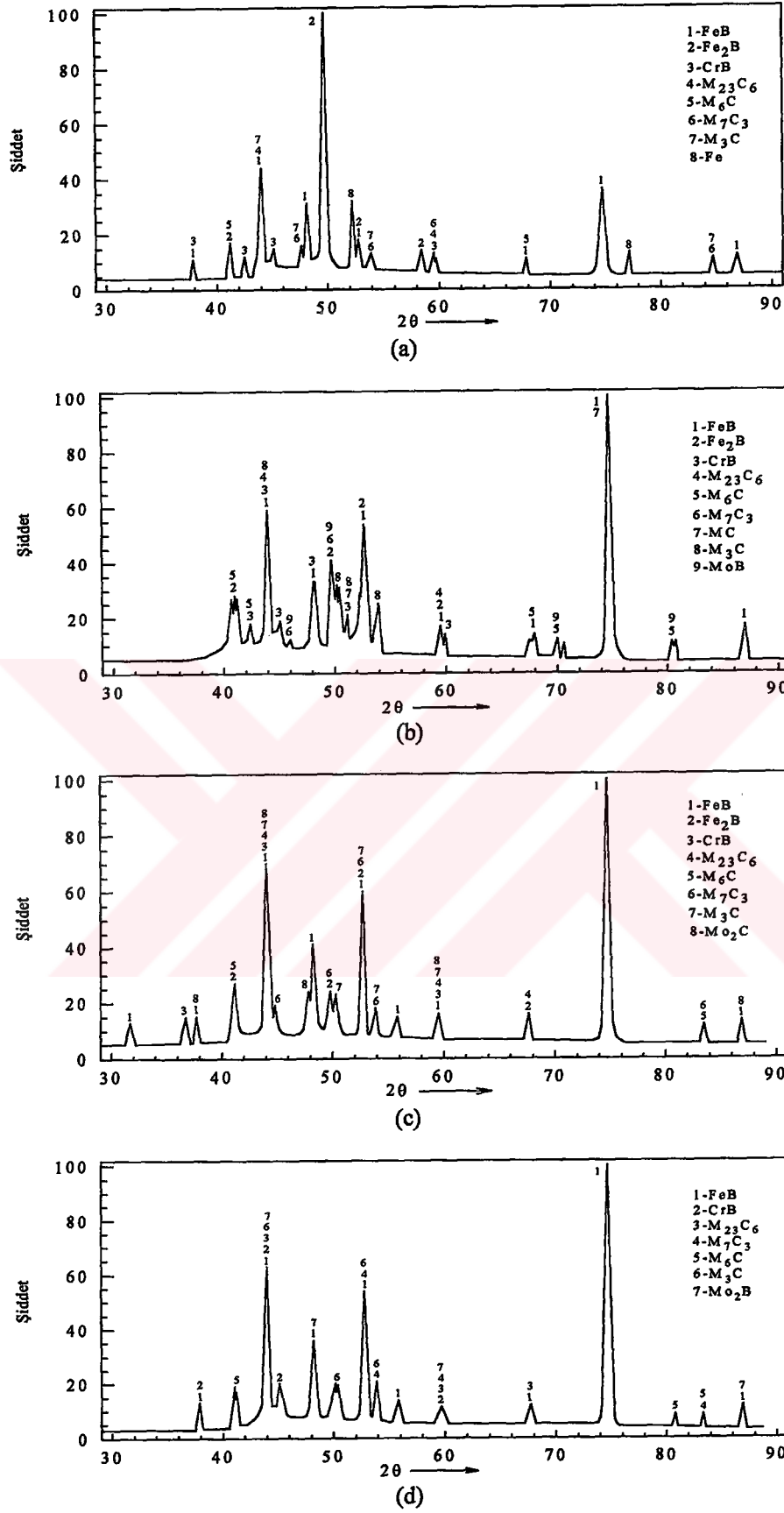
Şekil 4.61 950°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



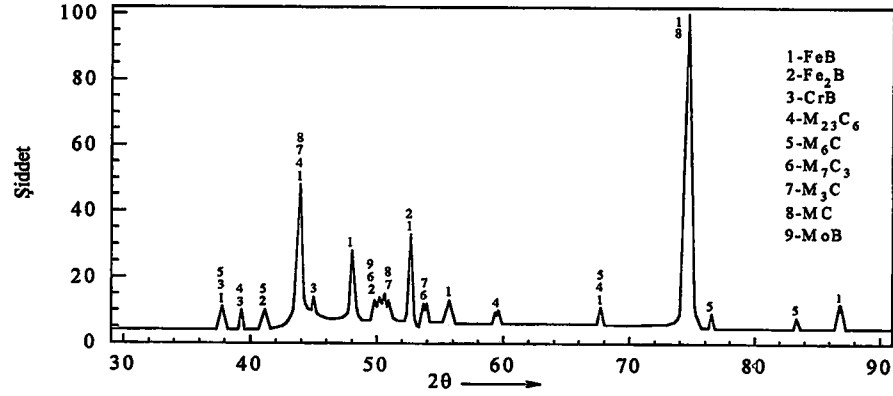
Şekil 4.62 1050°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



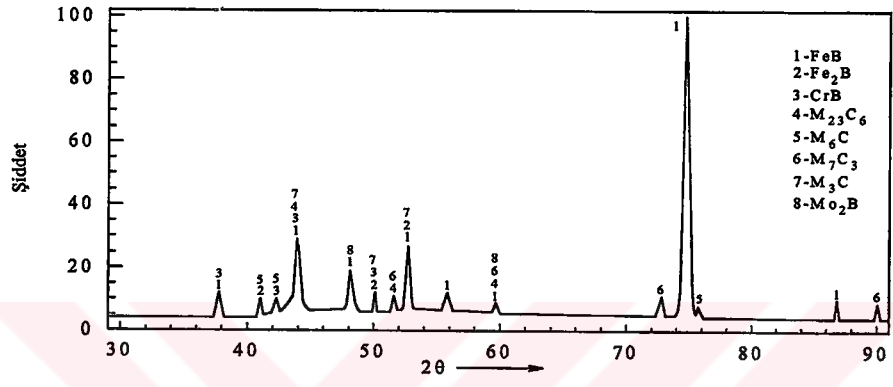
Şekil 4.63 850°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri: (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



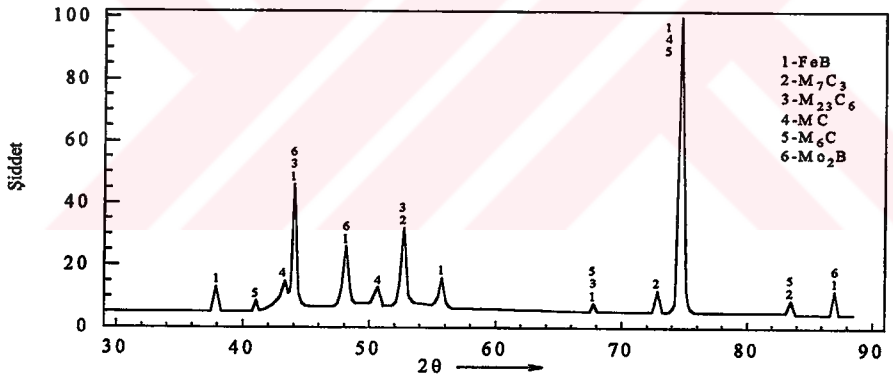
Şekil 4.64 950°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri:  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



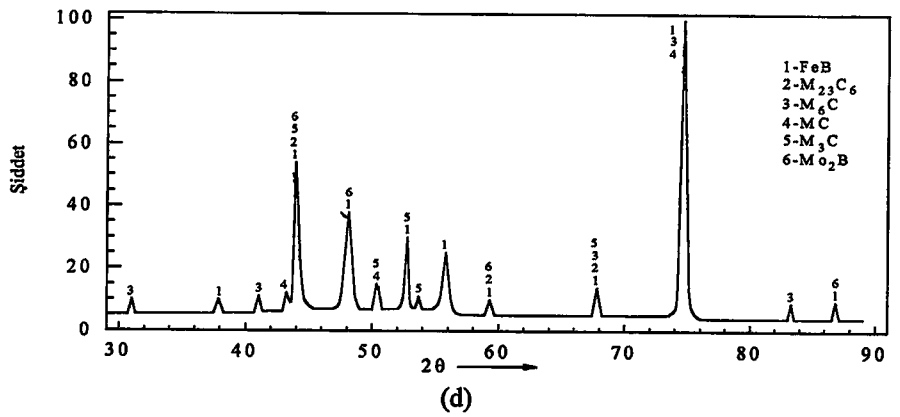
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 4.65 1050°C'de farklı sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin x-ışınları difraksiyon paternleri:  
(a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



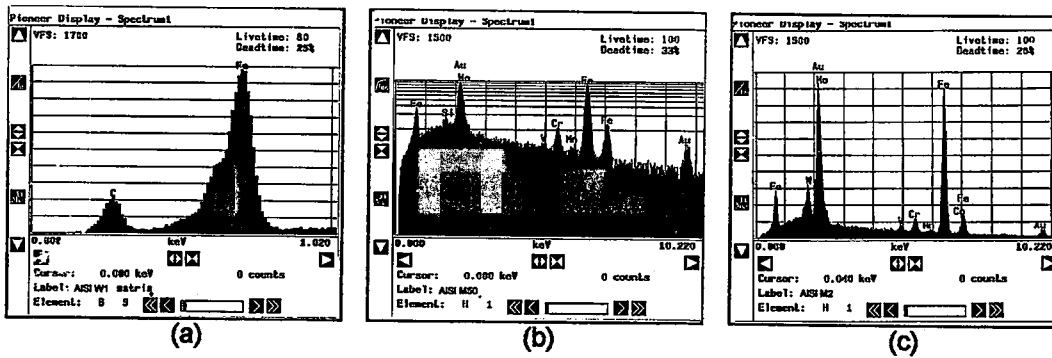
### 4.3 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemesi

Taramalı elektron mikroskobu ile AISI W1, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinin yüzeyinde oluşan kaplama tabakasının yapısı ve elementlerin tabaka içerisinde lineer dağılımları incelenmiş, geri saçılan elektronlara dayalı mikroyapı görüntüleri (SEM-BEI) ile fazların dağılımları belirlenmiş, bazı bölgelerin noktasal analizleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.66'da işlem görmemiş çelik numunelerinin SEM-EDS analizleri görülmektedir. Bu incelemelerde mikroyapı, optik mikroskop incelemelerinde de tesbit edildiği gibi; bileşim, sıcaklık ve süreye bağlı olarak morfolojik değişimler göstermektedir. Genel olarak, kaplama tabakasının dış yüzeyinin SEM-BEI mikroyapılarında koyu renkli olarak görülen FeB fazından ve iç kısımlarında daha açık renkli Fe<sub>2</sub>B fazından meydana geldiği görülmektedir. AISI W1 çeliğinde düşük sıcaklık ve kısa işlem sürelerinde (4 saate kadar) FeB fazı meydana gelmez iken, sıcaklık ve süre arttıkça FeB oluşumu da artmaktadır. Kolonsal bir büyüme gösteren borür tabakası, borlama süresince bu kolonların büyüüp birbirlerine dayanmaları sonucunda kompakt ve az veya orta karbonlu çeliklere nisbeten daha düzlemsel bir yapı sergiler. SEM-SEI görüntülerinde borür tabakasının üç farklı fazdan oluştuğu görülmektedir. Bunlardan en koyu tonda olan FeB fazı, bunun hemen altında olan orta koyuluktaki faz ise Fe<sub>2</sub>B fazıdır. Fe<sub>2</sub>B fazı ile matris arasını dolduran en açık tondaki fazın ne olduğu ise belirlenememiştir. Fakat Casadesus ve Gantois [120], AISI 1015 üzerinde yaptıkları çalışmada bu bölgenin Fe<sub>3</sub>(B,C) ve Fe<sub>23</sub>(B,C)<sub>6</sub> gibi karboborürlerden oluştuğunu belirtmişlerdir. Galibois ve arkadaşları [54] ise AISI 1095 çeliğinin borlanması sonucunda bu bölgede Fe<sub>3</sub>(Si,B) ve Fe<sub>3</sub>C fazlarının varlığını tesbit etmişlerdir.

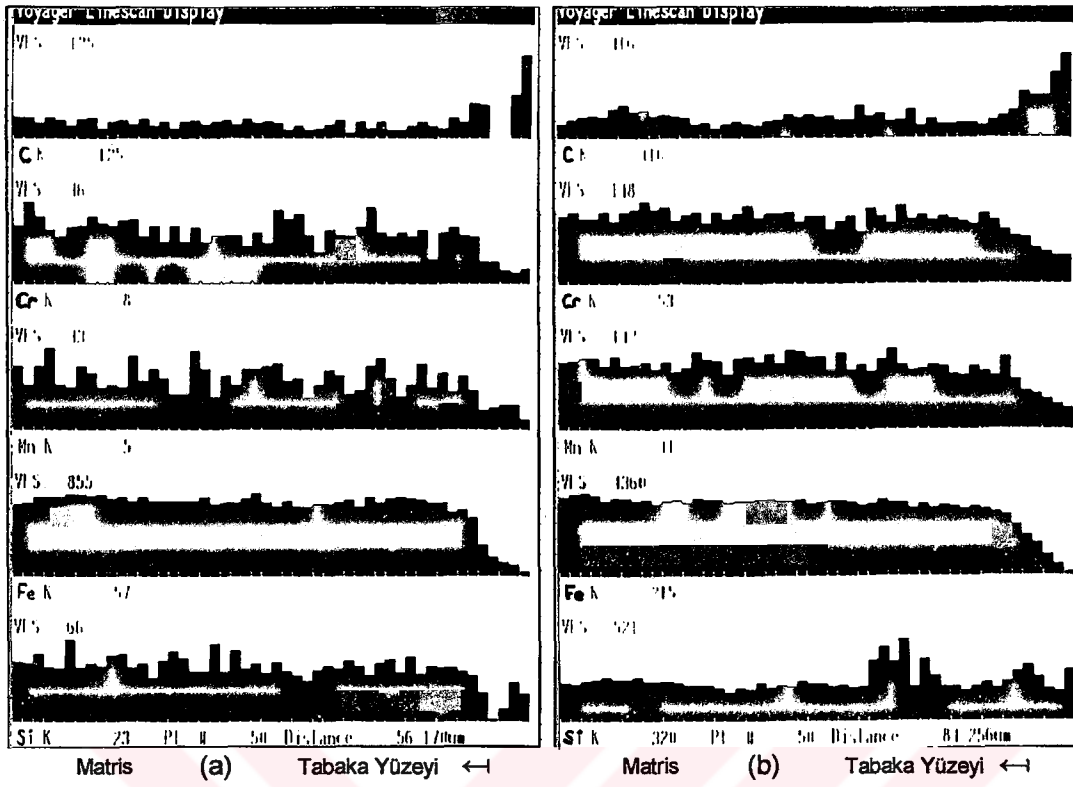
AISI M50 ve M2 çeliklerinde ise borür tabakası sıcaklık ve süreden bağımsız olarak iki borür fazından oluşmaktadır. Alaşım elementlerinin difüzyonu engellemesinden dolayı kompakt, düz fakat daha ince bir borür tabakası elde edilmiştir. Ancak, sıcaklık ve/veya süre artırıldığı zaman, FeB fazının artış gösterdiği ve yüzeye paralel kısmi çatlakların yer aldığı da görülmektedir. Yüksek hız çeliklerindeki primer karbürler, borlama süresince çözünmemişler ve borür tabakası içerisinde yer almışlardır. Bu karbürlerin, borür tabakasında yüzeyin hemen altında dahi var olmaları, borlama işleminin, bor atomlarının matris yüzeyinden içeriye doğru

yayınması yoluyla gerçekleştiğini göstermektedir. Kaplama tabakası yüzeyinden matrise doğru bir çizgi boyunca gerçekleştirilen elementer çizgisel analizlerin incelenmesi sonucunda, demirin kaplama tabakası boyunca konsantrasyon farkının matristen yüzeye doğru kademeli olarak azalma göstermesi  $Fe_2B$  ve  $FeB$  fazlarının varlığını doğrulamaktadır. Şekil 4.67- 4.75'de borür tabakasından matrise doğru gerçekleştirilmiş elementer çizgisel analiz sonuçları görülmektedir.

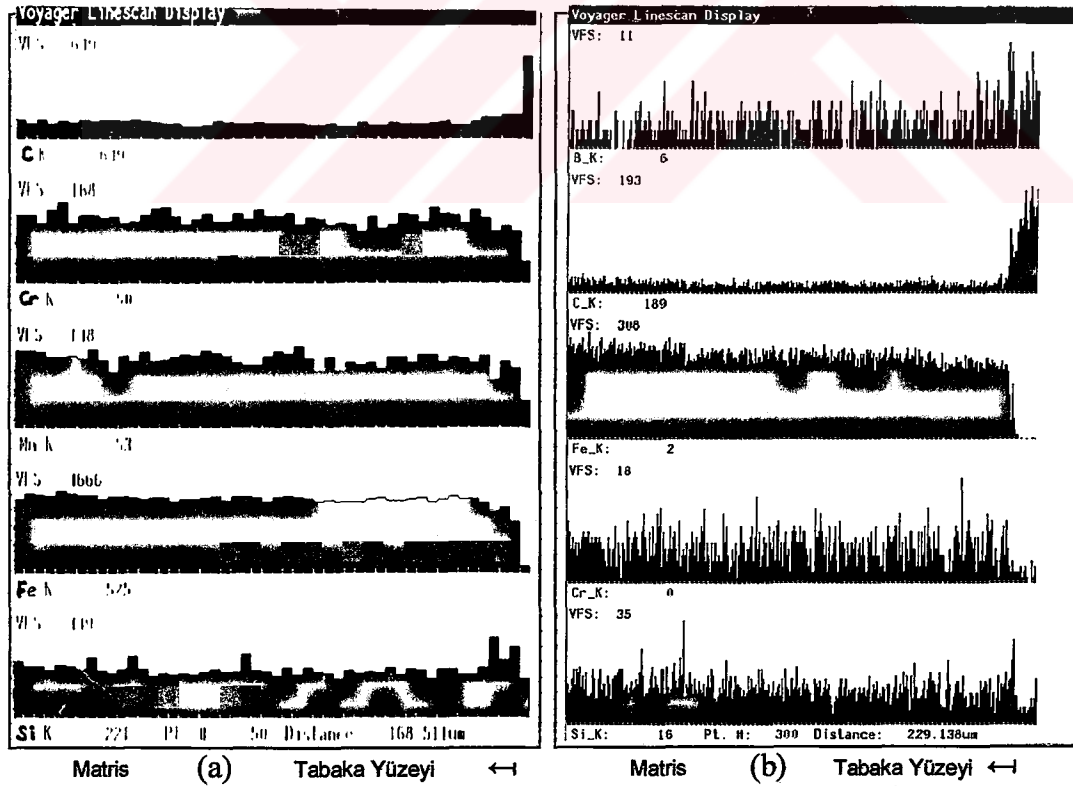
Çizgisel elementer analiz sonuçları, karbon ve silisyumun matrise doğru ötelendiğini; molibden, vanadyum ve tungstenin dağılımlarında belirgin bir değişim olmadığını göstermektedir. Çizgisel analiz hattının karbür partiküllerinin üzerine geldiği noktalarda karbür yapıcı elementlerin pik şiddetlerinde artış görülmekte, poroziteye veya çatlığa gelmesi durumunda da bütün elementlerin pik şiddetlerinde düşüş olmaktadır. X-ışınları difraksiyon analizinde tesbit edilmiş olan kromborür ve molibdenborürler borür tabakası içerisinde katı eriyik halindedir. Şen [13], yaptığı çalışmada, krom ve molibdenin kaplama tabakasının içerisinde yer aldığını x-ışınları haritalarında tesbit ettiğini belirtmektedir. Kastner [98]'in araştırmalarında da görüldüğü gibi lineer elementer analiz eğrilerinde kromun kaplama tabakasının yüzeyine doğru azalma gösterdiği görülmektedir. Mangan homojen bir dağılım sergilerken silisyum kaplama/matris arayüzeyinde ani olarak artış göstermektedir. Elde edilen sonuçların, literatürle uyum içerisinde olduğu görülmektedir [10,13,19,53-59]. Şekil 4.76 ve 4.77'de borlanmış AISI M50 ve M2 bünyesindeki çözünmemiş karbür partiküllerinin EDS noktasal analizleri ile bu karbürlerin mikrografları görülmektedir.



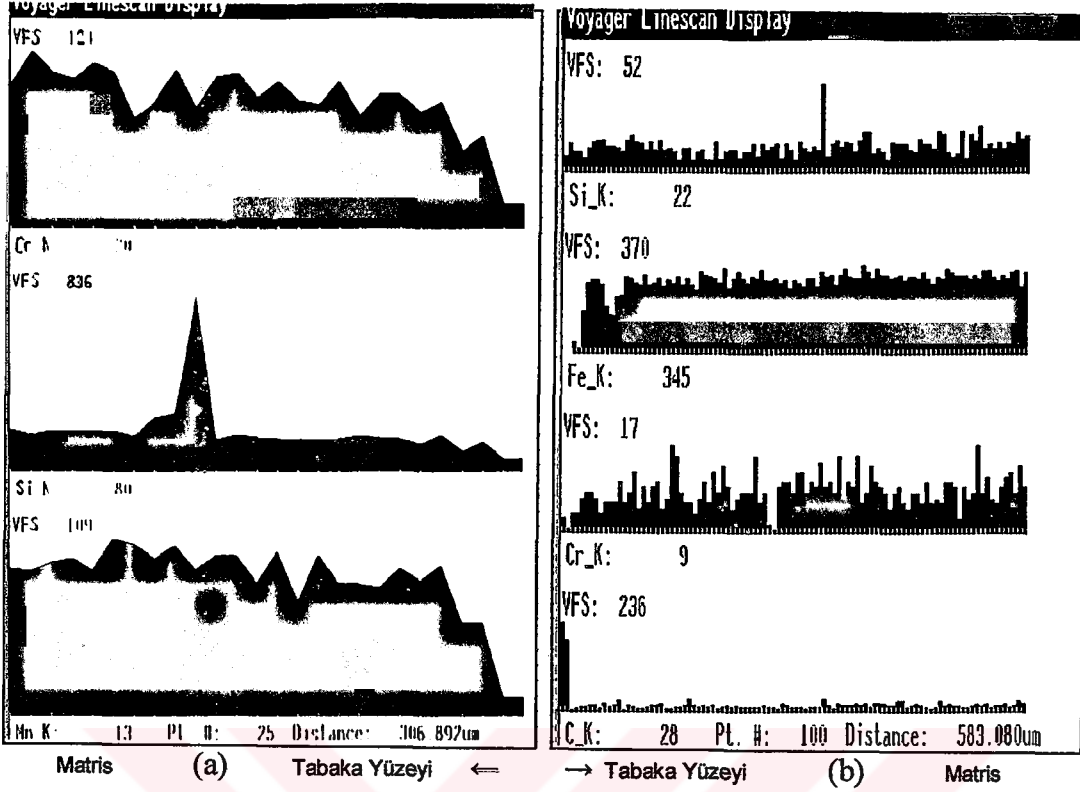
Şekil 4.66 İşlem görmemiş çelik numunelerin SEM-EDS analizleri: a) AISI W1, b) AISI M50, c) AISI M2



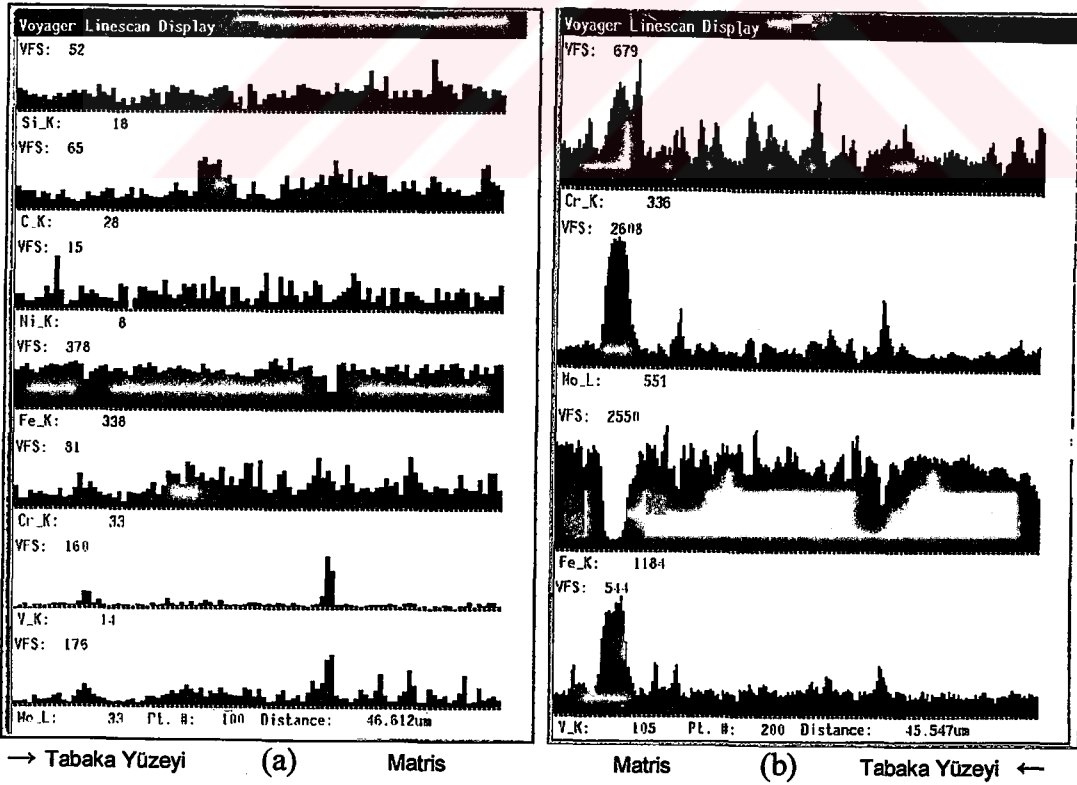
Şekil.4.67 850°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 6 saat



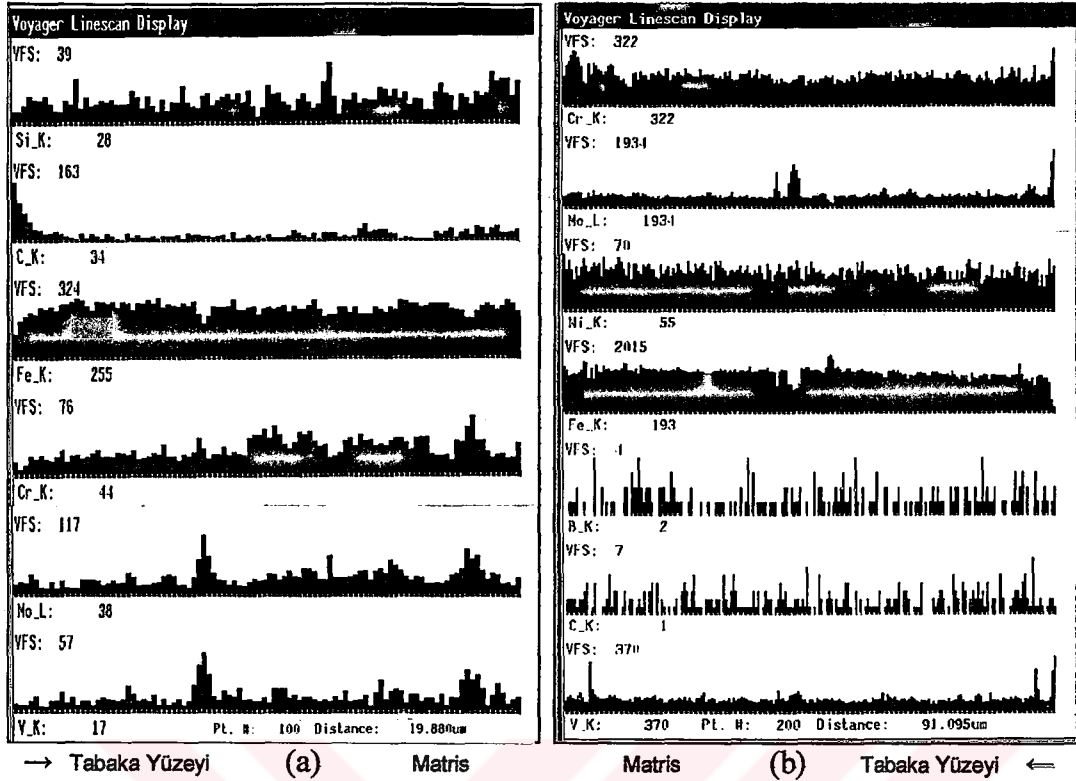
Şekil.4.68 950°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 6 saat



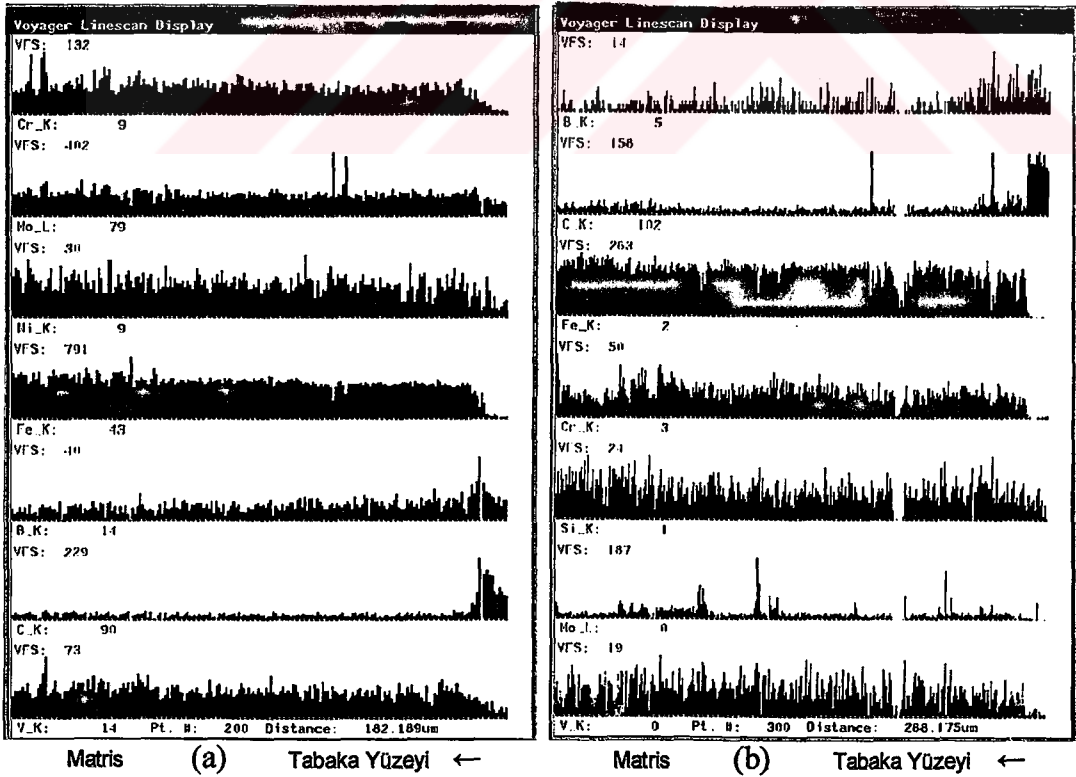
Şekil.4.69 1050°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI W1 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 8 saat



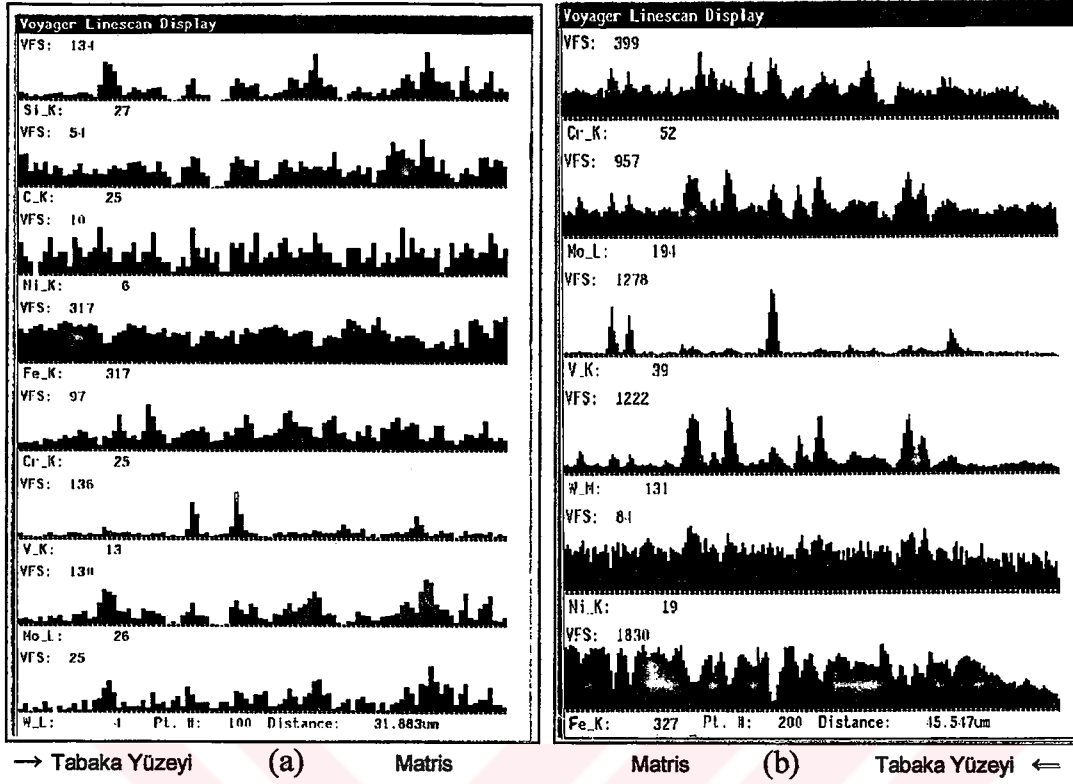
Şekil.4.70 850°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 8 saat



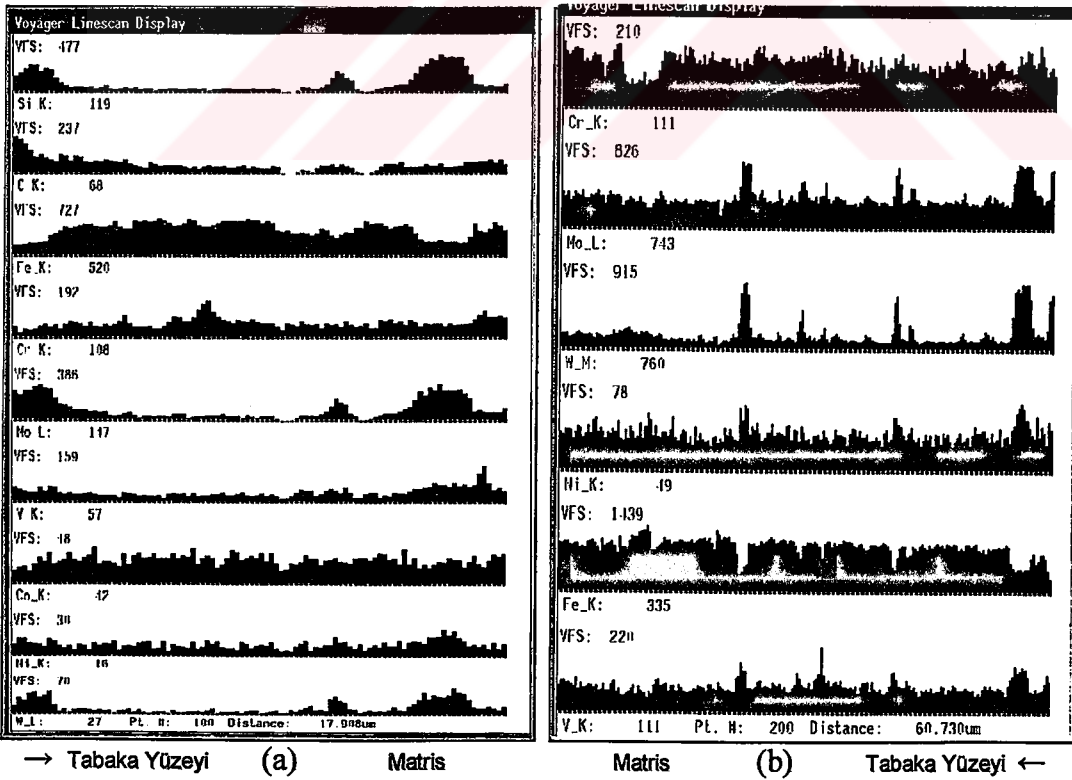
Şekil.4.71 950°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 8 saat



Şekil.4.72 1050°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M50 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 8 saat

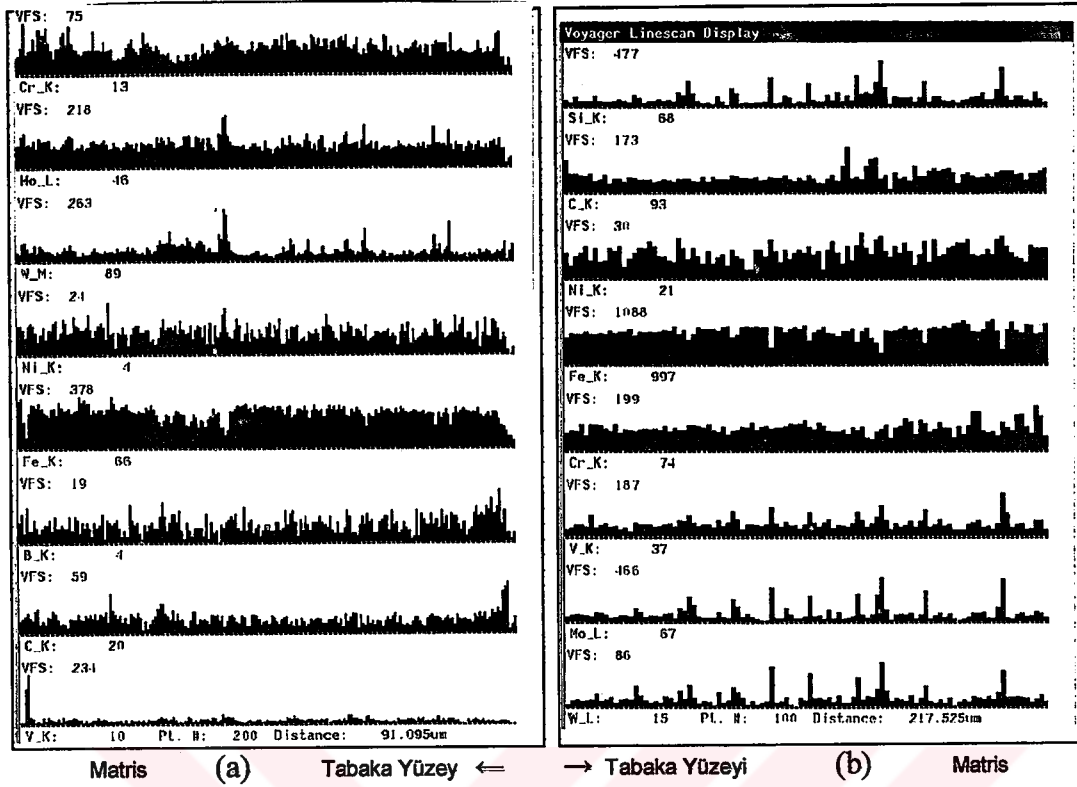


Şekil.4.73 850°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 8 saat

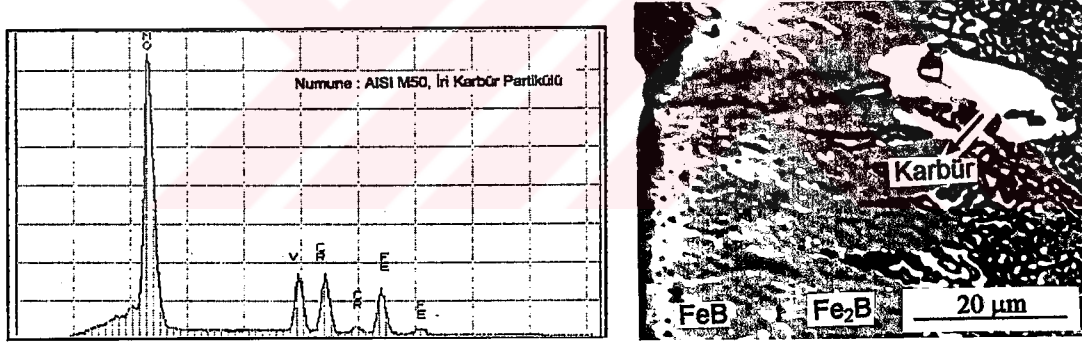


Şekil.4.74 950°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 8 saat

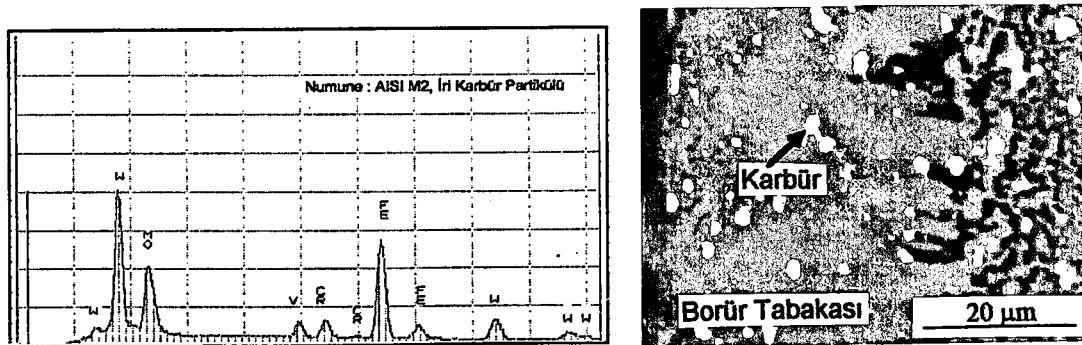




Şekil.4.75 1050°C'de çeşitli sürelerde borlanmış AISI M2 çeliğinin elementer çizgisel analizleri a) 4 saat, b) 8 saat



Şekil.4.76 950°C'de 4 saat süreyle borlanmış AISI M50 çeliğindeki karbür partiküllerinin EDS elementer noktasal analizi ve bu partikülü gösteren SEM-BEI mikrofrafı



Şekil.4.77 950°C'de 4 saat süreyle borlanmış AISI M2 çeliğindeki karbür partiküllerinin EDS elementer noktasal analizi ve bu partikülü gösteren SEM-BEI mikrofrafı

Bu karbür partiküllerin spektral analizinde ağırlıkça AISI M50 çeliğinde %6.7Cr, %6.8V, %45.4Mo ve %41.1Fe; AISI M2 çeliğinde ise %3.8Cr, %3.3V, %27.5Mo, %35.4W ve %30Fe olduğu tesbit edilmiştir.

#### 4.4 Sertlik Ölçümleri

Sertlik ölçümleri, borlanan malzemenin yüzey sertliği, kırılma tokluğu ve aşınma gibi mekanik özelliklerine etkisinin ortaya çıkarılması açısından önemlidir. Sertlik ölçümleri, borlanmış numune yüzeyine dik doğrultuda ilerleyerek, giderek artan yüklerde ya da borür tabakasının büyüme yönüne dik doğrultuda sabit yük kullanılarak gerçekleştirilmektedir. Ancak, kesit yüzeyinden matrise doğru yapılan sertlik ölçümlerinde numune yüzeylerinin metalografik olarak hazırlanması gerekmektedir [31,35]. Borlanan her üç çelik numunenin kesit yüzeyinden itibaren belirli bir derinliğe kadar, tabaka kalınlığına bağlı olarak 50 veya 100 gr yük altında sertlik ölçümleri yapılarak borür tabakası, geçiş zonu ve matris bölgelerinin sertliği ile numune yüzeyine dik doğrultudaki yüzey sertlikleri tespit edilmiştir. Hem numune kesit yüzeyinden matrise doğru yapılan sıra sertlik ölçümleri, hem de yüzeye dik doğrultudaki yüzey sertlik ölçümleri, 3 farklı ölçümün ortalama değerleri ve standart sapmaları alınarak tespit edilmiştir. Tabaka kalınlığının sıra sertlik ölçümüne izin vermeyecek derecede ince olduğu durumlarda ölçümler düzgün doğrusal bir çizgi üzerinde değil, zikzaklar çizerek bir zon üzerinde ölçülmüştür. Farklı sıcaklık ve sürelerde borlanan her çelik numune için, yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak belirlenen sertlik değerleri Tablo 4.4- 4.12’de verilmektedir.

Ölçülen sertlik değerlerine bakıldığında seramik karaktere sahip borür fazlarından oluşan kaplama tabakasında en yüksek değere ulaştığı, daha sonra geçiş zonunda bir düşüşe geçerek matris sertliğine düştüğü görülmektedir. Sertlik değerlerindeki artış borlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak değişmektedir. Kısa süre ve düşük sıcaklıklarda elde edilen değerler daha az iken, sıcaklık ve süre arttıkça sertlik artmıştır. Yüksek hız çeliklerinde 850°C’de 6 saate kadar sürelerde gerçekleştirilen borlama işlemlerinde elde edilen borür tabakaları oldukça ince olduğundan, tabaka üzerinden sağlıklı bir sertlik ölçümü gerçekleştirilememiştir. Çelik bileşimine bağlı

olarak borür tabakası ve matrisin sertlik değerlerinde farklılıklar gözlenmiştir (Şekil 4.78-4.83). 1050°C'de 8 saat süreyle borlanmış AISI W1 çeliğinde hem porozite oldukça arttığından, hem de tabakada boylamasına çatlaklar oluştuğundan sertlik değerleri daha düşük çıkmıştır.

Borür tabakasının sertliği, malzemenin bünyesinde yer alan alaşım elementlerinin miktarına bağlı olarak değişmektedir. Bu elementlerden krom, sertliği artırmakta, nikel ise borür tabakasının sertliğinde bir miktar düşüşe sebep olmaktadır (Bkz. Şekil 2.17 ve 2.18) [55,59]. Aynı cins borür tabakasında, sertlikte meydana gelen bazı farklılıkların sebebi, muhtemelen borürlere ait elastik-plastik parametreler arasındaki farklılıktan kaynaklandığı düşünülmektedir. Çünkü, her bir borürün farklı elastik-plastik davranış göstermesi muhtemel olduğu gibi, oryantasyon farklılığı ve tabakanın porozite içermesi de mekanik özellikleri etkilemektedir [75,85,90]. Bu yüzden sertlik ölçümlerinde Vickers ucunun hangi faz üzerine düşürüldüğü net bir şekilde tespit edilemediğinden yüzeyden aynı mesafedeki farklı noktaların sertlik değerleri arasında fark olabilmektedir. Elde edilen sertlik değerlerinde kolonların hemen bitiminde matrise doğru gidildikçe önemli ölçüde azalma görülmesine rağmen, bu değerler orijinal malzeme sertliğinden daha yüksektir. Bu durum, bor atomlarının matrise doğru difüze olmaları ve katı çözelti sertleşmesi sebebiyle sertliğin artmasından kaynaklanmaktadır.

Tablo 4.4 850 °C 'de borlanan AISI W1 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )				
	Borlama Süresi (saat)				
	1	2	4	6	8
Yüzeye Dik Sertlik	1314	1766	1771	1809	1995
10	278	1580	1636	1534	1714
20				1396	1748
30	232	297	1600	1291	1717
40				900	1547
50	244	275	294	412	1555
60				293	1548
70	232	261	259	247	1120
80		259	277		501
90					314
Orjinal Malzeme	294				

Tablo 4.5 950 °C 'de borlanan AISI W1 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )				
	Borlama Süresi (saat)				
	1	2	4	6	8
Yüze Dik Sertlik	1695	1690	1708	1757	1798
10	1651	1636	1640	1682	1814
20	1626				
30	537	1673	1780		1721
40	281			1694	
50	307	1275	1710		1791
70		319	1729	1637	1768
90		277	1498		1758
110			1254	1627	1605
130			333	1049	1603
150			273	331	1450
170				294	1287
190					1087
210					424
230					229
250					236
Orjinal Malzeme	294				

Tablo 4.6 1050 °C 'de borlanan AISI W1 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )			
	Borlama Süresi (saat)			
	2	4	6	8
Yüze Dik Sertlik	1692	1711	1682	1650
10	1625	1671	1659	1490
30	1590	1616		
40			1648	1484
50	1616	1629		
70	1606	1642	1631	1574
100	1538	1618	1695	1494
130	1274	1534	1631	1559
160	839	1544	1628	1544
190	296	1397	1657	1606
220	318	1175	1675	1464
250		371	1697	1497
280		352	1614	1519
310			1046	1336
340			605	1341
370			289	625
400			312	465
430				362
Orjinal malzeme	294			

Tablo 4.7 850 °C 'de borlanan AISI M50 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )			
	Borlama Süresi (saat)			
	2	4	6	8
Yüzeye Dik Sertlik	1655	1685	1796	2301
10	227	862	950	2048
20	208			703
30	208	374	366	381
40	199			374
50	198	354	369	
70		369	365	
Orjinal Malzeme	297			

Tablo 4.8 950 °C 'de borlanan AISI M50 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )				
	Borlama Süresi (saat)				
	1	2	4	6	8
Yüzeye Dik Sertlik	2272	2440	2121	2070	1806
10	1677	1680	1632	1721	1717
20	673	706	1382	1675	1690
30	431	416	1299	1381	1577
50	420	380	604	1144	1317
70		391	436	611	872
90		396	460	423	380
110			439	442	390
Orjinal Malzeme	297				

Tablo 4.9 1050 °C 'de borlanan AISI M50 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )			
	Borlama Süresi (saat)			
	2	4	6	8
Yüzeye Dik Sertlik	1859	1904	1885	1789
10	1633	1698	1827	1767
30	1654	1711	1789	
50	1383	1648	1735	1674
70	609	1625	1655	
90	490	1299	1642	1627
110	480	644	1625	1524
130		529	1678	1489
160		509	556	1470
180			560	704
200				577
230				563
Orjinal Malzeme	297			

Tablo 4.10 850 °C 'de borlanan AISI M2 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )			
	Borlama Süresi (saat)			
	2	4	6	8
Yüzeye Dik Sertlik	1976	2097	2170	2362
10	266	452	531	1776
20	244			962
30	231	348	539	478
40	226			476
50	226	367	544	482
70		446	545	
Orjinal Malzeme	237			

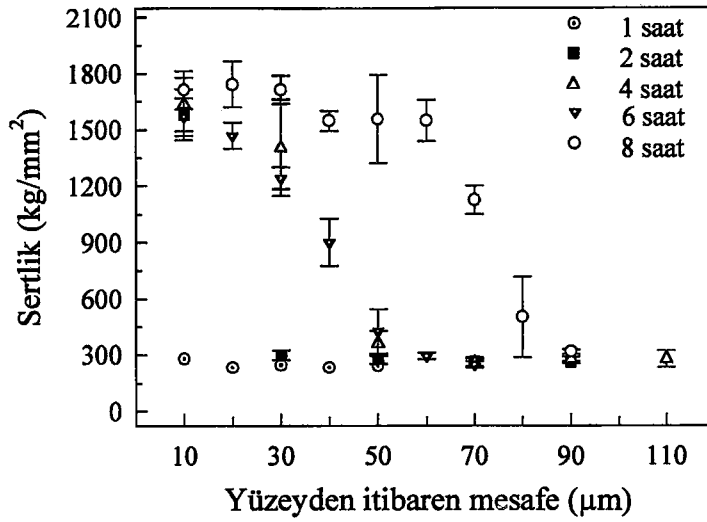
Tablo 4.11 950 °C 'de borlanan AISI M2 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )				
	Borlama Süresi (saat)				
	1	2	4	6	8
Yüzeye Dik Sertlik	2282	2281	2125	2220	2497
10	1457	1610	1641	1690	1593
20	581	1156		1733	1626
30	504	559	772	1034	1638
40	600	531	620	532	1441
50		546	630	616	838
70		556	640	572	561
90		570		572	592
Orjinal Malzeme	237				

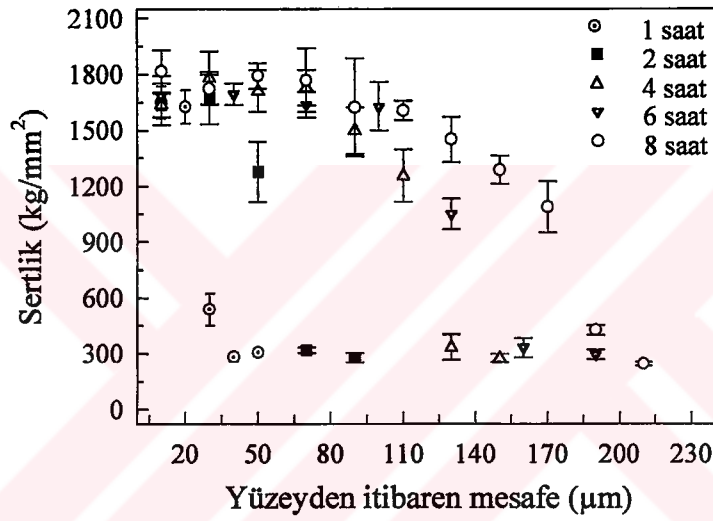
Tablo 4.12 1050 °C 'de borlanan AISI M2 çeliğinin borlama süresine bağlı olarak yüzeyden itibaren sertlik değerleri

Yüzeyden İtibaren Mesafe ( $\mu\text{m}$ )	Sertlik (HV) ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ )			
	Borlama Süresi (saat)			
	2	4	6	8
Yüzeye Dik Sertlik	2316	2008	2115	1812
10	1912	1755	1878	1739
30	1628	1773	1806	1731
50	821	1326	1672	1730
70	621	692	1489	1662
90	646	573	1495	1537
110		597	768	1515
130		625	650	1507
160			712	1279
190				1141
220				900
250				628
280				688
Orjinal Malzeme	237			

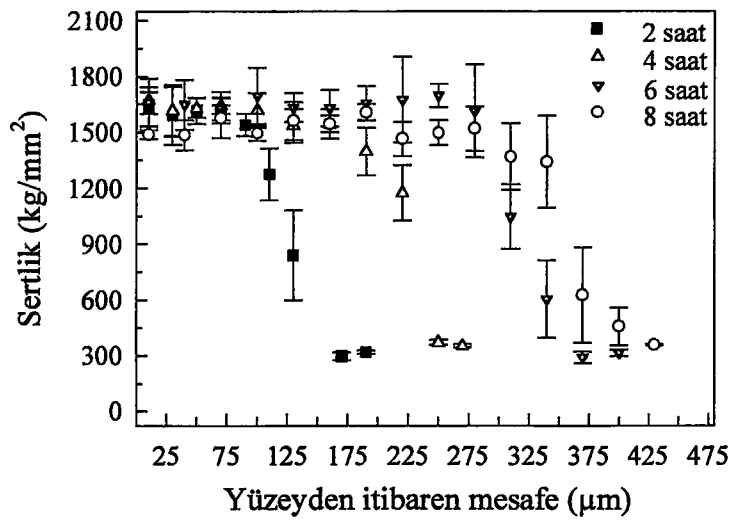




(a)

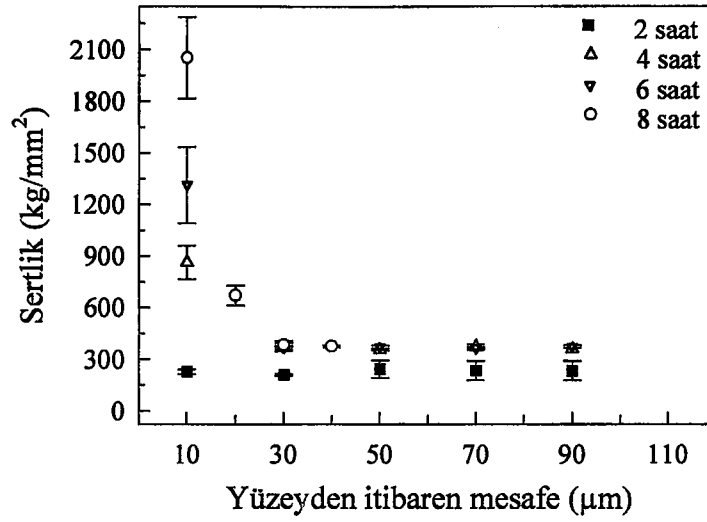


(b)

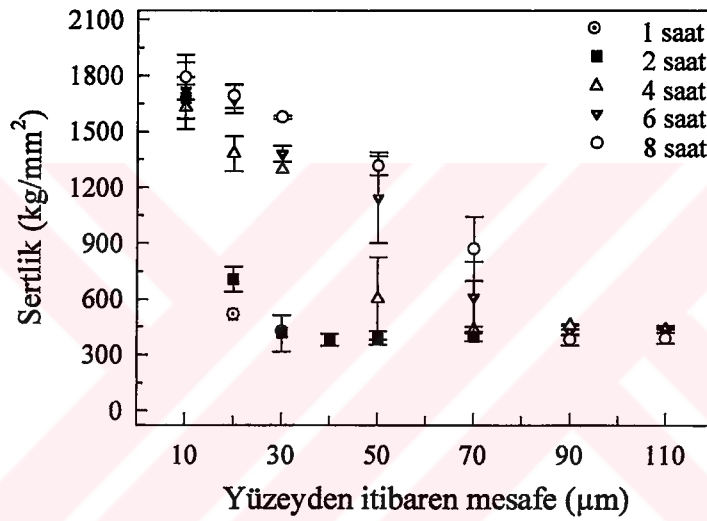


(c)

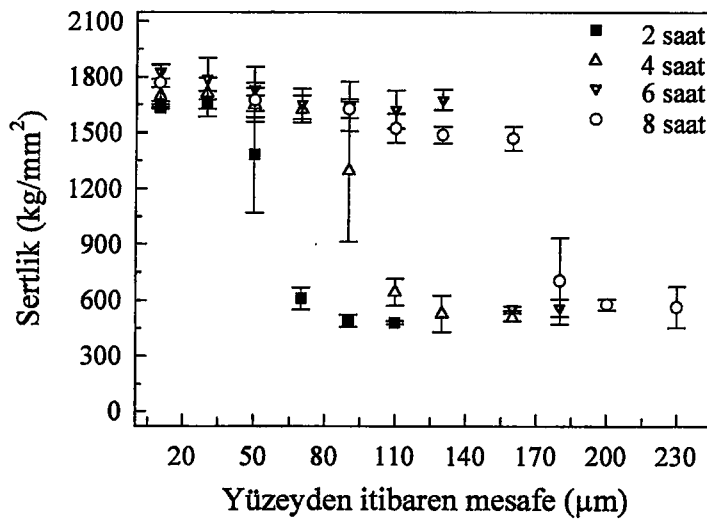
Şekil 4.78 Farklı sıcaklık ve sürelerde borlanan AISI W1 çeliğinin yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı, (a) 850°C, (b) 950 °C, (c) 1050°C



(a)

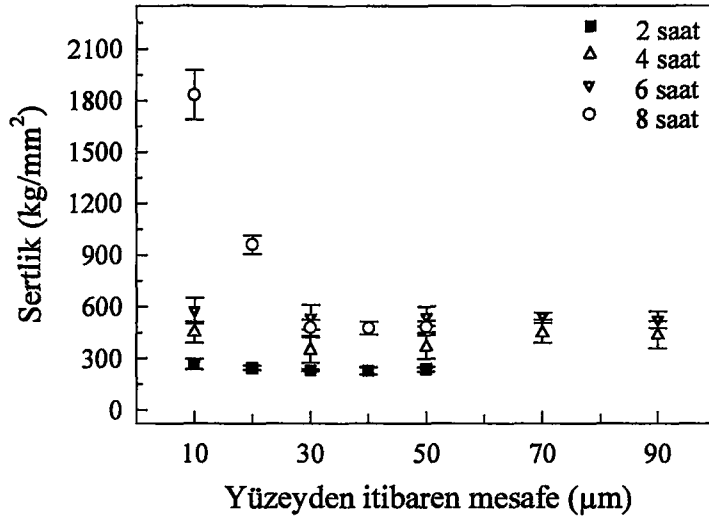


(b)

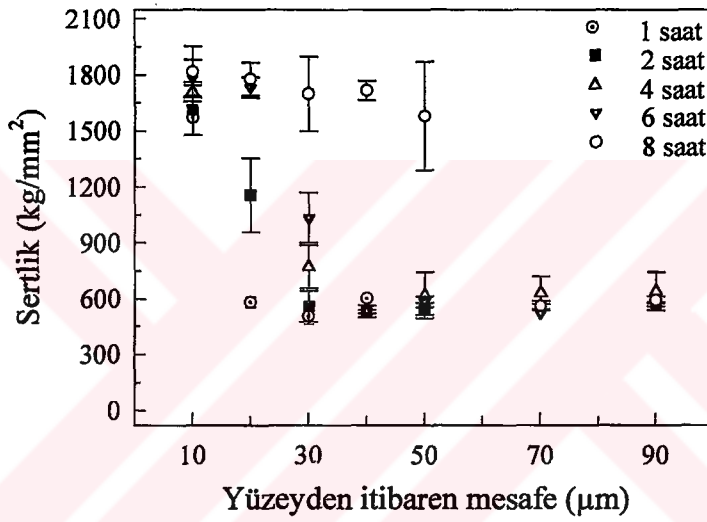


(c)

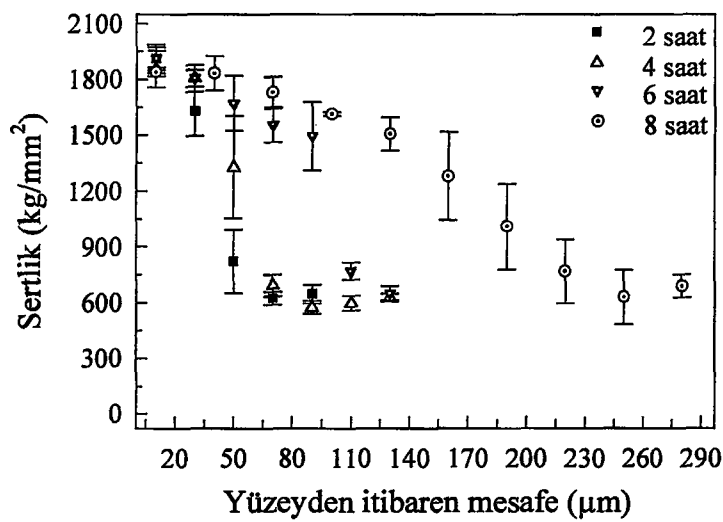
Şekil 4.79 Farklı sıcaklık ve sürelerde borlanan AISI M50 çeliğinin yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı, (a) 850°C, (b) 950 °C, (c) 1050°C



(a)

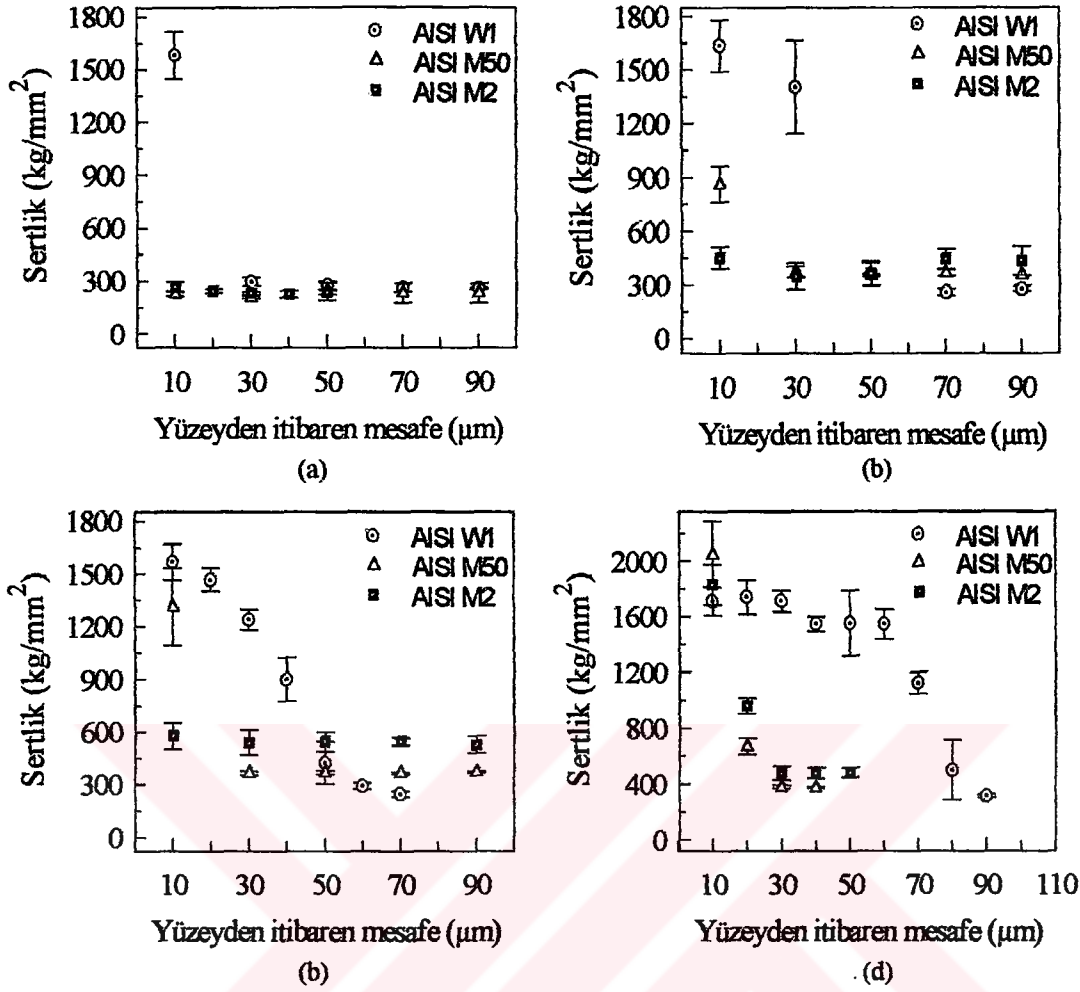


(b)

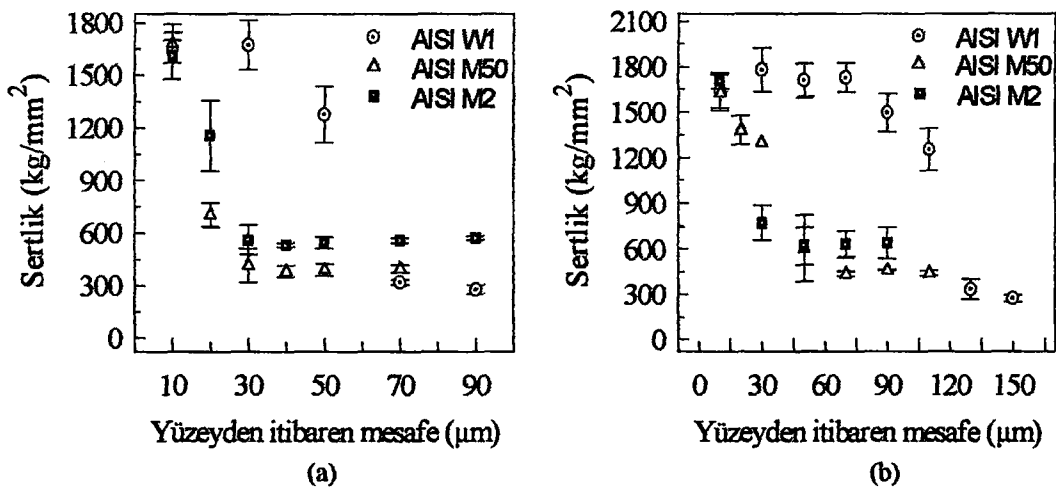


(c)

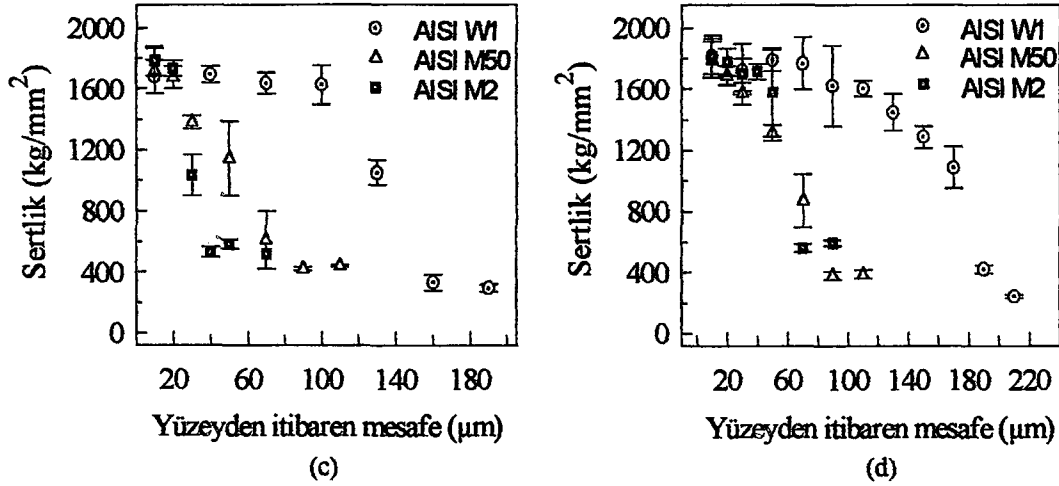
Şekil 4.80 Farklı sıcaklık ve sürelerde borlanan AISI M2 çeliğinin yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı, (a) 850°C, (b) 950 °C, (c) 1050°C



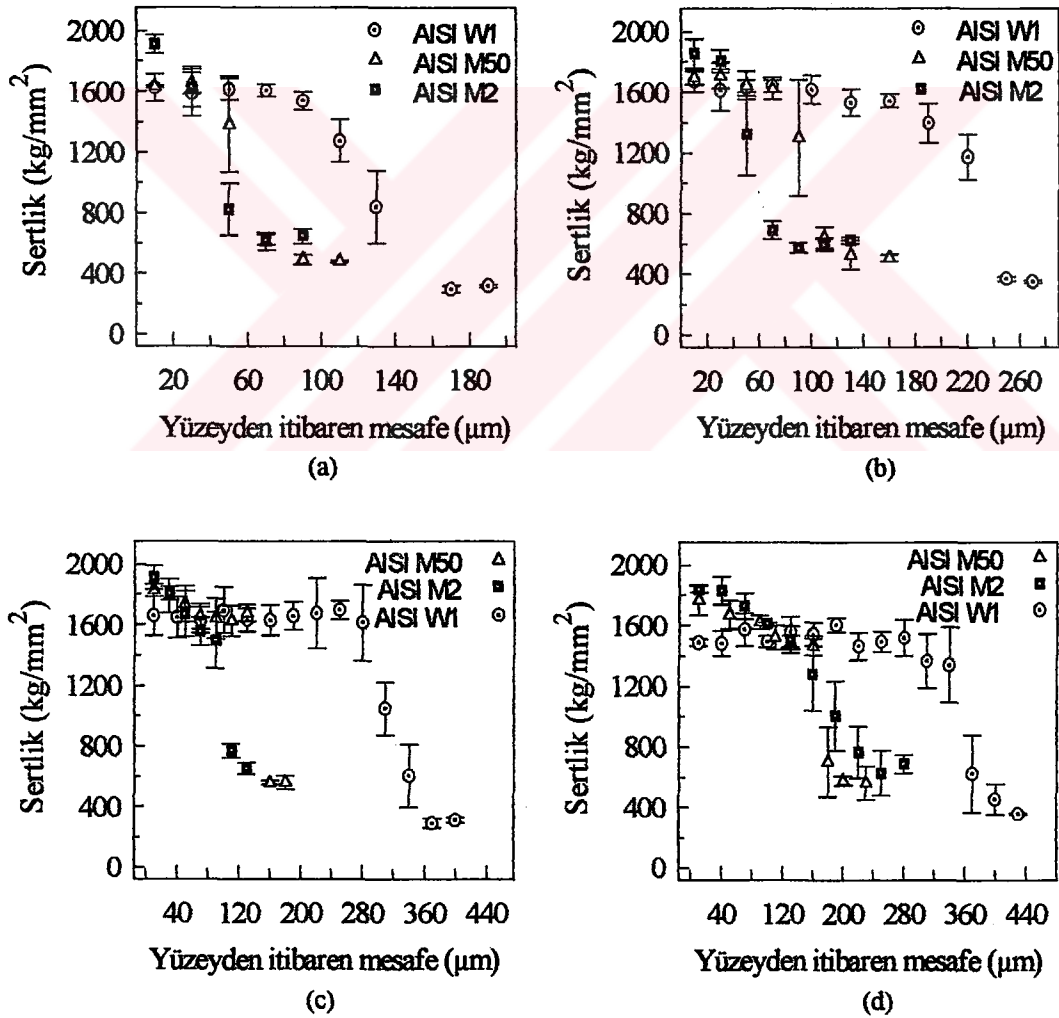
Şekil.4.81 Farklı sürelerde 850°C'de borlanmış çeliklerde yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertliğin dağılımı (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat



Şekil.4.82 Farklı sürelerde 950°C'de borlanmış çeliklerde yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertliğin dağılımı (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat

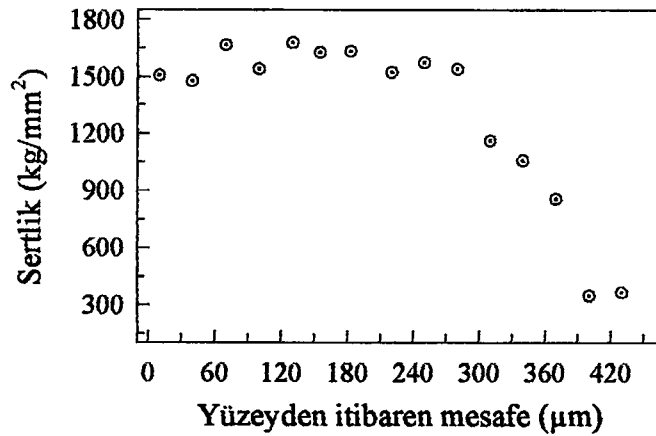


Şekil.4.82 (devamı) Farklı sürelerde 950°C'de borlanmış çeliklerde yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertliğin dağılımı (c) 6 saat, (d) 8 saat



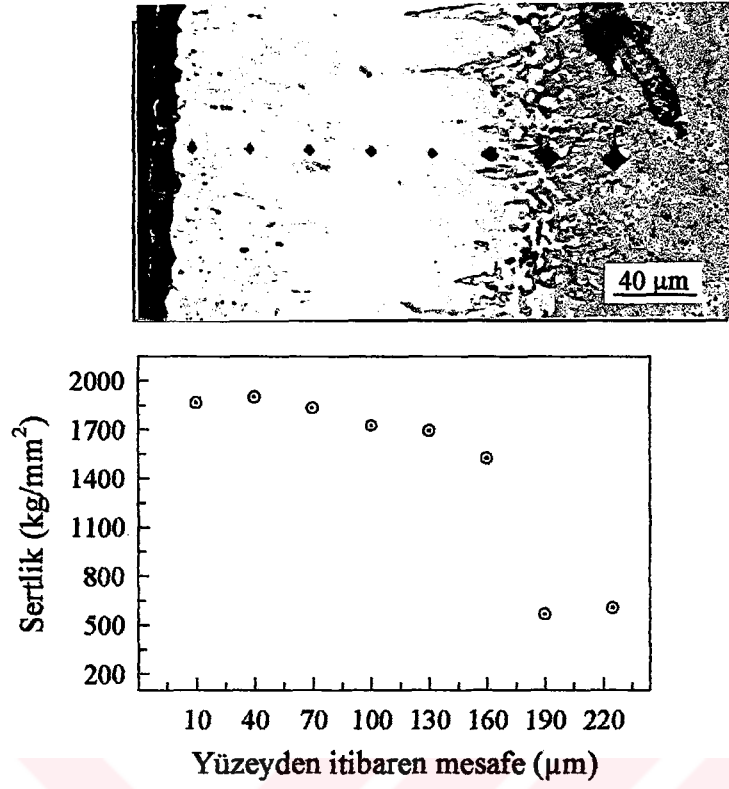
Şekil.4.83 Farklı sürelerde 1050°C'de borlanmış çeliklerde yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertliğin dağılımı (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat

Çelik numunelerin hepsinde borlama sıcaklık ve süresi arttıkça hem borür tabakasının hem de matrisin sertliği artmıştır. En yüksek sertlik değerleri, gerek borür tabakası içerisinde ve de gerekse tabaka yüzeyinde AISI M2 çeliğinde elde edilmiştir. Bu, alaşım elementlerinin miktarıyla ilgilidir. Alaşım elementleri miktarının artmasıyla borür tabakası içerisinde çözünen alaşım elementlerinin borürleri, sertliğin artmasına sebep olurlar. Yalnız, yüksek sıcaklık ve sürelerde gerçekleştirilen borlama işlemlerinde, borür tabakasının özellikle FeB fazı bölgesinde oldukça yüksek seviyede porozite meydana gelmiştir. Bu ise bu bölgenin sertlik değerlerinin daha düşük çıkmasına sebep olmuştur. Borür tabakasının hemen bitimindeki sertlik değeri, matrisin çekirdek sertliğinden daha da düşük çıkmaktadır. Bu durum, borür tabakası yüzeyinden matrisin içerisine doğru gerçekleştirilen sıra sertlik ölçüm izlerinin mikroyapı görüntüsünü ve yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertliğin değişimini belirten Şekil 4.84–4.86’da açık bir şekilde görülmektedir. Bunun sebebi ise muhtemelen, borlama sırasında matrise doğru ötelenen silisyum ve karbon gibi atomların bu bölgede, zenginleşerek ferritik bir bölge oluşturmasıdır.

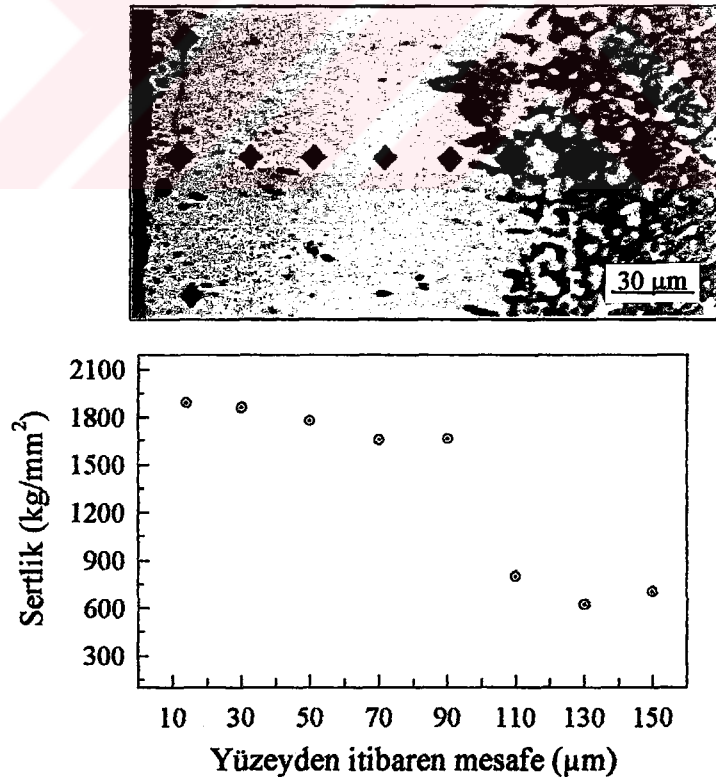


Şekil 4.84 1050°C’de 8 saat süreyle borlanan AISI W1 çeliğinde yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı ve bu sertlik izlerini gösteren mikroyapı





Şekil 4.85 1050°C'de 6 saat süreyle borlanan AISI M50 çeliğinde yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı ve bu sertlik izlerini gösteren mikroyapı



Şekil 4.86 1050°C'de 6 saat süreyle borlanan AISI M2 çeliğinde yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak sertlik dağılımı ve bu sertlik izlerini gösteren mikroyapı

Ayrıca 1050°C'de 6 ve 8 saat sürelerle borlanan bu numunelerde bölgesel olarak FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazları arasında lokal, boylamasına tabaka çatlağı da gözlenmiştir. Bu ise FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazlarının termal genleşme katsayıları arasındaki fark ve kalıntı gerilmeler sebebiyle meydana gelmiştir.

#### 4.5. Kırılma Tokluğu Ölçümleri

Borür tabakasını oluşturan FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazları, oksit olmayan seramik bileşiklerdir. Bu fazlar, oldukça yüksek sertliğe ve kırılma tokluğuna sahiptirler. Seramik ve gevrek malzemelerin kırılma tokluğu tayininde indentasyon tekniğinden yararlanılmaktadır. Bu teknik, belirli yükler altında meydana getirilen radyal çatlak boylarının belirlenmesi esasına dayanmaktadır. İndentasyon tekniği ile kırılma tokluğu ölçümleri için gerekli elastisite modülü literatür [42] çalışmalarından alınmıştır. Yapılan çalışmalarda, 1050°C'de 6 ve 8 saat süreyle borlanan numunelerdeki borür tabakalarının kırılma toklukları ölçülebilmektedir. Çünkü, yüksek hız çeliklerinde sıhhatli bir çatlak oluşturabilmek için gerekli tabaka kalınlığına ancak 1050°C'de 6 ve 8 saat borlama ile ulaşılabilmektedir. İşlem sıcaklığı ve bileşime bağlı olarak elde edilen kırılma tokluğu değerleri ve standart sapmaları Tablo 4.13'de verilmiştir. Şekil 4.87'de ise kimyasal bileşime ve süreye bağlı olarak kırılma tokluğundaki değişim görülmektedir. Kırılma tokluğu değerleri en az üç ölçümün ortalamasıdır. Oluşturulan çatlakların hepside borür tabakası boyunca ilerlemiştir. Şekil 4.88'de ise borür tabakasında meydana getirilen örnek bir çatlak görülmektedir.

Kırılma tokluğu değerlerinin bileşime bağlılığı oldukça yüksektir. Borlama süresi arttıkça AISI M2 ve AISI M50 çeliklerinin kırılma tokluğu değerlerinde düşüş gözlenirken, AISI W1 çeliğinin kırılma tokluğu değeri ise hemen hemen aynı kalmıştır. Borlama süresinin 6 saatten 8 saate çıkmasıyla kırılma tokluğu değerlerinde meydana gelen düşüşün sebebi; borlama süresi arttıkça daha sert ve gevrek olan FeB fazı oluşumunun artması, borür tabakasında porozitenin artması ve tabakayı oluşturan fazlar arasındaki gerilmeler sebebiyle çatlakların meydana gelmesidir. Yapılan çalışmaların sonucuna göre, AISI W1 çeliğinin kırılma tokluğu en düşük olup, 6 ve 8 saat borlanan numunelerde sırasıyla 3.11 ve 3.15 MPa.m<sup>1/2</sup> arasında iken, AISI M50

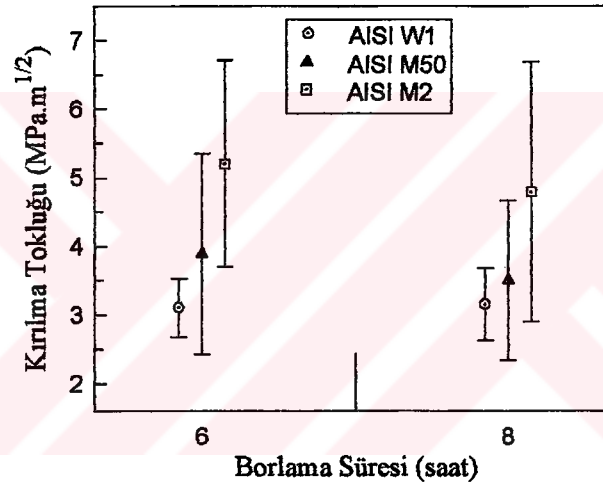
çeliğinin kırılma tokluğu ise 3.89 ve 3.51 MPa.m<sup>1/2</sup> arasındadır. Kırılma tokluğundaki bu artış, muhtemelen AISI M50 çeliği ile AISI W1 çeliğinin kimyasal bileşim farkı olan molibden, krom ve vanadyum elementlerinden kaynaklanmaktadır. 6 ve 8 saat borlanan AISI M2 çeliğinde ki borür tabakalarının kırılma tokluğu değerlerinin sırasıyla 5.21 ve 4.80 MPa.m<sup>1/2</sup> olmasının sebebi, muhtemelen AISI M2 çeliğinin AISI M50 çeliğinden kimyasal bileşim farkı olan tungstenden kaynaklanmaktadır. Kırılma tokluğundaki bu artışa sebep olan alaşım elementleri, borür tabakası içerisinde (Fe,M)B ve (Fe,M)<sub>2</sub>B (M: Metal) şeklinde kısmen katı eriyik oluşturmaktadır. Ancak, x-ışınları difraksiyon analizlerine göre vanadyum ve tungstenin borür tabakası içerisinde çözünürlüğüne rastlanmamıştır. Mikroyapıya bakıldığında borlama sırasında, vanadyum, tungsten ve molibden esaslı metalkarbürlerin çözünmeden borür tabakası içerisinde yer aldığı görülmektedir. Bu karbür partiküllerinin boyutu 1-2µm'den başlayıp mikronaltı seviyelere kadar inmekte olup mikroyapıda çok yoğun bir şekilde dağılım sergilemektedir. Muhtemelen, bu karbürler, borür tabakasında oluşturulan çatlakın ilerlemesini yavaşlatmakta ve kırılma tokluğunun artmasına sebebiyet vermektedir. Bu konuda sade karbonlu ve az alaşımlı çelikler üzerinde yapılan diğer çalışmalarda [10,13] ise araştırmacılar, alaşım elementleri miktarı arttıkça, kırılma tokluğu değerlerinin azaldığını iddia etmektedirler.

Tablo 4.13 1050°C'de 6 ve 8 saat süreyle borlanan çeliklerde borür tabakalarının kırılma tokluğu değerleri ve standart sapmaları

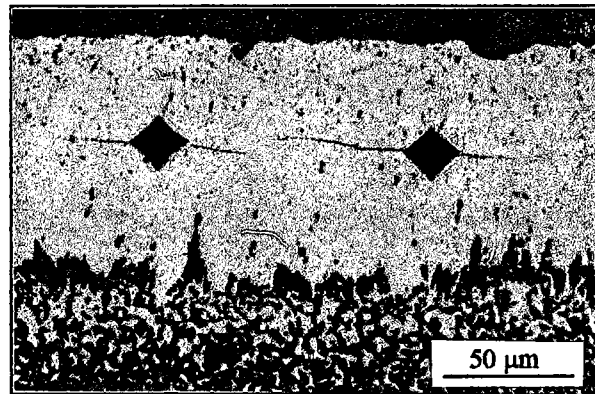
Süre, saat	Kırılma Tokluğu, MPa.m <sup>1/2</sup>		
	AISI W1	AISI M50	AISI M2
6	3.11±0.42	3.89±1.46	5.21±1.51
8	3.15±0.52	3.51±1.16	4.80±1.89

Bu çalışmada elde edilen borür tabakalarının kırılma tokluğu değerleri, geleneksel seramiklerin kırılma toklukları değerlerinden (0.5-3.0 MPa.m<sup>1/2</sup>) daha yüksektir. Soda-kireç camının kırılma tokluğu 0.75 MPa.m<sup>1/2</sup>, ergimiş silika camının ise 0.79 MPa.m<sup>1/2</sup>, kordiyerit (2MgO.2Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.5SiO<sub>2</sub>) esaslı cam seramiklerin 2.2 MPa.m<sup>1/2</sup>, saf alüminanın 2.7-4.2 MPa.m<sup>1/2</sup>, TiB<sub>2</sub>'nin 6-8 MPa.m<sup>1/2</sup>, %3 MgO ile kısmen stabilize edilmiş zirkonyanın 8-12 MPa.m<sup>1/2</sup>, sinterlenmiş karbürlerin 5-18 MPa.m<sup>1/2</sup>'dir [121]. Bindal [10], 940°C'de 5 ila 10 saat süreyle borlanmış sade karbonlu ve az alaşımlı çelikler

üzerinde yapmış olduğu çalışmalarda, borür tabakalarının kırılma tokluğunu 3.42-5.88  $\text{MPa.m}^{1/2}$  arasında tesbit etmiştir. Şen'in [13] az alaşımlı çelikler üzerinde yapmış olduğu çalışmalarda elde ettiği borür tabakalarının kırılma tokluğu değerleri ise 2.58-6.46  $\text{MPa.m}^{1/2}$  arasındadır. Küresel grafitli dökme demir (DDK 80) üzerinde oluşturulan borür tabakalarının kırılma tokluğu değerleri ise 2.19-4.54  $\text{MPa.m}^{1/2}$  arasında ölçülmüştür [19]. Bu çalışmada AISI M50 ve AISI M2 çelikleri üzerinde elde edilen borür tabakalarının kırılma tokluğu değerleri literatürde rastlanan değerlerle uyum içerisindedir. Hatta AISI M2 çeliğindeki değerler oldukça yüksek sayılır. Borür tabakalarında elde edilen kırılma tokluğu değerlerinin bir çok seramik malzemeninki ile rekabet edebilecek seviyede olması avantaj teşkil etmektedir.



Şekil 4.87 Çelik numune yüzeylerinde oluşturulan borür tabakalarının ve borlama süresine bağlı olarak kırılma tokluğu değerlerindeki değişim



Şekil 4.88 Kırılma tokluğu ölçümü için borür tabakasında oluşturulan örnek bir çatlak (1050°C'de 6 saat borlanmış AISI M2 çeliğinde)

## BÖLÜM 5. SONUÇLARIN İRDELENMESİ VE ÖNERİLER

### 5.1 Sonuçların İrdelenmesi

Bu çalışmada, su verme yoluyla sertleştirilen AISI W1 ile molibden esash yüksek hız çeliklerinden AISI M50 ve AISI M2 çelikleri, 850°C, 950°C ve 1050°C sıcaklıklarda 2-8 saat sürelerle borlama işlemine tabi tutulmuştur. Borlama işlemi, termokimyasal borlama tekniklerinden kutu borlama tekniği ile EKabor 2 ticari borlama toz karışımları kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Borlama işlemi sonrasında, çeliklerin kimyasal bileşimleri, borlama süresi ve sıcaklığının söz konusu malzemelerin bazı özellikleri üzerine olan etkileri incelenmiştir. Seçilen çeliklerin borlama sonrasında elde edilen yüzey özelliklerinin belirlenmesi, işlemin teknolojik bakımdan önemini ortaya koymak açısından büyük önem taşımaktadır. Borür tabakasının karakterizasyonu çerçevesinde, borlanan çeliklerin sıcaklık ve süreye bağlı olarak yüzey ve matris özellikleri optik ve taramalı elektron mikroskobu, x-ışınları difraksiyon analizi, enerji dağılımlı x-ışınları spektrometresi ve sertlik ölçümleri yardımıyla incelenmiştir.

Metalografik incelemeler sonucunda, malzeme yüzeyindeki kaplama tabakalarında birbirinden farklı üç bölge gözlenmiştir. Kaplama/matris ara yüzeyi ve matrisin belirgin olarak birbirinden ayrıldığı ve borür tabakasının homojen bir kolonsal yapıya sahip olduğu gözlenen bu bölgeler; i) bileşiminde demir borürler ve ana malzemenin bileşimine bağlı olarak diğer borürleri (Krom borür, molibden borür) ihtiva eden kolonsal yapıya sahip seramik bölge, ii) kaplama/matris ara yüzeyinde başlayıp ancak matrise doğru değişiklik gösteren borca zengin metalik bölge (geçiş zonu) ve iii) orjinal malzeme yapısına sahip matris bölgeleridir. Bahsedilen ilk iki bölge (i,ii) tüm çelikler için homojen bir yapı sergilerken, kolonsallık malzemelerin bileşimine bağlı olarak değişiklik arz etmektedir. Çeliklerin bünyesinde yer alan alaşım elementi miktarı arttıkça kolonlar daha geniş ve düz bir yapı göstermektedir. AISI W1 çeliğinin yüzeyinde oluşan borür tabakasındaki kolonların, diğer çeliklere nazaran daha belirgin



bir yapıya sahip oldukları görülmektedir (Bkz. Şekil 4.4). AISI M50 ve AISI M2 çeliklerindeki kolonsallık ise oldukça düşük (Bkz.Şekil 4.9) olduğundan, borür tabakası, karbon çeliklerindeki gibi dişli bir yapıya değil düz bir yapıya sahiptir. Borür tabakasının metalografik incelemelerinde, borür tabakasının hemen altında yer alan ve çelik bileşimine bağlı olarak kalınlığı farklılık gösteren geçiş zonu varlığı tesbit edilmiştir. Geçiş zonu, perlitçe zengin bir bölge olup, borür tabakasından içeriye doğru yayılan karbon ve silisyum elementlerinin bu bölgede etkili olduğu düşünülmektedir. Optik metalografi incelemeleri sonucunda, AISI W1 çeliklerinde geçiş zonu kalınlığı oldukça ince, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinde ise borür tabakasının 1.5-2 katı kalınlığa sahip olduğu görülmüştür. Bozkurt [9], geçiş zonu borür tabakasından 10-15 kat daha kalın olduğunu iddia ederken, Lu [50] geçiş zonu borür tabakasından 7 kat daha kalın olması gerektiğini belirtmektedirler (Bkz. Şekil 2.7). Bu çalışmada elde edilen geçiş zonu kalınlıklarının daha az olmasının sebebi ise; her üç çelik aynı karbon oranına sahip oldukları halde, borlama sıcaklığında, AISI W1 çeliğinde sementitin parçalanarak serbest karbon oranını oldukça yükseltmesi, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinde ise karbonun büyük çoğunluğunu bağlayan karbürlerin parçalanmaması sebebiyle serbest karbon miktarının düşük seviyelerde kalmasıdır. Karbon içerisindeki bor çözünürlüğü, yok denecek kadar az olduğundan, AISI W1 çeliğinde, borlama sırasında bor atomları tarafından matrise doğru sürüklenen karbonca zengin bölgenin kalınlığı daha yüksek olmakta ve bor atomlarının, matrisin içerilerine kadar yayınmasını engelleyerek geçiş zonu kalınlığının azalmasına sebep olmaktadır. Yüksek hız çeliklerinde ise bor difüzyonunu engelleyen bu karbonca zengin tabakanın çok ince olması sebebiyle, bor atomları, matrisin içerilerine kadar daha kolay ilerler ve geçiş zonu daha kalın olmasına sebebiyet verirler. Optik mikroyapı fotoğraflarında bu durum açıkça görülmektedir (Bkz Şekil 4.4- 4.12).

Çelik bileşimine, borlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak borür tabasının kalınlığı değişmektedir. Borlama işlemi, difüzyon kontrollü bir işlem olduğundan işlem sıcaklığı ve süresinin artmasıyla tabaka kalınlığının artması beklenen bir sonuçtur. Çelik bileşimine bağlı olarak tabaka kalınlığının farklılık göstermesi ise çelik bileşiminde bulunan alaşım elementlerinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Alaşım elementlerine bağlı olarak ortalama borür tabaka kalınlığının değişmesiyle beraber, difüzyondan



kaynaklanan kolon boyları arasındaki farklılığı da belirtmek gerekmektedir. Kolonların meydana getirdiği girinti çıkıntılar kaplama/matris ara yüzeyini genişletmektedir ve aşınma ve sertlik hususunda bu durum göz önünde bulundurulmalıdır. Çünkü, borür tabakasının matrise yapışmasında kohezif kuvvetler etkin olduğundan, kaplama/matris arayüzeyinin artması, yapışma mukavemetini artırır. Borür tabaka kalınlığı, borlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak bir artış göstermekte , belirli bir süre sonra asimptotik değere ulaşmaktadır (Bkz. Şekil 4.49). AISI W1, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinde borlama süresi (2-8 saat) ve sıcaklığına (850-1050°C) bağlı olarak borür tabaka kalınlıklarının sırasıyla, 21-381µm, 6-216µm ve 3-141µm arasında değiştiği tespit edilmiştir. Çelik yüzeylerinde genellikle çift fazlı (FeB+Fe<sub>2</sub>B) borür tabakaları elde edilmiştir. Borür tabakasında yer alan FeB fazı miktarı, borlama sıcaklığı ve süresinin artmasıyla artış kaydettiği görülmektedir.

Bu çalışma için AISI W1, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinin seçilmesi alaşım elementlerinin de etkisini belirleyebilmek içindir. Bu çeliklerden AISI W1, sade karbonlu takım çeliğidir. AISI M50 çeliğinde, AISI W1 çeliğindeki alaşım elementlerinin haricinde ~%4Cr, %4.5Mo ve %1V vardır. AISI M2 çeliğinde ise AISI M50 çeliğindeki alaşım elementlerinin haricinde ~%6W, %0.5Co ve %1 daha fazla V vardır. Hepsindeki karbon miktarı aynı olup, silisyum ve mangan miktarları da birbirlerinininkine çok yakındır. En yüksek tabaka kalınlığına AISI W1 çeliğinde ulaşılırken, AISI M50'de tabaka kalınlığında azalma meydana gelmiştir. Sertlik değerlerine de bakıldığı zaman AISI M50'nin sertliğinin AISI W1'den daha yüksek olduğu görülmektedir. Krom, molibden ve vanadyumun tabaka kalınlığını azaltıcı ve sertliğini de arttırıcı etkileri vardır. Kırılma tokluğu açısından bakıldığında ise borür tabakası sertliğinin artmasına rağmen kırılma tokluğunun çok az miktarda da olsa arttığı görülmektedir. AISI M2 ile AISI M50 çeliklerini kıyasladığımızda ise, AISI M2 çeliğinin daha yüksek tabaka sertliği ve kırılma tokluğuna, ve daha düşük tabaka kalınlığına sahip olduğu görülmektedir. AISI M2 ile AISI M50 arasındaki bileşim farkı olan tungsten, kobalt ve daha fazla miktardaki vanadyumun bu etkide söz sahibi olduğu görülmektedir. Özellikle tungsten ve vanadyum esaslı karbürlerin işlem sıcaklıklarında çözünmemesi ve borür tabakası içerisinde yer alması bu etkinin esas sebebi olduğu düşünülmektedir. En yüksek kırılma tokluğu değerinin AISI M2

çeliğinde elde edilmesi, muhtemelen, mikroyapıda çok küçük boyutlarda ve oldukça sık bir dağılım sergileyen bu karbür partiküllerinin, Vickers ucun oluşturduğu çatlakların ilerleme hızını azaltması sebebiyledir.

Borlama süre ve sıcaklığının artması neticesinde, elde edilen borür tabakasının kalitesinde de azalmalar meydana gelmektedir. AISI W1 çeliğinde, 1050°C'de 6 ve 8 saat borlanan numunelerde, kaplamanın bazı bölgelerinde borür tabakası yüzeyine paralel doğrultuda, FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazları arayüzeyi boyunca çatlakların meydana geldiği gözlenmiştir (Bkz. Şekil 4.6-c). Bu çatlakların sebebi borür tabakasındaki kalıntı gerilmelerdir. FeB fazında çekme, Fe<sub>2</sub>B fazında ise basma gerilmesi şeklinde ortaya çıkan bu kalıntı gerilmeler neticesinde, borür tabakasında yüzeye paralel çatlaklar meydana gelmektedir [122]. Bu lokal çatlaklar, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinde de meydana gelmiştir (Bkz. Şekil 4.9 ve Şekil 4.12).

Borlama sıcaklığı ve süresi arttıkça, özellikle borür tabakası yüzeyinden matrise doğru porozite miktarı ve boyutlarının arttığı gözlenmiştir. 1050°C'de 6 ve 8 saat sürelerle borlanan numunelerin mikroyapılarına (Bkz. Şekil 4.6, Şekil 4.9 ve Şekil 4.12) bakıldığında bu durum açıkça görülmekte ise de, bunun sebebinin ne olduğu kesin olarak belirlenememiştir. Tabaka yüzeyindeki porozite artışının muhtemel sebebinin bor konsantrasyonundaki azalma olduğu düşünülmektedir. Fiedler ve Sieraski [87] ise, borür tabakasında, bor atomlarının FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazlarında demir atomlarından daha hızlı yayılması sebebiyle, poröz bir yapıya sahip olduğunu belirtmekte ve uygulamada bu porozitenin, çok fazla bir menfi etkisinin olmadığını iddia etmektedir. 1050°C'de 2 ve 4 saat süresince borlanan numunelerde rastlanmayan poroziteye, süre 8 saate çıkınca oldukça bol bir şekilde rastlanmaktadır. AISI W1 çeliğinin 1050°C'de 6 saat borlanması sonucunda bol miktarda porozite meydana gelirken, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinde bu durum çok belirgin değildir. Sertlik ölçümlerine bakıldığında, tabaka yüzeyinde daha büyük ve sık oluşmuş poroziteye sahip tabakaların sertlik değerlerinde düşüş meydana geldiği görülmektedir. Optik mikroskop incelemelerinde, alaşım elementleri miktarının artmasıyla tabakada oluşan porların miktar ve boyutlarının azaldığı tesbit edilmiştir.

X-ışınları difraksiyon analizi neticesinde, test numuneleri yüzeyinde kimyasal bileşim, borlama sıcaklık ve süresine bağlı olarak, CrB, MoB ve Mo<sub>2</sub>B borür fazları tespit edilmiştir. Borür tabakası, mikroyapılardan da görüldüğü üzere iki tabakadan meydana gelmektedir. Krom borür ve molibden borür fazları, FeB ve Fe<sub>2</sub>B fazları içerisinde katı eriyik oluşturmaktadırlar. Borür tabaka kalınlığının x-ışınları nüfuz derinliğinden daha düşük olması durumunda ferrit fazı da tespit edilirken (Bkz. Şekil 4.50), daha yüksek olması durumunda da çift fazlı yapıya sahip olan, 1050°C'de 8 saat borlanmış AISI M50 çeliğinde Fe<sub>2</sub>B fazı tespit edilememiştir (Bkz. Şekil 4.58). X-ışınları analizinde hiçbir numunede kalıntı ostenite rastlanmamıştır. Yüksek hız çelikleri içerisindeki karbürlerin büyük bir kısmı, işlem sıcaklıklarında tam olarak çözünmeyip tabaka içerisinde yer aldıklarından, bu karbürler X-ışınları analizlerinde de tespit edilmişlerdir. Ancak krom ve molibden zengin karbürlerin kısmen çözünerek borür oluşturduğu gözlenmiş, tungsten ve vanadyum karbürlerin çözündüğüne dair bir veriye ulaşılamamıştır. AISI W1 çeliğinde, düşük sıcaklıkta kısa süreli borlama işlemlerinde tek fazlı (Fe<sub>2</sub>B) borür tabakası elde edilebilirken, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinde ise daima çift fazlı (FeB+Fe<sub>2</sub>B) tabakalar elde edilmiştir. Bu sonuçlar literatür ile tam bir uyum içerisinde. Sadece, yüksek alaşımlı çeliklerde, 800°C'de 2-3 saat borlama ile 40µm kalınlığında, tek fazlı borür tabakası elde ettiğini bir tek Fichtl [39] iddia etmektedir.

Taramalı elektron mikroskopunda her üç çeliğin SEM-BEI mikrograflarında yüzeyde koyu renge sahip FeB ve daha iç kısımda açık gri renkli Fe<sub>2</sub>B borürünün varlığı tespit edilmiştir. Lineer elementer analiz incelemelerinde yüzeyde oluşan borür tabakası boyunca demir konsantrasyonunun azaldığı görülmüştür. Bu durum, Fe<sub>2</sub>B ve FeB fazlarının varlığını doğrular niteliktedir. Bunun yanında çeliklerin bileşiminde yer alan alaşım elementlerinin (Cr, Mo, W, V, Co, Ni) artışına bağlı olarak tabaka kalınlığının azaldığı, FeB fazının hacimsel olarak arttığı ve Fe<sub>2</sub>B fazının azaldığı tespit edilmiştir. Her üç bileşimdeki çelik için düşük sıcaklık ve kısa süreler için FeB fazı ya yok, veya eser miktarda görülmektedir. Ancak, sıcaklık ve/veya süre artırıldığı zaman, FeB fazının artış gösterdiği ve tabaka kalınlığının daha da artmasıyla yüzeye paralel kısmi çatlakların oluştuğu tespit edilmiştir. En az FeB fazı AISI W1 çeliğinde görülürken, en fazla FeB fazı ise AISI M2 çeliğinde görülmüştür. Bunun nedeni, alaşım elementi

miktarındaki artışa bağlı olarak, bor difüzyonunun engellenmesi neticesinde, bor konsantrasyonunun artarak daha yüksek oranda bor ihtiva eden FeB fazının oluşumuna yol açmasıdır. Elementer çizgisel analiz sonuçlarında, molibdenin kaplama tabakasının içerisinde, matriste bulunduğu oranda olmasa da yer aldığı görülmekte ve daha önce x-ışınlarında tespit edilen MoB ve Mo<sub>2</sub>B fazlarının varlığını desteklenmektedir. Tungsten ve vanadyum, elementer çizgisel analiz hattı üzerinde yer alan karbür partiküllerinin bulunduğu noktalarda pik oluşturmaktadır. Borür tabakası içerisinde bulunan karbür partikülleri haricinde, tabaka içerisinde bu elementlerin varlığı tesbit edilememiştir. Karbon ve silisyum elementlerinin konsantrasyonu, borür tabakasının bitiminden itibaren matrise doğru gidildikçe artış göstermektedir (Bkz. Şekil 4.67-68b). Elementer çizgisel analizlere bakıldığında silisyumun, molibden ve tungsten esaslı karbürlerin içerisinde çözüldüğü, tabaka/matris arayüzeyinde ise konsantrasyonunun arttığı görülmektedir (Bkz. Şekil 4.73-74a). Krom ise ters yayınma yapmakta ve borür tabakasındaki konsantrasyonu çok az artış göstermektedir (Bkz. Şekil 4.70-a). Bu ise, X-ışınları analizlerinde bütün çeliklerdeki borür tabakalarında yer alan CrB fazının varlığını desteklemektedir.

Tespit edilen sertlik değerlerine bakıldığında, çeşitli borür fazlarından oluşan kaplama tabakasında en yüksek değere çıktığı, daha sonra geçiş zonunda düşüşe geçerek matris sertliğinin de aşağısına düştüğü ve sonra biraz yükselerek matris sertliğine ulaştığı görülmektedir. Malzeme yüzeyine dik yönde ölçülen sertliklerin tabaka kesitinden ölçülen sertlik değerlerinden daha yüksek çıkması yüzeyde FeB yoğunluğunun daha yüksek olması ve kolonsal yapıda büyüyen borür kristallerinin oriyantasyon farklılığından kaynaklanmaktadır. Çelik bileşimindeki alaşım elementi miktarının, borlama süre ve sıcaklığının artmasıyla tabaka sertliği de artış göstermektedir. 1050°C'de 6 ve 8 saat borlanan bazı numunelerdeki yüzey sertliklerinin düşük çıkmasının sebebi ise, yüzeydeki borür tabakasının bozularak oldukça poröz bir yapıya dönüşmesi ve tabakada meydana gelen mikro çatlaklardır. Borlama sıcaklık ve süresinin artmasıyla, FeB fazı hacim oranının artması, sertliğin de artmasını sağlamaktadır. Düşük sıcaklık ve sürelerde borlanan numunelerin SEM sekonder elektron görüntülerinde borür tabakası görüldüğü halde sertlik ölçümlerinde beklenen değerlerin elde edilememesi, tabakanın çok ince olmasından dolayı, sertlik ölçümünün

tabaka üzerinden yapılamaması sebebiyledir. İnce tabakalardaki sıra sertlik ölçümleri, birbirine paralel yanyana iki çizgi üzerinde zikzaklar çizerek gerçekleştirilmiştir (Bkz. Şekil 4.11-e). Çelik numunelerinin orijinal sertlikleri; AISI W1, 297 kg/mm<sup>2</sup>; AISI M50, 294 kg/mm<sup>2</sup> ve AISI M2 ise 237 kg/mm<sup>2</sup>'dir. Borlama işlemi sonrasında matris sertlikleri ise AISI W1 için 232-362 kg/mm<sup>2</sup>, AISI M50 için 365-563 kg/mm<sup>2</sup> ve AISI M2 içinse 446-712 kg/mm<sup>2</sup> olarak tesbit edilmiştir. Fakat, AISI M50 ve M2 çeliklerinin 850°C'de 2 saat borlandıktan sonraki matris sertlikleri sırasıyla 198 kg/mm<sup>2</sup> ve 226 kg/mm<sup>2</sup> elde edilmiştir. AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinin tavlama sıcaklıkları sırasıyla 816-830°C ve 870-900°C iken bu sıcaklıklarda tavlama sonrasındaki sertlikleri ise 207-248 kg/mm<sup>2</sup> ve 222-252 kg/mm<sup>2</sup> olduğu düşünüldüğünde [113], elde edilen sertlik değerlerinin, bu çeliklerin tavllanmış haldeki sertliklerine çok yakın olduğu görülür. Borlama süresi ve sıcaklığının düşük olması sebebiyle, ortamdaki aktif bor konsantrasyonu da oldukça düşüktür. Bu şartlarda metal matrise yeterli seviyede bor difüzyonu gerçekleşmediği için katı eriyik sertleşmesi bile gerçekleşmez ve metal matris, tavlama sonrasındaki sertliğe sahip olur.

Borlama sonrasındaki matris sertliklerinin özellikle yüksek hız çeliklerinde umulandan daha düşük çıkmasının sebebi, borlanmış numunelerin kutu içerisinde, borlama tozuna gömülü olarak, oldukça yavaş bir şekilde soğutulmasıdır. Endüstriyel uygulamada, matris sertliği, kutu içerisine su girmemek şartıyla, fırından çıkarılan borlama kutusunun durgun su ortamına konulmasıyla artırılabilir. AISI W1 çeliğinde elde edilen sertlik değerleri borür tabakasının bitiminden matrise doğru gidildikçe önemli ölçüde azalma gösterse de matris sertliği orijinal sertlikten daha yüksektir. Suverme yoluyla sertleştirilebilen bir çelik olmasına rağmen sertlikteki bu artışın sebebi, kolonların dışında bor atomlarının matrise doğru difüze olmaları ve katı eriyik sertleşmesi oluşturmasıdır. AISI M50 ve M2 çeliklerindeki matris sertliklerinin artmasında ise havada soğumayla bile martensit dönüşümünün gerçekleşmesi daha etkilidir.

AISI W1, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinin yüzeyinde oluşan borür tabakasının yüzeye dik doğrultudaki sertlik değerlerine bakıldığı zaman, borlama süresinden bağımsız olarak 1700-1800 kg/mm<sup>2</sup> arasında sertliğe sahip olduğu görülmektedir.



Yüzeyin 10µm aşağısındaki sertlik değerleri süreye bağlı olarak 850°C 'de; AISI W1 çeliğinde 1580-1714 kg/mm<sup>2</sup>, AISI M50 çeliğinde 863-2048 kg/mm<sup>2</sup> ve AISI M2 çeliğinde, 1776 kg/mm<sup>2</sup>; 950°C'de AISI W1 çeliğinde 1636-1814 kg/mm<sup>2</sup>, AISI M50 çeliğinde 1632-1721 kg/mm<sup>2</sup> ve AISI M2 çeliğinde, 1457-1690 kg/mm<sup>2</sup>; ve 1050°C'de AISI W1 çeliğinde 1490-1671 kg/mm<sup>2</sup>, AISI M50 çeliğinde 1633-1827 kg/mm<sup>2</sup> ve AISI M2 çeliğinde, 1739-1912 kg/mm<sup>2</sup> olarak belirlenmiştir. Tüm çelikler için borür tabaka sertlikleri, standart sapmaları da göz önüne alındığında (Bkz. Şekil 4.78-4.80) ortaya çıkan farklılıklar çelik bileşimindeki alaşım elementlerine, borürlerin farklı elastik-plastik davranış göstermesine ve oryantasyon farklılıklarına, tabakadaki porozite yoğunluğu ve dağılımına bağlı olduğu ileri sürülebilir. Aynı şekilde, sertlik ölçümleri sırasında Vickers sertlik ucunun hangi faz üzerine vurulduğu kesin olarak tespit edilemediğinden FeB-Fe<sub>2</sub>B fazlarının sertlik farkı kadar bir farklılığın kendini göstermesi normaldir.

Kırılma tokluğu değerleri, malzeme bileşimi, borlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak değişiklik göstermiştir. Yapılan çalışmalarda sade karbonlu takım çeliği olan AISI W1 çeliğinde en düşük kırılma tokluğu değeri elde edilmiştir. En yüksek kırılma tokluğu değeri ise AISI M2 çeliğinde elde edilmiştir. Borlama süresindeki artış, kırılma tokluğu değerlerinin düşmesine sebep olmuştur. Çünkü borlama süresinin artmasıyla, daha sert ve gevrek olan FeB fazının oluşumu artmaktadır. 1050°C sıcaklıklarda AISI W1, AISI M50 ve AISI M2 çeliklerinin kırılma tokluğu değerleri sırasıyla, 3.11-3.15 MPa.m<sup>1/2</sup>, 3.89-3.51 MPa.m<sup>1/2</sup> ve 5.21-4.80 MPa.m<sup>1/2</sup> olarak tespit edilmiştir. AISI M50 çeliğinde kırılma tokluğunun AISI W1 çeliğinden daha büyük çıkması, muhtemelen krom ve molibdenin, demir borür tabakası içerisinde CrB, MoB ve Mo<sub>2</sub>B fazları ile katı eriyik oluşturmasıdır. AISI M2 çeliğinde kırılma tokluğunun en yüksek çıkması ise, hem borür tabakasında krom ve molibdenin katı eriyik oluşturması, hem de borür tabakası içerisinde çok ince bir şekilde homojen dağılmış olan karbür partiküllerinin çatlak oluşumunu engellemesi sebebiyledir. Kırılma tokluğu ölçümlerinde esas alınan borür tabakasındaki çatlak, genellikle FeB- Fe<sub>2</sub>B arayüzeyine yakın bölgelerde oluşturulmuştur. Çatlağın oluşturulduğu nokta, tahminen hangi borür fazının üzerine geldiyse kırılma tokluğunun hesaplanmasında esas alınan elastik modül olarak o fazın elastik modülü alınmıştır. Bu ise tabakanın kırılma tokluğu değerlerinde,



standart sapmanın büyük çıkmasına sebep olmuştur. Ayrıca, literatürde farklı araştırmacılar tarafından ölçülen elastisite modüllerinde büyük farklılıklar mevcuttur. Kırılma tokluğunun hesaplanmasında kullanılan eşitliklerin de birbirinden farklı olması, elde edilen kırılma tokluğu değerleri üzerinde soru işaretleri oluşmasına sebep olmaktadır. Yine de aynı parametreler ve aynı eşitlik ile ölçülen kırılma tokluğu değerlerinin birbirleri ile mukayese edilmesi, borür tabakalarının kırılma toklukları hakkında bir fikir vermesi açısından önemlidir.

Sonuç olarak, AISI W1 çeliğinin 850 ve 950°C'de, istenen tabaka kalınlığına bağlı olarak 1-8 saat sürelerle borlanması sonucu elde edilen borür tabakalarının çeşitli mekanik ve metalografik özelliklerinin daha iyi sonuçlar verdiği görülmüştür. Tek fazlı borür tabakası ise 950°C'de 4 saate kadar borlama ile elde edilmiştir. AISI M50 ve AISI M2 çelikleri ise başarıyla borlanmıştır. Fakat, bu yüksek hız çeliklerinde, tek fazlı borür tabakası ( $Fe_2B$ ) elde edilememiş ve bütün şartlarda, çift fazlı borür tabakaları ( $Fe_2B+FeB$ ) oluşmuştur. Kesici takım endüstrisinde borlanmış yüksek hız çeliklerinin kullanımı için, borür tabakalarının sahip olduğu kırılma tokluğu değerleri, diğer seramik ve kaplama malzemelerinininki ile kıyaslandığında nisbeten daha düşüktür. Ancak yüksek sıcaklık yatak alaşımı olarak kullanılan AISI M50 çeliğinin borlanması, bu sahadaki performansını yükselteceği düşünülmektedir.

## 5.2 Öneriler

Bu çalışmada, AISI W1, AISI M50 ve AISI M2 çelikleri kutu borlama yöntemi ile toz ortamda borlanarak, borür tabakasının mikroyapısı, faz dağılımı, alaşım elementlerinin tabaka özelliklerine etkisi, sertlik dağılımı ve kırılma tokluğu gibi özellikleri araştırılmıştır.

1. Borür tabakalarının sürtünme ve aşınma davranışları karakterize edilebilir. Düşük sıcaklıkta kısa işlem sürelerinde borlanmış numuneler tavlanarak yüzeylerinde borik asit oluşumu sağlanarak sürtünme katsayısındaki değişim tesbit edilebilir.
2. Ayrıca bu çeliklerin borlama işlemi sonrasında korozyon ve oksidasyon özelliklerinin araştırılması faydalı olacaktır.

3. Borlama ortamındaki işlem parametreleri değiştirilerek borlama ortamının borür tabaka yapısı üzerine etkisi ile özellikle yüksek hız çeliklerinde tek fazlı ( $Fe_2B$ ) borür tabakası oluşturulmaya çalışılabilir.
4. Borlama banyosuna ferro-alaşım ilavesi ile çok fazlı borlama işleminin oluşturulmasına çalışılabilir ve karakterizasyon çalışmaları gerçekleştirilebilir.
5. Oluşturulan borür tabakasının abrasiv ve erozif aşınma özellikleri ile tabakanın yapışma mukavemeti araştırılabilir.
6. Termal çevrimli ısı işlem yapılarak, borür tabakası üzerindeki etkisi araştırılabilir.
7. Isıl işlemle, çift fazlı borür tabakalarının, tek fazlı ( $Fe_2B$ ) tabakaya dönüştürülmesi üzerinde çalışılabilir.
8. Aşınma deneyleri değişik yük, hız ve mesafede yapılarak aşınma davranışları geniş bir aralıkta incelenebilir.
9. Oluşturulan borür tabakalarının çeliklerin elektrik iletkenliği ve manyetik özellikler gibi fiziksel özellikleri araştırılabilir.
10. Matematiksel modellemeler yapılarak elde edilen veriler deneysel çalışma sonuçlarıyla kıyaslanabilir.
11. Borür tabakalarının büyüme termodinamiği ve kinetiği incelenebilir.

## REFERANSLAR

- [1] TÜBİTAK, Türkiye'nin Bilim ve Teknoloji Politikası, TÜBİTAK BTP 97/04, Ağustos 1997.
- [2] Metals Handbook, 9<sup>th</sup> Edition, 'Heat Treating', Vol.4, pp. 226-227, Ohio, 1981.
- [3] HOCKING, M. G., VASANTASREE, V., SIDKY, P. S., Metallic and Ceramic Coatings, John Wiley & Sons Inc., pp.1, New York, 1989.
- [4] AKSİYON Haftalık Haber Yorum Dergisi, Sayı 192, 8-14 Ağustos 1998.
- [5] HOLMBERG, K., MATTHEWS, A., Coatings Tribology, Elsevier Science B.V., pp.1-33, 1994.
- [6] EYRE, T.S., 'Friction and Wear Control in Industry', Surface Engineering, Vol. 7, 143-148, 1991.
- [7] HYDE, G.R., DILLICH, S.A., 'Corrosion and Wear', Minerals Today, pp.6-12, March 1991.
- [8] OĞUZ, A., 'Hafif, Dirençli ve Dayanıklı: Bor Cevheri' Bilim ve Teknik Dergisi, TÜBİTAK, 319, Haziran 1994.
- [9] BOZKURT, N., 'Bor Yayınımla Çeliklerde Yüzey Sertleştirme', Doktora Tezi, İTÜ, 1984.
- [10] BİNDAL, C., 'Az Alaşımli ve Karbon Çeliklerinde Borlama ile Yüzeyle Kaplanan Borürlerin Bazı Özelliklerinin Tesbiti', Doktora Tezi, İTÜ, 1991.
- [11] ÖZSOY, A., 'Çeliğin Borür Tabakası, Geçiş Zonu ve Ana Matriks Özelliklerinin İyileştirilmesi', Doktora Tezi, Anadolu Üniversitesi, 1991.
- [12] SOYDAN, Y., 'Katı Ortamda Bor Yayınımlı ile Sertleştirilen Çelik Yüzeylerinin Kuru Kayma Halinde Sürtünme ve Aşınma Davranışları', Doktora Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilim. Enst., İstanbul, Mart 1996.
- [13] ŞEN, Ş., 'Termokimyasal Borlama İşlemiyle AISI 5140, AISI 4140 ve AISI 4340 Çeliklerinin Yüzey Performanslarının Geliştirilmesi', Doktora Tezi, SA.Ü. Fen Bilim. Enst., Sakarya, Haziran 1998.
- [14] ERDEMİR, A., FENSKE, G.R., ERC, R.A., 'A Study of The Formation and Self-Lubrication Mechanism of Boric Acid Films on Boric Oxide Coatings', Surf. and Coat. Technol., 43/44, pp.588-596, 1990.

- [15] Wear Failures, Metals Handbook, 8<sup>th</sup>. Edition, ASM, pp. 134-156, 1975.
- [16] ÜRGEN, M., 'Modern Yüzey İşlem Teknolojileri ve Türkiye'deki Gelişmeler' 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı, Cilt 1, 233-351, 11-15 Haziran 1997.
- [17] JAMES, D.H., SMART, R.F. and REYNOLDS, J.A., 'Surface Treatments in Engine Component Technology', Wear, 34, 3, 373-382, 1975.
- [18] HUTCHINGS, I.M., 'Tribology : Friction and Wear of Engineering Materials', Edward Arnold, London, 1992.
- [19] ŞEN, U., 'Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Bor Kaplanması ve Kaplama Özellikleri', Doktora Tezi, İTÜ Fen Bil. Enst., İstanbul, Eylül 1997.
- [20] FİLYAND, M.A., SEMENOVA, E.I., 'Boron', Handbook of The Elements, Refractory Elements, Vol.2, Mc. Donald Technical & Scientific, pp.19-33.
- [21] FICHTL, W., TRAUSNER, N., MATUSCHKA, A.G., 'Boronizing with EKabor', ESK GmbH, 02/1988.
- [22] SINHA, A.K., ASM Handbook, Vol.4. Boriding (Boronizing), pp.437-47, 1991.
- [23] Lindberg Heat Treating Company Brochure, What Is Boronizing ? 620 Buffalo Road, Rochester, NY 14611, USA. <http://www.ceramics.com/~...cs/lindberg/boronize.html>
- [24] ŞEN, Ş., BİNDAL, C., 'AISI 8620 Sementasyon Çeliğinin Bor Kaplanması', 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı, Cilt.1, 419-424, 11-15 Haziran 1997.
- [25] SINGHAL, S.C., 'A Hard Diffusion Boride Coating for Ferrous Materials', Thin Solid Films, 45, pp.321-329, 1977.
- [26] FISCHER, R.C., 'Time to Take a Look at Multi Component Boriding', Metal Progress, pp.24-37, April 1986.
- [27] ESK Elektroschmelzwerk, Bilgi Föyleri
- [28] SAMANOV, G.V., EPIK, A.P., 'Coatings of High Temperature Materials', Ed. HAUSNER, H.H., Plenum Press, pp.7-35, 1966.
- [29] ÖZSOY, A., YAMAN, Y.M., 'The Effect of Thermocycling Liquid Boronizing on The Thickness of The Boride Layer and The Transition Zone', Scripta Metallurgica et Materialia, 29, 231-236, 1993.
- [30] SEONG, H.H., JOHN, S.C., 'A Study on the Electroboronizing of Steel by Superimposed Cyclic Current, J.Mater. Sci., 15, pp.1379-1386, 1980.

- [31] MATUSCHKA, A.G., 'Boronizing' Carl Hanser Verlag, München, 100p, 1980
- [32] GEOEURIOT, P., THEVENOT, F., DRIVER, J. H., 'Surface Treatment of Steel: Borudif, a New Boriding Process', Thin Solid Films, 78, pp.67-76, 1980.
- [33] ERDEMİR, A., BİNDAL, C., 'Formation and Self-Lubrication Mechanism of Boric Acid on Borided Steel Surfaces', Surf. Coat. Technol., 76-77, pp.443-449, 1995.
- [34] KNOTEK, O., LUGSCHEIDER, E. and LEUSCHEN, K., 'Surface Layers on Cobalt Base Alloys by Boron Diffusion', Thin Solid Films, 45, 331-339, 1977.
- [35] GEOEURIOT, P., THEVENOT, F., DRIVER, J. H. and MAGNIN, T., 'Methods For Examining Brittle Layers Obtained by a Boriding Surface Treatment (Borudif)', Wear, Vol. 86, 1-10, 1983.
- [36] CHATTERJEE-FISCHER, R., 'Boriding and Diffusion Metallizing', Institut für Harterei Technik, Bremen, Germany, 1986.
- [37] GALIBOIS, A., BOUTENKO, O., VOYZELLE, B., 'Mécanisme de Formation des Couches Borurées Sur la Aciers a Haut Carbone -I (Techniques des Pates)', Acta Metallurgica, Vol.28, pp.1753-1763, 1980.
- [38] HEGEWALDT, F., SINGHEISER, L., and TÜRK, M., 'Gasborieren', HTM, 39, 1, 7, 15, 1984.
- [39] FICHTL, W., 'Boronizing and its Practical Applications', Materials in Engineering, Vol.2, 276-286, 1981.
- [40] WANG, N., FISCHER, T.E., 'Modification of Tribological Properties of Aluminium Oxide by Pack Boronizing', Lubrication Engineering, Vol.49, pp.763-769, 1993.
- [41] HUNGER, H.-J. and TRUE G., 'Boronizing to Produce Wear-resistant Surface Layers', Heat treatment of Metals, 2, 31-39, 1994.
- [42] CUTLER, R.A., Engineering Materials Handbook, Vol.4, 'Ceramic and Glasses', Engineering Properties of Borides, ASM Int., pp.787-803.
- [43] VLACK, W., Elements of Materials Science and Engineering, Addison Wesley Publ. Co. Inc., USA, 1985.
- [44] YILMAZ, F., ŞEN, U., Alaşımların Yapı ve Özellikleri, SA.Ü. Matbaası, Adapazarı, 1996.
- [45] HAYASLI, Y., SUGENO, T., 'Nature of Boron in  $\alpha$ -Iron', Acta. Met., Vol.18, 693-697, 1970

- [46] LIAO, P.K., SPEAR, K.E., 'Binary Diagrams of Binary Iron Alloy', B-Fe (Boron-Iron), pp.41-47, 1974.
- [47] ST JOHN, M.R., SAMMELS, A.F., 'Characterisation of an Iron Boride Coating Produced by Pack Boronization of Low Carbon Steel', J. Mater. Sci. Let., Vol.16, pp.2327-2329, 1981.
- [48] KUBASCHEWSKI, O., 'Iron Binary Phase Diagrams', Springer, Verlag, 15, 1982.
- [49] MASSALSKI, T.B., 'Binary Alloy Phase Diagrams', Second Ed., Vol.1, ASM Int., 1990.
- [50] LU, MINK-JIONG, 'Die Bildungs und Wachstums Kinetik Monophsiger Boridschichten', HTM, 38, 156-168,1983.
- [51] LILIENTAL, W. and TACIKOWSKI, J., 'Effect of Heat Treatment on The Brittleness of Boride Layers on Steel', Industrial Heating, 47, 4, 34-36, 1980.
- [52] PALOMBARINI, G., CARBUCICCHIO, M., 'On The Morphology of Thermochemically Produced Fe<sub>2</sub>B / Fe Interface', J. Mater. Sci. Let., Vol. 3, 791-794, 1984.
- [53] CARBUCICCHIO, M., PALOMBARINI, G., 'Effect of Alloying Elements on The Growth of Iron Boride Coatings', J. Mater. Sci. Let., Vol.6, pp.1147-1149, 1987.
- [54] GALIBOIS, A., BOUTENKO, O., VOYZELLE, B., 'Mécanisme de Formation des Couches Borurées Sur la Aciers a Haut Carbone -II (Techniques des Poudres)', Acta Metallurgica, Vol.28, pp.1765-1771, 1980.
- [55] BADINI, C., GIANOGLIO, C. and PARADELLI, G., 'The Effects of Carbon, Chromium and Nickel on The Hardness of Borided Layers', Surface and Coatings Technol., Vol.30, pp.157-170, 1987.
- [56] GIANOGLIO, C., BADINI, C., 'Distribution Equilibria of Iron and Nickel in Two Phase Fields of The Fe-Ni-B System', J. Mater. Sci., Vol. 21, 4331-4334, 1986.
- [57] PALOMBARINI, G., CARBUCICCHIO, M., 'Growth of Boride Coatings on Iron', J. Mater. Sci. Let., vol. 6, 415-416, 1987.
- [58] PALOMBARINI, G., CARBUCICCHIO, M., CENTO, L., 'Electron Probe Microanalysis of Nickel and Chromium in Fe-C-Ni and Fe-C-Cr Alloys Borided at 850 °C', J. Mater. Sci., Vol.19, 3732-3738, 1984.
- [59] GEOEURIOT, P., FILLET, R., THEVENOT, F., DRIVER, J.H. and BRUYAS, H., 'The Influence of Alloying Element Additions on The Boriding of Steels', Mater. Sci. and Eng., 55, 9-19, 1982.



- [60] GRIBERS, E.M., CHIRKOVA, F.V., 'The Dislocation Structure of Diffusion Layers Of Boron in Iron', *Metalloved. Term. Obrab. Met.*, Vol.1, (Metal Abstract, 57-1061), Russian, 1988.
- [61] BADINI, C., MAZZA, D., 'Preferred Orientation of Boride Crystals in The Borided Layers: A Quantitative Method of Evaluation', *J. Mater. Sci.*, Vol.23, pp.3061-3066, 1988.
- [62] PELLEG, J., JUDELEWICZ, M., 'Diffusion in The B-X-Fe System and Compound Formation Between Electron Gun Deposited Boron Thin Films and Steel Substrate', *Thin Solid Films*, pp.35-41, 215, 1992.
- [63] AMULEVICIUS, A., BALCIUNIUNE, M., PETRETIS, B., PLECKIS, R., 'On The Synthesis of Fe-B System Thin Films From Powder Mixtures Under The Influence of Laser Radiation', *Thin Solid Films*, pp.192-195, 229, 1993.
- [64] CARBUCICCHIO, M., SAMBOGNA, G., 'Influence of Chromium on The Boride Coatings Produced on Iron Alloys', *Thin Solid Films*, 126, 299-305, 1985.
- [65] CARBUCICCHIO, M., MEAZZA, G., PALOMBARINI, G., 'Surface Structure of Boride Layers Grown on Fe-C-Ni Alloys', *J. Mater. Sci.*, 17, pp.3123-3128, 1983.
- [66] WIEZCHON, T., POKRASEN, S., KARPINSKI, T., 'Plasmaborieren- Faktoren die Keimbildung der Boridschicht auf Stahl Bedingen, HMT, 38, 2, pp.57-62, 1983.
- [67] *Chemical Encyclopedia, Metal Borides, Vol.4, pp.304-307.*
- [68] FORMANEK, B., "The Diffusion Boronizing Process of Reactive Atmospheres Containing Boron Fluorides", *Materials Science Forum, ASM Heat Treatment and Surface Engineering 2, Vol.163-165, pp. 317-322, 1994.*
- [69] AYTEKİN, V., *Metalurji Termodinamiği, İTÜ Kimya-Metalurji Fak.Yayın no: 1513, İstanbul 1993.*
- [70] PERTEK, A., "Gas Boriding Conditions For The Iron Borides Layers Formation", *Materials Science Forum, ASM Heat Treatment and Surface Engineering 2, Vol.163-165, pp. 323-328, 1994.*
- [71] KNOCKE, O., KUBASCHEWSKI, O., HESSELMANN, K., "Thermo-Chemical Properties of Inorganic Substances ", *Second Edition, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, New York, 1991.*
- [72] BARIN, I., KNOCKE, O., "Thermo-Chemical Properties of Inorganic Substances ", *First Edition, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, New York, 1973.*
- [73] BROPHY, J.H., ROSE, R.M., WULFF, J., (Çeviren ONARAN, K., ALTINTAŞ, S.), *Malzemelerin Yapı ve Özellikleri Cilt II, İTÜ Matbaası, İstanbul 1986.*

- [74] BRAKMAN, C. M., GOMMERS, A. W. J., MITTEMEIJER, E. J., "Boriding of Iron and Fe-C, Fe-Cr, Fe-Ni Alloys: Boride Layers Growth Kinetics", *J. Mater. Res.*, Vol. 4, No. 6, pp. 1354-70, Nov/ Dec., 1989.
- [75] HABIG, K.H., 'Wear behaviour of surface coatings on steels', *Tribology Int.*, Vol.2, No.2, pp.65-73, April 1989.
- [76] BLAZON, M., STANOJEVIC, B., VELJKOVIC, V., 'Effect of Alloying Elements on the Formation of Boride Layer on Steel', *Scripta Metallurgica*, Vol. 9, pp. 1153-56, 1975.
- [77] BADINI, C., MAZZA, D., 'The Texture of Boride Layers Grown on Fe-Ni, Fe-Cr Alloy', *J. Mater. Sci. Let.*, 7, pp. 661-2, 1988.
- [78] FIEDLER, H.C., SIERASKI, R., 'Boriding Steels For Wear Resistance', *Metal Progress*, 101-107, 1971.
- [79] BADINI, C., GIANOGLIA, C., PRADELLI, G., 'The Effects of Carbon, Chromium and Nickel on the Hardness of Boride Layers', *Surface and Coating Technology*, Vol. 30, pp. 157-170, 1987.
- [80] BERGMANN, H.W., BROKMEIER, U., 'Crystallisation Behaviour of Fe-B-Cr, Fe-B-Co and Fe-B-Ni Alloys', *Metal science*, Vol. 16, pp. 191-196, April 1982.
- [81] PRADELLI, G., GIANOGLIA, C., BADINI, C., 'Balance of Distribution of Some Transition Metals Between the  $(M', M'')B$  and  $(M', M'')_2B$  Phases', *Met. Trans. A*, Vol. 17 A, pp. 1665-69, October 1986.
- [82] CARBUCICCHIO, M., ZECCHI, E., PALOMBARINI, G., SAMBOGNA, G., 'Phase Composition and Structure of Boride Layers Grown Laboratory-Cast Low-Chromium Alloys', *J. Mater. Sci.*, 18, pp. 3355-62, 1982.
- [83] FRANS, J. J., VAN, L., JOHAN, A., VAN, B., 'Reactions and Phase Relations in the Systems Fe-Ni-B and Fe-Co-B', *Z. Metallkunde*, Bd 80, H.4, pp.245-50, 1989.
- [84] TSIPAS, D. N., RUS, J., 'Boronising of Alloy Steels', *J.Mater.Sci. Let.*, 6, pp. 118-120, 1987.
- [85] CARBUCICCHIO, M., PALOMBARINI, G., SAMBOGNA, G., 'Composition and Structure of Boride Layers Grown on Low-Manganese Ternary Iron Alloys', *J. Mater. Sci.*, 15, pp. 4035-39, 1984.
- [86] BERZINA, I.G., GUSEV, E.B., ZAKHAROV, B.V., FEDINA, G.N., and FEDIN, V.M., 'Distribution of Boron, Tungsten, Titanium and Cobalt in Boronized Solid Alloy', *Fiz. Metal. Metalloved.*, 57, No.4, 713-718, 1984.
- [87] FIEDLER, H.C., SIERASKI, R., 'Boriding Steels For Wear Resistance', *Metal Progress*, 101-107, 1971.

- [88] ASHBY, F. M., JONES, D. R. H., *Engineering Materials I*, Pergamon Press, pp. 223-229, 1980.
- [89] DIN 5032, Taschenbuch 56, Beuth Verlag GmbH, 38, 1983.
- [90] ASTM G 40-93, *Standard Terminology Relating to Wear and Erosion*, 1993.
- [91] KAYALI, E. S., 'Sürtünme ve Aşınma', Workshop on Anti-Wear Coatings, TÜBİTAK-MAM, Kocaeli, 11/1993.
- [92] PEKİN, Ş., VUORISTI, P., MANTYLA, T., 'System Approach for Wear Resistant Coatings', Workshop on Anti-Wear Coatings, TÜBİTAK-MAM, Kocaeli, 11, 1993.
- [93] MİMAROĞLU, A., YILMAZ, F., 'Influence of Carbide Size, Hardness and Temperature on Sliding Friction and Wear of Boundary Lubricated High-Speed Steel and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Ceramics', *Tribology Transactions*, Vol.40, pp.173-177, 1997.
- [94] MOORE, D.F., 'Principles and Applications of Tribology', Pergamon Press., Oxford, 1975.
- [95] BOWDEN, F.P., TABOR, D., 'The Friction and Lubrication of Solids', At the Clarendon Press, Oxford, 1950.
- [96] COLLANGELO, V. J., HAISER, F. A., 'Analysis of Metallurgical Failures', A Wiley Interscience Publication, pp. 206-23, 1974.
- [97] ERDEMİR, A., 'A Review of The Lubrication of Ceramics With Thin Solid Films', *Friction and Wear of Ceramics* Edited by Said Jahanmir, Newyork, pp. 119-162, 1994.
- [98] KLENKE, C.J., 'Tribological performance of MoS<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> compacts', *Tribology Int.*, Vol.23, No.1, pp.23-26, Feb.1990
- [99] BHATTACHARYA, R.S., RAI, A.K., MCCORMICK, A.W. and ERDEMİR, A., 'High Energy (Mev) Ion Beam Modifications of Sputtered MoS<sub>2</sub> Coatings on Ceramics', Presented at The ASME/STLE Tribology Conference, San Diego, California, pp. 1-6, October 19-21 1992.
- [100] BHATTACHARYA, R.S., RAI, A.K and ERDEMİR, A., 'High Energy (Mev) Ion Beam Modifications of Sputtered MoS<sub>2</sub> Coatings on Sapphire', *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B59/60*, VII. Metals/Tribology, North Holland, pp. 788-792, 1991.
- [101] ERDEMİR, A., ERC, R.A., ROBLES, J., 'Relationship of Hertzian Contact Pressure to Friction Behaviour of Self-Lubricating Boric Acid Films', *Surface and Coatings Technology*, 49, pp.435-438, 1991.

- [102] TAKEUCHI, E., FUJII, K. and KATAGIRI, T., 'Sliding Wear Characteristics of Gas Boronized Steel', *Wear*, 55, 121-130, 1979.
- [103] ERDEMİR, A., 'Tribological Properties of Boric Acid and Boric Acid Forming Surfaces. Part I: Crystal Chemistry Mechanism of Self-Lubrication of Boric Acid', *J. Soc. Tri. & Lub. Eng.*, V. 47, 3, pp.168-173, March 1991.
- [104] ERDEMİR, A., 'Boric Acid: A Self-Replenishing Solid Lubricant', *Advanced Materials and Process*, Vol.7, pp. 40-42, 1991.
- [105] BİNDAL, C., ERDEMİR, A., 'Ultralow Friction Behaviour of Borided Steel Surfaces After Flash Annealing', *Applying Physical Letters*, 68(7), 12 February 1996.
- [106] ERDEMİR, A., FENSKE, G. R., NICHOLS, F. A., ERCK, R. A., 'Self-Lubrication Films for Tribological Applications', *Proceedings of the Japan International Tribology Conference*, Nagoya, 1990.
- [107] ERDEMİR, A., FENSKE, G. R., ERCK, R. A., NICHOLS, F. A., BUSCH, D.E., 'Tribological Properties of Boric Acid and Boric Acid Forming Surfaces. Part II: Mechanisms of Formation and Self-Lubrication of Boric Acid Films on Boron- and Boric Oxide- Containing Surfaces', *J. Soc. Tri. & Lub. Eng.*, V. 47, 3, pp.179-184, March 1991.
- [108] BUDINSKI, K.G., 'The Wear of Diffusion Treated Surfaces', *Wear*, 162-164, 757-762, 1993.
- [109] EYRE, T.S., 'Effect of Boronising on Friction and Wear of Ferrous Metals', *Wear*, 33, 383-397, 1975.
- [110] FORMANEK, B., SWADZBA, L. And MACIELJNY, A., 'Microstructure, wear Resistance and Erosion Resistance of Plasma-Sprayed Boride Coatings', *Surface and Coating Technology*, 56, 225-231, 1993.
- [111] FICHTL, W., 'Über Neue Erkenntnisse auf dem Gebiete Oberflächen Borierens', *HTM*, 29,2,113-119, 1974.
- [112] HU, R., FENSKE, G.R., REHN, L.E., BALDO, P.M., ERDEMİR, A., LEE, R.H., ERCK, R.A., 'Tribological performance of ion-beam-mixed Fe/B multilayers on M50 steel', *Surf. Coat. Technol.*, 42, pp283-297, 1990.
- [113] *Metals Handbook*, 9<sup>th</sup> Edition, Vol.4, 'Introduction to Heat Treating of Tool Steels', pp.561-610, Ohio 1981.
- [114] TEKİN, E., *Takım çeliklerinin Isıl İşlemi Notları*, SEGEM Yayınları no:104, Mart 1983, Ankara.
- [115] ÜÇİŞİK A.H., BİNDAL, C., 'Fracture Toughness of Boride Formed on Low-Alloy Steels', *Surface & Coatings Tribology*, 94-95, pp. 561-565, 1997.

[116] PONTON, C. B., RAWLINGS, R.D., 'Vickers Indentation Fracture Toughness Test Part 1. Review of Literature and Formulation of Standardised Indentation Toughness Equations', *Mat. Sci. Tec.*, Vol. 5, pp. 865-871, September 1989.

[117] SWAIN, M.Y., 'A Note on The Residual Stress About a Pointed Indentation Impression in a Brittle Solid', *J. Mater. Sci. Let.*, 11, pp.345-348, 1976.

[118] MATZKE, HJ., 'Indentation Techniques for Evaluation of Mechanical Properties of Ceramics and Glasses', *Engineering Materials Vols 56-57*, pp365-392, 1991.

[119] XU, H.H.K., SMITH, D.T., JAHANMIR, S., ROMBERG, E., KELLY, J.R., THOMPSON, V.P. and REKOW, E.D., 'Indentation Damage and Mechanical Properties of Human Enamel and Dentin', *Journal of Dental Research*, Vol.77, No.3, pp.472-480, March, 1998.

[120] CASADESUS, P., GANTOIS, M., 'Über das Borieren von Eisenlegierungen mittels Ionenbeschuß mit Diboran', *HMT*, V.33, pp.202-208, (1978) 4.

[121] MANGONON, P.L., *The Principles of Materials Selection for Engineering Design*, Chapter 14, 'Ceramics and Glasses', Prentice-Hall Inc., New Jersey, 1999.

[122] RILE, M., 'Reasons for the Formation of Cracks in Boride Coatings on Steel', *Met. Sci. Heat Treat.*, 16, 9-10, pp.836-838, 1974.

## ÖZGEÇMİŞ

### KİŞİSEL BİLGİLER

Adı SOYADI : İbrahim ÖZBEK  
 Doğum yeri ve yılı : Antalya – 08.06.1962  
 Medeni hali : Evli, 1 çocuk babası  
 Yabancı dili : İngilizce, Fransızca

### EĞİTİM

1968-1973 Hızır Reis Orta Okulu –Antalya, Pekiyi derece ile mezuniyet  
 1973-1979 Antalya Lisesi - Antalya, İyi derece ile mezuniyet  
 1979-1983 İTÜ Metalurji Fakültesi- İyi derece ile mezuniyet  
 1983-1984 İTÜ Fen Bilimleri Enst. Yüksek Lisans Fransızca hazırlık sınıfı  
 1984-1988 İTÜ Fen Bil. Ens. Malzeme Ana Bilim Dalı Yüksek Lisans  
 1991-1991 F.A.S. Training Center, Müteşebbislik Eğitimi (6 ay), Dublin/ İrlanda  
 1994- .. SA.Ü. Fen Bil. Ens. Metalurji A.B. Dalı Doktora eğitimine başlama.

### MESLEK HAYATI

1988-1989 MEB Ankara Ostim Ç.E.M. Döküm öğretmenliği (6 ay)  
 1989-1994 MEB Projeler Koord. Kur. Bşk. lığı, Proje uzmalığı- Şube müdürlüğü  
 1994- .. SA.Ü. Sakarya Meslek Yük. Okulu, Döküm Proğ. Öğretim görevlisi

### YAYINLAR

1- ÖZBEK, İ., ÇİMENOĞLU, H., KAYALI, E.S., 'Ilık haddelemenin derin çekme saçların özelliklerine etkisi', 5. Ulusal Metalurji Kongresi Bildiriler Kitabı sayfa 111-116, 1988.



- 2- ÖZBEK, İ., BİNDAL, C., 'Borlama ile yüzeyi sertleştirilen AISI W4 takım çeliğinin bazı mekanik özellikleri', IV. Uluslararası Katılımlı Seramik Kongresi Bildiriler Kitabı sayfa 753-760, Eylül 1998, Eskişehir.
- 3- ŞEN, Ş., ÖZBEK, İ., ŞEN, U., BİNDAL, C., 'Mechanical properties of borided cold work steel', IV. Uluslararası Katılımlı Seramik Kongresi Bildiriler Kitabı sayfa 753-760, Eylül 1998, Eskişehir.
- 4- ÖZBEK, İ., USTA, M., BİNDAL, C., ÜÇİŞİK, A.H., 'The effect of borinizing medium on the properties of borided AISI 316L stainless steel', The First China International Conference on High Performance Ceramics, Oct.31-Nov.3, 1998, Beijing / China.
- 5- ÖZBEK, İ., AKBULUT, H., BİNDAL, C., ÜÇİŞİK, A.H., The characterization of borided 99,5% purity nickel, 1<sup>st</sup> International Conference, The Coatings in Manufacturing Engineering, October 14-15, 1999, Thessaloniki / Greece.
- 6- ÖZBEK, İ., ŞEN, Ş., USTA, M., EL-MAARİ, O., BİNDAL, C., ÜÇİŞİK, A.H., 'Characterization of boronizing of AISI 316L ostenitic surgical stainless steel', The Fourt Asian Symposium on Biomedical Materials, December 1-3, 1999, Singapore.
- 7- ÖZBEK, İ., ŞEN, Ş., USTA, M., BİNDAL, C., ÜÇİŞİK, A.H., 'Characterization of boronizing of AISI 316L ostenitic surgical stainless steel', The 24<sup>th</sup> Annual Cocoa Beach Conference & Exposition: Int. Conf. On Engineering Ceramics and Structures, January 23-28, 2000, Doubletree/ Hilton Hotels, Cocoa Beach, Florida, USA.
- 8- ÖZBEK, İ., AKBULUT, H., ZEYTİN, S., BİNDAL, C., ÜÇİŞİK, A.H., 'The characterization of borided 99,5% purity nickel', Surf. Coat. Tech., 126 (2000) 166-170.

## İLETİŞİM

### SAKARYA ÜNİVERSİTESİ

Sakarya Meslek Yüksek Okulu Döküm Programı

Tel : 0.264. 277 40 01 Faks: 0.264. 278 65 18

e-mail : iözbek @ esentepe.sau.edu.tr