

19375

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AZ ALAŞIMLI VE KARBON ÇELİKLERİNDE BORLAMA İLE YÜZEYE

KAPLANAN BORÜRLERİN BAZI ÖZELLİKLERİNİN TESBİTİ

DOKTORA TEZİ

Y. Müh. Cuma BİNDAL

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 21 Haziran 1991

Tezin Savunulduğu Tarih : 29 Ağustos 1991

Tez Danışmanı : Prof.Dr. A.Hikmet ÜÇİŞİK

Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr. Emel GEÇKİNLİ

: Prof.Dr. Sabri ALTINTAŞ

T. C.

Yükseköğretim Kurulu
Dokümantasyon Birliği

AĞUSTOS 1991

ÖNSÖZ

Metallerin seramiklerle kaplanması, sert, aşınma ve korozyona dayanıklı yüzeylerin elde edilebilmesi sebebi ile, çok değişik şart ve şekillerde uygulanmaktadır. Geniş bir yelpazeyi kapsayan yüzey kaplama yöntemlerinden biri de "borlama" dır. Özellikle Fe-C alaşımlarına uygulanabilen bu yöntemde, ana malzeme üzerinde iyi bir borür tabakasının teşekkülü sağlanmaktadır. İşlem, genellikle, bileşenleri boraks ve katkı maddelerinin yüksek sıcaklık-taki bir banyo içerisinde gerçekleştirilir. Borlama işleminde kullanılan malzemelerin önemli bir kısmı Türkiye'de üretilebildiğinden bu yönteminin uygulanması ülke ekonomisi için avantaj teşkil edebilir.

Bu çalışmanın yürütülmesinde uzun zamandan beri birlikte çalıştığım Prof.Dr. A.Hikmet ÜÇİŞİK'in büyük yardımlarını gördüm. Kendilerine minnettarım. Deneysel çalışmalar, İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi ile büyük ölçüde TÜBİTAK Marmara Araştırma Merkezi Laboratuvarlar'ında gerçekleştirilmiştir. "MAM" Malzeme Bölümü çalışanlarına, özellikle yapıcı tenkit ve yol göstericiliğinden çok faydalandığım Dr. Sakin ZEYTİN'e, Dr. Ali ERDEMİR'e ayrıca Met.Yük.Müh. Hatem AKBULUT, Met.Müh. Hasan ÇEP ve Met.Müh. Uğur ŞEN ile diğer çalışma arkadaşlarıma teşekkürü borç bilirim. Çalışmalarım ile yakından ilgilenen Doç.Dr. Eşref AVCI ile Teknisyen Ersan DEMİR, Mızrap CANİBEYAZ, Hidayet BODUR, Orhan ARISOY ve Mehmet ÖZBEY'e şükran borçluyum.

Malzeme temini ve işlenmesinde gösterdikleri ilgiden dolayı TÜVASAŞ, DÖKTAŞ A.Ş.'lerine teşekkür ederim. Çok sık istifade ettiğim TÜVASAŞ Müessesesi imkanlarını açan sayın genel müdür Doç.Dr. Metin YEREBAKAN ve planlama daire başkanı Dr. Sacit DÜNDAR'a şükran borçluyum. Son olarak tezimi sabırla daktilo eden İlyas KORKMAZ'a teşekkür ediyorum.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	
SUMMARY	
BÖLÜM 1. GİRİŞ	1
BÖLÜM 2. KONUNUN TEORİK İNCELENMESİ	4
2.1. Bor ve Bazı Borürlerin Fiziksel Özellikleri	4
2.2. Demir Borürlerin Büyüme Mekanizması..	9
2.3. Arayüzey Morfolojisi	13
2.4. Borlamaya Alışım Elementlerinin Etkisi	16
2.5. Borlama Metodları.....	27
2.6. Borlanmış Yüzeyin Genel Özellikleri...	28
2.7. Borür Tabakasının Büyüme Kinetiği.....	31
BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	36
3.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler.....	37
3.2. Deneylerde Kullanılan Gereçler.....	38
3.3. Borlama Banyosu	39
3.4. Borlama	40
3.4.1. Metalografik İnceleme	41
3.4.2 Sertlik Ölçümleri	42
3.4.3. X-Işınları Analizi	42
3.4.4. Scanning Elektron Mikroskobu	42
İncelenmesi	42
3.4.5. Kırılma Tokluğu	42
3.4.6. korozyon Özelliklerinin Tayini.....	46
BÖLÜM 4. DENEY SONUÇLARI	47
4.1. Metalografik İnceleme	47
4.2. Sertlik Ölçümleri	71
4.3. X-Işınları Analizi	96
4.4. Scanning Elektron Mikroskobu	105
İncelenmesi	105
4.5. Kırılma Tokluğu	121
4.6. Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi...	126

BÖLÜM 5. SONUÇLARIN İRDELENMESİ.....	132
KAYNAKLAR	149
EKLER	157
ÖZGEÇMİŞ	167



ÖZET

Türkiye'nin sahip olduğu en önemli doğal kaynaklardan biri bor rezervleridir. Bor ve türevlerinin endüstride kullanım alanı geniştir. Bor, teknolojiye hem bileşik halinde hem de alaşım elementi olarak kullanılabilir. Bor ürünlerinin kullanım alanlarından biri de termo-difüzyonel bir proses olan borlama "boronizing" dir.

Bu çalışmada değişik sürelerde borlanan, üç ticari karbon çeliği (AISI 1020, 1040 ve 1050) ile özel olarak hazırlanmış altı adet az alaşımlı çelik malzemelerde fiziksel ve kimyasal bazı parametrelerin değişimi incelenmiştir.

Borlama boraks, borik asit, Fe-Si'den ibaret 940°C'deki bir banyoda değişik sürelerde gerçekleştirilmiştir. Borlanmış malzemeler, X-ışınları, SEM, metalografi, mekanik ve korozyon deneyleri ile incelenmiştir. Böylece, bileşim ve borlama süresi ile; borür tabakasının kalınlığı, faz analizi, sertlik, kırılma tokluğu ve korozyon davranışının değişimi araştırılmıştır.

Borlama süresiyle borür tabakası kalınlığı azalan bir hızla artmaktadır. Halbuki sertlik ve kırılma tokluğu gibi mekanik parametreler borlama süresinden çok, oluşan borür bileşiğinin cinsi ile ilişkilidir. Alaşım elementi ilavesi ise tabaka kalınlığını çarpıcı bir şekilde etkilememiş fakat borür tabakasının sıklığını (kolonların birbirleriyle yakınlığını) artırmıştır. Sertlik ve kırılma tokluğu, mangan ilavesi ile krom ilavesine göre nisbi bir artış göstermiştir.

56°C'de hacimca % 10'luk H₂SO₄ ortamında korozyon davranışının da alaşım elementi ilavesiyle relatif olarak iyileştiği ve Mn'in bu hususta daha etkili olduğu tesbit edilmiştir.

DETERMINATION OF SOME MATERIAL
PROPERTIES OF BORIDES COATED ON THE SURFACES
OF LOW ALLOY AND CARBON STEELS

SUMMARY

Although it is well known, that Turkey is rich in certain mineral resources, how to use available deposits economically is not fixed yet for most of resources. Since one of the important resources, which Turkey has, is boron, usage of which is always considered preferentially. One of the applications of boron or boron based compounds is to get benefit of some of the extreme mechanical properties of boron compounds as coating materials on metallic and non-metallic surfaces with or without solutions hardening through boron in base materials.

Coatings are used in many engineering applications to improve surface properties by the help of beneficial properties of components as coating materials. Main general reason of the application of coating techniques is to protect base material from outside effect.

Coatings being surface modification techniques are designed to enhance surface mechanical properties, the corrosion resistance in aggressive environment and/or improve friction and wear properties for tribological applications. It is well known, that coating layer differs from substrate in chemical composition, structural properties, and chemical and mechanical behaviour.

Coating technologies range from painting, through coatings which are applied then fixed to a surface, to plasma spraying, to various chemical methods of deposition, to an increasingly sophisticated array of vacuum techniques. Painting is the most familiar method of surface coverage, whereas fixed coatings are related to traditional enamelling in that the surface coating contains not only inorganic oxides such as alumina, which provide wear and heat resistance, but also a fusible silicate or glass component.

Plasma or flame spray coatings utilise the partial or full melting of a powder as it passes through a high temperature gas plasma induced electrically or by a combustion gas flame.

One of the oldest and simplest coating technologies is electroplating of metals. Sol-gel coatings and coatings based on the pyrolysis of metal-organic films are a technology of increasing significance.

Chemical vapour deposition (CVD) uses vapour phase transport to grow epitaxial and highly structured films on crystal substrates.

One of the exciting recent coating technologies is that of the formation of diamond films by the decomposition of organic-metallic compounds such as methane in an electrical plasma.

No matter which kind of methods is used, layers of metals, ceramics or composites having thickness from angstrom level to the few hundreded microns are important part of industrial practice.

Ceramic coating technologies have been showing continuous progress. In U.S.A., the amount of ceramic coatings in 1990 has \$ 371 million value, which will have export value in the year 2000 \$ 940 million. According to these to concentrate on ceramic coatings has not only scientific and technological importance, also high amount of economical value.

In this study, boronizing practice was intended to use for surface modification of steels. Boronizing is frequently used to increase surface hardness to obtain a layer resisting wear and chemical attacks. Boronizing being a thermo-diffusional process being preferred because of several reasons; some of them are:

- (i) The advantage of raw material; Turkey is not dependent on other countries in boron minerals (economical reason).
- (ii) Easy of method (practical reason).
- (iii) Lack of the knowledge on the alloy effect.
- (iv) Comparison of commercial and impurity level controlled alloy after boronizing.
- (v) To find out a way to produce a surface with good mechanical properties, such as hardness, toughness, tribological properties and chemical properties etc.

Three commercial alloys, AISI 1020, AISI 1040, AISI 1050 and 6 special alloys prepared by using poor elements in order to control the level of impurity and alloying elements. Technological efforts to improve boriding commercial alloys have been pursued by many researchers.

Little attention was paid to the special alloys to study individual role of each alloying element. It is well known, that thermochemical boriding of iron alloys is dependent on the matrix chemical composition among the other variables.

Alloying elements in base metal play important role on the nucleation of borides, diffusion characteristics, relative amount of reaction products, modification of composition and boride layers, shapes of grown surface layers. Chemical composition of 6 special alloys used are shown in Table 1.

Table 1. Chemical Composition of 6 Special Alloys.

Alloy Number	Chemical composition (% wt.)			
	C	P	Mn	Cr
1	0.3	0.02	-	-
2	0.3	0.02	0.5	-
3	0.3	0.02	1.0	-
4	0.3	0.02	-	0.5
5	0.3	0.02	-	1.0
6	0.3	0.02	0.5	0.5

Impurity level was kept constant in all special alloys. Since each specially prepared steel has either Mn or Cr or Mn+Cr or no alloying element to compare the effect of alloying element separately and together, the role of Mn and Cr content was outlined.

Boronizing bath consisted of 66% Borax, 14% Boric Acid and 20 % Ferro-Silicon. All 9 alloys were boronized in the same condition, at 940°C. Boronizing period was changed from 1/2 hrs to 10 hrs., so that the effect of time was studied.

After boronizing, each group of alloy was examined by using classical metallographic techniques, X-ray diffraction, hardness measurements, fracture toughness measurements, Scanning Electron Microscopy and Corrosion Tests.

Metallographic studies showed that coating layer has columnar shape. The length and interface between adjacent columns depends on alloy and boronizing time. Initially, the thickness of boronized layer increases, later on, the rate of increase decreases. It is well understood, that process is diffusional.

The hardness level in the layer also depends on alloy and boronizing time. By hardness measurement from the surface until the original matrix, coated material are divided into three parts;

- (i) Layer having borides,
- (ii) The region being below column, where boron makes solid solution has hardness less than that of column and higher than that of original alloy,
- (iii) Matrix, which are not affected by boron.

It is also found, that hardness doesn't depend on the hardness of original non-coated alloy.

Hardness is essentially related with boron compounds, which layers have. X-ray diffraction analysis showed, that layer has ceramic composites in each alloy. All alloys have at least two types of iron borides; FeB and Fe₂B. Carbon steels and special alloy without alloying element have only two types of iron borides.

However, it should be noted that special steel without alloying element had greater hardness on the surface than those of commercial alloys, although both commercial alloys and special steel without alloying element had only iron borides on their surfaces.

The other five alloys with Mn or Cr or Mn+Cr have in addition to iron borides, manganese or/and chromium borides depending on boronizing time. Alloy with 0.5% Mn after 5 and 7 hrs boronizing time had MnB on surface in addition to FeB and Fe₂B. Whereas alloy with 1% Mn after 5 hrs. had only Mn₂B, after 7 hrs. both MnB and Mn₂B in addition FeB and Fe₂B. For chromium, situation was the same except alloy with 0.5% and 1% Cr had both Cr₂B and CrB after 7 hrs.

Alloy with both Mn and Cr had two types of iron, manganese and chromium borides. X-ray diffraction did not only reveal the types of borides, but showed also there is orientation differences for every borides, which may affect the directional properties.

Through SEM analysis, the change in chemical composition was studied. In each column, it was found, that the amount of alloying element fluctuates relatively. Combination of X-ray diffraction studies with SEM results on the fluctuation of chemical analysis shows, that strong inhomogeneities exist structurally and chemically, although SEM micrographs distinguish by the help of contrast only two different types of borides, e.g. Fe₂B and FeB.

Although the value of fracture toughness was changing around 1 MPa m^{1/2}, it was noticed that Mn has only positive role on the fracture toughness.

However it must be noted that types of borides on the surface are at least more than one. Each one, individually, has its own fracture toughness value, but it is not known which kind of interactions occurs among borides in order to influence on fracture value of borides composites being ceramic composites. On the other hand directionality or texture, which is found by X-ray diffraction, may be effective. Excluding the effect of texture, it is concluded that preparation of independent intermetallic borides would be helpful to distinguish the influence of single type of boride, but in this case due to preparation methods of intermetallics, borides produced would not be same borides except chemical composition.

In the severe condition all boride layers showed good corrosion resistance. Certainly boronizing increases the corrosion resistance. However, the activities of interfaces between,

- (i) Columns,
- (ii) Different borides,
- (iii) Borided surface and interface in corrosive environment under stress or without stress in order to understand how crack nucleates and propagates, are not known yet.

B Ö L Ü M I

1. GİRİŞ

Son yıllarda yapılan tartışmalardan biri, ülkemizdeki doğal kaynakların cinsi ve miktarı olmakla birlikte esas önemli olan; bunlardan dünya Bilim ve Teknoloji yarışında, en uygun bir biçimde nasıl faydalanacağıdır. Seramik ve seramik kompozit malzemelerin büyük hızla teknolojide geniş yer tutar hale gelmesi, malzeme araştırmalarının bir çoğunu "seramik" lerle ilgili hale getirmiştir. Tâbi ve sun'i seramiklerden direkt olarak faydalanmak mümkün olduğu gibi bunları diğer malzemelerle kompozit haline getirmek veya başka cins malzemelerin üzerine de kaplamak mümkün olabilir. Nihai kullanıcıya arz edilecek bu tür malzeme, bir veya bir çok teknolojinin mahsulü olarak ortaya çıkabilir. Bu ise teknoloji transferi, adaptasyonu ve/veya teknoloji üretimi ile mümkündür. Diğer bütün teknolojilerde olduğu gibi "Seramik Kaplama" teknolojisinde de işin temeli, ön bilimsel araştırmalar ve bunları takiben yapılacak pilot ölçekdeki çalışmalardır.

Metalik ve metalik olmayan malzemelerin yüzeylerinin seramik ile kaplanması geniş bir metod spektrumunu içine aldığı gibi, kaplanacak seramik malzemenin üstün özelliklerini kaybetmeden yüzeyde bulunmasını temin için uygun tekniklerin kaplama sırasında ve sonrasında kullanılmasını gerektirir. Genellikle seramikle kaplamalar korozyon, erozyon ve aşınmaya karşı direnç kazanmak için kullanılmaktadır. Ayrıca, "Seramik Kaplama" yüksek sıcaklık tatbikatı, enerji tasarrufu v.b. gayelere de ulaşarak, yapı elemanlarının ömrünü uzatmalı, ekonomiye yardımcı olmalıdır. Amerika Birleşik Devletleri'nde,

korozyon, aşınma v.b. malzeme hasarı dolayısıyla 500 Milyon dolarlık kayıp olduğu ileri sürülmektedir.[1]. 1990 senesi istatistiklerine göre A.B.D.'de oksit esaslı seramik kompozitlerin %63.8'i aşınmaya karşı kullanılmakta olup, 2000 senesinde bu oranın %70'e çıkacağı tahmin edilmektedir. [2]. Aynı şekilde, A.B.D.'de, 1989'da 41, 1990'da 52 milyon dolar olarak verilen aşınmaya karşı kullanılan oksit seramiklerin mali değerinin, bugünkü rayiç üzerinden 2000 senesinde 250 milyon dolara ulaşacağı ileri sürülmektedir [2]. Bazı tatbikat alanlarında, seramik kaplamanın, direkt seramik kullanımının yerine geçebileceği gibi, böyle olmasa dahi, seramik kaplamanın 2000'li yıllarda etkisini devam ettireceği bilinmektedir; nitekim A.B.D.'de 1990'da 371 milyon dolarlık yer tutan seramik kaplamaların, aynı piyasada 2000 senesinde 940 milyon dolarlık hacim işgal edeceği tahmin edilmektedir [3]. CVD (Chemical Vapor Deposition), buharlaşma (Evaporation), Sputtering, EPVD (Electron-Beam Physical Deposition), Plazma (Plasma Spraying), Sol-Gel, İyon Implantasyonu (Ion Implantation) v.b. kaplama metodları yanında, seramik banyosu içerisine daldırma suretiyle kaplama, istenen gayeye ulaştığı takdirde, hem pratik, hem de ekonomik olmaktadır. Bu prosesin bazı limitleri olmakla beraber geniş ölçüde tatbikat alanı bulması mümkündür.

Esası, genellikle, termo-difüzyonal proses olan daldırma usulü ile kaplamaya en müsait metodlardan biri "Borlama" (Boronizing) dır. Türkiye'nin çok zengin "Bor" rezervine sahip olduğu ve bor bileşiklerinin üstün özellikleri göz önüne alındığı takdirde, bazı malzemelerin bor ve bor bileşikleriyle kaplanması, matrisin, muhtemel, vazgeçilmeyecek özellikleri yanında bor bileşiklerinin aşınma, korozyon mukavemeti ile kaplama tabakasındaki bileşiğin cinsine göre üstün mekanik özelliklerinden aynı anda faydalanmak mümkün olacaktır.

Çelik endüstrisinde büyük yer tuttuğu bilinen "Bor" elementi, ilaç sanayiine kadar uzanan kullanım alanı yanında, Ti, Zr, Cr ve Fe ile yaptığı bileşiklerin yüksek ergime sıcaklığı, yüksek sertlik, üstün korozyon ve aşınma direncine sahip olduğu bilinmektedir. Ayrıca bor elementinin oksitlenmesinin sürtünme katsayısını düşürerek yağlama tesiri yaptığı bulunmuştur [4]. Bor bileşiklerinin sertlikleri yanında, korozyon ve aşınma mukavemetlerinin yüksek oluşu "Borlama" yolu ile katı malzemelerin yüzeylerini kaplayarak, bu bileşiklerin üstün özelliklerinden faydalanma imkanına yol açmaktadır. Uygun şartlarda metalik ve bazı metalik olmayan malzemelerde borlama uygulaması mümkün olabilir.

Demir esaslı alaşımların sertlikleri ile agresif ortamda aşınma ve kimyasal hasara karşı mukavemetlerinin limitli olması, bu alaşımların pratik özelliklerine, üstün yüzey özellikleri ilavesinin avantajları, akademik, teknolojik araştırma ve geliştirmeleri teşvik etmektedir. Borlama banyosunun kaplanacak malzeme ile reaksiyonu sonucu ortaya çıkan tabakaların ve ara yüzeylerin özelliklerinin incelenmesi, akademik öneme haiz olduğu gibi, elde edilebilecek muhtemel üstün özellikler, teknoloji transferini mümkün kılabilir. Bu gaye ile bu çalışmada, üç adet, AISI 1020, AISI 1040, AISI 1050 ticari karbon çelikleri ile, özel olarak hazırlanmış altı adet çelik kullanılmıştır. Özel olarak hazırlanan çeliklerin birisi hariç, diğerlerinde sırasıyla %0.5 Mn, %1 Mn, %0.5 Cr, %1 Cr ve %0.5 Mn+%0.5 Cr bulunmaktadır. Dokuz alaşımın hepsi de aynı şartlarda borlama işlemine tâbi tutularak kimyasal bileşimin geniş bir spektrum içerisinde, borlama sonrası malzeme özelliklerine etkisi incelenmiştir. Bu suretle alaşım elemanlarına bağlı olarak yüzey özellikleri değişimi, ileriye dönük borlanacak alaşımların dizaynına imkan hazırlamıştır.

B Ö L Ü M II

2. KONUNUN TEORİK İNCELENMESİ

2.1. Bor ve Bazı Borürlerin Fiziksel Özellikleri

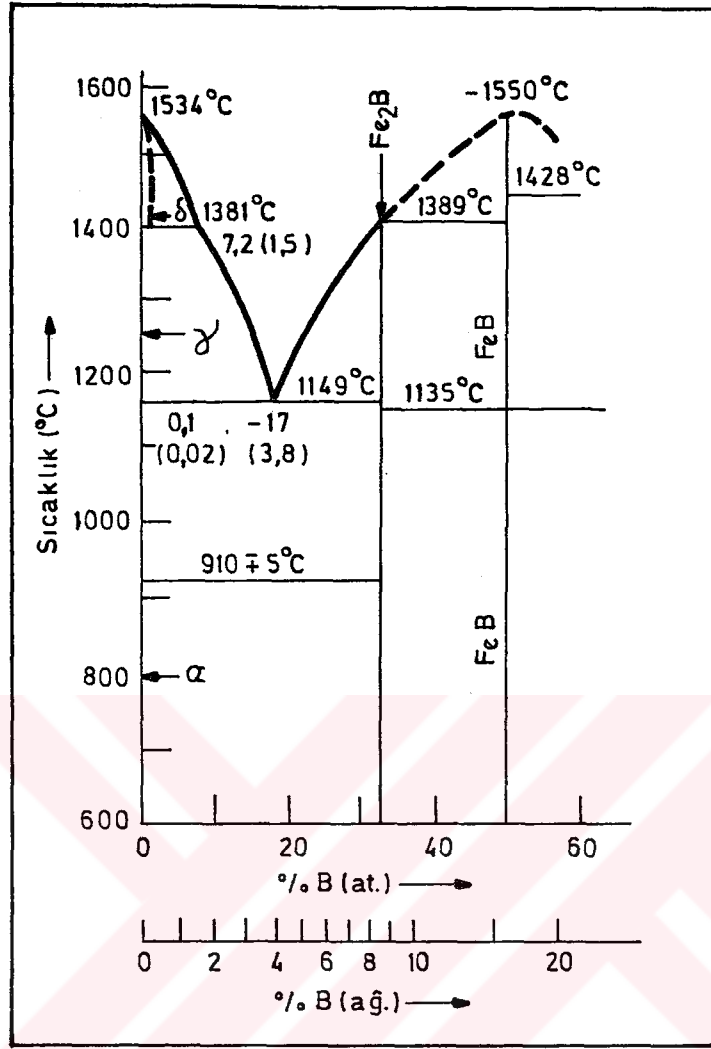
Bor, periyodik sistemin 3A grubunda, atom ağırlığı 10.82, atom numarası 5 olan bir elementtir. Borun atom çapı $1.78 \text{ \AA}$, ergime noktası 2330°C , kaynama noktası 2550°C , relatif yoğunluğu ise 2.3 gr/cm^3 'tür. [5].

Bor amorf ve kristalin olmak üzere iki şekilde bulunmaktadır; kristalin bor, tetragonal ve hekzagonal sistemlerde kristalleşir [5].

Tâbii bor elementi, %18.83 oranında B^{10} ile %81.17 oranında B^{11} izotoplarının karışımıdır.

Demir alaşımlarında alaşım elementlerinin genellikle atom çaplarına bağlı olarak arayer ve yeralan element olarak eriyebileceği bulunmuştur. Bu gerçekten hareketle, bor $\alpha\text{-Fe}$ 'de hem yeralan hem de arayer pozisyonunda olabilmektedir [6].

$\alpha\text{-Fe}$ 'de borun difüzyonu için gerekli aktivasyon enerjisi 62 Kcal./mol olarak bulunmuştur [6]. Borun arayer elementi olarak çözünebileceği iç sürtünme ile desteklenmiştir. $\alpha\text{-Fe}$ 'de "Snoek Piki"'ne benzer bir pikin oluştuğu ileri sürülmüştür. [6]. Bor çeliklerde katı halde, ppm mertebesinde çözünmektedir. Borun atom çapı demirin atom çapından %27 daha küçük olduğundan bu element ile katı eriyik yapabilmektedir. 850°C 'de $\alpha\text{-Fe}$ 'de bor çözünürlüğü 50 ppm, $\gamma\text{-Fe}$ 'de ise 55-260 ppm olacağı ileri sürülmüştür [6, 7]. Şekil 2.1'de Fe-B ikili denge diyagramı verilmiştir [8-10].



Şekil 2.1. Fe-B ikili Denge Diyagramı [8 - 10].

Düşük sıcaklıklarda demir içerisinde borun çözünürlüğü mukayese edildiğinde 1/50 oranında arayer atomu olarak erirken, büyük ekseriyeti yeralan atomu olarak erimektedir [6].

Uygun difüzyon deneylerinde bor'un hem arayer, hem de yeralan olarak çözündüğü düşünülebilir [6, 7].

α -Fe'de B, C, N, Ni ve Si'un bazı difüzyon karakteristikleri Tablo 2.1'de gösterilmiştir [6].

Tablo 2.1. α -Fe'de B, C, N, Ni ve Si'un Bazı Difüzyon Karakteristikleri [6].

Alaşım	D (cm ² /sn)
Fe-B	$10^6 \exp(-62000/RT)$
Fe-C	$0.02 \exp(-2010/RT)$
Fe-N	$0.0078 \exp(-18900/RT)$
Fe-Ni	$9.9 \exp(-61900/RT)$
Fe-Si	$0.44 \exp(-4800/RT)$

Tablo 2.1'den, α -Fe'de bor'un difüzyon aktivasyon enerjisinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu durum difüzyon mekanizmasının ayrılmasıyla açıklanmaktadır. Reaksiyonun yeralan ve arayer bor şeklinde olacağı düşünülmektedir.



$$C_i \cdot C_v = C_s \cdot f \cdot e^{\Delta S/R} \cdot e^{-Q/RT} \quad (2.2)$$

Burada;

S: Yeralan bor atomları

I: Arayer bor atomları

V: Atom boşlukları

C_i : Arayer bor konsantrasyonu

C_v : Boşluk konsantrasyonu

C_s : Yeralan bor konsantrasyonu

ΔS : Yeralan bor için ayrılma entropisi

Q: Aktivasyon enerjisi

f: Nümerik faktör.

olup, denklem (2.1) dengede olduğu zaman efektif difüzyon katsayısı aşağıdaki gibi tanımlanabilir.

$$D_{eff} = \frac{C_s \cdot D_s + C_i \cdot D_i}{C_s + C_i} \quad (2.3)$$

Burada;

D_s : Yeralan difüzyon katsayısı

D_i : Arayer difüzyon katsayısını

göstermektedir.

Yüksek sıcaklıklardaki difüzyon deneyleri için aşağıdaki şekilde bir kabul öngörülmektedir.

$$C_i/C_s \gg 1$$

$$C_i \cdot D_i \gg C_s \cdot D_s$$

Bu eşitlikler dikkate alındığında denklem (2.3),

$$D_{eff} = (C_i/C_s) \cdot D_i \quad (2.4)$$

şeklini alır.

Demir ile bor arasında Fe_2B (%8.83 B), FeB (%16.23 B) bileşikleri ve 1149°C'ta %3.8 B bileşiminde $\gamma + Fe_2B$ ve $\gamma + Fe_3$ (C, B) bileşik ve fazından müteşekkil bir ötektik mevcuttur. [8, 11, 12].

Ötektik reaksiyon bor iyon difüzyonunun, hakim olduğu γ -Fe tane sınırlarında ve/veya Fe_2B , Fe_3 (C, B)'de başlamaktadır. Ötekiğin nihai yapısı ve özellikleri bileşime ilaveten sıvı tabakanın soğuma hızına da bağlıdır [11]. Soğuma hızının yüksekliği ince mikroyapılı, yüksek sertliği ve en iyi tokluğu beraberinde getirmektedir [11].

Alaşımli çeliklerdeki borlu tabaka, latisteki demir atomunun yerini alan krom ve manganez alaşım elementlerini de ihtiva edebilmektedir; alaşım elementine bağlı olarak CrB , Cr_2B , CrB_2 , Cr_3B_4 , Cr_5B_3 , Cr_4B , Mn_4B , Mn_2B , Mn_3B_4 ; latis parametresi $10.62 \pm 0.02 \text{ Å}$ olan kübik yapıllı $M_{23}(B, C)_6$ (M=metal) bileşikleri borlu tabakada olabilmektedir [13 - 17].

Tablo 2.2'de borlu tabakanın hakim bileşikleri olan Fe_2B ve FeB 'ye ait bazı özellikler verilmiştir.

Tablo 2.2. Fe_2B ve FeB 'nin Bazı Özellikleri [18-24] .

Özellikler	Borür	
	Fe_2B	FeB
Ergime Noktası ($^{\circ}\text{C}$) [21, 22]	1390	1550
Vickers Sertliği (Kg/mm^2) [18, 19, 23]	800-1200 1600-1800 1800-2000	1600-2000 1800-2400 1900-2100
Uzama Katsayısı (1000°C) [18]	$8.0 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$	$23 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$
Termal İletkenlik (1000°C)	$0.2-0.3 \text{W/cm } ^{\circ}\text{C}$	$0.1-0.2 \text{W/cm } ^{\circ}\text{C}$
Elektrik Direnci [22]	-	$30 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot \text{m}$
Kürle Noktası ($^{\circ}\text{C}$)	742	325
Kristal Sistemi [20]	Tetragonal ha- cim merkezli	Ortorombik
Latis Parametreleri ($\text{\AA}$) [20, 24, 25]	$a=5.109$ $b=4.249$	$a=4.051$ $b=5.506$ $c=2.952$
Yoğunluk (gr/cm^3) [22]	7.32	7.15

2.2. Demir Borürlerin Büyüme Mekanizması

Demir borürler, metal özellikleri (termal ve elektrik iletkenliği) ile birlikte özel seramik malzemelerin tipik özelliklerini (yüksek sertlik) gösteren bileşiklerdir [26].

Demir esaslı alaşımların borlanması esnasında, kaplama, genellikle demir borürlerin teşekkül ve büyümesi ile olmaktadır. Çok basit kaplama tekniklerinden, çok ileri metodlara kadar yapılan yüzey işlemleri arasında mühim bir yer tutan borlama bor bileşiklerinin meydana gelişine ait en mühim örnekler arasındadır.

Demirin termokimyasal olarak borürleşmesi esnasında, kolonsal kümeler oluşturan borür kristallerinin büyümesi $\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$ ve $\text{Fe}_2\text{B}/\text{FeB}$ arayüzeylerinde dişe benzer morfolojiler teşkil ederek büyüdükları iyi bilinmektedir [21, 27].

Oluşan kolonsal borür kristalleri, borun difüzyonuna bağlı olarak, eşdeğer boylarda olmazlarsa bile bazı üstün mekanik özelliklere (sertlik gibi) sahip olabilirler.

Yüzey pürüzleri, çizikler gibi makro hatalar ve tane sınırları [11, 28] dislokasyonlar [29], atom boşlukları gibi mikro hatalar demir-bor bileşiklerinin çekirdeklenmesi için özellikle uygun yerlerdir; kitle-sel çekirdekleşme olmasa bile bu bölgelerde çekirdekleşme ilerler ve küçük borür alanları oluşabilir. Tahmin edilebileceği gibi çekirdekleşme prosesinin ilk adımı Fe_2B çekirdeğinin oluşumudur. Mössbauer Elektron Spektrokobisi ile de gösterildiği gibi, Fe_2B çekirdekleşmesini borca daha zengin bileşiklerin çekirdekleşmesi takip eder [30]. İlk oluşan Fe_2B alanlarının dış yüzeylerinde FeB ve FeB_{1+x} ($x>1$) bileşiklerinin meydana geldiği tesbit edilmiştir [26]. Buradan bor ile

reaksiyonların küçük alanlarda ilerlediği anlaşılmıştır.

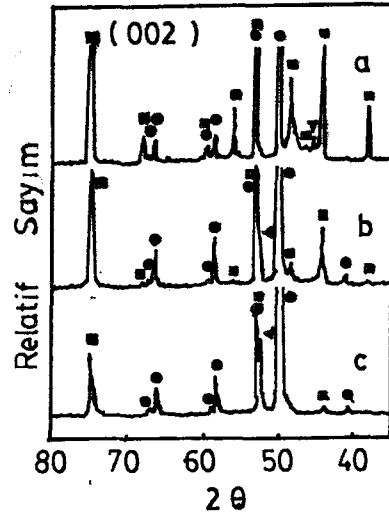
Ortamin bor potansiyeli arttığında metal yüzeyindeki daha az reaktif noktalar bile prosese karışmakta ve sürekli kaplamalar oluşabilmektedir [26].

Demir borürlerin sürekli tabakalarının büyümesi genelde difüzyon kontrollü bir prosestir [13,17,31-43]. Fe_2B 'de [001] kristallografik yönü, Fe_2B 'nin hacim merkezli tetragonal latisinde borun difüzyonu için en kolay yöndür [26,44]. Gerçekte borun atom yoğunluğu bu yön boyunca maksimumdur. Aslında "c" eksenini büyümekte, borun bu eksen boyunca difüzyonu kolay olmaktadır. [001] yönü boyunca daha kolay difüzyon bor gradientini düzene sokan [001] yönlü ve numunenin dış yüzeyine paralel (002) düzlemleri kaplamalarda gelişen Fe_2B kristallerinin sayısında tedrici bir artış gözlenmiştir [26].

Bu büyüme modeli takip edilerek Fe_2B /alt kütle arayüzüne yaklaşıldığında tedrici olarak Fe_2B 'nin mukavemetlenmesi beklenmektedir. Bu durum karakteristik demir alaşımlarındakine benzer şekilde saf demir üzerinde büyüyen kaplamalar üzerinde çalışılarak X-ışınları difraksiyon analizleri vasıtasıyla gösterilmiştir (Şekil 2.2).

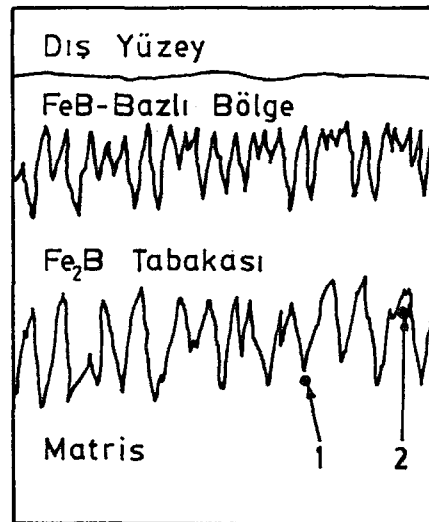
Özellikle kalın kaplamalarda Fe_2B 'nin [002] yönünde büyüdüğü bulunmuştur [26].

Bor difüzyonunun kolay olması ile Fe_2B borürlerinin [001] yönünde kolonsal büyümeleri arasında bir ilişki olduğu ileri sürülmüşse de önemli bir kolonsallık olmadıkça [002] yönünde kuvvetli borür büyümesi olduğu anlaşıldığından bu görüş destek bulamamıştır. Buradan, oryantasyonla arayüzey morfolojisi arasında basit olmayan bir ilişkinin varolduğu anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, kolonsal büyümenin kolonun uç kısmında olan büyüme mekanizmasıyla ilişkili olduğu iddia edilmektedir.



Şekil 2.2. B₄C Bazlı Tozlarla 850°C'de 15 Saat Borlanmış Fe-C-%1.26 Cr Alaşımının X-Işınları Difraksiyon Paterni. Aşınma Mertebeleri a) 10 µm b) 20 µm c) 35 µm
(.) Fe₂B (■) FeB (▼) FeB_{1+x} (▲) α-Fe [26]

Şekil 2.3 referans alınarak demir bor reaktifliğinden kaynaklanan kaplama metal arayüzeyinin kolonsallığı pozisyon "1" de pozisyon "2" dekinden daha yüksektir. Bunu kısaca uç büyüme mekanizması olarak da tanımlamak mümkündür [27] .



Şekil 2.3. FeB ve Fe₂B Bileşiklerinin Kolonsal Büyümesi [27] .

Çok fazlı borür kaplamaları durumunda, FeB'nin büyüme mekanizması, alt kütle üzerindeki Fe_2B 'nin büyüme mekanizmasına benzeyebilir. Gerçekten FeB'nin büyümesi, $\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$ arayüzeyi yakınında, tedrici olarak artan $[002]$ tercihli oryantasyonu boyunca olmaktadır.

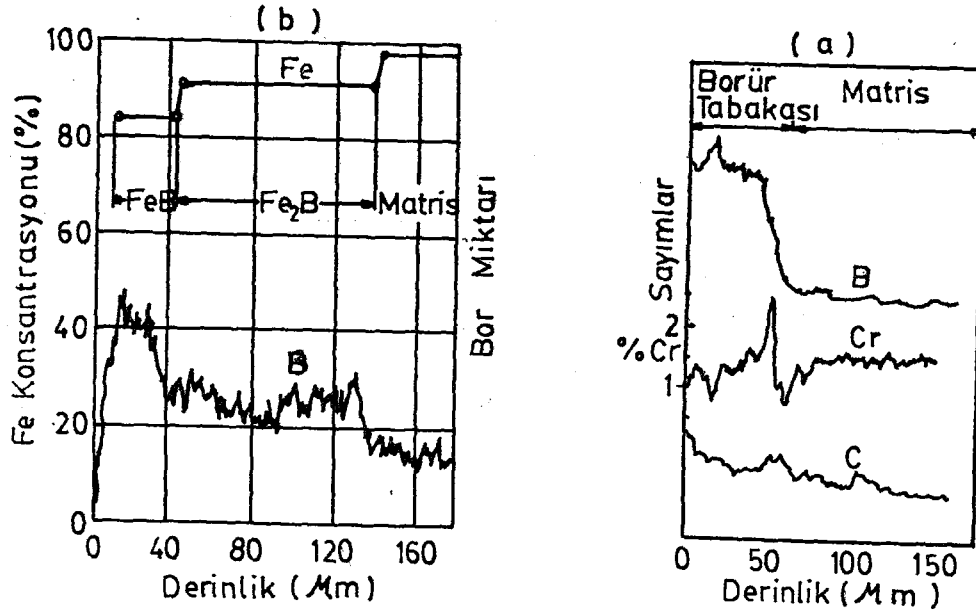
Aynı kaplama için $\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$ arayüzeyindeki kolonsallığın Fe_2B /matris arayüzeyindekinden daha az olması dikkat çekicidir. Bu durum mevcut fazların mekanik özelliklerindeki farklılıklarla ilişkili olabilir. Fe_2B baz metalde büyüyen bir faz iken FeB, Fe_2B üzerinde büyüyen bir fazdır. Buradan FeB'nin Fe_2B 'den daha sert olacağı anlaşılabılır [27] .

Bu farklılıklar, çok farklı bölgesel gerilim durumlarına ve/veya arayüzeylerdeki latis distorsiyonlarına yol açabilmektedir. Özellikle Fe_2B uçlarına doğru kuvvetli bir reaktiflik eklenmektedir. Böylece Fe_2B çekirdeği kolonsal şekillerin artan oranda büyümesine müsaade etmektedir. Sonuç olarak kolonsal Fe_2B tabakasının büyümesine katkıda bulunmaktadır [27] .

Demir esaslı malzemelerin borlanmış tabakalarının ana bileşenleri FeB ve Fe_2B borürleri olup karakteristik tekstüre sahiptirler. Bu kristaller borlanmış malzemenin yüzeyine dik olarak sırasıyla "b" ve "c" eksenleri yönünde tercihli olarak yer almaktadır [30] .

Borlama esnasında bor kristallerinin tercih yönü bor difüzyon mekanizmasına bağlıdır. Difüzyon mesafesi her hâlükarda borür tabakasından uzundur. Ancak bor konsantrasyonu bor tabakasından daha yüksektir [32, 40] .

Matriste ve borür tabakasındaki borun değişimi Şekil 2.4'de gösterilmiştir [32] .



Şekil 2.4. a) Matriste ve Kaplama Tabakasındaki Borun Değişimi
b) Matriste ve Kaplama Tabakasındaki Demir ve Borun Değişimi [32, 36, 45]

Borür büyümesinin bir dahili proses olduğu gözönüne alındığında, yani bor ile reaksiyonların Fe_2B /metal ve çok fazlı kaplamalar için $\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$ arayüzeylerinde vuku bulduğu düşünüldüğünde, oluşan bileşiklerin dış yüzeylerinin kristallografik olarak düzensiz ve mekanik olarak zayıf olması muhtemeldir [26]. Bu durum mekanik aşınmaya karşı direnç deneyleriyle doğrulanmaktadır.[26].

2.3. Arayüzey Morfolojisi

Demirin termokimyasal olarak borlanması Fe_2B ve FeB kolonsal kristallerinin oluşumuna ve $\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$ ve FeB/Fe arayüzeylerinin dişe benzer morfolojide meydana gelmesine sebep olduğuna Bölüm 2.2'de temas edilmişti.

Borürlerin kolonsal büyümesi hacim merkezli tetragonal Fe_2B kristallerinin [001] yönü boyunca borun difüzyonu ile açıklanmaktadır [27]. Böylece kolonsallığın

Fe_2B çekirdeğinin numunenin dış yüzeyine dik $[001]$ yönü boyunca daha kolay büyümesiyle ilişkili olduğu tahmin edilmektedir [27].

Bununla birlikte bu düşünce şekli,

i) Fe_2B 'nin $[002]$ yönünde tercihli olarak yönlenmiş Fe_2B /matris arayüzeyinin niçin çok az miktarda kolonsal olduğunu,

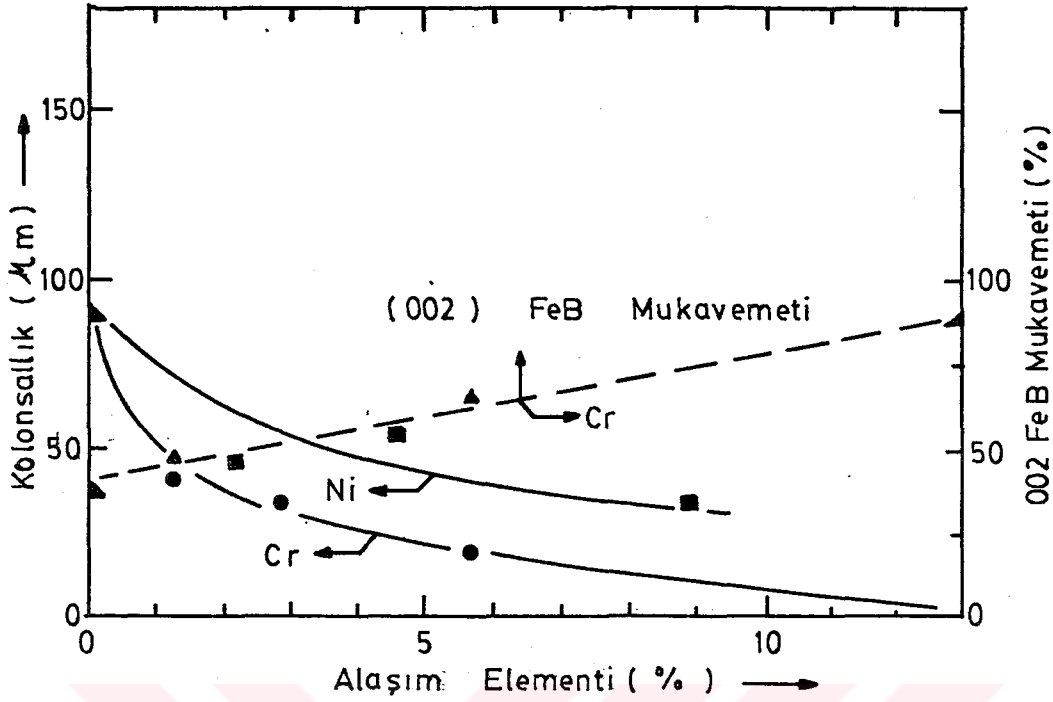
ii) Kristallografik tekstürün olmadığı durumda arayüzeyin niçin kolonsal olduğunu izah etmekte yetersiz kalmıştır [27].

Fe_2B latisi boyunca bor difüzyonunun $[001]$ yönünde daha kolay olmasına karşılık bor difüzyonunun kolay olabileceği metalurjik faktörleri de (tane sınırları, mikroçatlaklar v.s.) gözönüne almak gerekir [26, 46, 47].

Reaksiyon ürünlerinin (kolonsal kristallerin) uçlarına yakın latis distorsiyonu ve bölgesel olarak yüksek gerilme alanlarının bulunduğu yerlerde farklı bir mekanizma ileri sürülmüştür. Özellikle Fe_2B kristallerinin uçlarında baz metalin reaktifliğine bölgesel bir reaktiflik eklenmektedir. Bu şekilde Fe_2B çekirdeği bor gradyanı yardımı ile kolonların büyümesine katkıda bulunmaktadır [27].

Böylece Fe_2B çekirdeği bor gradyanı ile sınırlı işnesel şekillerin artan oranda büyümesine müsaade etmektedir. Sonuç olarak kolonsal Fe_2B tabakasının büyümesine katkıda bulunmaktadır [27]. Şekil 2.3 referans alınarak demir bor reaktifliğinden kaynaklanan kaplama kütle arayüzeyinin kolonsallığı 1'nci durumda 2'nci durumdakinden daha yüksektir. Bu demir borürlerin uç büyüme mekanizması olarak açıklanır [27].

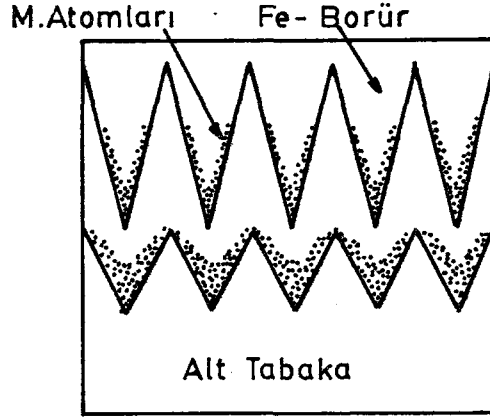
Kolonsallık alaşım elementlerinin cins ve miktarlarına da bağlıdır. Şekil 2.5'de kolonsallık ve $(002)\text{FeB}$ mukavemeti çeşitli alaşımlar için gösterilmiştir [48].



Şekil 2.5. Kolonsallığın ve 002 FeB Yüzdesinin Alaşım Elementi Oranı İle Değişimi [16]
(.) Fe-C-Cr (■) Fe-C-Ni (▲) Armco demir
(▼) AISI420

Fe_2B /matris arayüzeyinde çok fazlı kaplamalarda $\text{FeB}/\text{Fe}_2\text{B}$ arayüzeyindeki kolonsallık, reaksiyon ürünlerinin iğnesel büyümesiyle bunların uçları civarındaki lokal gerilme alanlarına ve latis distorsiyonlarına atfedilmiştir [27]. Şekil 2.5'de görüldüğü gibi Ni ve Cr kaplama/matris arayüzeyindeki kolonsallıkta azalmaya sebep olmaktadır [16]. Manganezin de benzer etkiye sahip olduğu bilinmektedir [27]. Kromun etkisi nikelin etkisinden önemli ölçüde büyüktür. Mamaafih arayüzeydeki düzleşme başlıca demirde bor atomlarının yerini alan metal atomları sebep olmaktadır [16, 27, 49].

Yukarıda tartışıldığı gibi, metal atomları aktif borun akışını düşürmek suretiyle kolonsal büyümeyi azaltmaktadır [16, 27]. Metal atomları genellikle kolonların uç kısımları arasına yerleşmektedirler (Şekil 2.6).



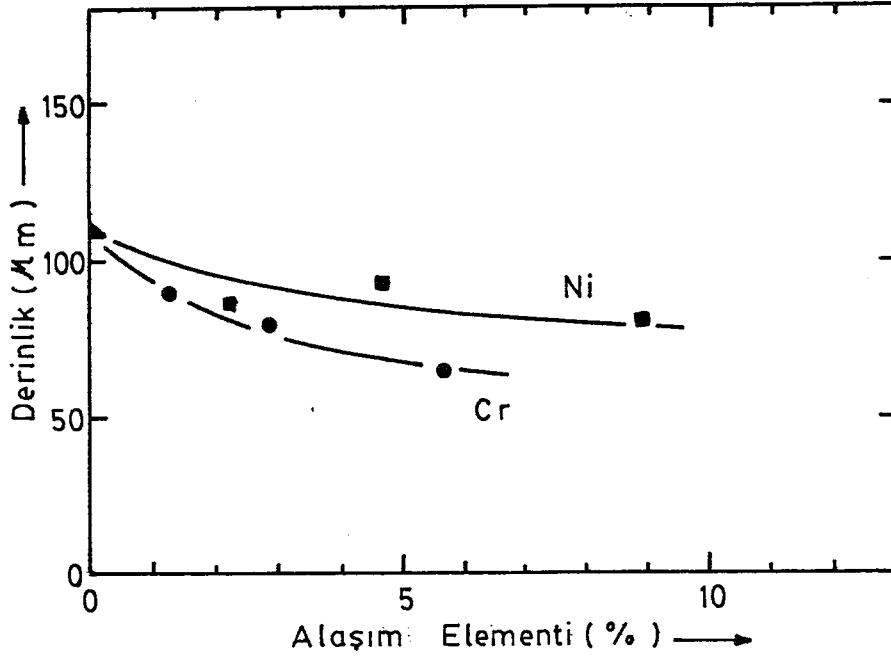
Şekil 2.6. Metal Atomlarının Kolonlardaki Pozisyonu [16]

2.4. Borlamaya Alaşım Elementlerinin Etkisi

Demir borürlerin büyüme mekanizmasına ana metaldeki alaşım elementlerinin etkisi ilginçtir. Alaşım elementleri kaplama ile matris arayüzeydeki kristallografik düzeni ve faz bileşenlerini etkilemektedir. Aynı şekilde, alaşım elementleri borür tabakasının kalınlığını da etkilemektedir. Fe-C-Cr ve Fe-C-Ni alaşımları için kaplama kalınlığının alaşım elementlerinin oranı ile değişimi Şekil 2.7'de gösterilmiştir.

Nikel ihtiva eden alaşımlarda borür tabakası kalınlığındaki azalma krom ihtiva eden alaşımlardan daha düşüktür [16]. Alaşım elementlerinin kalınlığa etkisi şu şekilde açıklanmaktadır; Nikel demir borürler içerisinde çok düşük bir çözünme eğilimi gösterirken, krom matristen tercihli olarak borürlerin içerisine girmektedir [13, 14, 16, 17].

Ayrıca kaplama içindeki alaşım elementleri borun difüzyonuna ve reaktifliğine etki etmektedirler (Şekil 2.7). Nitekim saf demirde kaplama kalınlığı alaşımlı çeliklerdekinden daha yüksektir [17].



Şekil 2.7. Demir Alaşımlarında Borür Tabakasının Kalınlığının Alaşımlar Elementi İle Değişimi [16]

Termokimyasal borlama üzerinde alaşımlar elementlerinin etkisi, kaplamanın içine giren alaşımlar elementinin miktarı ve türü ile ilişkilidir. Alaşımlar elementleri bor difüzyonunu düşürmekte matris ve kaplamanın özelliklerini değiştirmektedir [16].

Alaşımlar elementlerinin kaplamanın kristallografisi üzerindeki etkisi Şekil 2.5c'de gösterilmiştir. Fe-C-Cr alaşımlarının borür tabakalarına alaşımlar (matris) daki krom miktarı ile kademeli olarak artan [002] tercih oryantasyonu göstermektedir [30]. Oryantasyon şiddetindeki farklılıklar kaplamadaki metal miktarının farklılığından kaynaklanmaktadır [30]. Borun difüzyonunun kolay olduğu durumlarda FeB kristallerinin sayısı da artmaktadır.

Ayrıca benzer bir etki Fe_2B 'nin kristallografik düzeninde de görülmüştür. Çok fazlı kaplama durumunda

Fe_2B 'nin $[002]$ oryantasyonu daha büyük olduğundan düzensiz bölgelerde FeB 'de dönüşüm olmalıdır. Şekil 2.5c'deki kaplamada $[002]$ Fe_2B mukavemeti %83'ün altına düşmektedir [17, 30].

Demir alaşımlarında elde edilen borür tabakalarının hakim bileşenleri olan $(\text{Fe}, \text{M})\text{B}$ ve $(\text{Fe}, \text{M})_2\text{B}$ ($\text{M}=\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Mn}$) fazlarının sertliğindeki değişimler $\text{Cr}, \text{Ni}, \text{C}$ miktarının artmasına atfedilmiştir [13].

Çeliklerin borlanması işlemleri sonucu oluşan FeB ve Fe_2B borürlerine alaşım elementlerinin etkisi farklılık arz etmektedir [48]. Borürlerin stabilitesinin kantitatif bir ölçüsüne varmak için metaldeki iyon-iyon etkileşmesinin fiziği ile ilgilenmek gerekir.

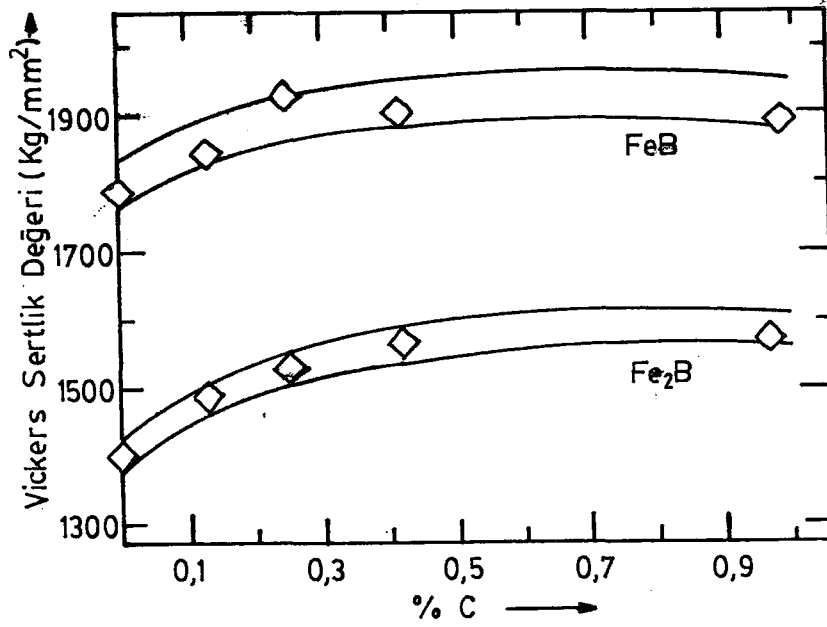
Karbon, Krom, Nikel ve Manganezin borlamaya etkileri ayrı ayrı incelenecektir.

Karbon

Mevcut borlama teknikleri ile karbon çeliklerinde asiküler Fe_2B tek fazı her zaman oluşabilmektedir. Düşük ve orta karbonlu çeliklerde çok ince ($<10 \mu\text{m}$) rastgele yönelmiş $\text{FeB}-\text{Fe}_2\text{B}$ iki fazlı tabakalar ve yüzeyde borca zengin FeB_x ($x>1$) bileşikler elde edilmiştir [30].

Karbon, borlama esnasında borür zonundan matrise doğru yayılmaktadır. Bu durum borür morfolojisine önemli ölçüde tesir etmektedir [13, 14, 48].

Çeliklerde karbon yüzdesine bağlı olarak FeB , Fe_2B fazlarından ibaret tabakaların sertlikleri Şekil 2.8'de gösterilmiştir [13]. Şekil 2.8'den görüldüğü gibi karbon konsantrasyonu artması ile sertlikte bir artış gözlenmiştir. Borun karbonla yaptığı B_4C en sert malzemeler arasındadır [5].

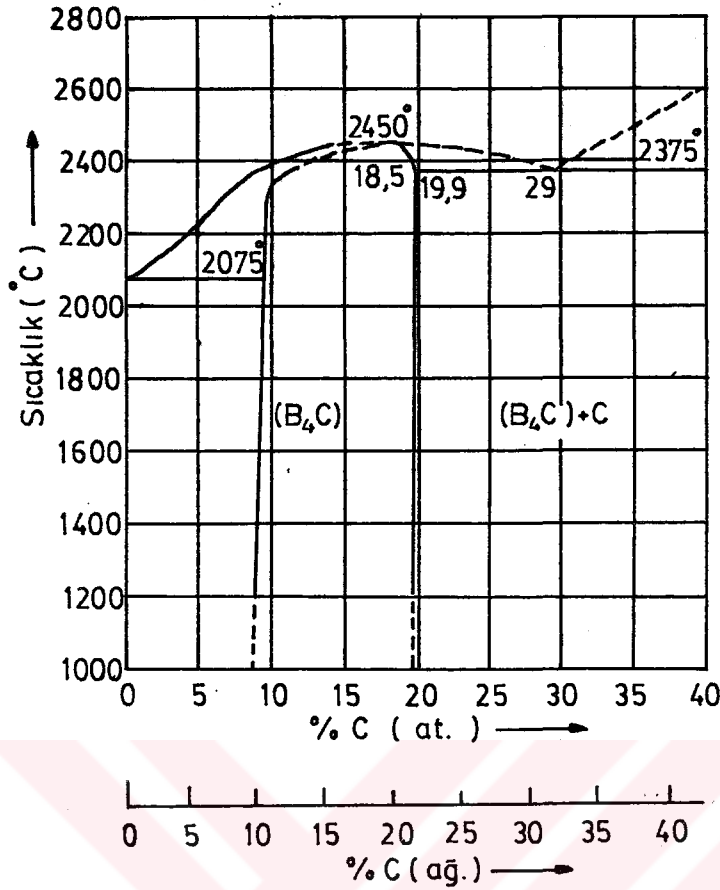


Şekil 2.8. FeB ve Fe₂B Fazlarının Sertliklerinin Çeliğin Karbon Oranı İle Değişimi [13]

Şekil 2.8'de görülen bu artış %0.4 karbona kadar devam etmekte, bu değerın üstünde ise daha fazla karbon oranları için hemen hemen sabit kalmaktadır. Çünkü FeB, Fe₂B, (Fe, Cr, Ni)B, (Fe, Cr, Ni)₂B bileşiklerinde daha fazla karbon ikamesi zor olmaktadır [13]. Bu durum Bor-Karbon denge diyagramından da görülebilmektedir (Şekil 2.9) [15].

Karbon konsantrasyonunun artmasıyla borür tabakasının azaldığı ve Fe₂B tipi faz ile matris arayüzeyinin oldukça düzenli olduğu gözlenmiştir [13, 14, 17].

Karbon FeB ve Fe₂B tipi fazlarda çözünmeyip Fe₃C, Cr₃C, Fe₆C₃ gibi karbürler şeklinde matris yakınındaki alanlarda biriktiğinden bunun borlanma mekanizmasını etkilediği ve sözkonusu tabakayı daha sıkı ve sert yaptığına inanılmaktadır [13].



Şekil 2.9. Bor-Karbon İkili Denge Diyagramı [15]

Fe_2B ve FeB bileşiklerinin kararlılıklarını iyon-iyon etkileşimi yardımıyla katı-hal fiziği açısından inceleyen Blazon, Stanojevic ve Veljkovic [48], FeB 'nin stabilitesinin Fe_2B 'nin aksine karbon mevcudiyetinden çok etkilendiğini ileri sürmüşlerdir. Bu, karbon konsantrasyonu arttığında FeB 'nin stabilitesinin azaldığı, Fe_2B 'nininkinin ise arttığı anlamına gelmektedir.

Borür tabakasının yapısı çelikteki karbonun bulunuş şekli ile yakından ilişkilidir. Kristalleşen borürlerin merkezine yakın alanlarda karbonun lokal konsantrasyonunu sınırlamaktadır [48].

Krom

Krom çeliklerde borür tabakasının hem morfolojisine hem de derinliğine etki etmektedir [14]. %4 Cr ihtiva eden çeliklerde kolonsal (asiküler) karakterde ve derinliği 65-95 μm kalınlıklı borür tabakaları elde edilirken, %12 Cr ihtiva eden çeliklerde ise 65 μm kalınlığında ve düz karakterde borür tabakası elde edilmektedir. %26 Cr ihtiva eden çeliklerde ise borür tabakasının kalınlığı birkaç tanesi hariç 5 μm 'yi aşmamıştır. Bileşime bağlı olarak borür tabakasının kalınlığı Tablo 2.3'de gösterilmiştir.

Tablo 2.3. %4-12 Cr İhtiva Eden Çeliklerde Borür Tabakasının Kalınlığı [14]

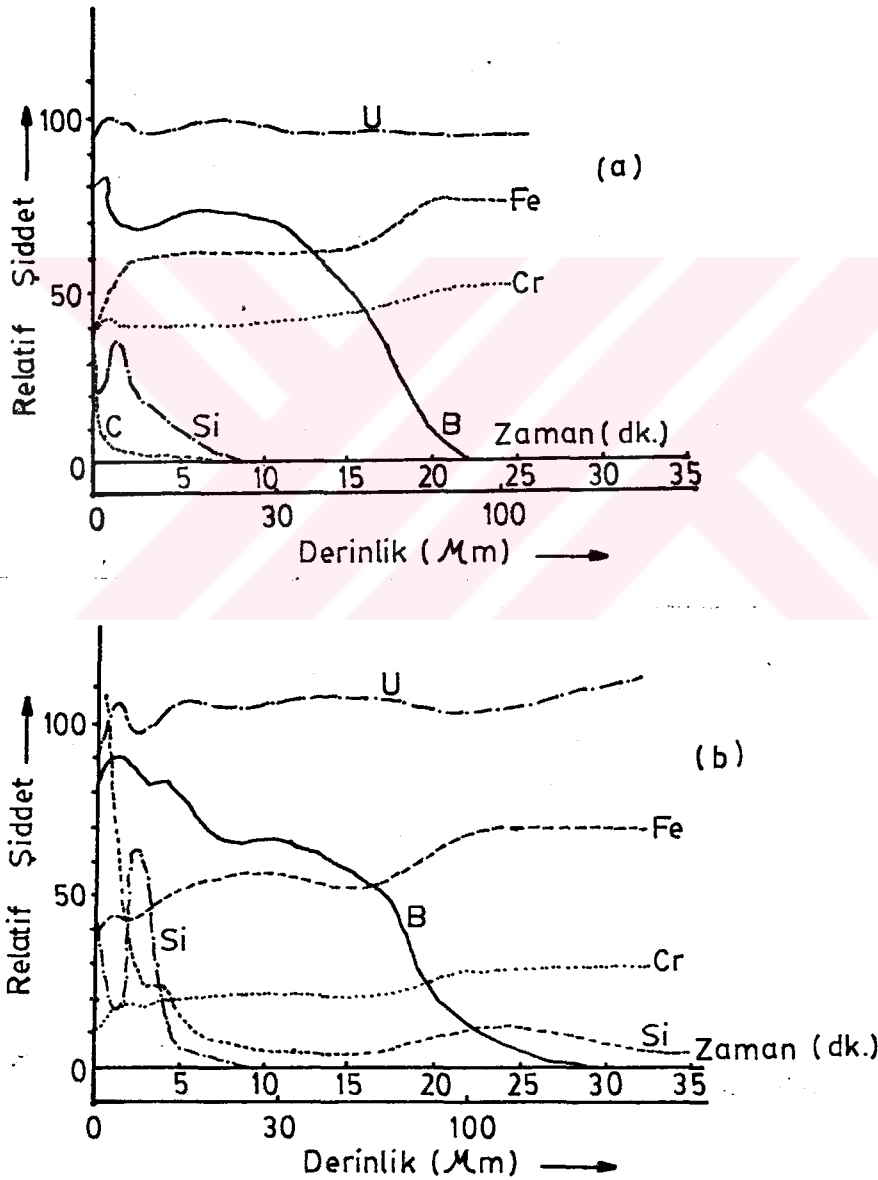
Alaşıım	Kalınlık (μm)	
	Metalografik	Spektroskopik
Fe-%4 Cr	65-90	55-65
Fe-%12 Cr	65	50-65
Fe-%12 Cr-%0.5 C	55	50-60
Fe-%12 Cr-%1 C	20-25	20-25
Fe-%12 Cr-%2 C	40	35-40

Krom atom numarası demirden düşük bir element olduğundan borca en zengin olan (Fe, Cr)B'ye öncelikle ve sistematik olarak matrinden faza girerek yüzeye doğru yayılmaktadır. Zira krom matrise nazaran (Fe, Cr)B ve (Fe, Cr)₂B'de daha fazla çözüldüğü iddia edilmektedir [13].

Kromlu alaşımların borür tabakalarının karakteri kromsuz alaşımlar ile mukayese edildiğinde, kromlu alaşımların karbon yüzdelerine bağlı olarak borür tabakalarının çok daha ince oldukları ve oldukça düzgün bir

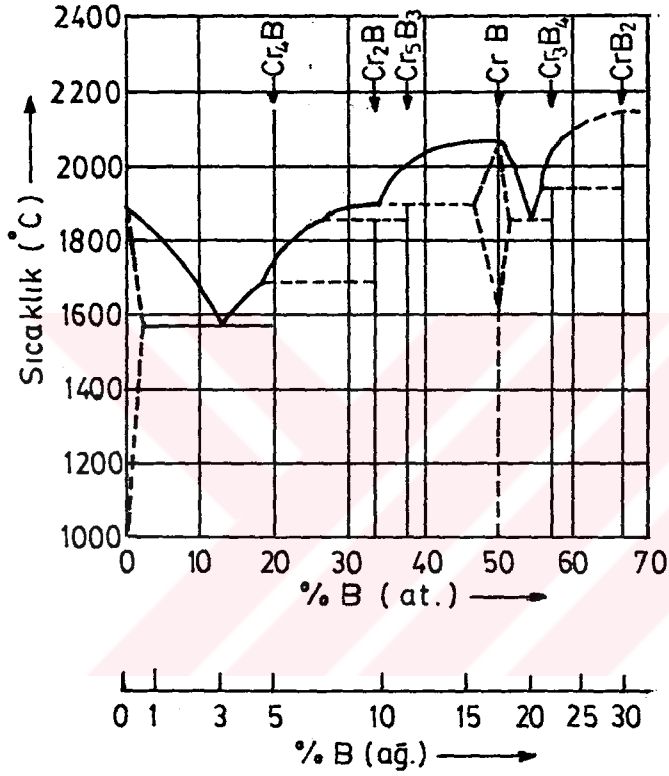
borür tabakası/matris arayüzeyine sahip oldukları görülmüştür (Tablo 2.3).

Yapılan incelemelerde borür tabakasındaki krom miktarının kalınlık boyunca önemli bir değişiklik göstermediği bulunmuştur. Alaşım elementlerinin tabaka kalınlığı boyunca değişimi 950°C 'de 4 saat borlanmış Fe-%4 Cr'lu çelik için Şekil 2.10a, Fe-%12 Cr'lu çelik için Şekil 2.10b'de gösterilmiştir.



Şekil 2.10(a). 950°C 'de 4 Saat Borlanmış Fe-%4 Cr,
(b). 950°C 'de 4 Saat Borlanmış Fe-%12 Cr
Çeliklerinin Plazma Spektroskopi Analizi
[18, 48.]

Ne var ki Şekil 2.10b'den görülebileceği gibi %12 Cr' lu çeliklerde FeB bölgesinde yüzeydeki kromda bir sapma gözlenmemiştir. Burada krom Fe_2B fazına girerek $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ bileşiği oluştururken FeB tarafından rededilmektedir [14]. Gerçekten Cr_2B ve Fe_2B birbirinin izomorfudur, oysa FeB ve CrB birbirinin izomorfudur değildir. B-Cr sisteminde oluşan bileşikler aynı sistemin denge diyagramından detaylı görülebilir [15].



Şekil 2.11. Bor-Krom İkili Denge Diyagramı [15]

FeB bileşiğinde krom, 1000°C 'de atomik olarak %40 oranında demirin yerini alabilmektedir. Krom miktarına bağlı olarak oluşan bileşikler Tablo 2.4'de özetlenmiştir [13, 50].

Tablo 2.4'de görülen %40.16 Cr'lu numune iki fazlı yapıda olup başlıca $(\text{Fe}_{0.60} \text{Cr}_{0.40})\text{B}$ ve $(\text{Cr}_{0.75} \text{Fe}_{0.25})\text{B}$ bileşiklerini ihtiva etmektedir [13].

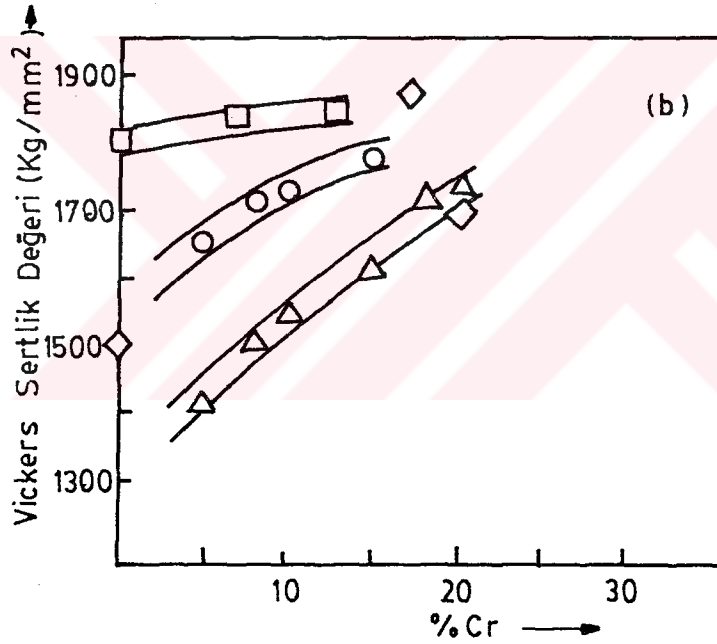
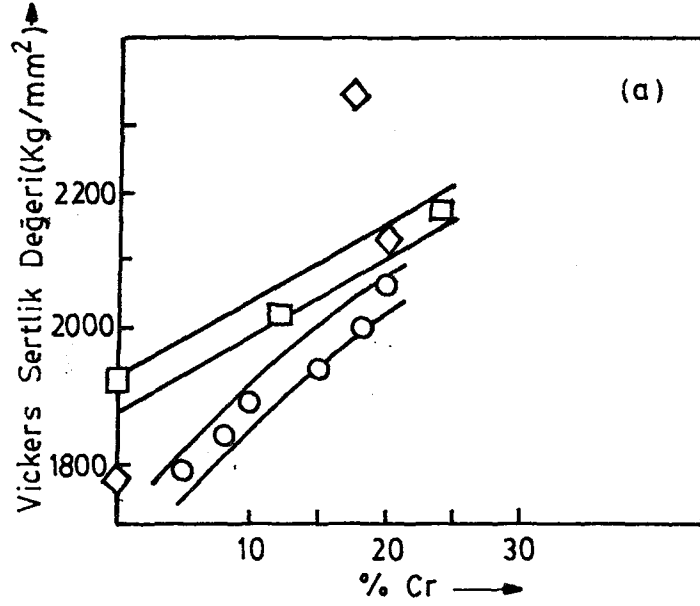
Tablo 2.4. Fe-Cr-B Alaşımlarında Krom Miktarına Bağlı Olarak Oluşan Bileşikler [13, 50]

Numune No	Alaşımların Elementleri (%Ağırlık)		Bor Bileşikleri
	Cr	B	
1	-	16.22	FeB
2	-	8.82	Fe ₂ B
3	11.80	16.36	(Fe _{0.85} Cr _{0.15})B
4	23.81	16.50	(Fe _{0.70} Cr _{0.30})B
5	40.16	16.70	(Fe _{0.60} Cr _{0.40})B+ε-(Cr _{0.75} Fe _{0.25})B
6	6.82	8.87	(Fe _{0.92} Cr _{0.08}) ₂ B
7	12.85	8.91	(Fe _{0.85} Cr _{0.15}) ₂ B
8	43.82	9.11	(Fe _{0.83} Cr _{0.17}) ₂ B+γ-(Cr _{0.35} Fe _{0.65}) ₂ B

(Cr_{0.75} Fe_{0.25})B bileşiği Cr-B sisteminin ε-(Cr, Fe)B fazında krom yerine demir ikamesi ile türemektedir [13]. Nisbeten küçük miktarda da olsa ε-(Cr, Fe)B numunenin sertliğinde artışa sebep olmaktadır.

Fe₂B bileşiğinde 1000°C'de atomik olarak %17 oranında krom çözünmemekte ve (Fe, Cr)₂B ile γ-(Cr, Fe)₂B fazları meydana gelmektedir [50]. γ-(Cr, Fe)₂B fazı Cr-B sisteminin γ-Cr₂B (ortorombik) bileşiğinden türemektedir.

Çeliklerin borlanmış tabakalarında mevcut (Fe, Cr)B ve (Fe, Cr)₂B fazlarının sertliği krom miktarının artmasıyla sistematik olarak artar (Şekil 2.12a,b). Bu fazların sertliklerini ölçmek oldukça zordur. Arayüzey bölgelerinde elde edilen sertlik ölçümleri kaplama tabakası sertliğinden daha düşük değerler vermektedir (Şekil 2.12) [13].

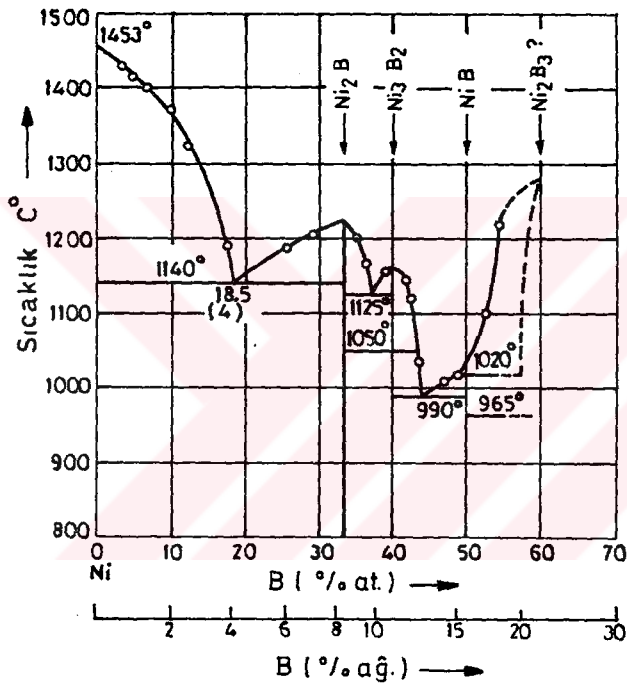


Şekil 2.12. (a) FeB Tipi Fazda Sertliğin Krom Miktarı İle Değişimi (O) Saf Borür (□) Çelik
(b) Fe₂B Tipi Fazda Sertliğin Krom Miktarı İle Değişimi (O) Saf Borür (□) Çelik (Δ) (Fe, Cr)₂B-Arayüzeyi [13]

Nikel

Borlanan numunelerde, borlu tabaka/matris arayüzeyleri artan nikel miktarı ile daha da düzenli olmaktadır [13].

800°C'de FeB ve Fe₂B fazlarında nikel atomik olarak sırasıyla %70 ve %100 demirin yerini alabilmektedir. Ni-B denge diyagramı Şekil 2.13'de verilmiştir.

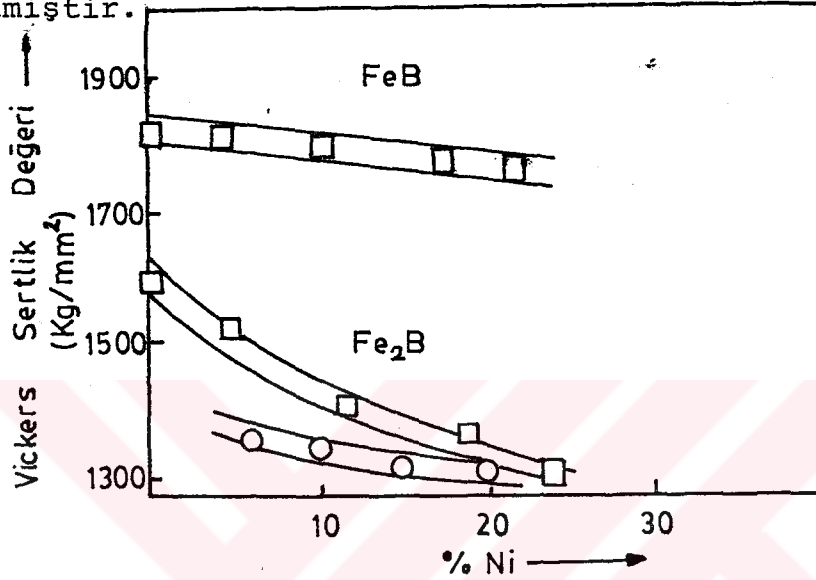


Şekil 2.13. Ni-B İkili Denge Diyagramı [15]

Nikel miktarının artmasıyla (Fe, M)B fazının en dış tabakasında nisbeten yüksek oranda düşme meydana gelmektedir [13]. Bu da iki fazlı bir numunede, atom numarası demirdendaha yüksek olan nikelin borca zengin fazdan düşük bor fazına yayındığı kanaatini hasıl etmektedir. Yüksek nikel oranı borür tabakasının kolonsal (asiküler) yapısını azaltmakta yüksek poroziteyi ve kötü mekanik özellikleri beraberinde getirmektedir [14]. Buna karşılık, nikel, borür tabakası ile matris arasında

segrege olduğundan düşük poroziteli Fe_2B tabakasının gelişmesine yardımcı olabilecektir.

Nikel miktarının artışı $(Fe, Ni)_2B$ tipi fazın sertliğinde azalmaya neden olurken, $(Fe, Ni)B$ bileşiğinin sertliğinde herhangi bir değişme meydana gelmemiştir. Artan nikel miktarı ile sertliğin değişimi Şekil 2.14'de gösterilmiştir.



Şekil 2.14. Nikel Miktarı İle Sertlik Değişimi
(O) Fe-Ni Alaşımı (□) Saf Borür [13]

2.5. Borlama Metodları

Borlama esas olarak termokimyasal bir işlem olup difüzyon kontrollüdür. Bor kaynağının fiziksel durumu sıvı, katı veya gaz olabilir. Genel olarak çelik borlama ortamında $850-1000^{\circ}C$ sıcaklıklarda 2-24 saat tutularak borlanır. Borlama ortamı, bor kaynağı (B_4C , H_2B_6 , $Na_2B_4O_7$), aktivatör (KBF_4), dolgu ve deoksidantlardan oluşmaktadır.

Aktivatör tabakanın düzenli büyümesine etki eder. Dolgu ve deoksidantlar borlama sıcaklığında oksijeni tutarak redükleyici bir ortam oluştururlar.

Ayrıca borlama maddelerinin ana malzemeye yapışmasını önlerler.

Bor kaynağının fiziksel durumuna göre borlama işlemi aşağıda belirtildiği muhtelif şekillerde yapılabilir; bunlar "sıvı", "katı", "gaz" ortamlarda borlama ile "elektroliz" ile borlamadan ibarettir [15, 51].

2.6. Borlanmış Yüzeyin Genel Özellikleri

Borlama termokimyasal işleminin önemli amaçlarından biri de, alaşımın aşınma direncini artırma yanında yüksek yüzey sertliği elde edilmesidir [17].

Sertlik ölçme, tabaka kalınlığına ve faz yapısına bağlı olarak mikrosertlik şeklinde 25-200 gr.'lık yüklerle yapılmaktadır. Söz konusu tabakanın yapı bileşenleri FeB ve Fe_2B olup FeB; Fe_2B 'ye nazaran daha sert ve gevreklerdir. Bu yüzden FeB fazı için düşük yükler tercih edilir [17].

Çeliklerde borür tabakalarının sertliği bileşime bağlı olarak 2000 Vickers Sertlik Değeri ve üzerine kadar çıkabilir [23].

Borlu tabakanın bir özelliği de müteakip ısıtma işlemleriyle sertliğini muhafaza etmesidir. $900^{\circ}C$ 'ye kadar borlu tabakanın bu özelliğini muhafaza edebildiği bilinmektedir.

Borlama ile oluşan yüzey tabakasında hacimce bir artış gözlenmektedir [52]. Bu durum yüzeyde bir basınç kuvveti oluşturmakta bu da malzemenin yorulma ve aşınma direncini artırmaktadır.

Aşınma direnci için, malzemenin aşındırıcıdan sert olması ve ayrıca sürtünme katsayısının düşük olması

istenir. Borlama ile bu özellikler geniş ölçüde sağlanabilmektedir [53] .

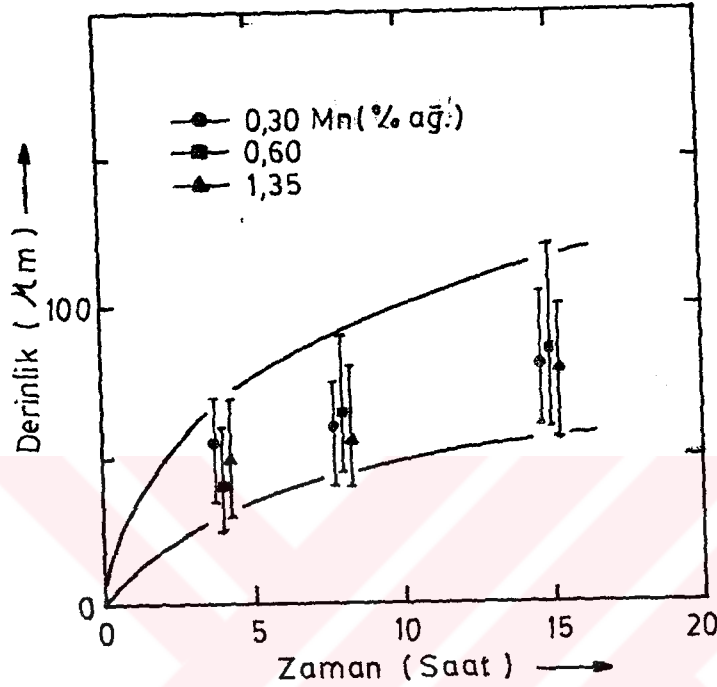
Borun oksijene karşı afinitesi fazla olduğundan yüzeyde koruyucu ince bir oksit filmi oluşturmakta, bu oksit filmi yüzeyde yağlayıcı vazifesi görerek sürtünmeli aşınma esnasında sürtünme katsayısını düşürürken yüzeylerin birbirine kaynamasını da önlemektedir. Kaymalı sürtünmelerde açığa çıkan ısı sementte edilmiş tabakanın yumuşamasına neden olurken borlu tabakaya etki etmemektedir [53-57] .

Bazı araştırmacılar çok bileşenli kaplamalar elde etmişlerdir. Yaptıkları çalışmada dört bileşenli borlama metodunu seçmişlerdir [58] .

- * Bor-krom kaplamaları : Hem aşınma direnci hem de korozyon direnci yüksektir.
- * Bor-krom-vanadyum : Yüksek aşınma direncine sahiptir.
- * Bor-krom-titanyum : Yüksek abrazyon ve korozyon direncine sahiptir.
- * Bor-alumina : Sulu ortamlarda aşınma direncine sahiptir [58] .

Demir grubu malzemelerin borlanması atmosferik korozyona karşı az fakat bazı asit ve sıvı metallere karşı büyük dayanıklılık kazandırır [59] . Yüksek kromlu çeliklerde borlama ile koruyucu oksit yerine daha az koruyucu olan kromkarbür meydana gelmektedir. Bu bakımdan yüksek alaşımlı malzemelerin borlanması ile daha iyi korozyon özelliği her zaman elde edilmeyebilir [59] .

Borlu tabakanın özellikleri borlanan malzemenin bileşimi olmak üzere, borlama ortamı, sıcaklık, süre ve ısıl işlemlere bağlıdır. Bor tabakasının sıcaklık ve süre ile değişimi Şekil 2.15'de gösterilmiştir [8].



Şekil 2.15. Borür Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi [8]

Borür tabakası alaşımsız çeliklerde borlama şartlarına bağlı olarak FeB ve/veya Fe_2B 'den oluşmaktadır. Alaşımlı çeliklerde ise $(Fe, M)B$ ve $(Fe, M)_2B$ tabakalarının oluştuğu iddia edilmektedir. Esas olarak FeB ve Fe_2B borürleri tabakada hakim bileşiklerdir [20, 60] .

Geçiş zonu borun ve alaşım elementlerinin reaktifliğine bağlı olarak değişmektedir. Borlanan malzemede bulunan alaşım elementleri atom numaralarına ve çaplarına bağlı olarak reaktivlik göstermektedirler. Krom, mangan atom numaraları demirden daha düşük olduğundan borlanan malzemenin içinden yüzeyine doğru yayılmaktadırlar. Oysa nikel ve karbon krom ve manganezin tersi yönünde yayılmaktadırlar [17, 61, 62] .

Borlu tabakanın kalınlığı malzemenin bileşimine, süre ve sıcaklığına bağlı olarak değişmektedir. İşlem sıcaklığının Fe-B denge diyagramındaki ötektik sıcaklığının (1149°C) altında olması gerekir. Bu sıcaklığın üzerindeki sıcaklıklarda lokal erimeler vuku bulmakta bu da malzemenin yüzeyini bozmaktadır. İşlem süresinin de optimum seçilmesi gerekir.

Zira borlama difüzyon kontrollü bir proses olduğundan uzun süre gerektirir. Sıcaklık ve zamana bağlı olarak tabaka kalınlığı artmakta ancak kalınlığın artmasını sınırlayan bir faktör kırılganlıktır. Kalınlık arttıkça kırılganlık artmaktadır. Bu da tabakada mevcut fazların mekanik davranışlarındaki farklılıktan kaynaklanmaktadır. Dolayısıyla bor tabakasının kalınlığının yüksek olması bir avantaj değildir.

Borlama sıcaklığının artması tabaka kalınlığını arttırması yanında poroziteyi de arttırarak tabakanın gevrekleşmesine yol açmaktadır [63].

2.7. Borür Tabakasının Büyüme Kinetiği

Demir ve demir esaslı alaşımlı malzemeler borlandı-
ğı zaman numune yüzeyi üzerinde bor bileşiği çekirdek-
lenmekte ve büyümektedir. Bileşik tabaka iki tabakadan oluşmaktadır: Altta $(\text{Fe}, \text{M})_2\text{B}$ ve onun üzerinde $(\text{Fe}, \text{M})\text{B}$ tabakası kaplama tabakasının hakim bileşenleri FeB ve Fe_2B borürleridir. Genel olarak tabaka büyümesi borun FeB ve Fe_2B içerisinde difüzyonu ile kontrollü olarak gelişmektedir [52, 60-62] .

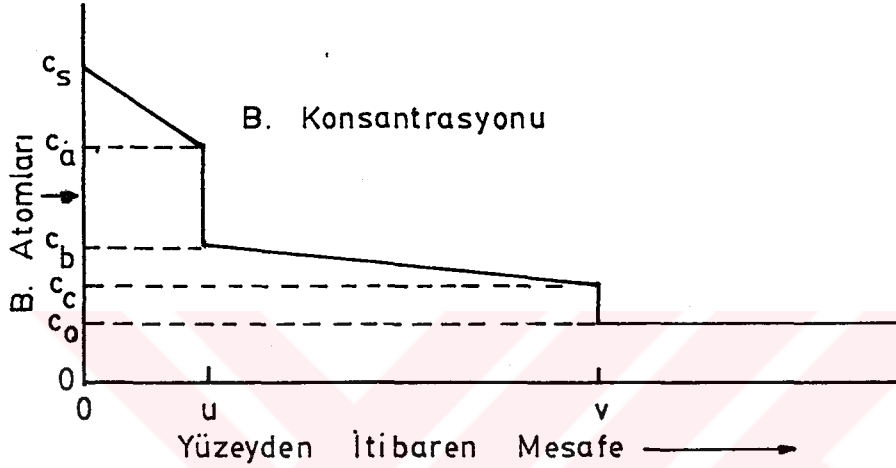
Borürleme esnasında yüzey ve arayüzey konsantras-
yonlarının değişmediği kabul edilerek aşağıdaki verilen bağıntılar geliştirilmiştir.

$$C_o = 0 \quad C_b - C_c = 0 \quad \text{kabul edilerek,}$$

$$C_{FeB} = D_{FeB} (C_s - C_a) \quad (2.5)$$

$$C_{Fe_2B} = D_{Fe_2B} (C_b - C_c) \quad (2.6)$$

Konsantrasyonun mesafe ile değişimi şekil 2.16'da verilmiştir.



şekil 2.16 . Bor Konsantrasyonunun Mesafe İle Değişimi [60]

$C_s - C_a$ ve $C_b - C_c$ sıcaklığa önemli ölçüde bağlı değildir. C_{FeB} ve C_{Fe_2B} 'nin sıcaklığa bağlılığı D_{FeB} ve D_{Fe_2B} difüzyon katsayılarından kaynaklanmaktadır.

Bundan dolayı;

$$C_{FeB} = k_{FeB} \exp(-Q_{FeB}/RT) \quad (2.7)$$

$$C_{Fe_2B} = k_{Fe_2B} \exp(-Q_{Fe_2B}/RT) \quad (2.8)$$

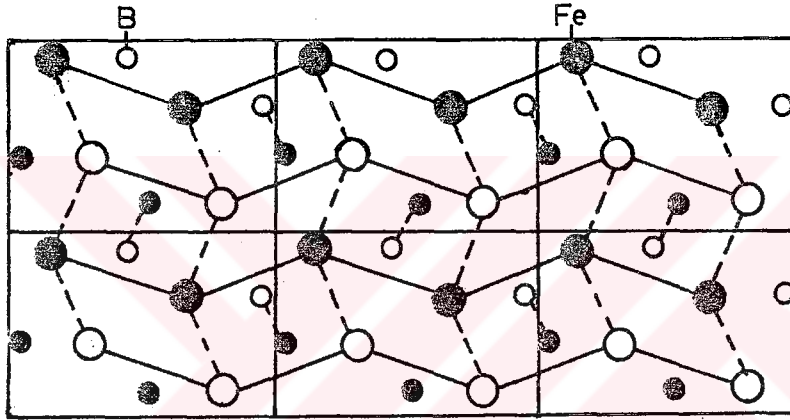
k_{FeB} : Sabit

k_{Fe_2B} : Sabit

olmaktadır. Netice olarak FeB ve Fe_2B 'de bor difüzyonu için "Q" aktivasyon enerjisi ve "k" faktörü sıcaklığın (1/T)

fonksiyonu olarak çizilen LnC_{FeB} ve $\text{LnC}_{\text{Fe}_2\text{B}}$ eğrileri ile elde edilen düz çizginin eğiminden ve ordinatı kesim noktasından hesaplanmaktadır. FeB , Fe_2B bileşiklerinde, kristal sistemlerinin gereği olarak difüzyon anizotropik karakterdedir. Her iki tabaka için $[001]$ yönünün en kolay difüzyon yönü olduğu daha önce belirtilmişti.

Bor Fe_2B içerisinde (001) düzlemine dik olarak $[001]$ yönünde zincir oluşturarak yayınırken FeB içerisinde $[001]$ yönünde bir zikzak şeklinde yayılmaktadır (Şekil 2.17).



Şekil 2.17. (001) Düzleminde FeB Projeksiyonu [61]

Kristallografik verileri kullanarak bor atomunun Fe_2B içerisinde (001) düzlemine dik bir yol boyunca difüzyonu sırasında demir atomu ve bor atomu arasında kat edilen en kısa mesafenin 0.191 nm olduğu hesaplanmıştır [60]. Bu esnada bor atomu 4 demir atomuyla çevrilidir (Şekil 2.18).

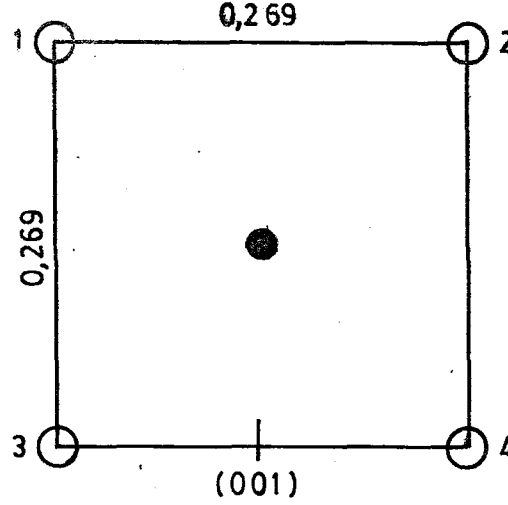
FeB içerisinde borun zikzak yol boyunca difüzyonu için her bir atomik sıçrama (zik veya zak), $[hkl]$ 'nin

$$h = (1 - 4u)/a^2$$

$$k = 1/b^2$$

$$l = (-16uv + 4u + 4v - 2)/c^2$$

olduğu yol boyuncadır ($u=0.125$ ve $v=0.18$ değerine sahiptir).



Şekil 2.18. Fe₂B İçin (001) Düzlemine Dik olarak Borun Atomik Sıçraması Sırasında, Birbirlerine En Yakın Anda B ve Fe Atomlarının Konfigürasyonu [60]

Bu atomik sıçrama bir düzlemin dik'yle 2°'lik bir sapma ile meydana gelmektedir. Bu halde (hkl) düzlemi;

$$h = 2/(4v - 1)$$

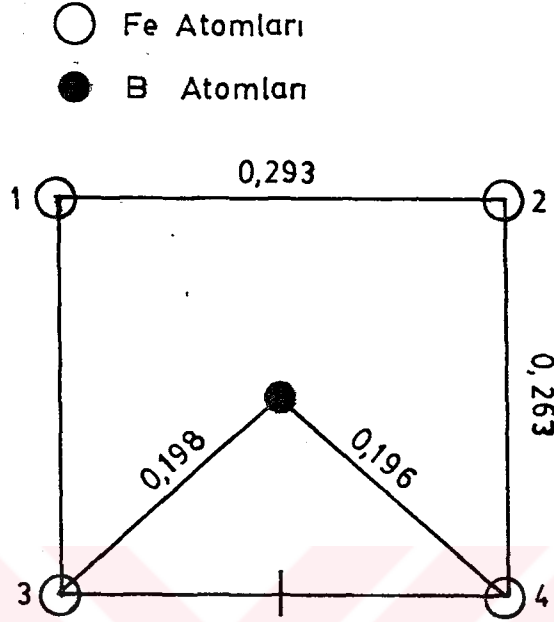
$$k + 1 = 2$$

$$k = h/(1 - 4u)$$

olmaktadır [60] .

FeB içerisinde difüzyon sırasında demir atomu ve bor atomu arasındaki en kısa mesafe yaklaşık 0.197 nm'ye eşittir. Bu esnada bor atomu 4 demir atomuyla çevrilidir (Şekil 2.19).

Demir ve bor atomları arasındaki sınırlanmayan en kısa mesafe yaklaşık 0.215 nm'dir [60]. Yukarıda belirtilen sıçramalar sırasındaki bor uyumsuzluklarının gözönüne alınması sonucu FeB ve Fe₂B içerisinde bor difüzyonunun aktivasyon enerjileri için aynı değerin alınabileceği ileri sürülmüştür [60]. Ne var ki, FeB ve Fe₂B içerisinde bor difüzyonu için aktivasyon enerjileri arasında bir fark bulunmuştur [60]. Bu fark, FeB ve Fe₂B bileşiklerinde Fe ve B atomları arasındaki bağlanma



Şekil 2.19 . FeB İçerisinde Bor Atomu Etrafındaki
Demir Atomu Konfigürasyonu [60]

farklarından ileri gelmektedir. Fe-B arasındaki en kısa mesafe, Fe_2B 'ye nazaran FeB'de biraz daha küçük olduğundan (0.218 nm'ye karşılık 0.215 nm), Fe-B bağının kovalent tabiatı ve dolayısıyla mukavemeti FeB için daha büyük olabilir.

Ayrıca FeB içerisinde en kısa B-B mesafesi bor atomunun kovalent yarıçapının yaklaşık iki katıdır. Oysa aynı değer Fe_2B içerisinde belirgin olarak daha büyüktür (0.180 nm'ye karşılık 0.212 nm). Bunun sonucu olarak bir bor atomunun en yakın komşu bor atomu ile arasındaki bağın bozulmamasının Fe_2B 'ye nazaran FeB'de daha güç olduğu söylenebilir. Bu da FeB'nin Fe_2B 'den daha sert bir faz olduğunun işaretidir.

B Ö L Ü M III

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Termokimyasal borlama işlemi ana alaşımlardaki alaşım elementleri ile yakından ilişkilidir. Alaşım elementleri, kaplamalardaki reaksiyon ürünlerinin hem morfolojilerini hem de bileşimlerini etkileyebilmekte ve değiştirebilmektedir.

Bu çalışmanın amacı Mn ve Cr elementlerinin ayrı ayrı ve "Mn+Cr"'un müştereken Fe-%0.3C-%0.02P alaşımlarının borlanması üzerindeki etkileri ile benzer şartlar altında borlanan AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 ticari karbon çeliklerindeki "borlamanın" mukayeseli olarak incelenmesidir. Literatürde kromun borlamaya etkisi ile ilgili olarak çok sayıda yayın varken manganez ile ilgili çok az sayıda çalışma mevcuttur.

Bu çalışmada, saf alaşım elementleri kullanılmak suretiyle özel olarak hazırlanan döküm ve bilahare sıcak dövmeyle takiben sıcak haddelenen Fe-C, Fe-C-Cr, Fe-C-Mn, Fe-C-Mn-Cr alaşımlarında ve ticari AISI 1020, AISI 1040, AISI 1050 karbon çeliklerinde kimyasal bileşim ve borlama şartlarının borür tabakasının kalınlığına, morfolojisine, sertliğine ve kırılma tokluğuna olan etkileri X-ışınları Difraksiyonu, Scanning Elektron Mikroskobu, Mikrosertlik ve Metalografi teknikleri kullanılarak incelenmiştir. Ayrıca yukarıda özel olarak hazırlandığı belirtilen Fe-C, Fe-C-Mn, Fe-C-Cr, Fe-C-Mn-Cr çeliklerinde bor kaplama tabakalarının korozyon özelliği de incelenmiştir.

3.1. Deneylerde Kullanılan Malzemeler

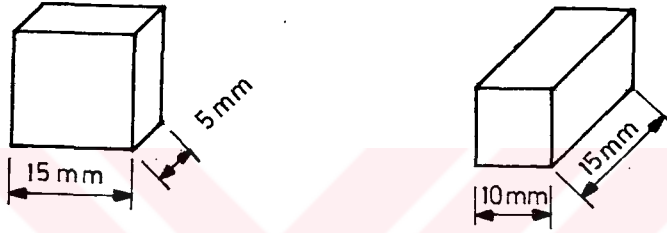
Borlama deneylerinde, özel olarak hazırlanmış çelik grupları ile AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 ticari karbon çelikleri kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan çeliklerin bileşimleri Tablo 3.1'de verilmiştir. Özel çelik grubunun hepsinde %0.3 C, %0.02 P mevcuttur. Bunlardan "1" no'lu çelikte alaşım elementi bulunmaz iken 2, 3, 4, 5, 6 no'lu çeliklerde bulunan alaşım elementleri, sırasıyla %0.5 Mn, %1 Mn, %0.5 Cr, %1 Cr ve %0.5 Mn + %0.5 Cr'dur. Bu suretle tek tek Cr ve Mn'nın etkileri incelenemediği gibi (Mn+Cr)'un müşterek etkisi de araştırılabilmiş ve alaşımsız çelik ile ticari karbon çelikleri arasında borlama bakımından fark ve benzerliklerin etüd edilebilme imkanı sağlanmıştır. İlk altı özel alaşımın hazırlanması (döküm, dövme ve haddeme işlemleri) Japonya'da yapılmıştır. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 ticari karbon çelikleri piyasadan temin edilmiştir.

Tablo 3.1. Deneysel Çalışmalarda Kullanılan Çelik Malzemelerin Kimyasal Bileşimleri

Alaşım No	Bileşim (% Ağırlık)				
	C	P	Mn	Cr	S
1	0.3	0.02	-	-	-
2	0.3	0.02	0.5	-	-
3	0.3	0.02	1.0	-	-
4	0.3	0.02	-	0.5	-
5	0.3	0.02	-	1.0	-
6	0.3	0.02	0.5	0.5	-
AISI 1020	0.18-0.23	0.04 (max)	0.60	-	0.05 (max)
AISI 1040	0.37-0.44	0.04 (max)	0.90	-	0.05 (max)
AISI 1050	0.48-0.55	0.04 (max)	0.90	-	0.05 (max)

Borlama Öncesi herbir numune 10x10x15 mm ve 15x15x5 mm boyutlarında mekanik olarak hazırlandıktan sonra, yüzeyleri metalografik numune hazırlama teknikleri kullanılarak parlatılmıştır. Numune şekli ve boyutları Şekil 3.1'de verilmiştir.

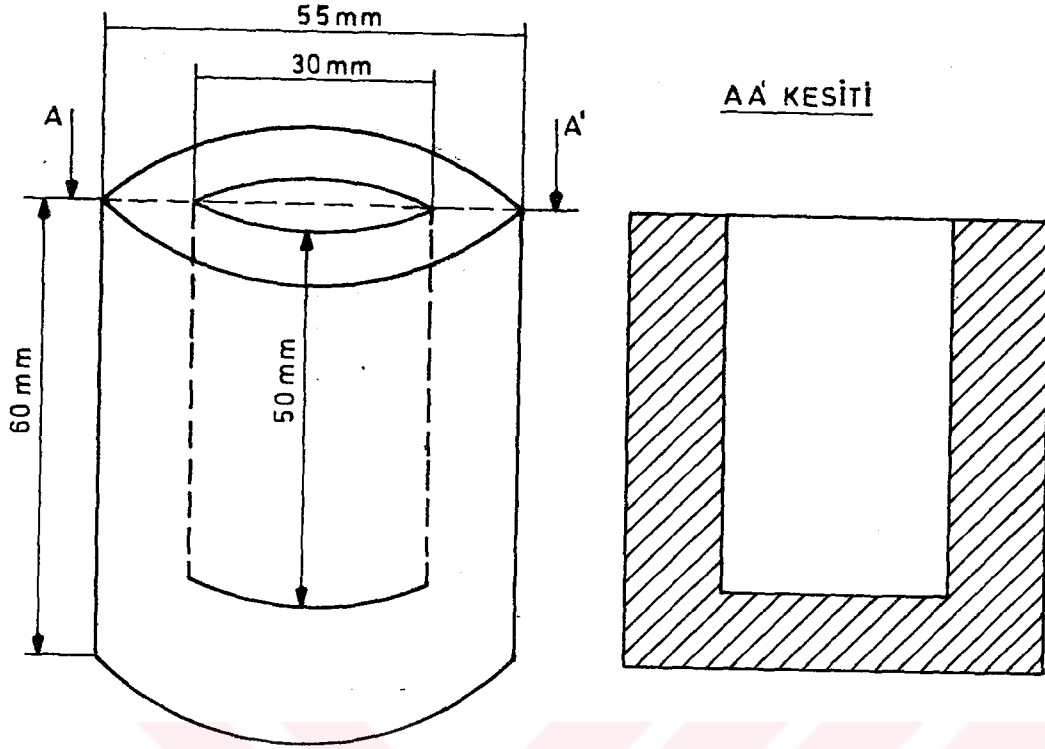
Deney Öncesi, istenilen boyuta kesilen numunelerin yüzeyleri "600" no'lu zımparaya kadar zımparalandıktan sonra, önce saf su ve sonra alkol ile yıkanmış ve kurutulmuştur.



Şekil 3.1. Deneyisel Çalışmada Kullanılan Numunelerin Şekil ve Boyutları

3.2. Deneylerde Kullanılan Gereçler

Borlama banyosu, Şekil 3.2'de boyutları verilen grafit potalar içerisinde elektrik direnç tipi fırın vasıtasıyla gerekli sıcaklığa çıkarılmıştır. Deney sıcaklığı $\pm 5^{\circ}\text{C}$ hata ile ölçülmüştür.

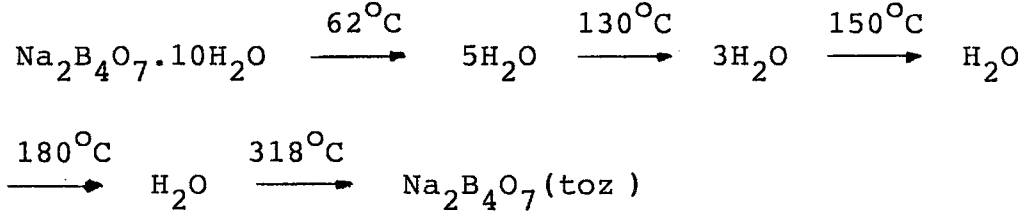


Şekil 3.2. Borlama Deneylerinde Kullanılan Grafit Potanın Boyutları

3.3. Borlama Banyosu

Kullanılan borlama banyosu, ağırlık itibariyle "%66 Boraks", "%14 Kalsine Borik Asit" ve "%20 Ferro-Silisyum" dan ibarettir;

BORAKS ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$), Etibank'ın Bandırma Boraks fabrikalarından temin edilen ticari saflıktaki sulu boraksın ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$) 300°C 'da bir saat beklemeyi müteakip 600°C 'da 3 saat tutulması ve bu suretle kristal suyunun uçurulmasıyla elde edilmiştir. Oda sıcaklığında stabil olan boraks, kuru ortamda sürekli su kaybeder ve matlaşır. Boraksın ısıtılması sonucu su kaybı aşağıdaki şekilde olmaktadır [51].



Boraksın ergime noktası 741°C 'dir [51]. Kimyasal formülü $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ olan boraks teorik olarak %36.52 B_2O_3 , %16.25 Na_2O ve %47.23 H_2O ihtiva etmektedir. Yoğunluğu 1.73 gr/cm^3 'tür.

KALSİNE BORİK ASİT: Borik asit teorik olarak %56.3 B_2O_3 ihtiva etmektedir. Yoğunluğu 1.51 gr/cm^3 'tür. Deneysel çalışmalarda kullanılan kalsine borik asit, borik asitin 110°C 'de 3 saat beklemeyi müteakip 400°C 'ye kadar yavaş yavaş ısıtılmasıyla elde edilmiştir. Borik asit 450°C 'nin üzerinde erimekte [51].

FERRO-SİLİSYUM: Ticari saflıkta olan Ferro-silisyumun kimyasal bileşimi %70 Si, %0.1 C, %1 Al, %0.05 P, %0.04 S geri kalan Fe'dir. Borlama işleminde 100 mesh elek altı tane boyutunda Ferro-Silisyum kullanılmıştır.

3.4. Borlama

Şekil 3.2'de verilen boyutlarda hazırlanan numuneler "600" no'lu zımpara ile parlatılarak borlamaya hazır hale getirilmiştir. %66 Boraks, %20 Ferro-Silisyum, %14 Kalsine Borik Asit bileşimindeki banyo bileşenleri $\pm 0.1 \text{ mgr}$ hassasiyetle tartılarak hazırlanmıştır. Müteakiben işlem sıcaklığına ısıtılmış potaya sırasıyla "Kalsine Borik Asit", "Boraks", 10 dakika sonra da "Ferro-Silisyum" ilavesi yapılmıştır. 15 dakika bekledikten sonra banyo oksitlenme özelliği olmayan direnç teli ile iyice karıştırılmış ve 10 dakika bekletilerek homojenleşme sağlanmıştır. Isı kaybını minimum seviyede tutmak için potalar fırının ağız kısmına çıkarılarak numuneler

banyoya daldırılmıştır. Deney süresince, banyo 45 dakika aralıklarla karıştırılmış ve her deney için yeni pota ve banyo kullanılmıştır. Bütün numunelerin borlama işlemi 940°C 'de 1/2 saat ila 10 saat arasında değişen sürelerde yapılmıştır.

Borlama işleminden sonra numuneler oda sıcaklığına havada soğutulmuştur. Borlanan numuneler, yüzeylerine bulaşmış banyo kalıntılarının temizlenmesi için kaynar suda bir saat kadar tutulmuştur.

3.4.1. Metalografik İnceleme

Borlanmış numunelerin bir yüzeyi SiC taşla taşlanarak aşındırılmıştır. Elde edilen bu yüzey, son parlatma kademesinde 1 μm kalınlıklı elmas toz aşındırıcı kullanmak suretiyle klasik metalografik metodlarla parlatılmıştır. Dağlamalar %2'lik nital ile yapılmıştır.

Metalografik olarak hazırlanan numuneler "Reichert MeF2" optik mikroskobunda incelenmiştir. Yüzeye yakın FeB ve bunun altında Fe_2B fazları [64] dağlama ile elde edilen renk farkından kantitatif olarak (FeB kirli sarı) ayırt edilebilmiştir. Bununla birlikte kaplama tabakasında bulunan bütün fazların tesbiti için X-ışınları difraksiyonu kullanılmıştır.

Tabaka kalınlık ölçümleri 120 büyütmede μm olarak yapılmıştır. Borür tabakasının kalınlığı, difüzyon yüzeyinden (dış yüzeyden) Fe_2B kolonlarının uç kısmına kadar olan mesafe olarak alınmıştır. Tabaka kalınlığı 5 ölçümün ortalamasıdır.

3.4.2. Sertlik Ölçümleri

Kaplama tabakasının ve matrisin sertlikleri mikro-sertlik cihazında (Leitz marka) Vickers uç kullanarak 100 ve 200 gr.'lık yükler altında ölçülmüştür. Ölçme işlemi, yüzeyden itibaren matrise kadar belirli aralıklarla yapılmıştır. Bu şekilde yüzeyden itibaren, matrise kadar sertlikteki değişim, herbir farklı bileşimdeki çekilme ve borlama süresi için tesbit edilmiştir.

3.4.3. X-Işınları Analizi

Kaplama tabakasındaki mevcut fazları tayin etmek için çeşitli metodlar geliştirilmiştir. Ancak en popüler olanı X-Işınları analizidir. Bu sebeple, X-Işınları difraksiyon metodu kullanılarak kaplama tabakasındaki hakim faz ve bileşikler tesbit edilmiştir.

3.4.4. Scanning Elektron Mikroskobu İncelenmesi

Kaplama tabakasındaki alaşım elementlerinin dağılımını ve morfolojiyi tesbit etmek amacıyla Scanning Elektron Mikroskobu (JEOL-840A JXA SEM ve TRACOR TN2000 Enerji Disperse Spektrometresi TN1310 Sayısal Demet Kontrol Cihazı) kullanılmıştır. Bu amaçla X-Işını sayısal çizgi taraması programı kullanılmıştır.

3.4.5. Kırılma Tokluğu

Özellikle camlar ve seramikler gibi gevrek malzemelere uygulanan "Vickers Indentasyon Kırılma Tokluğu" deneyi önemli avantajlara sahiptir. Bu avantajlar şu şekilde sıralanabilir.

a) Diğer kırılma tokluğu testlerine müsait olmayan çok küçük numuneler kullanılabilir.

b) Numune hazırlama nisbeten basittir; sadece parlak bir yüzey yeterlidir.

c) Çoğu durumlarda herhangi bir güçlkle karşılaşmaksızın çatlak boyu optik olarak ölçülebilmektedir.

d) İşlem hem hızlı hem de ekonomiktir.

Bu tekniğin şüphe götürmeyen avantajlarının yanında bazı komplikasyonları da mevcuttur. Bunlar;

a) Ölçülen çatlak uzunluğunun hassasiyet derecesine bağlı olarak tokluk değerlerinde değişmeler olmaktadır,

b) Literatürdeki indentasyon kırılma tokluğu denklemleri farklılıklar göstermektedir,

c) Literatürde verilen tüm indentasyon modellerinin numunenin gerçek karakteristiklerini yansıtmadaki şüpheler [64] ,

d) Oluşan çatlak sistemlerinin bir veya iki idealize halde kabul edilmesi [64] ,

e) Tek kenar çentikli numune deneyi gibi geleneksel metodlarla ölçülen kırılma tokluğu ile bir malzemede indentasyon kırılma toklukları arasında zıtlıklar şeklinde sıralanabilir.

Indentasyon deneyi metodu ile "Kırılma Tokluğu" hesaplanması ilk defa 1957 yılında Palmquist tarafından Wc+Co gibi sermet malzemelere uygulanmıştır. Bu deney 1975 yılında Lawn ve arkadaşları tarafından daha da geliştirilmiştir.

Palmquist "P" yükü altında katı bir malzemede Vickers indentörün hareketini sağlamak için aşağıdaki eşitliği geliştirmiştir.

$$A = 0.0649 (P_k) (P_k/H_v)^{1/2} \quad (3.1)$$

Burada;

A : Çatlak oluşturmak için gerekli kritik iş,

H_v : Sertlik (VSD),

P_k : Çatlak başlangıç yükü'nü

göstermektedir.

1957 yılından 1985 yılına kadar indentasyon test metodu ile kırılma tokluğunu hesaplamaya yarayan çok sayıda bağıntı geliştirilmiştir. Söz konusu bağıntıların bir kısmı Tablo 3.2'de verilmiştir.

Tablo 3.2. Vickers İndentasyonu İle Kırılma Tokluğu (K_C) Tesbitinde Kullanılan Bazı Bağıntılar ($c/a \geq 2$) [64]

$$K_C = 0.0101 P / (a \cdot c^{1/2})$$

$$K_C = 0.0515 P / c^{3/2}$$

$$K_C = 0.079 (P / a^{3/2}) \log(4.5 a / c) \quad 0.6 \leq c/a < 4.5$$

$$K_C = 0.0824 P / c^{3/2}$$

$$K_C = 0.4636 (P / a^{3/2}) (E / H_v)^{2/5} (10)^F$$

$$K_C = 0.0141 (P / a^{3/2}) (E / H_v)^{2/5} \log(8.4 a / c)$$

$$K_C = 0.0134 (P / c^{3/2}) (E / H_v)^{1/2}$$

$$K_C = 0.0154 (P / c^{3/2}) (E / H_v)^{1/2}$$

$$K_C = 0.0330 (P / c^{3/2}) (E / H_v)^{2/5} \quad c/a \geq 2.5$$

$$K_C = 0.0363 (P / c^{3/2}) (E / H_v)^{2/5} (a / c)^{1.56}$$

$$K_C = 0.0232 [f(E / H_v)] P / (a \cdot c^{1/2}) \quad c/a \leq 2.8$$

$$K_C = 0.0417 [f(E / H_v)] P / (a^{0.42} \cdot c^{1.08}) \quad c/a \geq 2.8$$

$$K_C = 0.095 (P / c^{3/2}) (E / H_v)^{2/3}$$

$$K_C = 0.022 (P / c^{3/2}) (E / H_v)^{2.5}$$

$$K_C = 0.035 (P / c^{3/2}) (E / H_v)^{1/4}$$

a = İz köşegeni yarıboyu

$$F = -1.59 - 0.34B - 2.02B^2 + 11.23B^3 - 24.97B^4 + 16.32B^5$$

$$B = \log(c/a)$$

$$f(E / H_v) = [(\beta \exp^{2/\delta}) - 1.5] / 0.75$$

$$\delta = 2(1 + 3 \ln \beta \exp) / 3$$

$$\beta \exp = 0.768 (E / H_v)^{0.408} \quad \text{dir.}$$

Klasik kırılma tokluğu deneyleri boyut bakımından uygun malzemelere uygulanabilmektedir. Bilhassa numunenin kalınlığı ve plastik bölgenin boyutu kırılma tokluğu deneylerinde oldukça önemli parametrelerdir. Ayrıca bu deneye maruz kalan malzemelerin gevrek olmamaları gerekir. O halde gevrek ve kütlesel olarak küçük malzemelere klasik kırılma tokluğu deneylerinin uygulanabilmesi mümkün olmayabilir. Bu sebeple, bu tür malzemelerin kırılma tokluklarının belirlenebilmesi için "indentasyon" esaslı bir metod geliştirilmiştir. Bir malzemenin kırılma tokluğu uygulanan yüke, çatlak boyuna ve numunenin geometrisine bağlıdır.

Bu çalışmada aşağıdaki ampirik formül kullanılarak "İndentasyon Tekniği" ile kırılma tokluğu tayin edilmiştir. İndentasyon tekniği ile kırılma tokluğu tayin etmenin prensibi, belirli yükler altında oluşturulan izlerle, bu izlerin köşegenleri boyunca meydana getirilen radyal çatlakların boylarının belirlenmesi esasına dayanır [8, 65-67] .

$$Kc = 0.028 (E/H)^{1/2} (P/c^{3/2}) \quad (3.2)$$

olup,

burada;

E : Kaplama tabakasının elastisite modülü*

H : Kaplama tabakasının sertliği (VSD, Kg/mm²)

P : Uygulanan yük

c : Çatlak yarıboyu (m)'nu

ifade etmektedir [68] .

Leitz mikrosertlik cihazı ile 200-500 gr'lık yükler kullanılmış ve elde edilen değerler (3.2) eşitliğinde yerlerine konularak kırılma tokluğu tesbit edilmiştir.

(*) Elastisite modülü Lawn ve Howes'in çalışmasına göre hesaplanmıştır [69, 70] .

3.4.6. Korozyon Özelliklerinin Tayini

Demir grubu malzemelerin borlanması, bu malzemelere bazı asit ve sıvı metallere karşı büyük dayanıklılık kazandırır.

Literatürde daha ziyade ağırlık kaybından hareketle korozyon ölçümleri yapılmıştır [49]. Bu çalışmada ise 56°C'de hacimce %10 H₂SO₄ koroziv ortamında sırasıyla 1, 2, 3, 4 saat sürelerde yapılan korozyon deneylerinde ağırlık kaybı yöntemi kullanılarak malzemelerin korozyon davranışları tayin edilmiştir.

Deneyler, içerisinde numune ile birlikte %10 H₂SO₄ bulunan kapalı bir cam kabın, sıcaklığı termostat vasıtasıyla sabit tutulan bir su banyosu içerisine yerleştirilmesi suretiyle gerçekleştirilmiştir.

Korozyon deneyleri "3" saat süreyle borlanmış "6" adet özel çelik üzerinde 1, 2, 3, 4 saat süre ile yapılmıştır. Korozyon hasarı ağırlık kaybı ölçülmesi sureti ile tesbit edilmiştir.

B Ö L Ü M IV

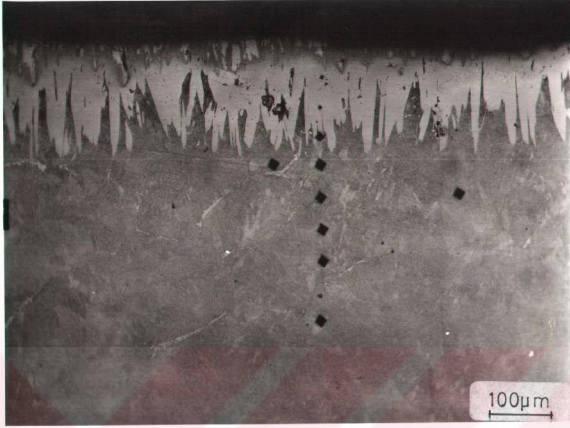
4. DENEY SONUÇLARI

4.1. Metalografik İnceleme

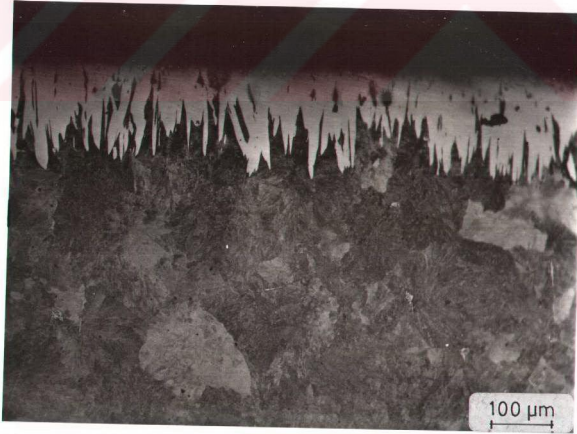
Metalografik inceleme sonucu, incelenen bütün çeliklerde kaplama-matris arayüzey morfolojisinin kolonsal olduğu gözlenmiştir (Şekil 4.1-4.24). (Şekil 4.1-4.9) 5 saat, (Şekil 4.10-4.18), 7 saat (Şekil 4.19-4.24) 10 saat borlanmış çeliklerin mikroyapılarını göstermektedir. Mikrograflar kolonsal yapıyı açıkça belirtmektedir. Kaplama tabakası ve matriste alınan Vickers sertliklerine ait izler borlu tabaka ve matris sertlikleri arasındaki bariz farkı göstermektedir.



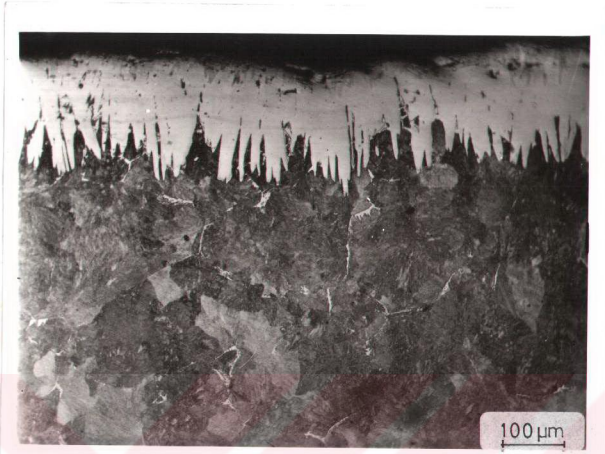
Şekil 4.1. 940°C'de 5 Saat Borlanmış Fe-0.3 C - 0.02 P Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120 %2 Nital.



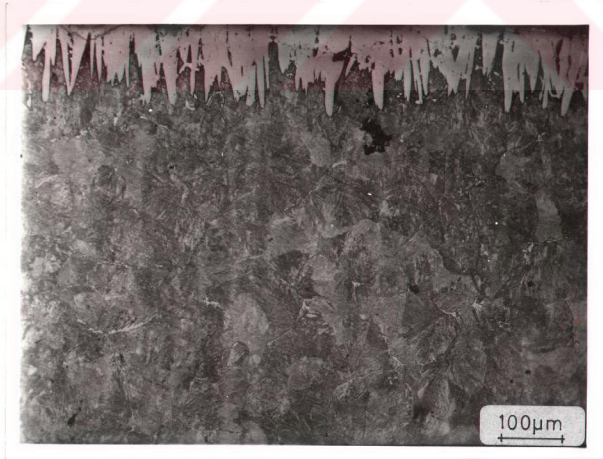
Şekil 4.2. 940°C'de 5 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120. %2 Nital.



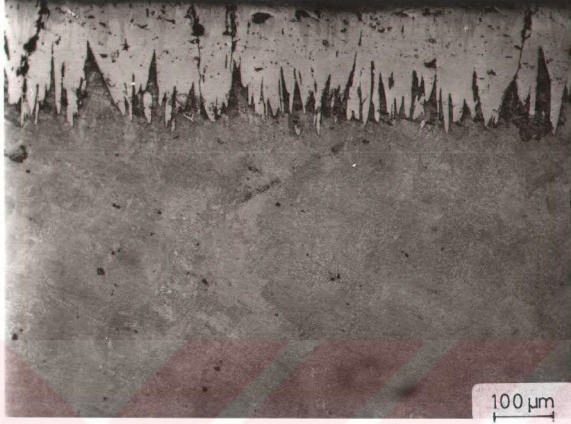
Şekil 4.3. 940°C'de 5 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. X120. %2 Nital.



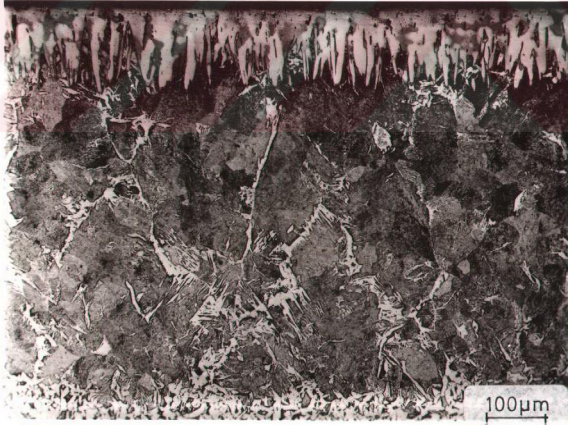
Şekil 4.4. 940°C'de 5 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-
%0.02 P-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin
Mikroyapısı. X120. %2 Nital.



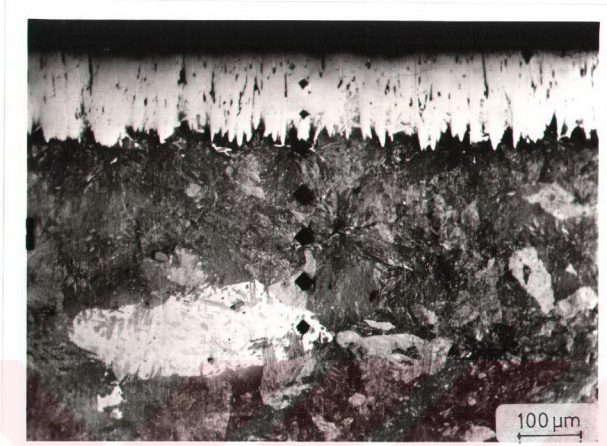
Şekil 4.5. 940°C'de 5 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-
%0.02 P-%1 Cr Bileşimindeki Numunenin
Mikroyapısı. X120. %2 Nital.



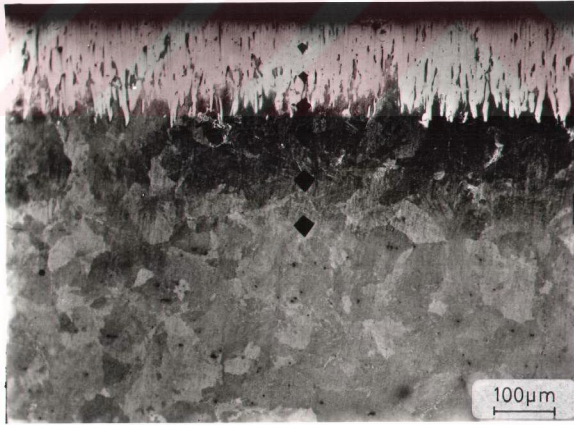
Şekil 4.6. 940°C'de 5 Saat Borlanmış Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. X120.2 Nital.



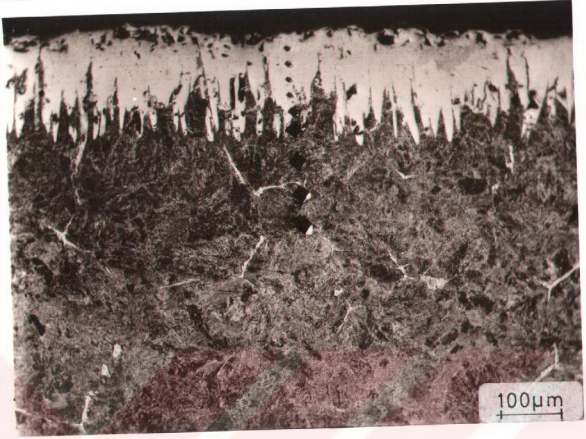
Şekil 4.7. 940°C'de 5 Saat Borlanmış AISI 1020 Çeliğinin Mikroyapısı. X120.2 Nital.



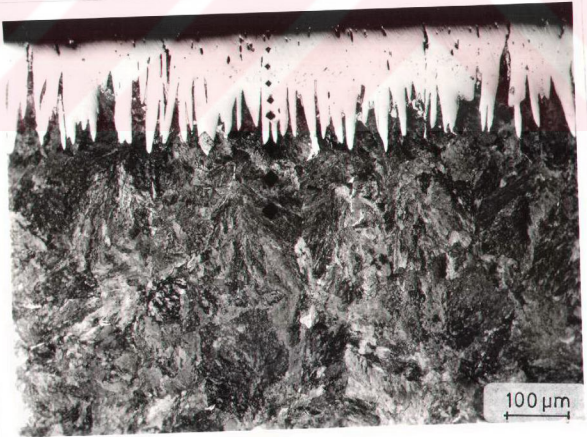
Şekil 4.8. 940°C'de 5 Saat Borlanmış AISI 1040 Çeliğinin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Gö-rülmektedir. X120. %2 Nital.



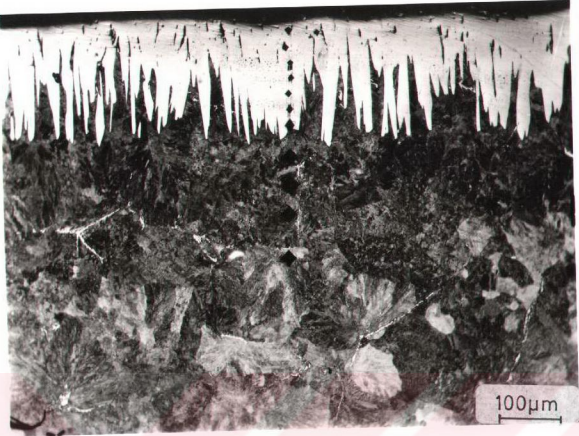
Şekil 4.9. 940°C'de 5 Saat Borlanmış AISI 1050 Çeliğinin mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Gö-rülmektedir. X120. %2 Nital.



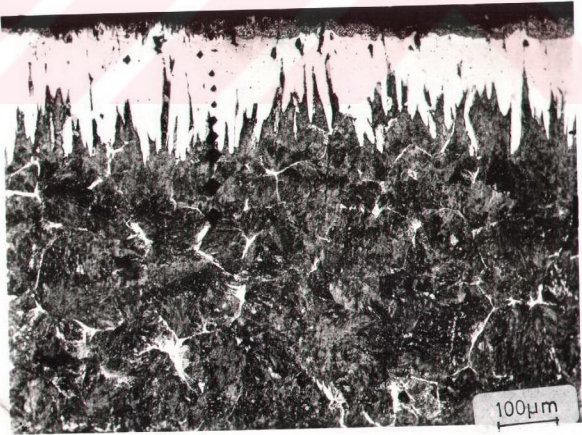
Şekil 4.10. 940°C'de 7 Saat Borlanmış Fe-0.3 C-0.02 P Bileşimindeki Numunenin Mikro-yapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120.2 Nital.



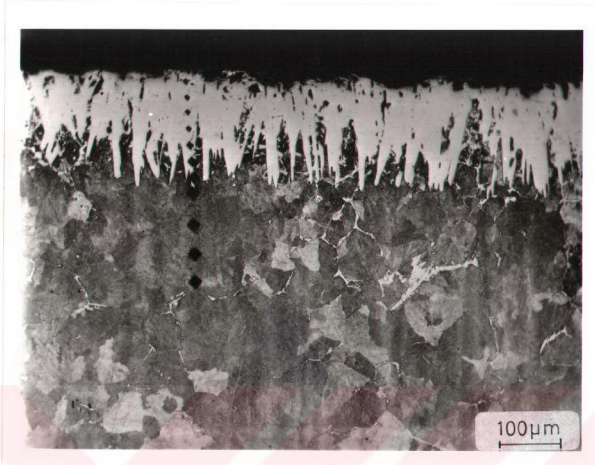
Şekil 4.11. 940°C'de 7 Saat Borlanmış Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120.2 Nital.



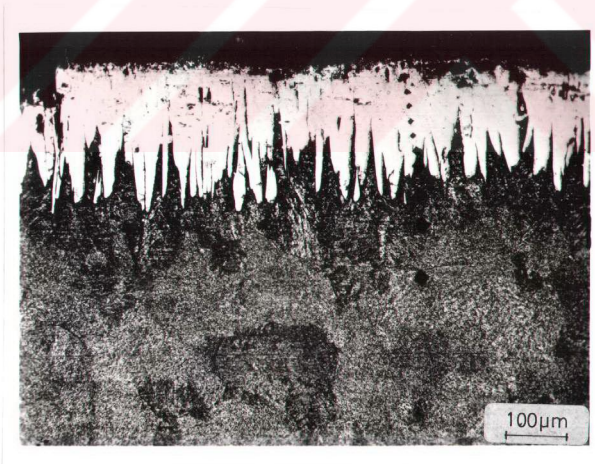
Şekil 4.12. 940°C'de 7 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120. %2 Nital.



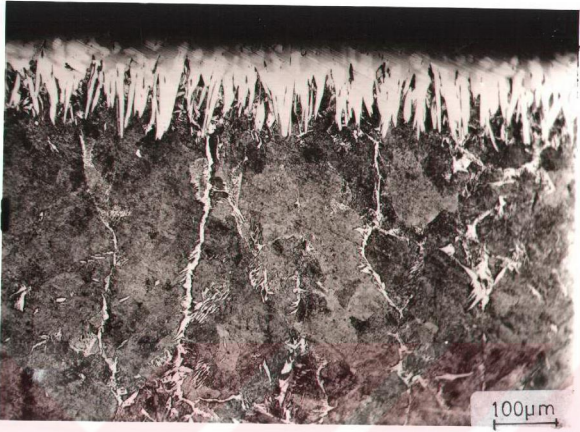
Şekil 4.13. 940°C'de 7 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120. %2 Nital.



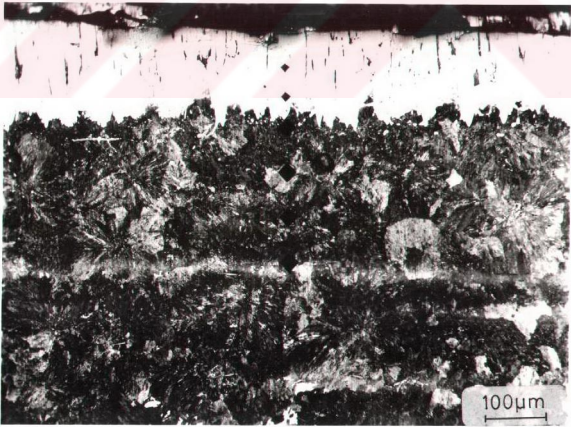
Şekil 4.14. 940°C'de 7 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120. %2 Nital.



Şekil 4.15. 940°C'de 7 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120. %2 Nital.



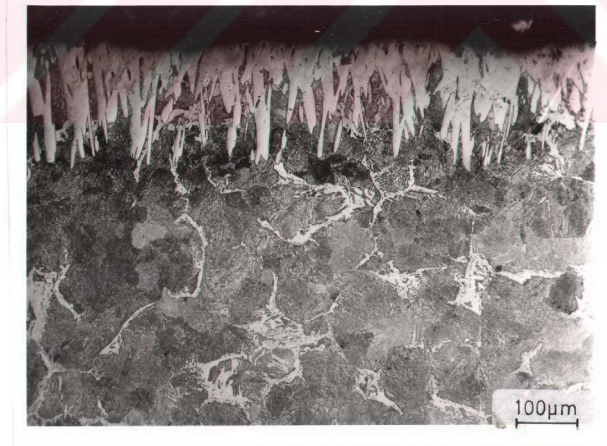
Şekil 4.16. 940°C'de 7 Saat Borlanmış, AISI 1020 Çeliğinin Mikroyapısı. X120. %2 Nital



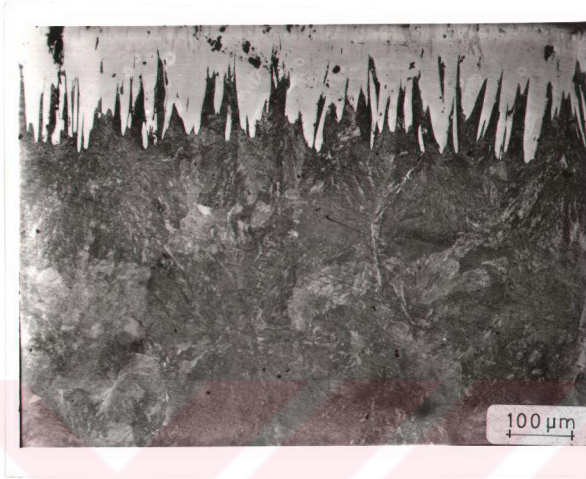
Şekil 4.17. 940°C'de 7 Saat Borlanmış, AISI 1040 Çeliğinin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120. %2 Nital.



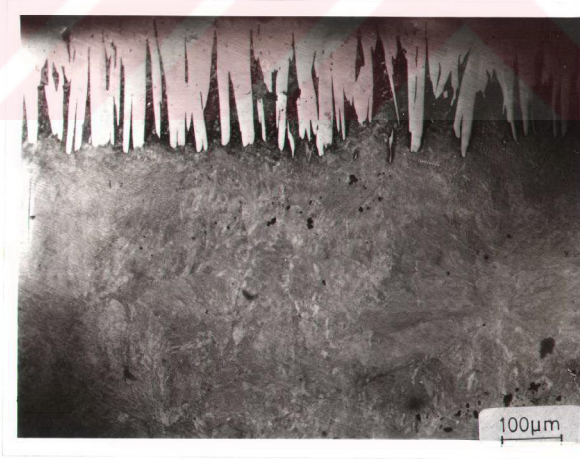
Şekil 4.18. 940°C'de 7 Saat Borlanmış, AISI 1050 Çeliğinin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Görülmektedir. X120. %2 Nital.



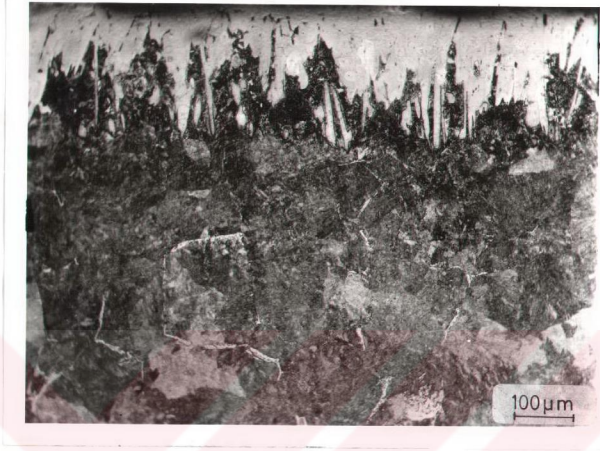
Şekil 4.19. 940°C'de 10 Saat Borlanmış Fe-0.3 C-0.02 P Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. X120. %2 Nital.



Şekil 4.20. 940°C'de 10 Saat Borlanmış Fe-0.3 C-
%0.02 P-%0.5 Mn Bileşimindeki Numunenin
Mikroyapısı. X120. %2 Nital



Şekil 4.21. 940°C'de 10 Saat Borlanmış Fe-0.3 C-
%0.02 P-%1 Mn Bileşimindeki Numunenin
Mikroyapısı. X120. %2 Nital.



Şekil 4.22. 940°C'de 10 Saat Borlanmış Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. X120.2 Nital.



Şekil 4.23. 940°C'de 10 Saat Borlanmış Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. X120.2 Nital.



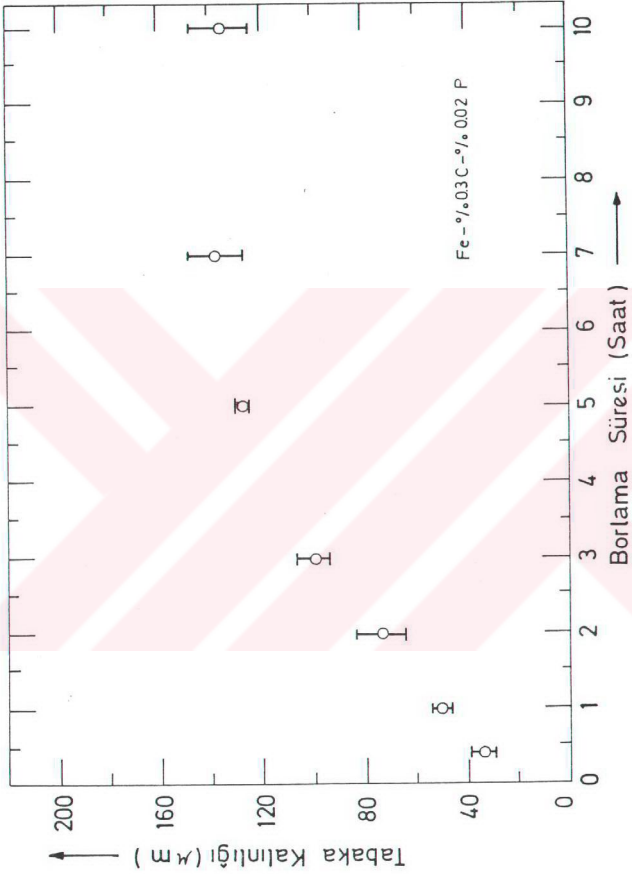
Şekil 4.24. 940°C'de 10 Saat Borlanmış Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin Mikroyapısı. Kaplama Tabakası ve Matrisde Vickers Sertlik İzleri Gö-rülmektedir. X120. %2 Nital.

0.5 ila 10 saat arasında borlanan "6" adet özel çeliğin ve AISI 1020, AISI 1050 ticari karbon çeliklerinin, borlama süresine bağlı olarak ortalama kaplama tabakası kalınlığının değişimi Tablo 4.1'de verilmiştir. Şekil 4.25-4.30, ayrı ayrı "6" adet özel çelikte borlama süresine bağlı olarak tabaka kalınlığı değişimini vermektedir. Şekil 4.31'de aynı bir diyagramda sözkonusu "6" adet özel çeliğe ait "Tabaka Kalınlığı-Borlama Süresi" diyagramı bütün bileşimleri içine alacak tarzda verilmiştir.

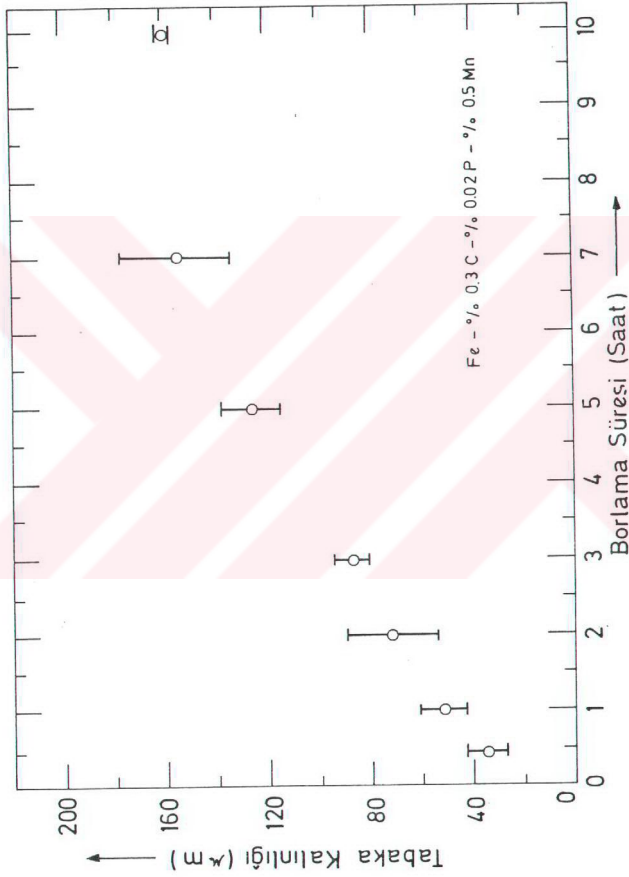
Şekil 4.32'de, AISI 1020, Şekil 4.33'de AISI 1050 ticari karbon çeliklerine ait "Tabaka Kalınlığı-Borlama Süresi" değişimi verilmiştir. Şekil 4.34'de ise her iki karbon çeliğinin borlama süresi ile tabaka kalınlığında meydana gelen değişim bir arada görülmektedir.

Tablo 4.1. Değişik Sürelerde Borlanan Numunelerde Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi.

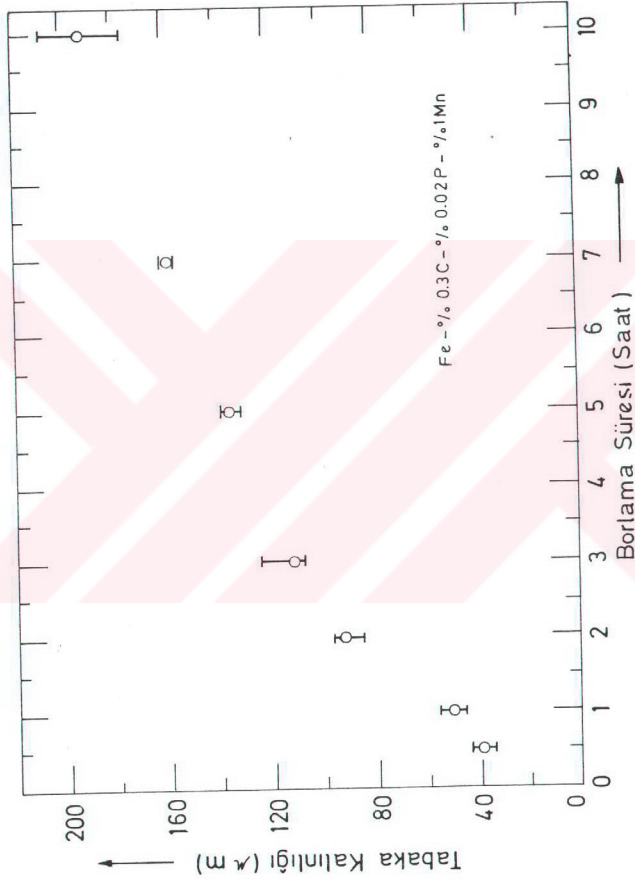
Alaşım	Borlama Süresi (Saat)						
	0.5	1	2	3	5	7	10
	Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlığı (μm)						
Fe-%0.3C-%0.02P	35	50	75	100	130	140	135
Fe-%0.3C-%0.02P %0.5Mn	35	50	70	90	130	155	160
Fe-%0.3C-%0.02P %1Mn	40	50	90	115	140	160	190
Fe-%0.3C-%0.02P %0.5Cr	30	55	85	115	155	175	185
Fe-%0.3C-%0.02P %1Cr	30	50	80	100	120	140	145
Fe-%0.3C-%0.02P %0.5Mn-%0.5Cr	45	50	80	105	160	170	180
AISI 1020	40	50	100	103	130	155	-
AISI 1050	25	40	85	95	130	175	-



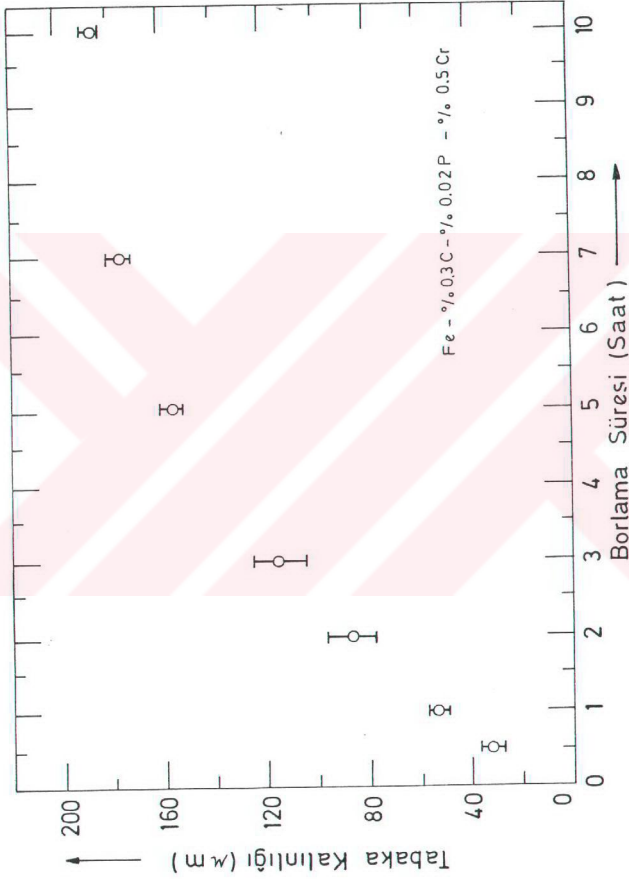
Şekil 4.25. Fe-0.3 C-0.02 P Bileşimindeki Numunenin Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi



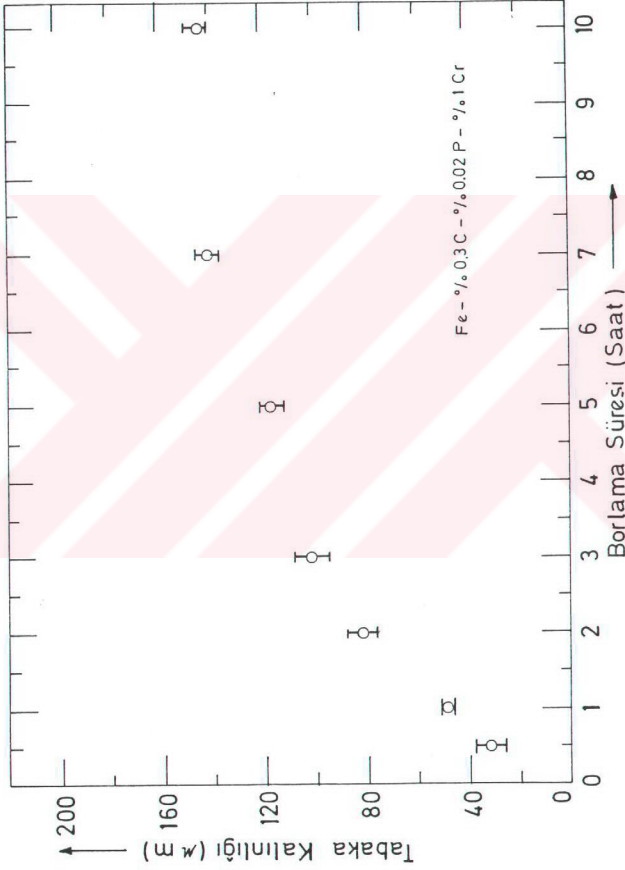
Şekil 4.26. Fe-0.3 C-0.02 P-0.002 Mn Bileşimindeki Numunenin Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi



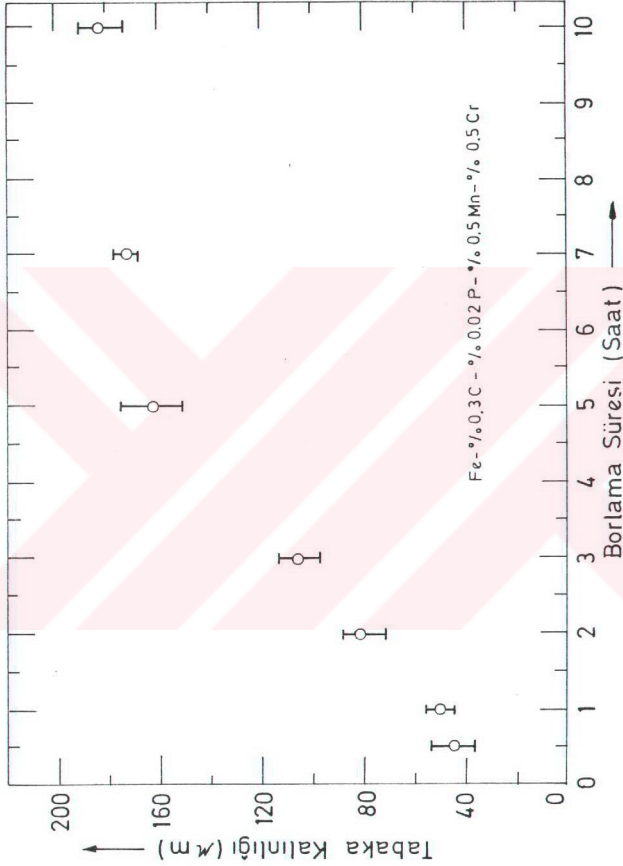
Şekil 4.27. Fe-0.3 C-0.02 P-0.02 Mn Bileşimindeki Numunenin Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi.



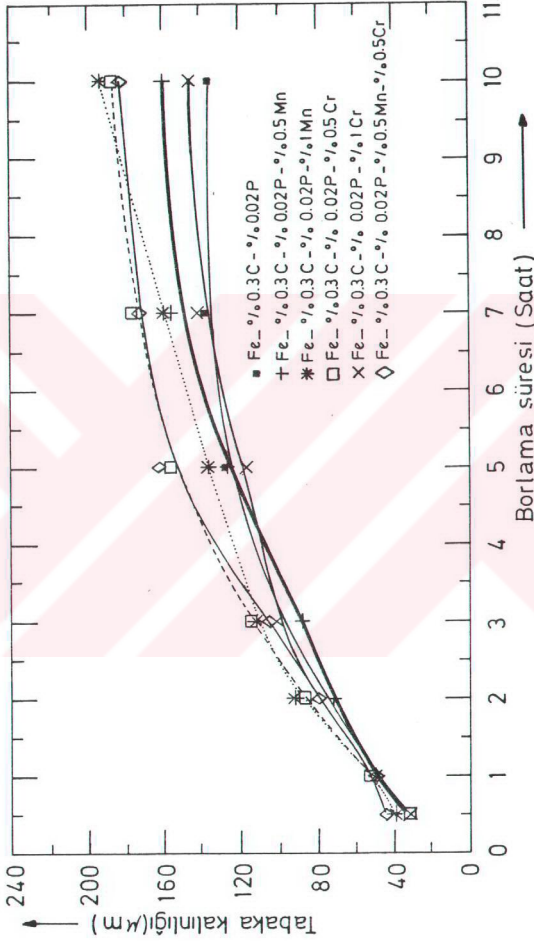
Şekil 4.28. Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişim.



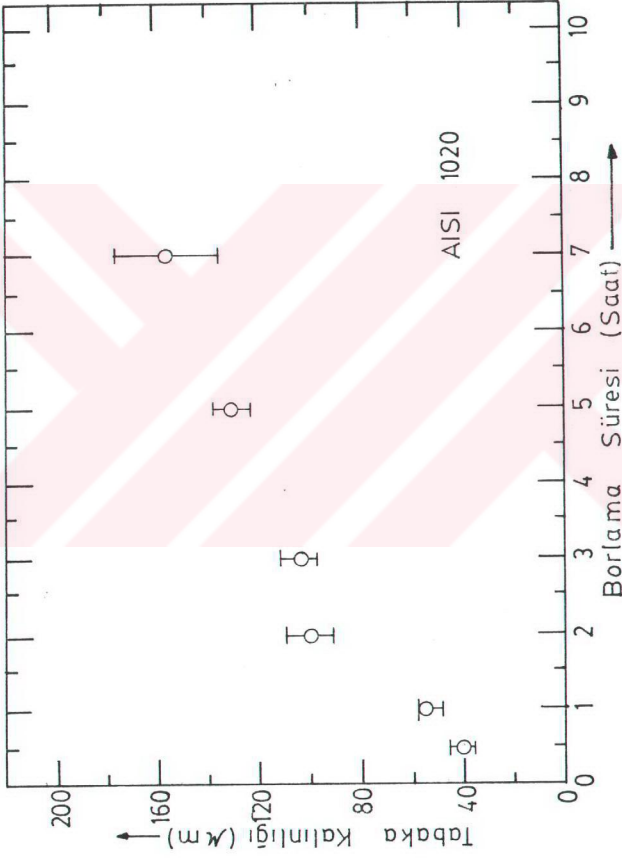
Şekil 4.29. Fe-0.3 C-0.02 P-0.01 Cr Bileşimindeki Numunenin Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi.



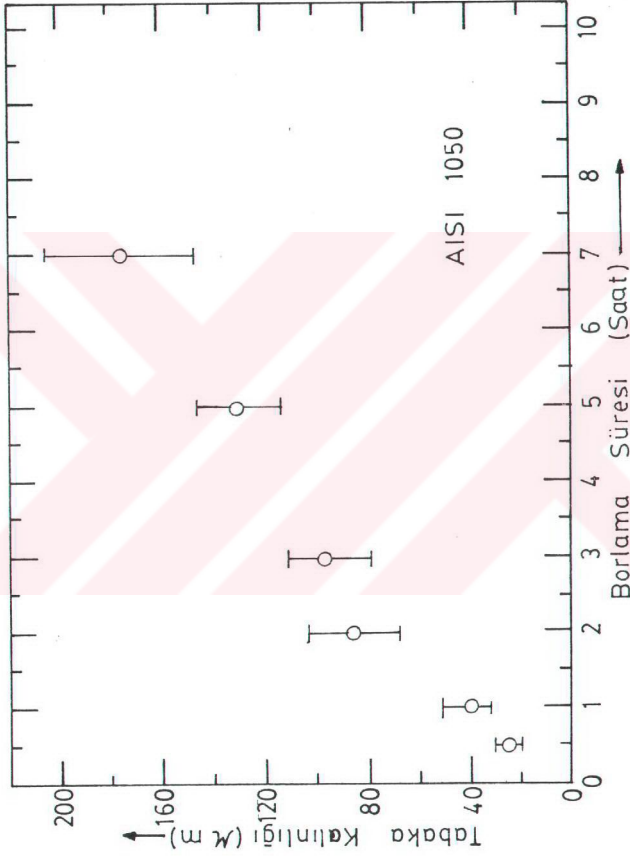
Şekil 4.30. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi.



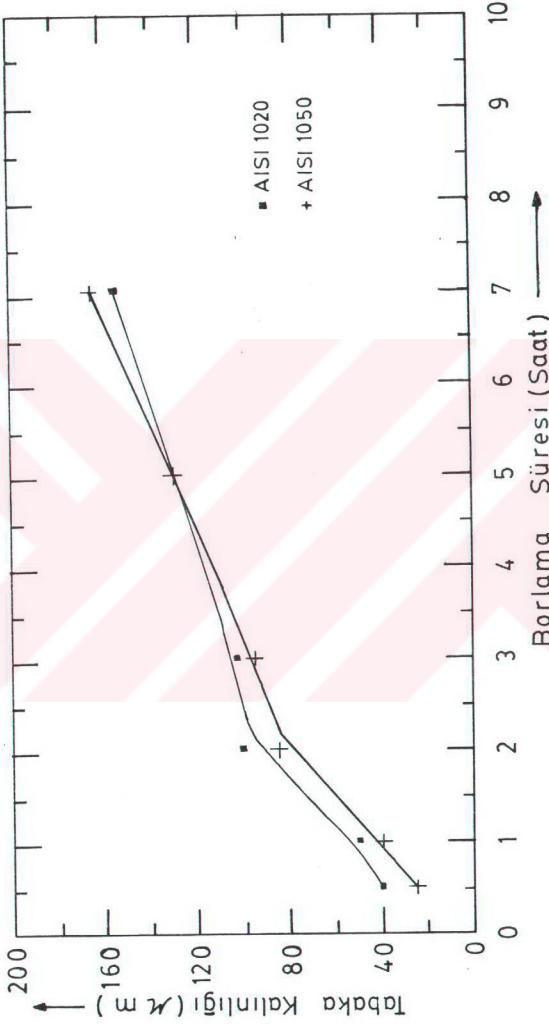
Şekil 4.31. "6" Adet Özel Alaşımda Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi.



Şekil 4.32. AISI 1020 Ticari Karbon Çeliğinde Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi ile Değişimi.



Şekil 4.33. AISI 1050 Ticari Karbon Çeliğinde Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi.



Şekil 4.34. AISI 1020 ve 1050 Ticari Karbon Çeliğinde Kaplama Tabakası Kalınlığının Borlama Süresi İle Değişimi.

4.2. Sertlik Ölçümleri

Orijinal numunelerde ve borlanan numunelerin kaplama tabakasında ölçülen sertlik değerleri Tablo 4.2-4.6'da verilmiştir. Tablo 4.2-4.4, borlama öncesi ve 5, 7 ve 10 saat sürelerle borlanan "6" adet özel çeliğe ait yüzeyden itibaren, 25, 50, 75, 100, 150, 200, 250, 300 µm mesafeler içerisindeki Vickers sertliklerini vermektedir. Tablo 4.5-4.6 borlama öncesi 5 ve 7 saat sürelerle borlanan AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 ticari karbon çeliklerinin yüzey sertliklerini yüzeyden itibaren mesafeye bağlı olarak vermektedir. Borla kaplı bölgelerin ortalama tabaka kalınlıkları da aynı tablolarda verilmiştir.

Borlama öncesi malzemenin orijinal sertliğinin kaplama tabakası sertliğine olabilecek muhtemel etkisini görebilmek için, Tablo 4.2-4.6'da verilen sertlik değerleri, "Kaplama Tabakası Sertliğinin, Kaplama Öncesi Numunenin Orijinal Sertliğine Oranı" olarak tariflenen "Relatif Sertlik" değerlerini hesaplamada kullanılmıştır. Tablo 4.7-4.9, 5, 7 ve 10 saat sürelerle borlanan "6" adet özel alaşıma ait borlama öncesi Vickers sertliklerini ve yüzeyden itibaren 25, 50, 75, 100, 150, 200, 250, 300 µm mesafelerdeki "Relatif Sertlik" lerini vermektedir. Tablo 4.10-4.11, benzer şekilde, 5 ve 7 saat sürelerle borlanan AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 ticari karbon çeliklerinin, borlama öncesi Vickers sertliklerini ve yüzeyden itibaren 50, 100, 150, 200, 250, 300, 450 µm mesafelerdeki "Relatif Sertlik" değerlerini vermektedir. Tablo 4.2-4.11'de aynı zamanda bütün çelikler için, belirtilen borlama sürelerindeki ortalama tabaka kalınlığı da diğer değerlerle birlikte verilmiştir. Birbirine paralel çok sayıda (en az beş) kolonda sertlik ölçülmüş, tablo ve grafiklerde ortalama sertlik değerleri gösterilmiştir.

Tablo 4.2. "6" Adet Özel Çeliğin Borlama Öncesi ve Sonrası Yüzey Sertlik Değerlerinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi ve Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlıkları (Borlama Süresi: 5 Saat)

Borlama Süresi (Saat)	Alaşım No*	1	2	3	4	5	6
5		Borlama Öncesi Sertlik (kg/mm ²)					
		120.3	142	175	123.6	147	184
	Yüzeyden İtibaren Mesafe (µm)	Kaplanmış Yüzey Sertliği (kg/mm ²)					
	25	1854	2289	1854	1700	1800	1600
	50	1854	2000	1970	1681	1782	1532
	75	1854	1854	1954	1782	1750	1532
	100	1532	1854	1287	1782	1532	1532
	125	1500	1854	500	1620	400	1500
	150	280	500	464	1600	383	1402
	200	230	450	274	383	322	383
	250	206	280	274	274	274	297
	300	219	274	274	274	274	297
		Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlığı (µm)					
		130	130	140	160	120	160
* Alaşım No		Bileşim (%Ağırlık)					
1		Fe-0.3 C-0.02 P					
2		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn					
3		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Mn					
4		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr					
5		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr					
6		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr					

Tablo 4.3. "6" Adet Özel Çeliğin Borlama Öncesi ve Sonrası Yüzey Sertlik Değerlerinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi Ve Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlıkları (Borlama Süresi: 7 Saat)

Borlama Süresi (Saat)	Alaşım No*	1	2	3	4	5	6
7		Borlama Öncesi Sertlik (kg/mm ²)					
		120.3	142	175	123.6	147	184
	Yüzeyden İtibaren Mesafe (µm)	Kaplanmış Yüzey Sertliği (kg/mm ²)					
		25	1900	2289	1854	1854	1900
	50	1854	2200	1854	1854	1854	1750
	75	1854	1854	1854	1681	1850	1782
	100	1854	500	1800	450	1854	1500
	125	1856	464	1681	470	1300	1280
	150	1854	430	450	300	1287	1097
	200	270	297	274	270	383	309
	250	206	297	274	250	297	309
	300	206	297	274	250	297	297
		Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlığı (µm)					
		140	160	160	180	140	170
*Alaşım No		Bileşim (% Ağırlık)					
1		Fe-0.3 C-0.02 P					
2		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn					
3		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Mn					
4		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr					
5		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr					
6		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr					

Tablo 4.4. "6" Adet Özel Çeliğin Borlama Öncesi ve Sonrası Yüzey Sertlik Değerlerinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi Ve Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlıkları (Borlama Süresi: 10 Saat)

Borlama Süresi (Saat)	Alaşım No*	1	2	3	4	5	6
10		Borlama Öncesi Sertlik (kg/mm ²)					
		120.3	142	175	123.6	147	184
	Yüzeyden İtibaren Mesafe (µm)	Kaplanmış Yüzey Sertliği (kg/mm ²)					
	25	1495	1648	1626	1865	1763	1763
	50	1495	1640	1636	1800	1760	1892
	75	1490	1626	1467	1654	1704	1840
	100	840	1704	1362	1594	1680	1735
	125	820	1704	1449	1243	1362	1712
	150	298	593	617	1113	861	1249
	200	183	237	217	223	298	294
	250	179	231	205	212	246	270
	300	183	226	200	215	250	282
		Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlığı (µm)					
		140	160	190	190	175	180
*Alaşım No		Bileşim (% Ağırlık)					
1		Fe-0.3 C-0.02 P					
2		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn					
3		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Mn					
4		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr					
5		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr					
6		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr					

Tablo 4.5. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 Çeliklerinin Borlama Öncesi ve Borlama Sonrası Yüzey Sertlik Değerlerinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi ve Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlıkları (Borlama Süresi : 5 Saat)

Borlama Süresi (Saat)	Malzeme	AISI 1020	AISI 1040	AISI 1050
5		Borlama Öncesi Sertlik (kg/mm ²)		
		145	185	225
	Yüzeyden İtibaren Mesafe (µm)	Kaplanmış Yüzey Sertliği (kg/mm ²)		
	50	1362	1404	1283
	100	1211	1448	1211
	150	234	412	593.4
	200	220	373	373
	250	226	373	373
	300	223	362	316
	450	203	298	303
		Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlığı (µm)		
		130	-	130

Tablo 4.6. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 Çeliklerinin Borlama Öncesi ve Borlama Sonrası Yüzey Sertlik Değerlerinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi ve Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlıkları (Borlama Süresi : 7 Saat)

Borlama Süresi (Saat)	Malzeme	AISI 1020	AISI 1040	AISI 1050
7		Borlama Öncesi Sertlik (kg/mm^2)		
		145	185	225
	Yüzeyden İtibaren Mesafe (μm)	Kaplanmış Yüzey Sertliği (kg/mm^2)		
		50	1448	1768
	50	1448	1768	1704
	100	1362	1448	1704
	150	246	412	1200
	200	212	398	490
	250	210	398	398
	300	199	385	398
	450	185	368	385
		Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlığı (μm)		
		160	-	180

Tablo 4.7. "6" Adet Özel Çeliğin Relatif Sertliklerinin
Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişim Ve Orta-
lama Kaplama Tabakası Kalınlıkları
(Borlama Süresi: 5 Saat)

[illegible]

Tablo 4.10. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 Çeliklerinin Relatif Sertliklerinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi ve Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlıkları (Borlama Süresi : 5 Saat)

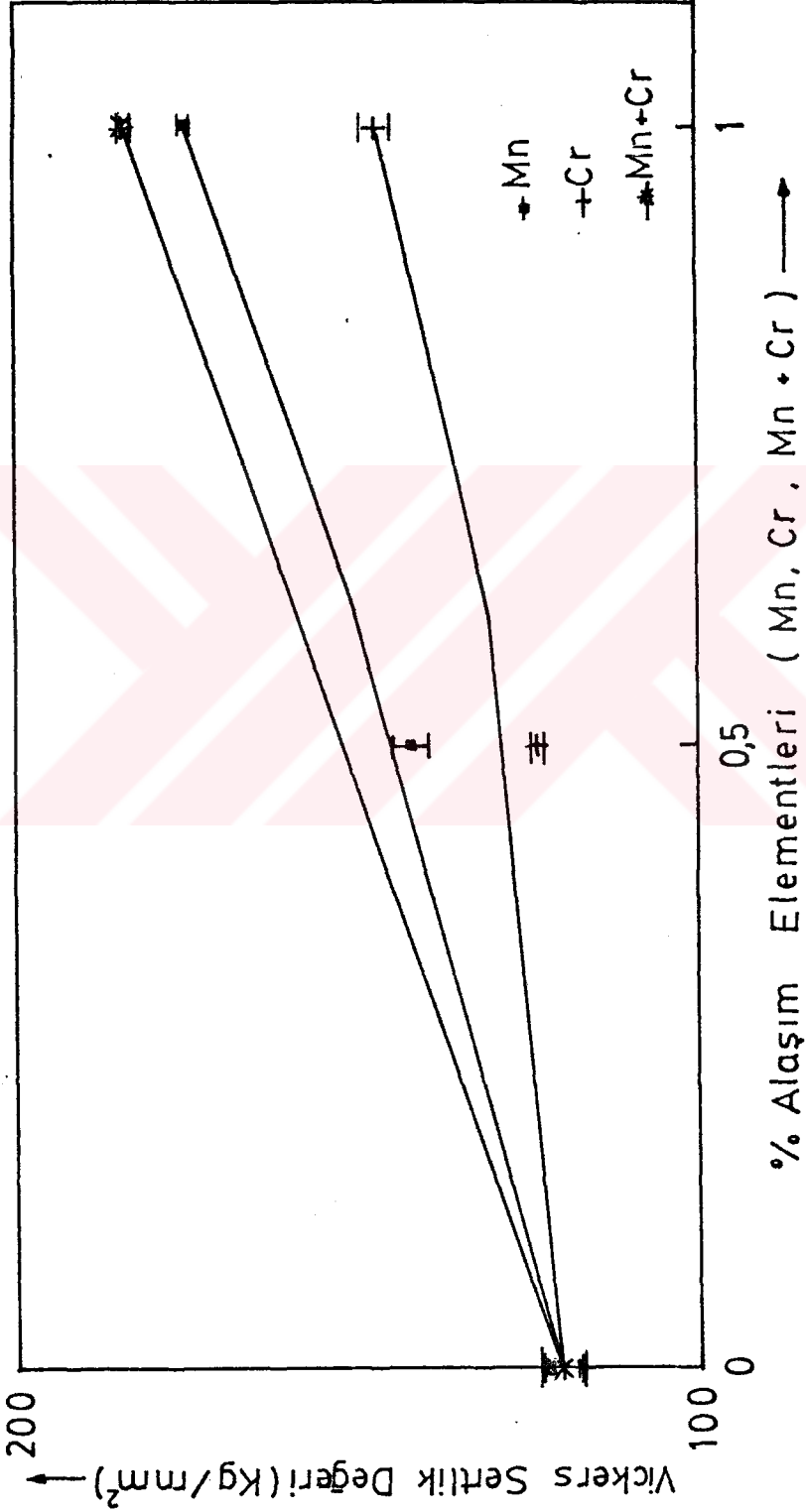
Borlama Süresi (saat)	Malzeme	AISI 1020	AISI 1040	AISI 1050
5		Borlama Öncesi Sertlik (kg/mm ²)		
		145	185	225
	Yüzeyden İtibaren Mesafe (µm)	Relatif Sertlik Değerleri**		
	50	9.39	7.58	5.70
	100	8.35	7.82	5.38
	150	1.61	2.22	2.63
	200	1.51	2.01	1.65
	250	1.55	2.01	1.65
	300	1.53	1.95	1.40
	450	1.40	1.61	1.34
		Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlığı (µm)		
		130	-	130

** Relatif Sertlik, Kaplama Tabakası Sertliğinin, Kaplama Öncesi Numunenin Orijinal Sertliğine Oranı Olarak Alınmıştır.

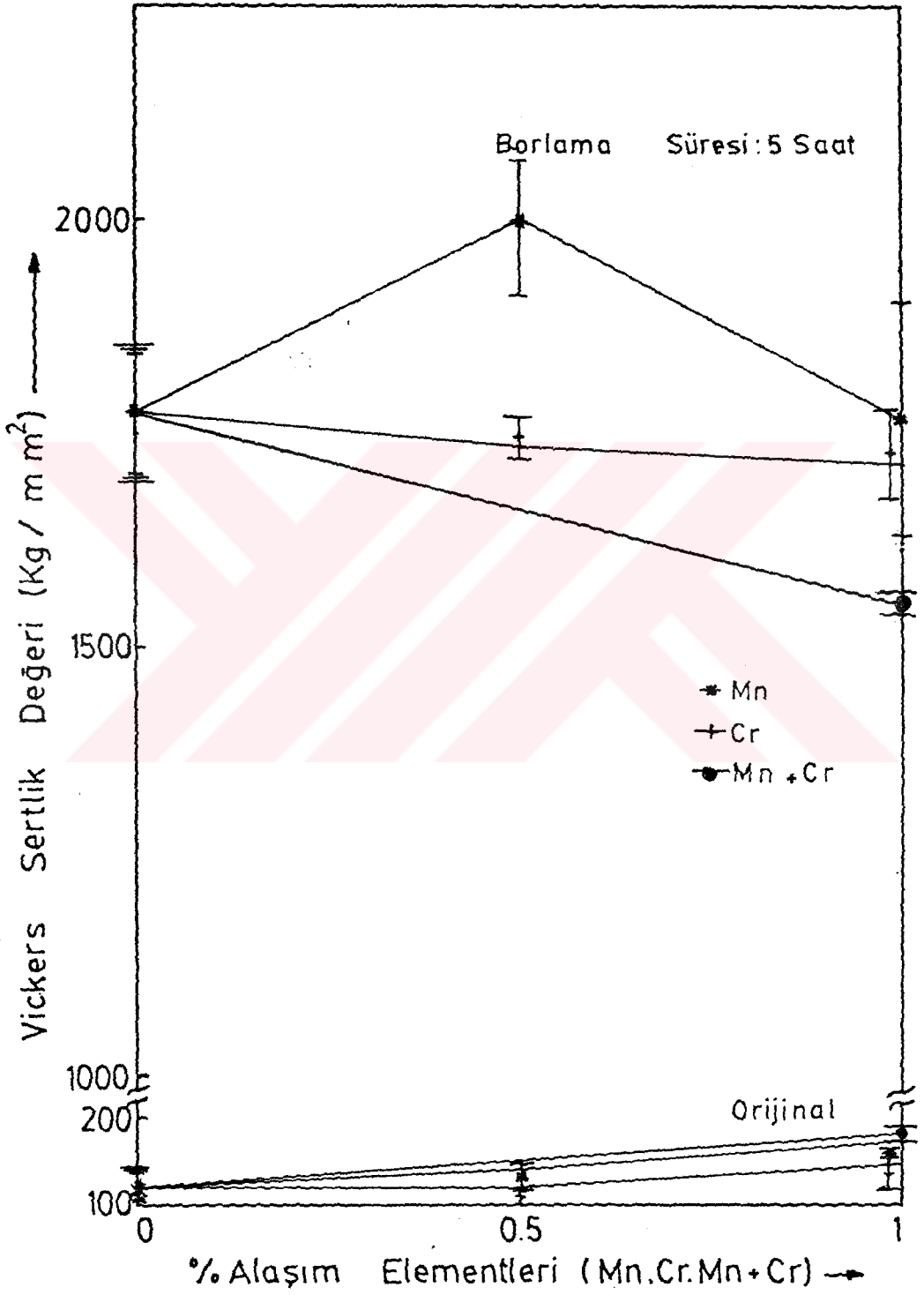
Tablo 4.11. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 Çeliklerinin Relatif Sertliklerinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi ve Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlıkları (Borlama Süresi : 7 Saat)

Borlama Süresi (Saat)	Malzeme	AISI 1020	AISI 1040	AISI 1050
7		Borlama Öncesi Sertlik (kg/mm ²)		
		145	185	225
	Yüzeyden İtibaren, Mesafe (µm)	Relatif Sertlik Değerleri**		
	50	9.98	9.55	7.57
	100	9.39	7.82	7.57
	150	1.69	2.22	5.33
	200	1.46	2.15	2.17
	250	1.44	2.15	1.76
	300	1.37	2.08	1.76
	450	1.27	1.98	1.71
		Ortalama Kaplama Tabakası Kalınlığı (µm)		
		160	-	180
**Relatif Sertlik, Kaplama Tabakası Sertliğinin Kaplama Öncesi Numunenin Orijinal Sertliğine Oranı Olarak Alınmıştır.				

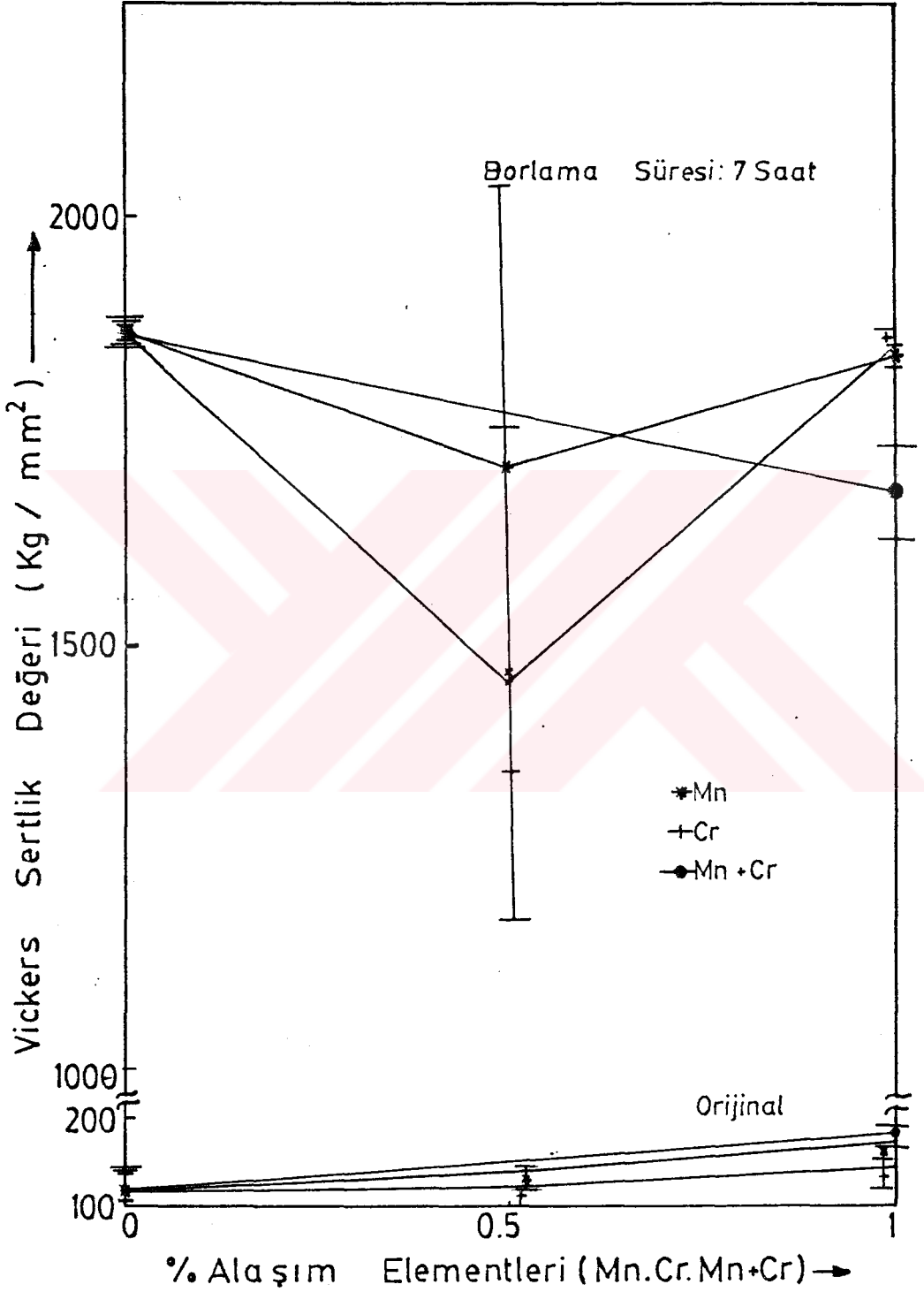
Şekil 4.35, borlanmamış, Şekil 4.36-4.38 ise farklı sürelerde borlanmış "6" adet özel çelikde de alaşım elementlerinin sertliğe etkilerini göstermektedir.



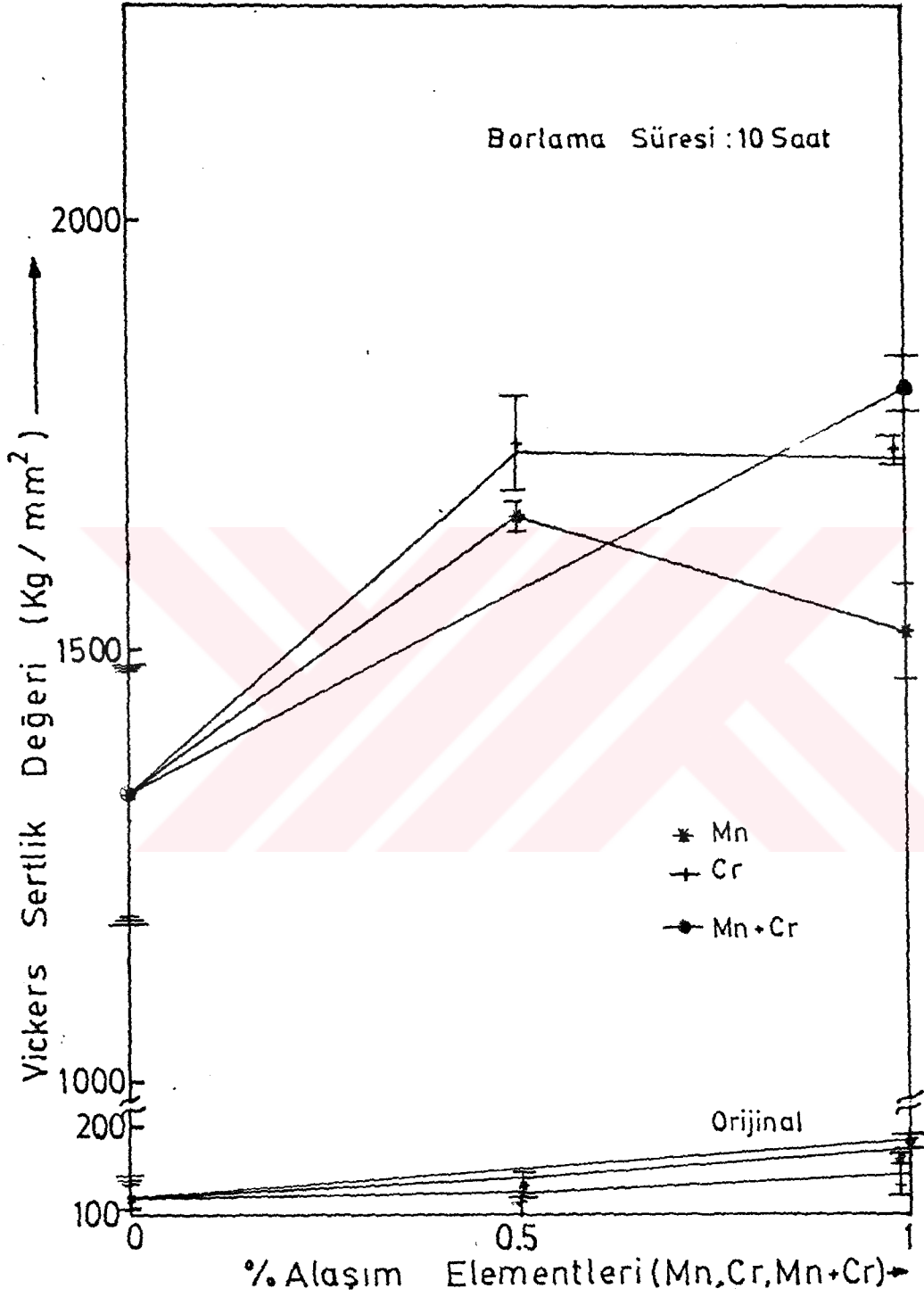
Şekil 4.35. Borlanmış "6" Adet Özel Çelikde Alaşım Elementleri ile Sertlik Değişimi



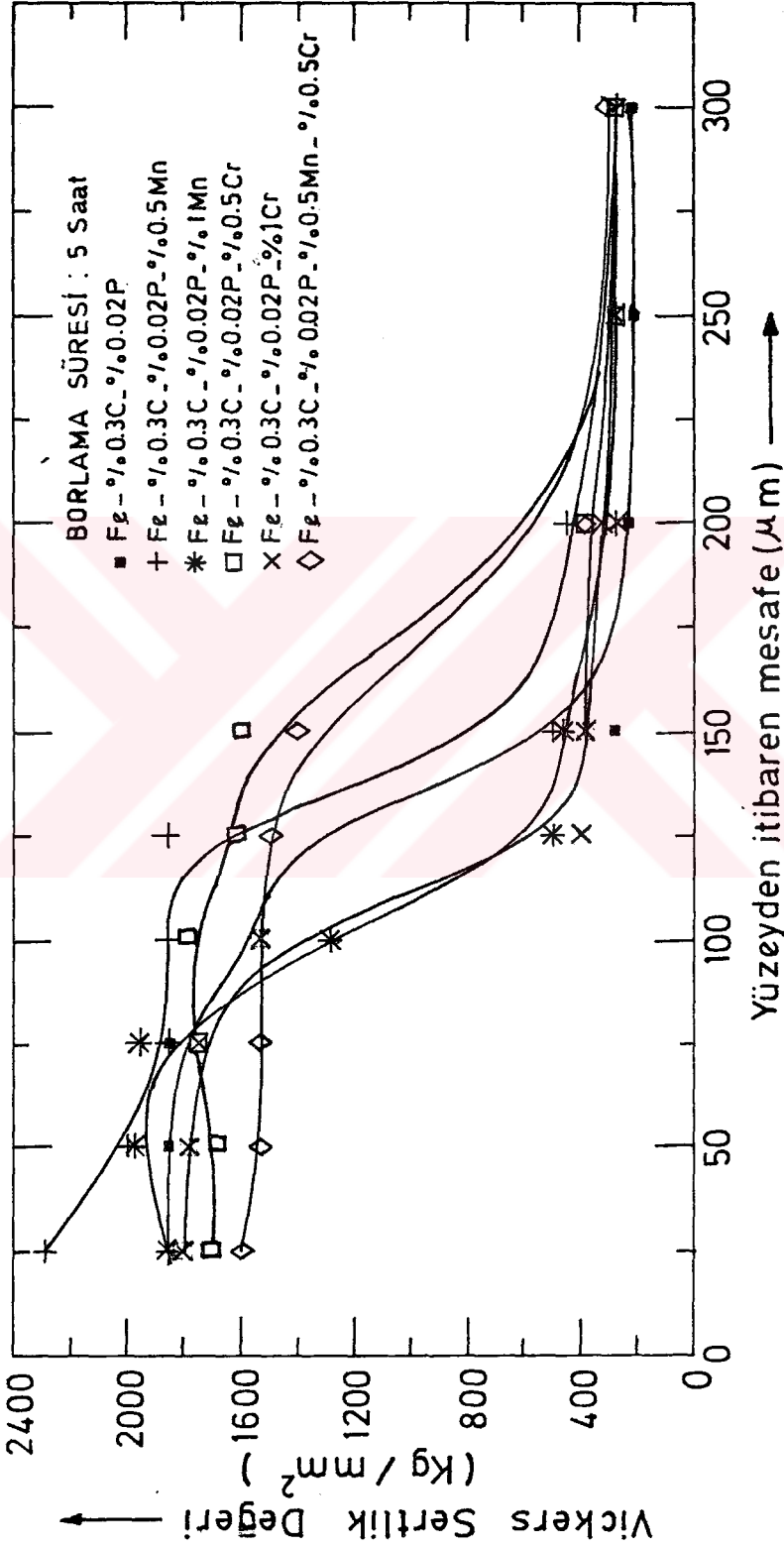
Şekil 4.36. Alaşım Elementlerinin, Yüzey Tabakasının Sertliğine Etkisi (Borlama Süresi:5 Saat)



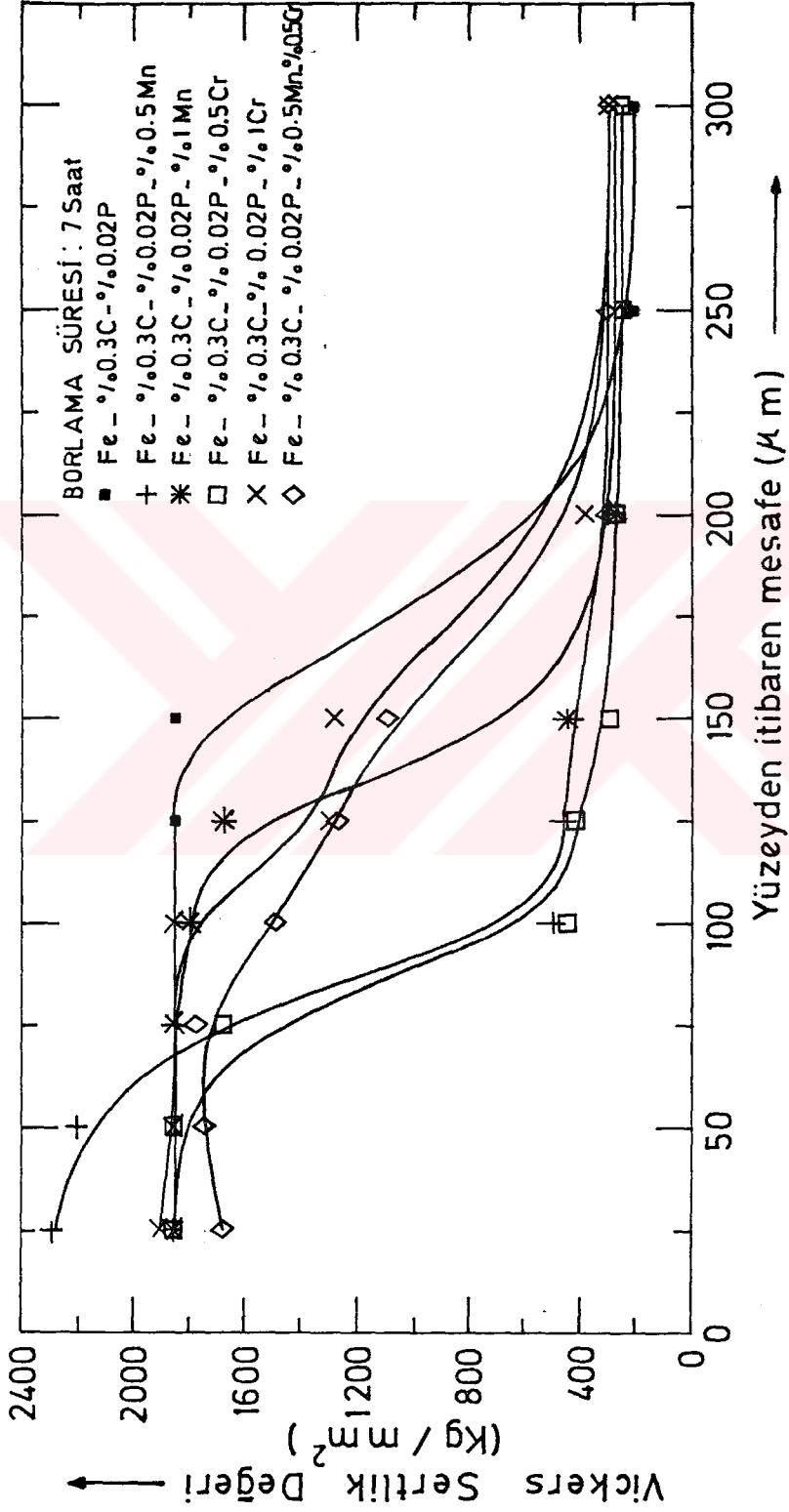
Şekil 4.37. Alaşım Elementlerinin, Yüzey Tabakasının Sertliğine Etkisi (Borlama Süresi: 7 Saat)



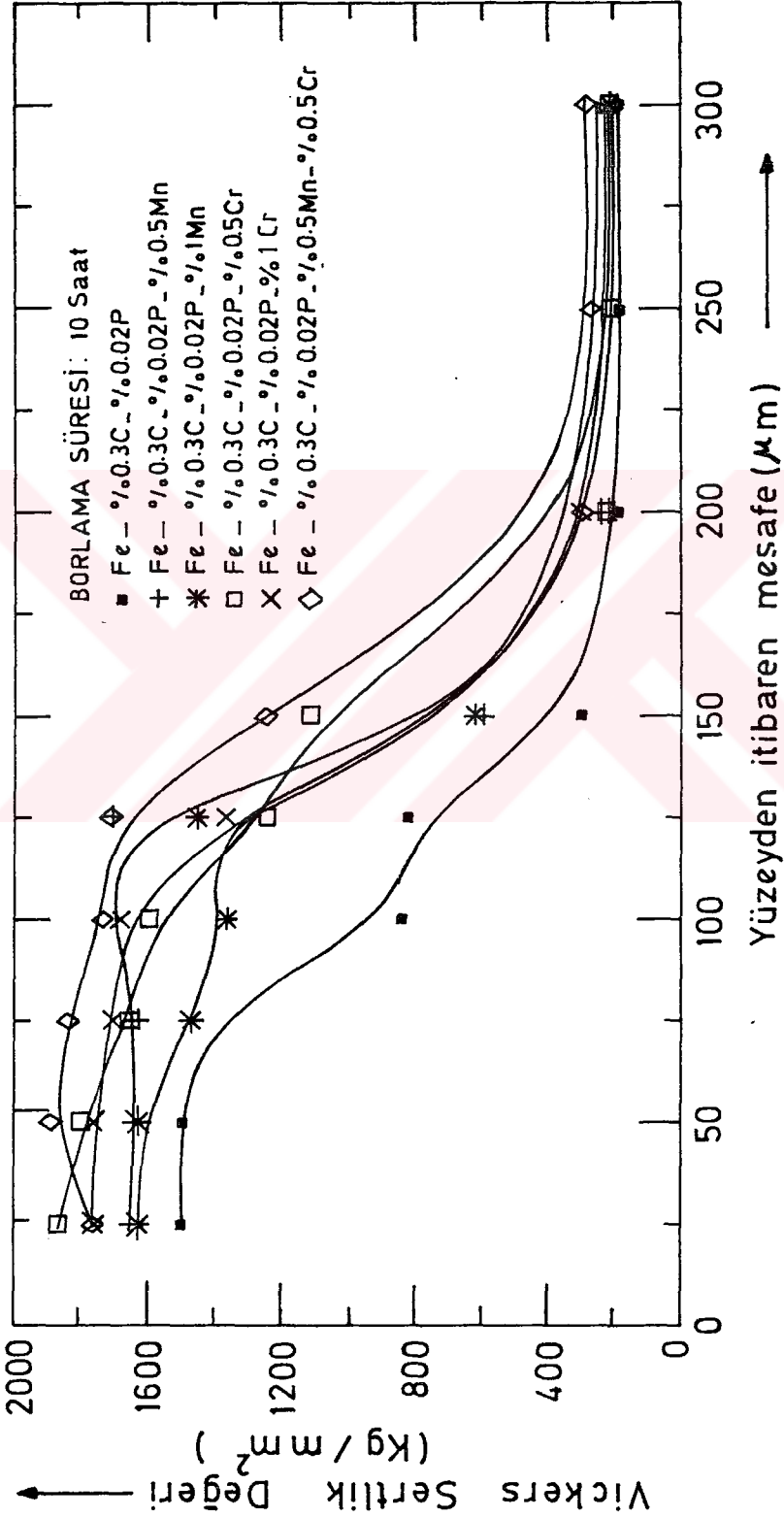
Şekil 4.38. Alaşım Elementlerinin, Yüzey Tabakasının Sertliğine Etkisi (Borlama Süresi: 10 Saat)



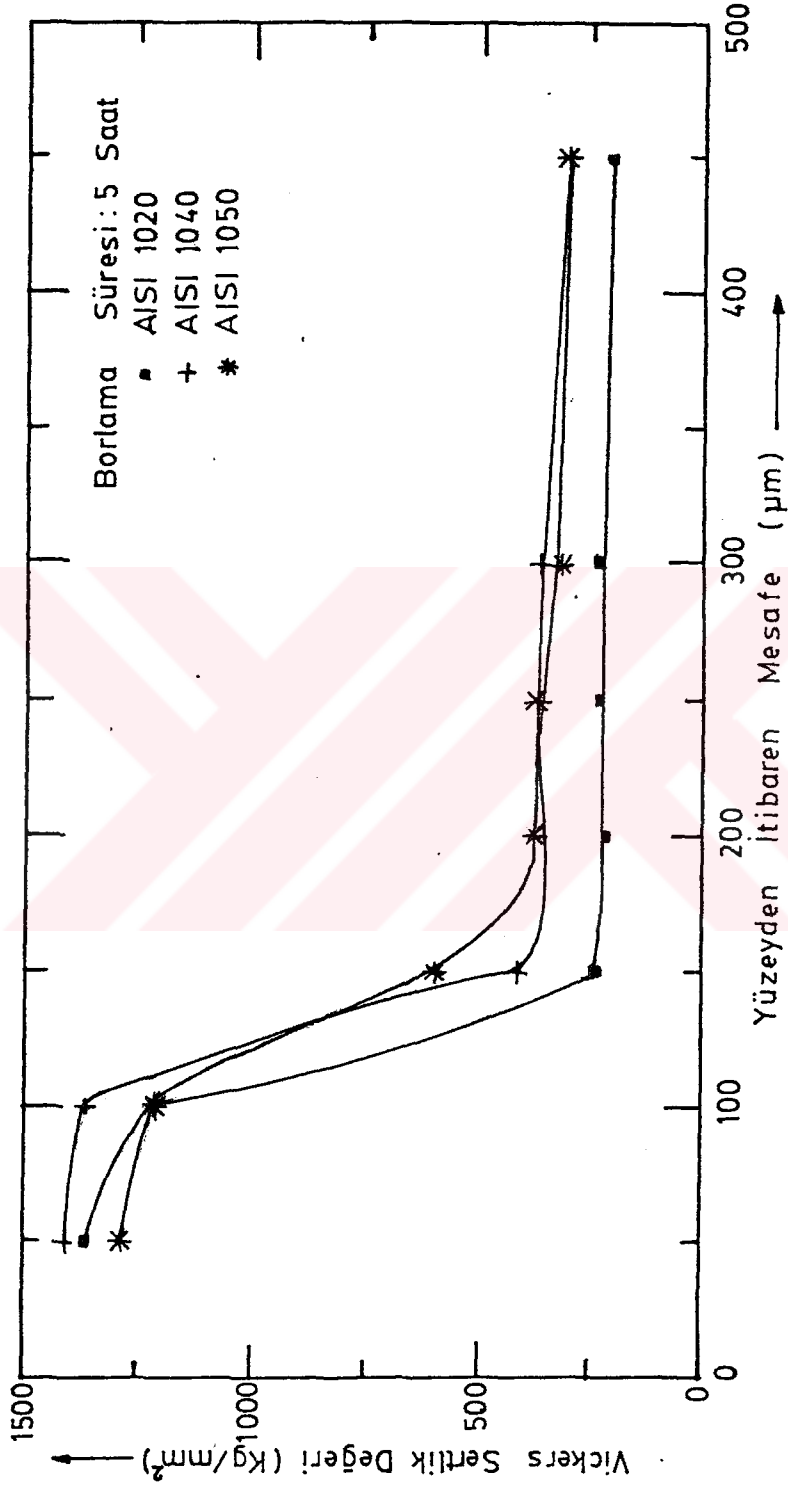
Şekil 4.39. "6" Adet Özel Alaşımın Sertliğinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi (Borlama Süresi : 5 Saat)



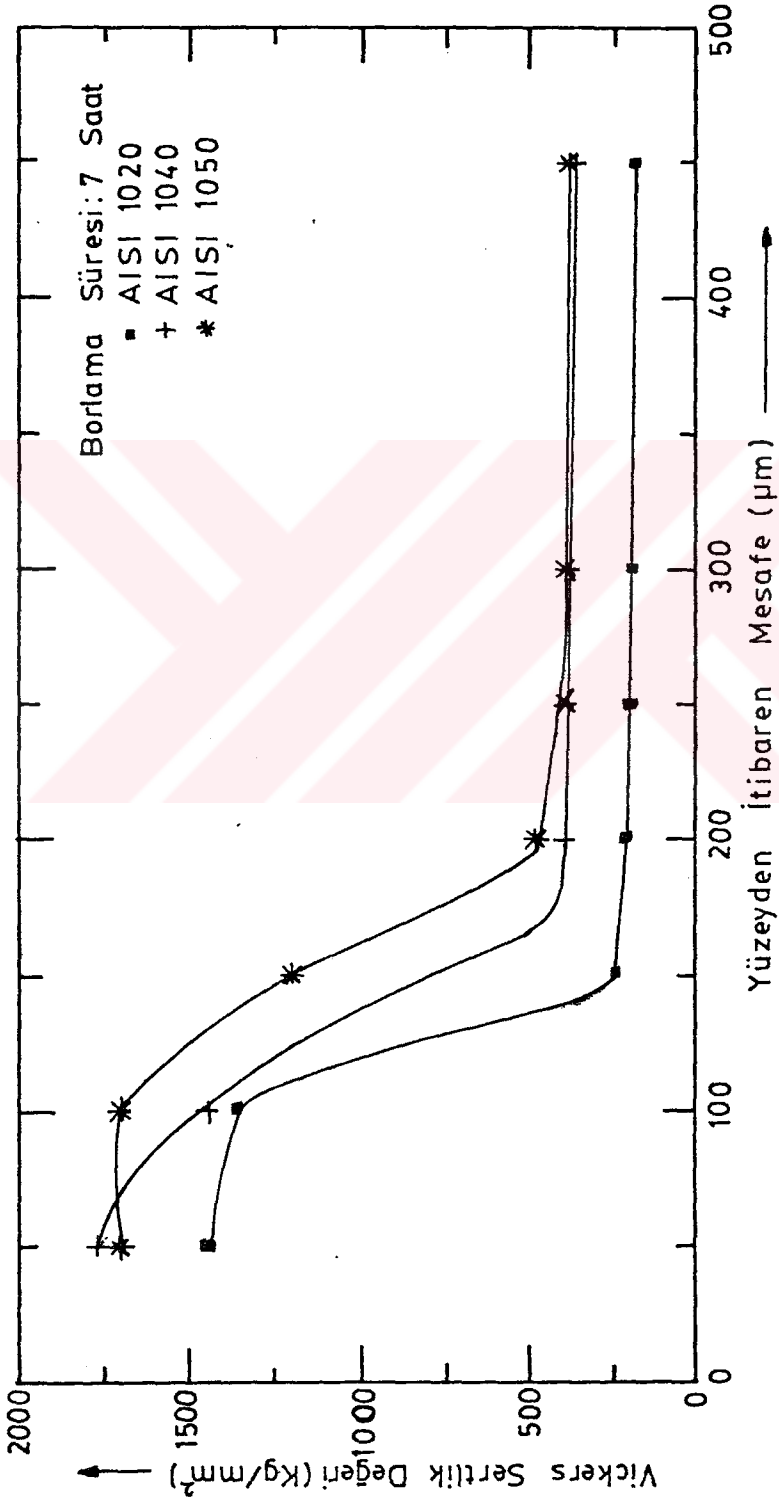
Şekil 4.40. "6" Adet Özel Alaşımda Sertliğin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi (Borlama Süresi : 7 Saat)



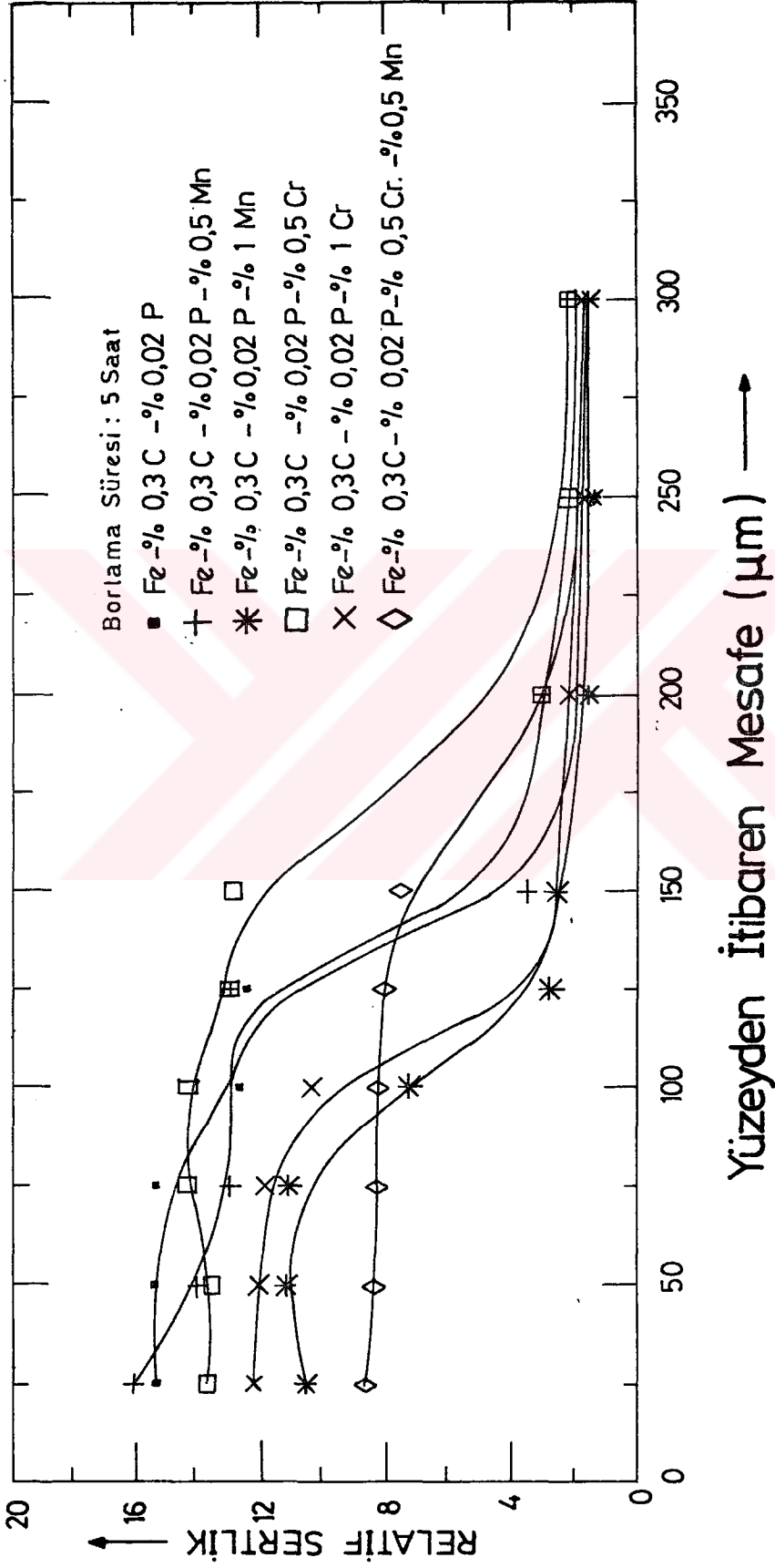
Şekil 4.41. "6" Adet Özel Alaşımın Sertliğinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişim (Borlama Süresi : 10 Saat)



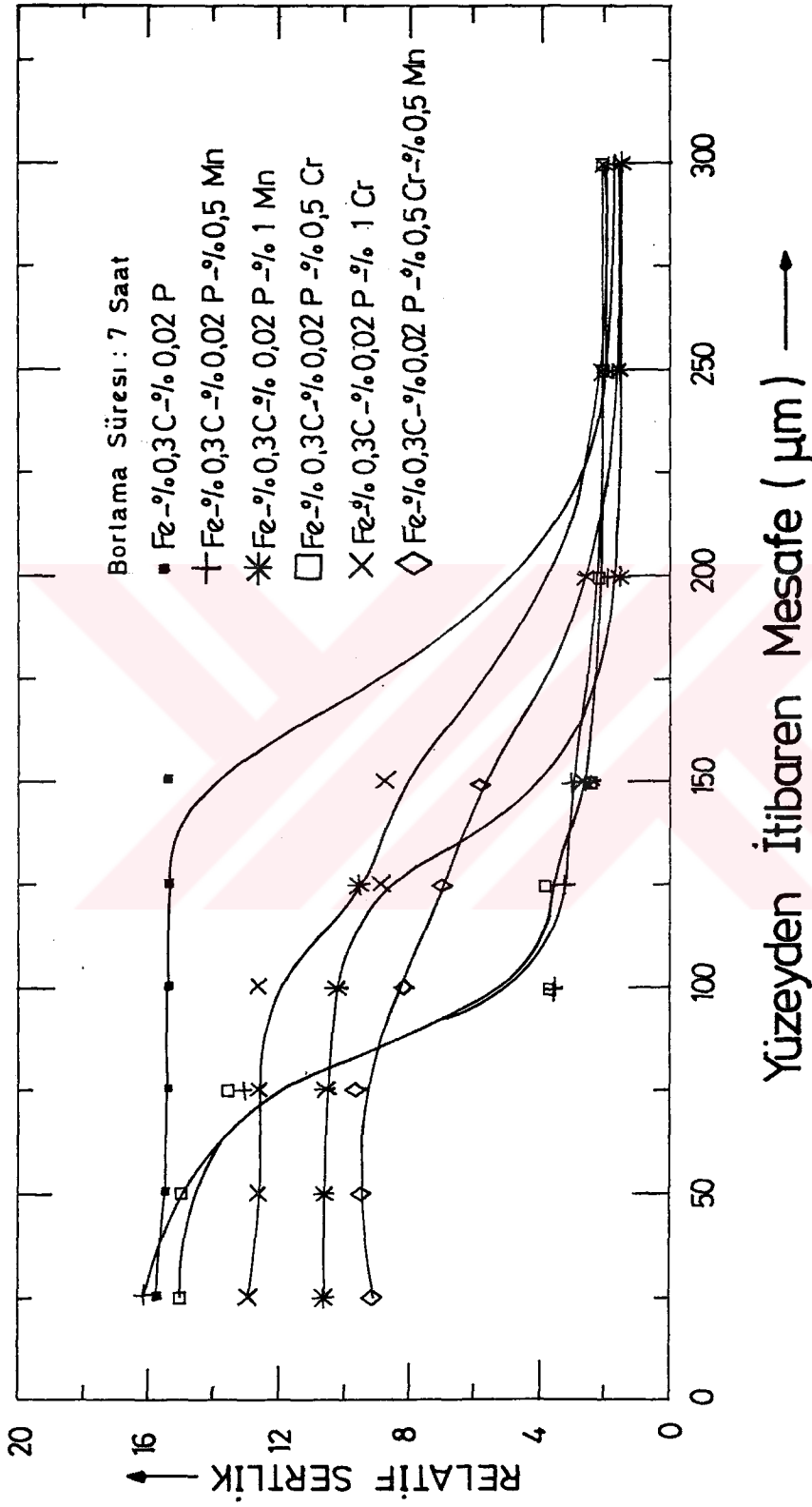
Şekil 4.42. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 Karbon Çeliklerinde Sertliğin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi (Borlama Süresi : 5 Saat)



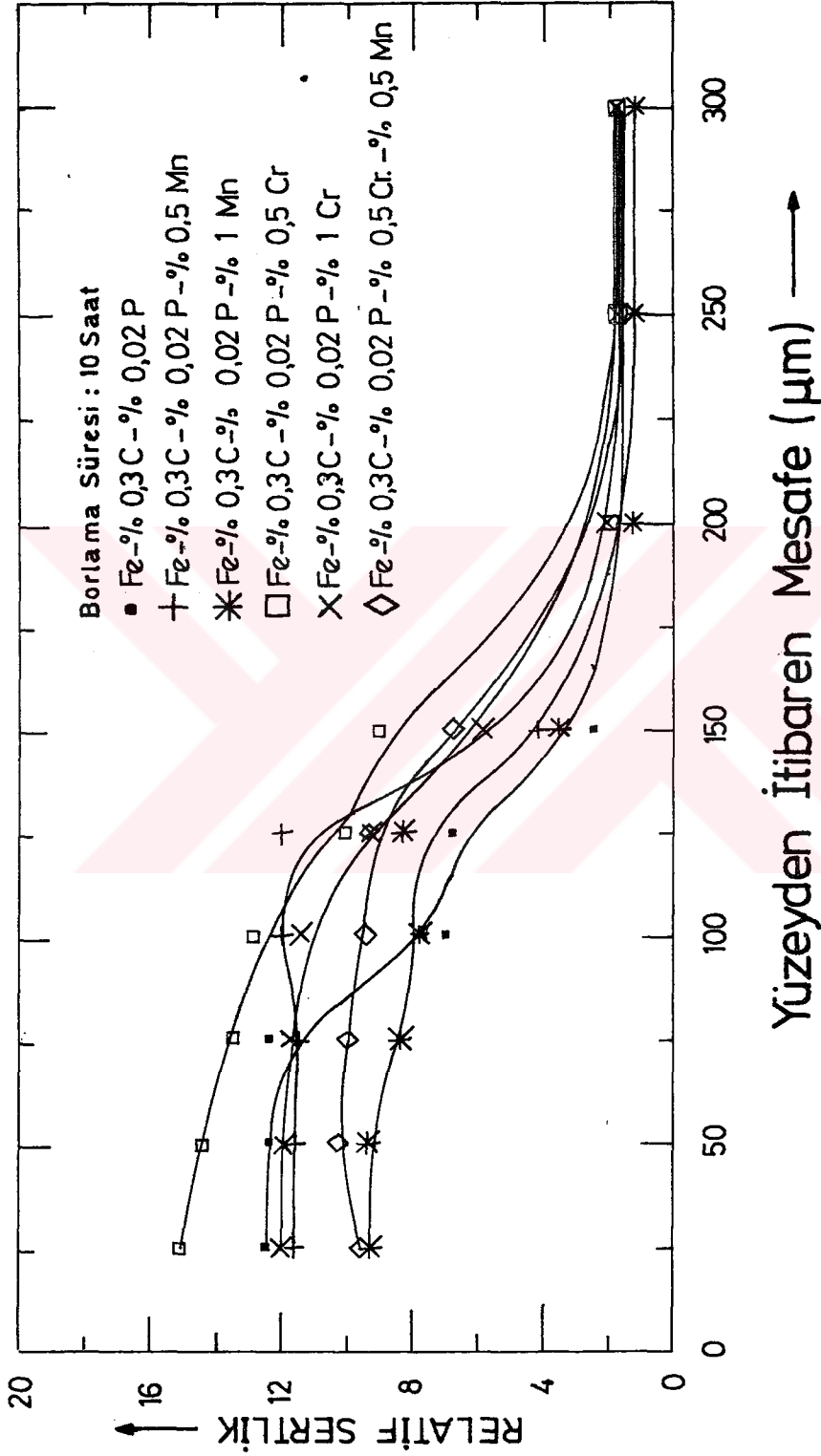
Şekil 4.43. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 Karbon Çeliklerinde Sertliğin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi (Borlama Süresi: 7 Saat)



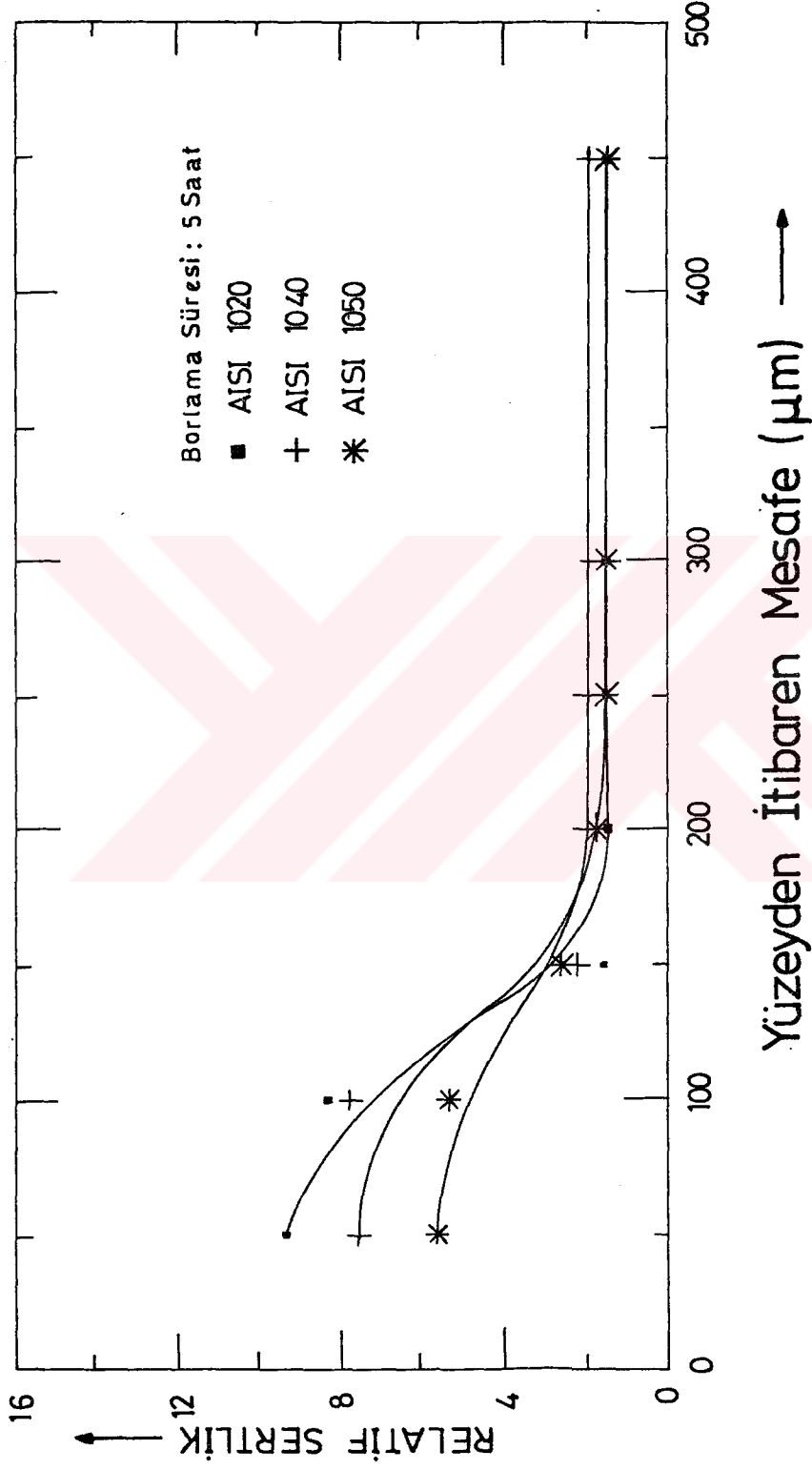
Şekil 4.44. "6" Adet Özel Alaşımda Relatif Sertliğin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi (Borlama Süresi : 5 Saat)



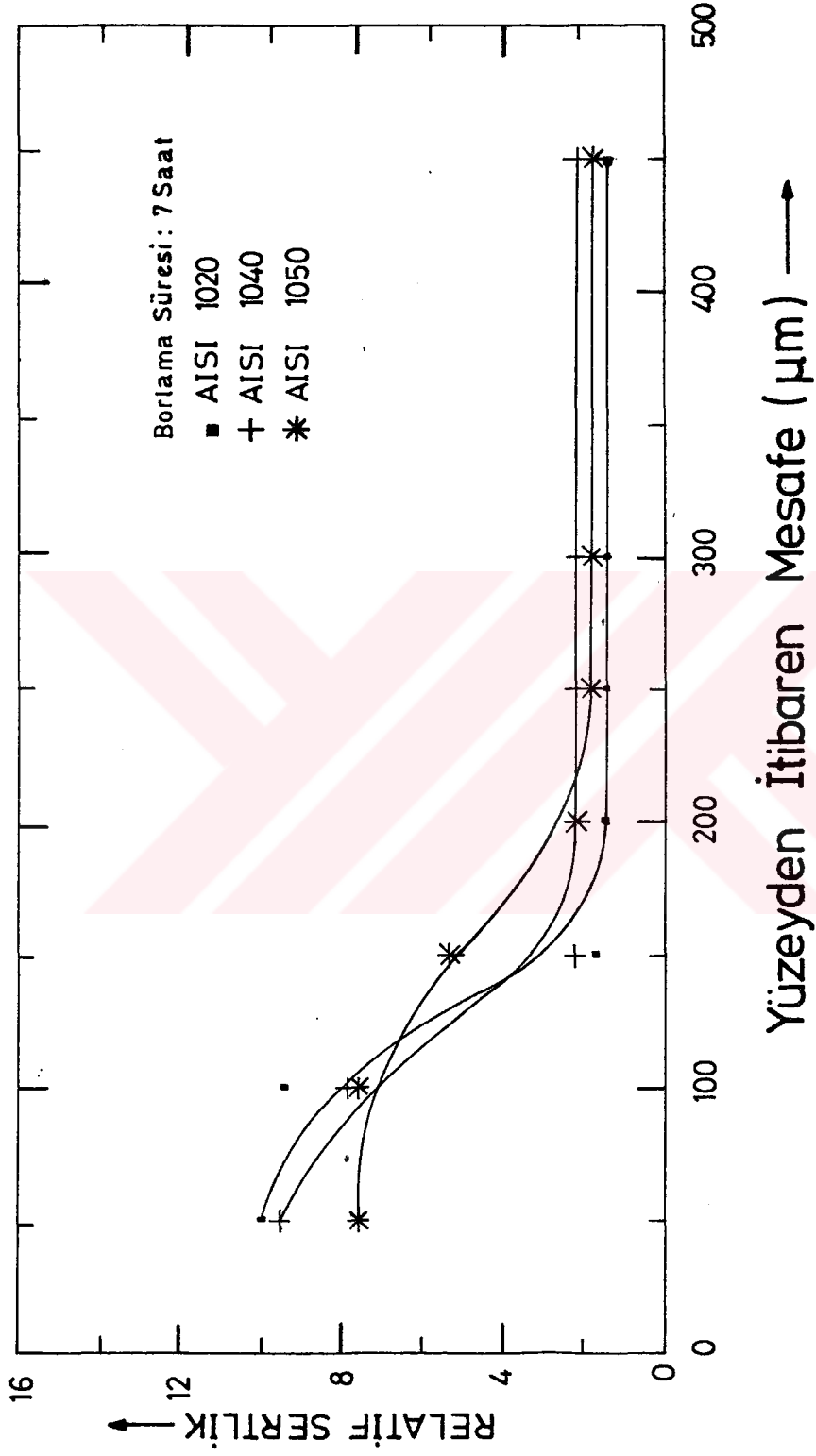
Şekil 4.45. "6" Adet Özel Alaşımında Relatif Sertliğin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi (Borlama Süresi : 7 Saat)



Şekil 4.46. "6" Adet Özel Alaşımın Relatif Sertliğinin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi (Borlama Süresi : 10 Saat)



Şekil 4.47. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 Karbon Çeliklerinde Relatif Sertliğin Yüzeyden İtibaren Mesafe İle Değişimi (Borlama Süresi: 5 Saat)



Şekil 4.48. AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 Karbon Çeliklerinde Relatif Sertliğin yüzeyden itibaren Mesafe ile Değişimi (Borlama Süresi : 7 Saat)

4.3. X-Işınları Analizi

Kaplama tabakasındaki mevcut fazları tayin etmek için X-Işınları difraksiyon analiz yöntemi kullanılmıştır. 5 ve 7 saat borlamayı takiben yapılan X-Işınları difraksiyonu ile Fe-%0,3 C-%0.02 P alaşımında hacim merkezli tetragonal ve ortorombik sistemlerde kristalleşen, sırasıyla, Fe_2B ve FeB bileşikleri tesbit edilmiştir. Fe-%0.3 C-0.02 P-%0.5 Mn alaşımında ise FeB ve Fe_2B 'ye ilaveten ortorombik sistemde kristalleşen MnB bulunmuştur. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn alaşımında FeB, Fe_2B , MnB ve ayrıca tetragonal sistemde kristalleşen Mn_2B bileşiği tesbit edilmiştir. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr ve Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr alaşımlarının kaplama tabakalarında diğer alaşımlarda tesbit edilen Fe_2B , FeB bileşikleri yanında tetragonal CrB ve ortorombik Cr_2B bileşikleri tesbit edilmiştir. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr alaşımının borlanması halinde ise Fe_2B , FeB, CrB, Cr_2B , MnB ve Mn_2B bileşiklerine rastlanmıştır.

Üç saat süreli borlama sonunda, AISI 1020 ve AISI 1050 ticari karbon çeliklerinde FeB ve Fe_2B bileşiklerine ilaveten ortorombik Fe_3C bileşiği tesbit edilmiştir.

Sözkonusu bileşiklerin mevcudiyeti üzerine borlama süresi de etkili olmuştur. FeB, Fe_2B bütün alaşımlarda, ölçüm yapılan borlama sürelerinde görülürken CrB, Cr_2B bileşikleri 5 saat borlama süresi sonunda sırasıyla Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr ve Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr, MnB ve Mn_2B ise Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn ve Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn alaşımlarında görülmüştür. CrB, Cr_2B bileşikleri 7 saat borlama süresi sonunda hem Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr hem de Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr alaşımlarında, MnB ve Mn_2B ise Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn ve Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn alaşımlarında birlikte tesbit edilmiştir.

Bütün özel alaşımlarda, 5 ve 7 saat borlama sonunda Fe_2B bileşiği tesbit edilmiştir. (Tablo 4.12, Tablo 4.15). Ancak, "6" alaşımın hepsinde Fe_2B pikine aynı 2θ açılarında rastlanmamıştır. Bazı 2θ açıları borlama süresine bağlı olarak tek bir alaşımda, bazıları 2, 3 ve 5 alaşımda kendini göstermekle birlikte, 6 alaşımının hepsinde de etkili 2θ açısına rastlanmamıştır. Bu dağılım 5 ve 7 saat borlama için farklılık göstermektedir. Nitekim 5 defa tekrara sadece 2 pik'de (Tablo 4.12 $2\theta = 49.90$, $2\theta = 67.30$ borlama süresi 5 saat) rastlanmıştır. 5 saat süreli borlamada aynı Fe_2B piklerinin birden fazla alaşımda tekrarlanma hali; 4 ayrı alaşımda 3 pik ($2\theta = 40.90$, 66.30 , 88.20), 3 ayrı alaşımda 3 pik ($2\theta = 28.60$, 52.80 , 59.50), 2 ayrı alaşımda 4 pik ($2\theta = 52.60$, 90.00 , 96.05 , 96.20) sadece bir alaşımda ise 4 pik ($2\theta = 41.20$, 49.90 , 53.00 , 58.30) kendini göstermektedir (Tablo 4.12). 7 saat süreli borlama sonrası ise 6, 5 ve 4 ayrı alaşımda tekrarlanan Fe_2B piki görülmemiştir. Buna mukabil 2 pik 3 alaşımda ($2\theta = 50.00$, 96) 2 pik 2 alaşımda ($2\theta = 40.90$, 58.50), 17 ayrı pik ise sadece bir alaşımda FeB bileşiğine ait olarak ortaya çıkmıştır. (Tablo 4.15).

Benzer sonuçlar FeB kimyasal bileşiği için de alınmıştır. (Tablo 4.13, Tablo 4.16); 5 ve 7 saat borlama için belirli 2θ açılarının difraksiyon verisi farklılık göstermektedir. Nitekim; 5 saat borlamada 4 ayrı alaşımda tekrarlanan FeB piki 3 ($2\theta = 68$, 74.70 , 92.60) iken, 3, 2 ve bir alaşımda tekrarlanan pik sayıları sırasıyla 5, 8 ve 13'dür (Tablo 4.13), 7 saat borlamada ise 3 ve 2 ayrı alaşımda tekrarlanan pik 2 ve 4 iken sadece bir alaşımda kendini gösteren 24 tane 2θ açısı tesbit edilmiştir (Tablo 4.16).

5 ve 7 saat süreyle borlanan özel alaşımlarda Mn ve Cr borürler X-Işınları difraksiyonu sonuçları, Mn_2B , CrB 'ye ait 2θ açılarının herbir ayrı borlama süresi için tek bir alaşımda görülmüştür (Tablo 4.14, Tablo 4.17).

MnB için $2\theta = 67.30$ pikinin 7 saat süreyle borlanan %1 Mn ve %0.5 Mn+%0.5 Cr alaşımlarında tekrarlandığı tesbit edilmiştir (Tablo 4.17). Cr_2B bileşiği için 5 saat borlama $2\theta = 87$, 7 saat borlama sonrası $2\theta = 52.40$ piklerine %1 Cr'lu alaşım ile %0.5 Mn+%0.5 Cr alaşımında tekrarlanması haricinde herbir pik ayrı bir borlama süresi için bir defa görülmektedir (Tablo 4.14, Tablo 4.17).

X-Işınları difraksiyonu sonucu elde edilen bileşikler Tablo 4.12-4.17'de verilmiştir. X-Işınları difraksiyonu çalışmaları sonucu elde edilen paternlerden faydalanılarak çizilen " 2θ -pik şiddeti" şematik diyagramları Ek.A'de, örnek difraksiyon paterni Ek.B'de verilmiştir. Tablo 4.12 Fe_2B , Tablo 4.13 FeB , Tablo 4.14 ise MnB, Mn_2B , CrB , Cr_2B bileşiklerinin 5 saat borlama sonunda tesbit edilebildikleri 2θ açılarını vermektedir. Tablo 4.15 ve Tablo 4.16 7 saat borlama sonunda sırasıyla Fe_2B ve FeB bileşiklerinin bulunabileceği ve tesbit edildikleri 2θ açılarını belirtmektedir. Aynı şekilde, Tablo 4.17'de 7 saat borlama sonrası MnB, Mn_2B , CrB ve Cr_2B bileşiklerinin bulunabileceği ve tesbit edildikleri 2θ açılarını göstermektedir.

Tablo 4.12. 5 Saat Süreyle Borlanan "6" Adet Özel Çelik Numunesinde Tesbit Edilen Fe_2B Bileşiğinin Difraksiyon Açılıarı. (+) İşareti, Verilen Alaşım ve 2θ açısında Fe_2B Bileşiğinin Varlığını Göstermektedir.

Bileşik	20	A l a ş ı m No*					
		1	2	3	4	5	6
Fe ₂ B	28.60	-	+	-	+	-	+
	40.90	-	+	-	+	+	+
	41.20	-	-	+	-	-	-
	41.30	-	-	-	-	-	-
	48.90	-	-	-	-	-	-
	49.80	+	+	-	+	+	+
	49.90	-	-	+	-	-	-
	50.00	-	-	-	-	-	-
	52.45	-	-	-	-	-	-
	52.60	-	+	-	-	-	+
	52.80	+	-	-	+	+	-
	52.90	-	-	-	-	-	-
	53.00	-	-	+	-	-	-
	58.30	-	+	-	-	-	-
	58.50	+	+	-	+	+	+
	58.60	-	-	-	-	-	-
	58.85	-	-	-	-	-	-
	58.70	-	-	-	-	-	-
	58.80	-	-	-	-	-	-
	59.50	+	+	-	-	-	+
	66.30	+	+	-	-	+	+
	66.45	-	-	-	-	-	-
	66.50	-	-	-	-	-	-
	66.55	-	-	-	-	-	-
	66.70	-	-	-	-	-	-
	67.30	-	+	+	+	+	+
	74.90	-	-	-	-	-	-
	77.40	-	-	-	-	-	-
	83.30	-	-	-	-	-	-
	88.20	-	+	-	+	+	+
	96.00	+	+	-	-	-	-
	96.05	-	-	-	+	+	-
	96.10	-	-	-	-	-	-
96.20	-	-	+	-	-	+	
97.40	-	+	-	+	-	+	
*Alaşım No	Bileşim (% Ağırlık)						
1	Fe-0.3 C-0.02 P						
2	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn						
3	Fe-0.3 C-0.02 P-1 Mn						
4	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr						
5	Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr						
6	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr						

Tablo 4.14. 5 Saat Süreyle Borlanan "6" Adet Özel Çelik Numunesinde Tesbit Edilen MnB, Mn₂B, CrB, Cr₂B Bileşiklerinin Difraksiyon Açıları. (+) İşareti, Verilen Alaşım Ve 2θ Açısında MnB, Mn₂B, CrB ve Cr₂B Bileşiklerinin Varlığını Göstermektedir.

Bileşik	20	A l a ş ı m No*					
		1	2	3	4	5	6
MnB	31.05	-	+	-	-	-	-
	43.00	-	-	-	-	-	+
	47.20	-	-	-	-	-	+
	48.00	-	+	-	-	-	-
	51.30	-	-	-	-	-	-
	66.30	-	-	-	-	-	+
	67.40	-	-	-	-	-	-
	88.20	-	+	-	-	-	-
	97.40	-	-	-	-	-	-
	97.70	-	-	-	-	-	-
Mn ₂ B	40.90	-	-	-	-	-	-
	50.00	-	-	-	-	-	-
	52.40	-	-	-	-	-	+
	53.10	-	-	+	-	-	-
	58.80	-	-	+	-	-	-
	66.70	-	-	+	-	-	-
	94.70	-	-	-	-	-	-
	95.30	-	-	-	-	-	-
CrB	40.86	-	-	-	+	-	-
	52.90	-	-	-	+	-	-
	66.55	-	-	-	-	-	-
	66.70	-	-	-	-	-	+
Cr ₂ B	40.90	-	-	-	-	-	-
	51.00	-	-	-	-	+	-
	52.40	-	-	-	-	-	+
	52.45	-	-	-	-	-	-
	52.80	-	-	-	-	-	-
	87.00	-	-	-	-	+	+
	93.70	-	-	-	-	-	+
	97.30	-	-	-	-	-	+
*Alaşım No	Bileşim (% Ağırlık)						
1	Fe-0.3 C-0.02 P						
2	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn						
3	Fe-0.3 C-0.02 P-1 Mn						
4	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr						
5	Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr						
6	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr						

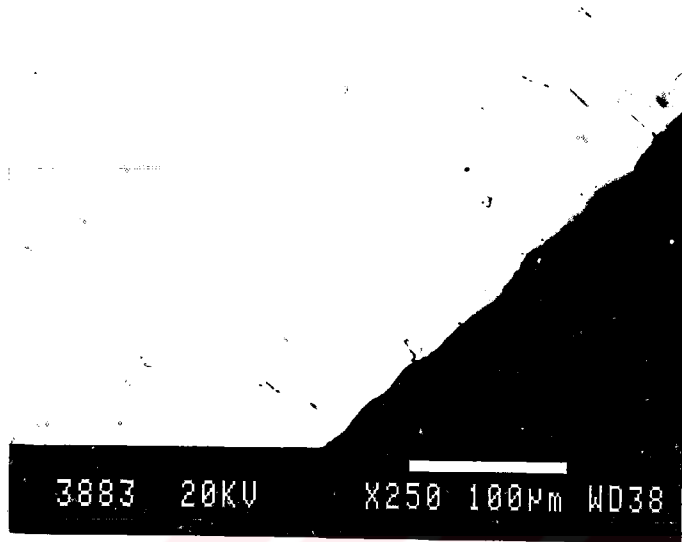
Tablo 4.15. 7 Saat Süreyle Borlanan "6" Adet Özel Çelik Numunesinde Tesbit Edilen Fe_2B Bileşiğinin Difraksiyon Açılırları. (+) İşareti, Verilen Alaşım Ve 2θ Açısında Fe_2B Bileşiğinin Varlığını Göstermektedir.

Bileşik	20	A l a ş ı m No*					
		1	2	3	4	5	6
Fe ₂ B	28.60	-	-	-	-	-	+
	40.90	-	+	-	-	-	+
	41.20	+	-	-	-	-	-
	41.30	-	-	-	-	-	-
	48.90	-	-	-	-	-	-
	49.80	-	-	-	-	+	-
	49.90	+	+	-	-	-	+
	50.00	-	+	+	+	-	-
	52.45	-	-	-	-	+	-
	52.60	-	+	-	-	-	-
	52.75	-	-	-	-	-	+
	52.90	-	-	-	+	-	-
	53.00	-	-	-	-	-	-
	58.50	-	-	-	-	+	+
	58.60	+	-	-	-	-	-
	58.65	-	+	-	-	-	-
	58.70	-	-	-	+	-	-
	58.80	-	-	+	-	-	-
	66.45	-	-	-	-	+	-
	66.50	-	-	-	-	-	-
	66.55	-	-	-	+	-	-
	66.70	-	-	+	-	-	-
	74.90	-	-	+	-	-	-
	77.40	-	-	-	-	-	-
	83.30	-	-	-	-	-	-
	96.00	-	+	-	-	+	+
	96.05	+	-	-	-	-	-
	96.10	-	-	-	+	+	-
	96.20	-	-	+	-	-	-
	97.40	-	-	-	-	-	-
97.70	+	-	-	-	-	-	
99.80	-	-	-	-	-	-	
99.90	-	-	-	-	-	-	
100.30	-	-	-	-	-	-	
100.40	-	-	-	-	-	-	
*Alaşım No	Bileşim (% Ağırlık)						
1	Fe-0.3 C-0.02 P						
2	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn						
3	Fe-0.3 C-0.02 P-1 Mn						
4	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr						
5	Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr						
6	Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr						

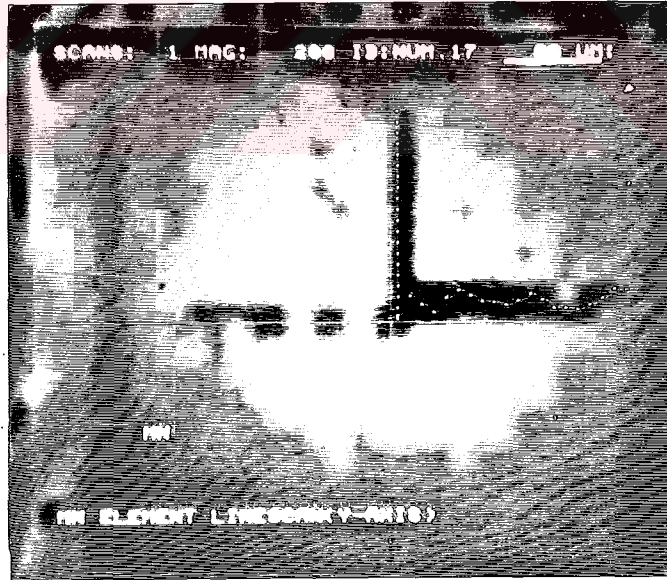
4.4. Scanning Elektron Mikroskobu İncelenmesi

Scanning Elektron Mikroskobu ile kaplama tabakasının yapısı ve alaşım elementlerinin tabaka içerisindeki dağılımı incelenmiştir (Şekil 4.49-4.63). Sadece Mn (%0.5 Mn), sadece Cr (%0.5 Cr-%1 Cr) ve Mn+Cr (%0.5 Mn+%0.5 Cr) ihtiva eden çeliklerin 5, 7 ve 10 borlama süreleri sonucu mikroyapısı ile kaplama tabakasındaki en dış yüzeyden içeriye doğru alaşım elementi (Mn veya/ve Cr) tek bir yönde dağılımı sırasıyla Şekil 4.49-4.53, Şekil 4.54-4.58 ve Şekil 4.59-4.63' de verilmiştir. Alaşımın bileşimine bağlı olarak aynı bir kolondaki Mn veya/ve Cr'un izafi değişimi şekiller üzerinde görülmektedir. Aynı bir kolonda konsantrasyon sabit kalmayıp, izafi olarak değişiklik göstermektedir. Yüzeye paralel olarak, alaşım elementi dağılımı da incelenmiştir; aynı numune üzerinde dış yüzeye paralel konsantrasyon farkı olmadığı müşahade edilmemiştir.

(a)

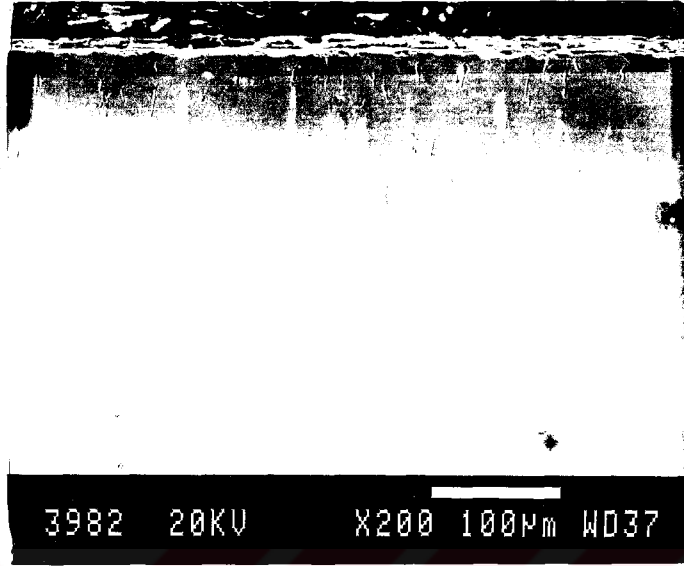


(b)

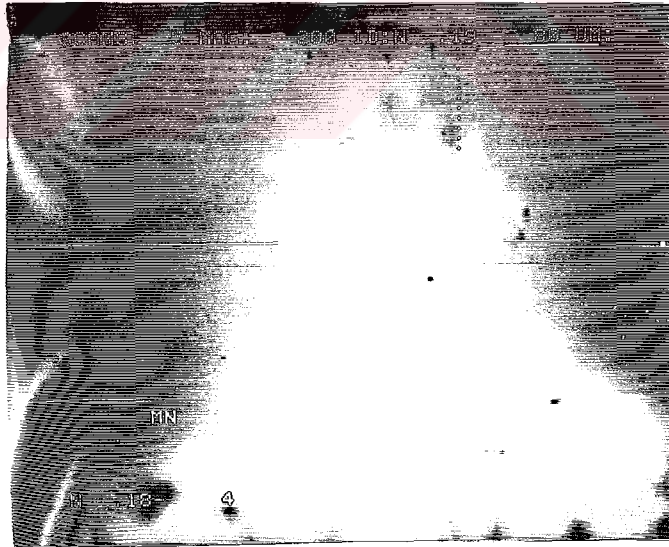


Şekil 4.49. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Mn Elementinin Dağılımı (farklı borür fazları mevcut kontrast sayesinde ayırtedilebilmektedir) (Borlama süresi : 5 saat).

(a)

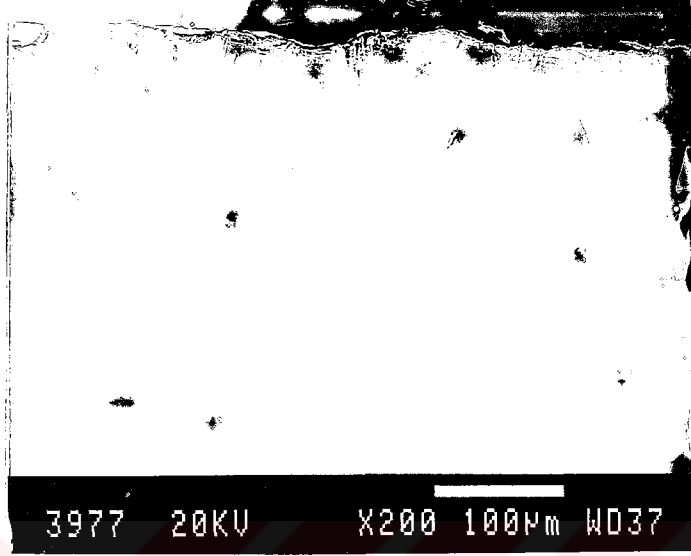


(b)

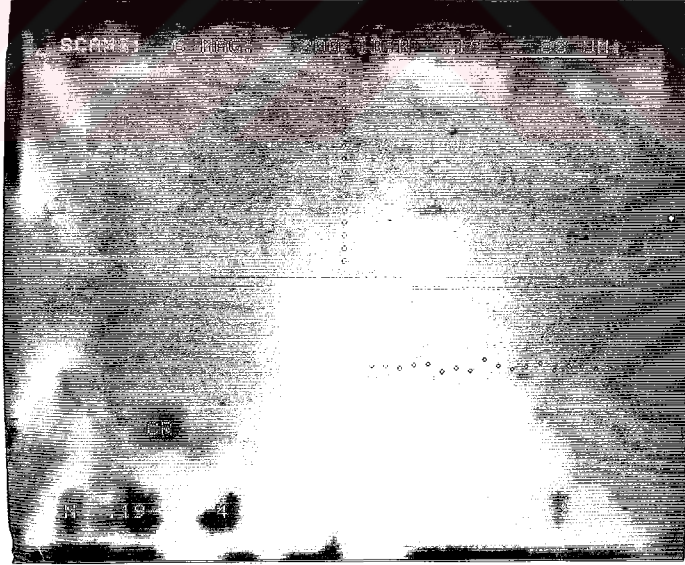


Şekil 4.50. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Mn Elementinin Dağılımı (Borlama Süresi : 5 Saat)

(a)

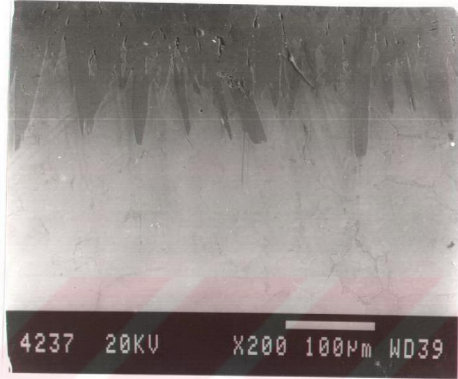


(b)

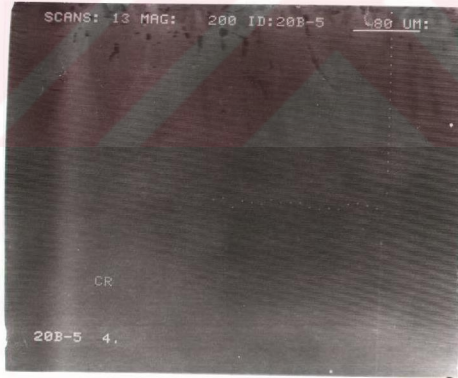


Şekil 4.51. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Cizgi Boyunca Cr Elementinin Dağılımı (Borlama Süresi: 5 Saat)

(a)

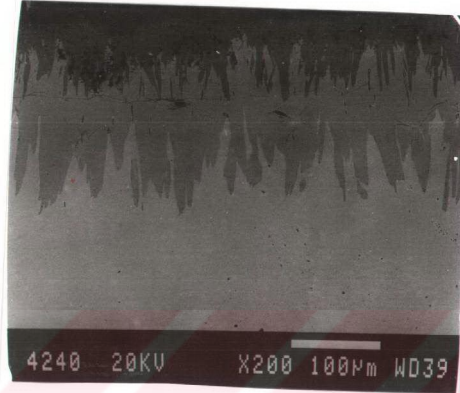


(b)

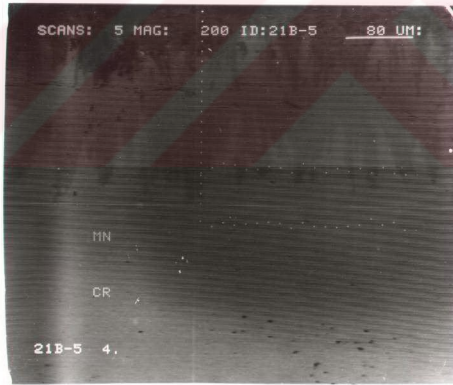


Şekil 4.52. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Cr Elementinin Dağılımı (Borlama Süresi : 5 Saat)

(a)

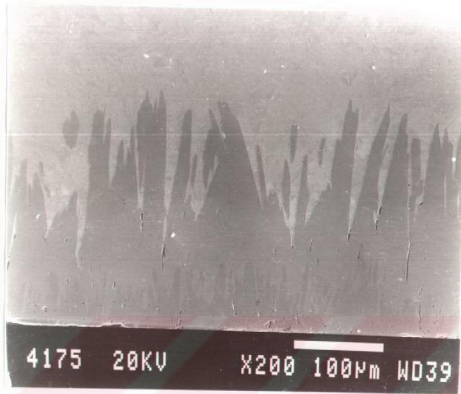


(b)

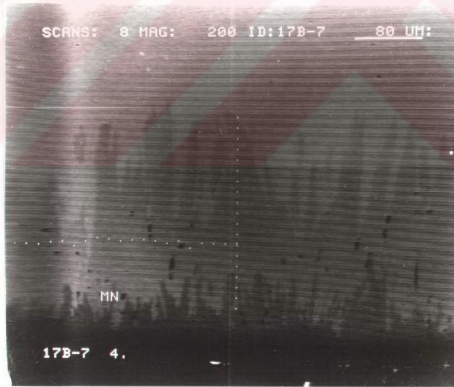


Şekil 4.53. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Mn ve Cr Elementlerinin Dağılımı (Parklı borür fazları mevcut kontrast sayesinde ayırtedilebilmektedir) (Borlama Süresi : 5 saat)

(a)

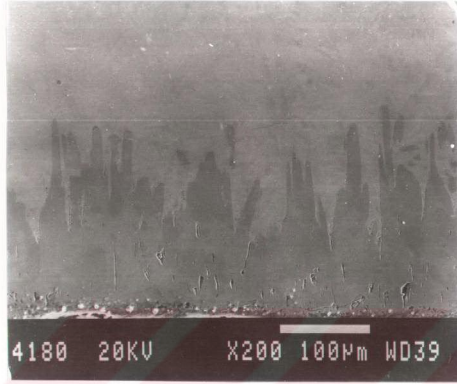


(b)

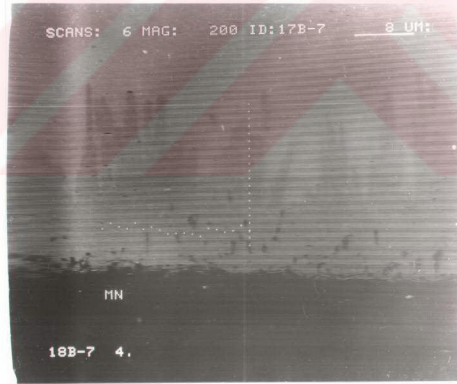


Şekil 4.54. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Cizgi Boyunca Mn Elementinin Dağılımı (farklı borür fazları mevcut kontrast sayesinde ayırtedilebilmektedir) (Borlama süresi : 7 saat).

(a)

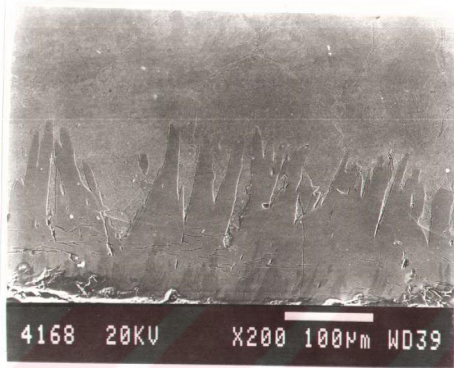


(b)

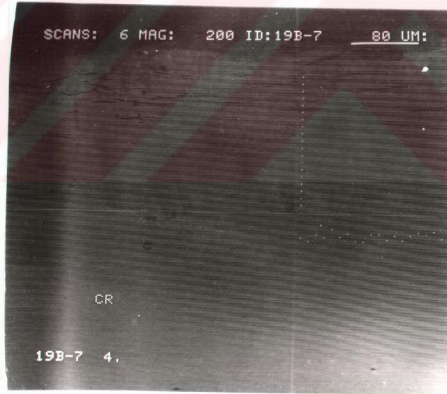


Şekil 4.55. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Mn Elementinin Dağılımı (Borlama Süresi : 7 Saat)

(a)

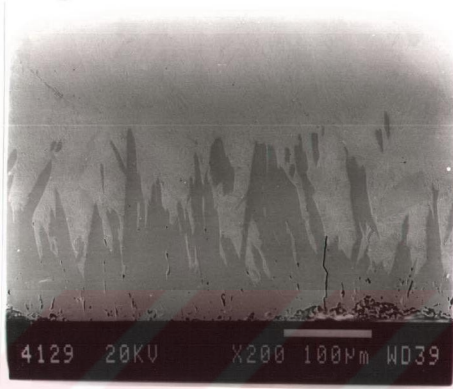


(b)

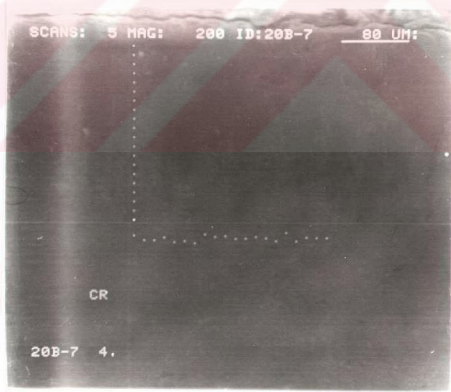


Şekil 4.56. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Cr Elementinin Dağılımı (farklı borür fazları mevcut kontrast sayesinde ayırtedilebilmektedir) (Borlama süresi : 7 saat).

(a)

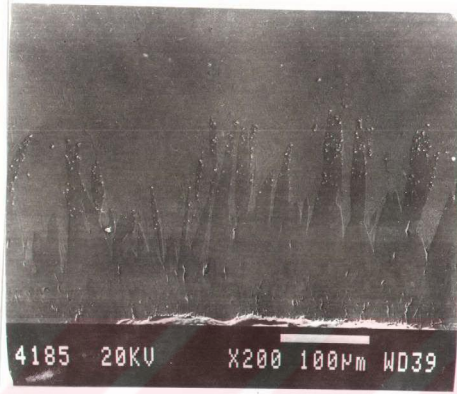


(b)



Şekil 4.57. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Cr Elementinin Dağılımı (Borlama Süresi : 7 Saat)

(a)

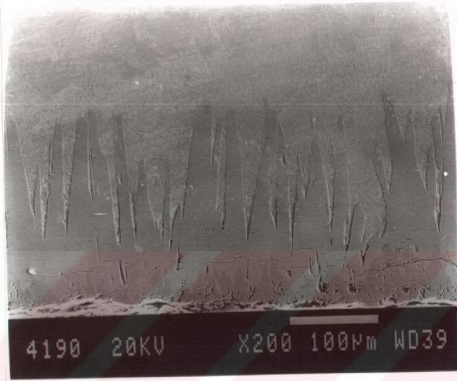


(b)



Şekil 4.58. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Mn ve Cr Elementlerinin Dağılımı (Borlama Süresi : 7 Saat)

(a)

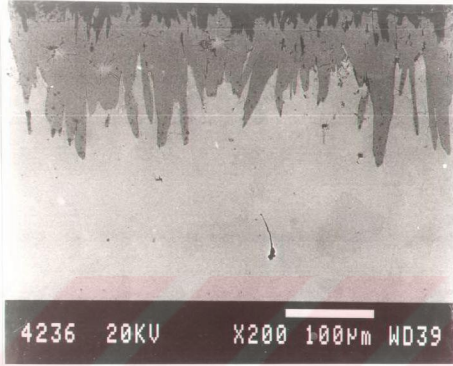


(b)



Şekil 4.59. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Mn Elementinin Dağılımı (Borlama Süresi : 10 Saat)

(a)

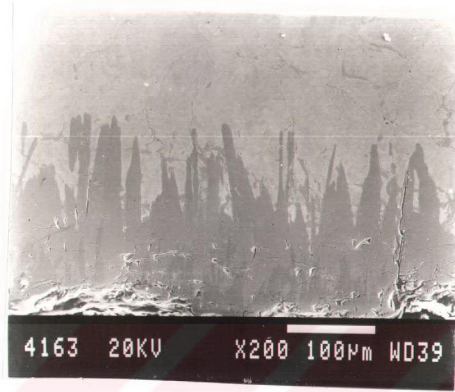


(b)

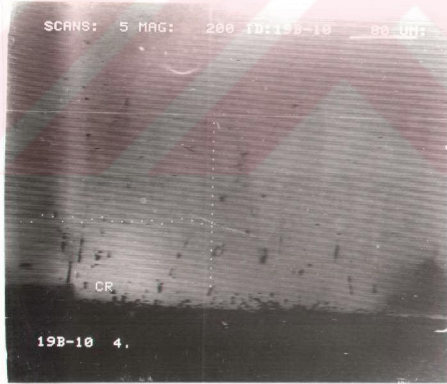


Şekil 4.60. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron İmage) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Mn Elementinin Dağılımı (farklı borür fazları mevcut kontrast sayesinde ayırteedilebilmektedir) (Borlama süresi : 10 saat).

(a)

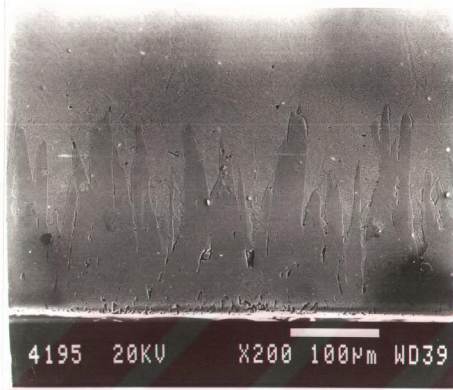


(b)

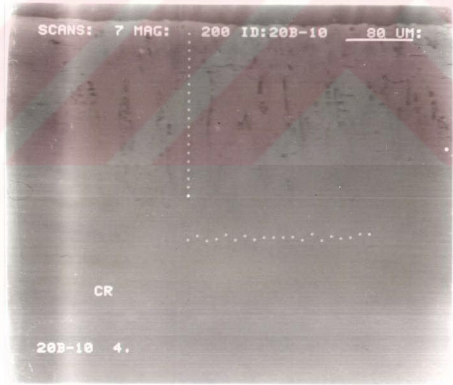


Şekil 4.61. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boynuca Cr Elementinin Dağılımı (Borlama Süresi : 10 Saat)

(a)



(b)

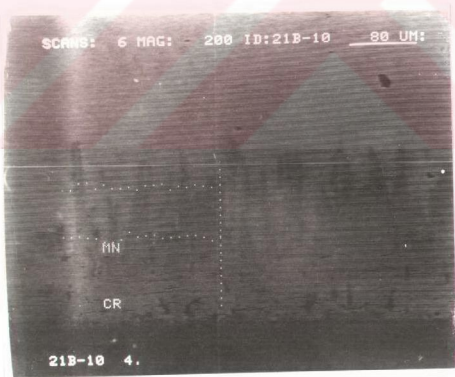


Şekil 4.62. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Cr Elementinin Dağılımı (Borlama Süresi : 10 Saat).

(a)



(b)



Şekil 4.63. Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr Bileşimindeki Numunenin (a) SEM-BEI (Backscatter Electron Image) Bileşim Kontrastı Görüntüsü (b) Çizgi Boyunca Mn ve Cr Elementlerinin Dağılımı (Borlama Süresi : 10 Saat)

4.5. Kırılma Tokluğu

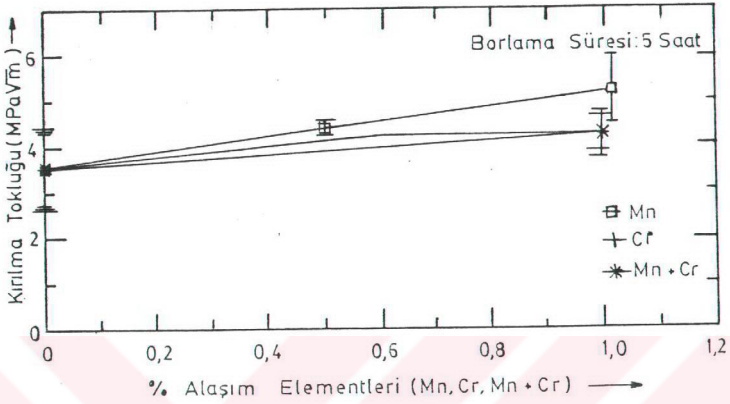
Kaplama tabakasının kırılma tokluğu, seramik ve gevrek malzemelerin kırılma tokluklarının tayininde kullanılan "İndentasyon Tekniği" ile belirlenmiştir.

İndentasyonla kırılma tokluğu ölçümleri için gerekli elastisite modülü Lawn ve Howes'in çalışmalarından [69, 70] hesaplanmıştır. Hesaplanan elastisite modülleri, 5 saatlik borlama sonucu; 1, 2, 3, 4, 5, 6 no'lu alaşımlar ve AISI 1020, AISI 1040 ve AISI 1050 alaşımların yüzeylerinde teşekkül eden borürler için sırasıyla 34283.9 kg/mm^2 , 45086.9 kg/mm^2 , 43301.3 kg/mm^2 , 41515.7 kg/mm^2 , 34618.7 kg/mm^2 , 35136.5 kg/mm^2 , 27141 kg/mm^2 , 34172 kg/mm^2 , 35980 kg/mm^2 bulunurken, 7 saatlik borlama sonunda yukarıdaki sözkonusu tabakalar için ise sırasıyla 34819.6 kg/mm^2 , 41024.6 kg/mm^2 , 39439.9 kg/mm^2 , 35556.2 kg/mm^2 , 31851 kg/mm^2 , $369.84.7 \text{ kg/mm}^2$, 34752 kg/mm^2 , 35109 kg/mm^2 , 46694 kg/mm^2 bulunmuş, 10 saatlik borlama sonucu; 1, 2, 3, 4, 5 ve 6 no'lu alaşımların yüzeylerinde teşekkül eden borürler için sırasıyla 35935.6 kg/mm^2 , 39306 kg/mm^2 , 38904 kg/mm^2 , 39038 kg/mm^2 , 36672 kg/mm^2 , 33368.8 kg/mm^2 bulunmuş ve hesaplamalarda bu değerler kullanılarak "Kırılma Tokluğu" belirlenmiştir. Kırılma tokluğu değerleri en az üç ölçüm alınarak tesbit edilmiştir.

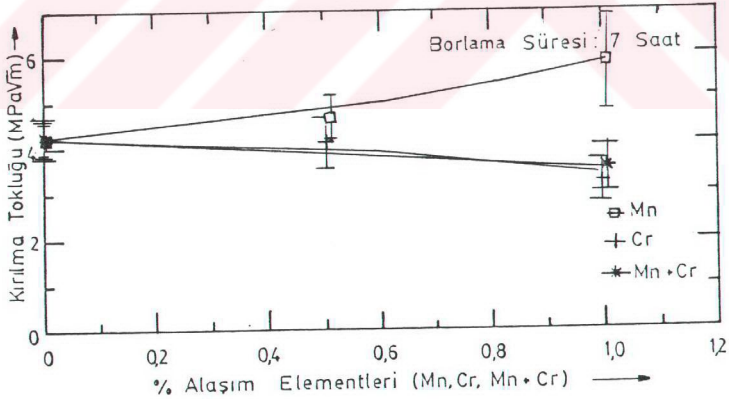
Bu çalışmada elde edilen kırılma tokluğu değerleri Tablo 4.18'de verilmiştir. Şekil 4.64-4.66, 5, 7 ve 10 saat sürelerde borlanan malzemelerin kırılma tokluğunda meydana gelen değişimleri alaşım elementi cinsi ve miktarının fonksiyonu olarak göstermektedir. Kırılma tokluğunun borlama süresiyle değişimi ise Şekil 4.67'de gösterilmiştir.

Tablo 4.18. Değişik Sürelerde Borlanan Numunelere Ait Kırılma Tokluğu Değerleri (MPam^{1/2})

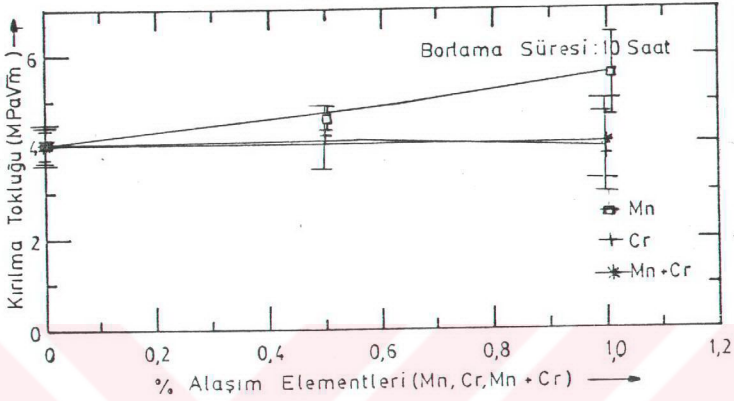
A l a ş ı m		Borlama Süresi (Saat)		
		5	7	10
No	Bileşim (%Ağ.)	Kırılma Tokluğu (MPam ^{1/2})		
1	Fe-0.3C-0.02P	3.56	4.25	4.06
2	Fe-0.3C-0.02P-0.5Mn	4.41	4.66	4.64
3	Fe-0.3C-0.02P-1Mn	5.17	5.88	5.60
4	Fe-0.3C-0.02P-0.5Cr	4.40	4.13	4.24
5	Fe-0.3C-0.02P-1Cr	4.23	3.42	3.99
6	Fe-0.3C-0.02P-0.5Mn-0.5Cr	4.27	3.52	4.09
AISI 1020	Fe-0.18-0.23C-0.30-0.60Mn-0.04P (Max) - 0.05S (Max)	4.34	5.28	-
AISI 1040	Fe-0.37-0.44C-0.60-0.90Mn-0.04P (Max) - 0.05S (Max)	3.63	4.56	-
AISI 1050	Fe-0.48-0.55C-0.60-0.90Mn-0.04P (Max) - 0.05S (Max)	4.79	5.45	-



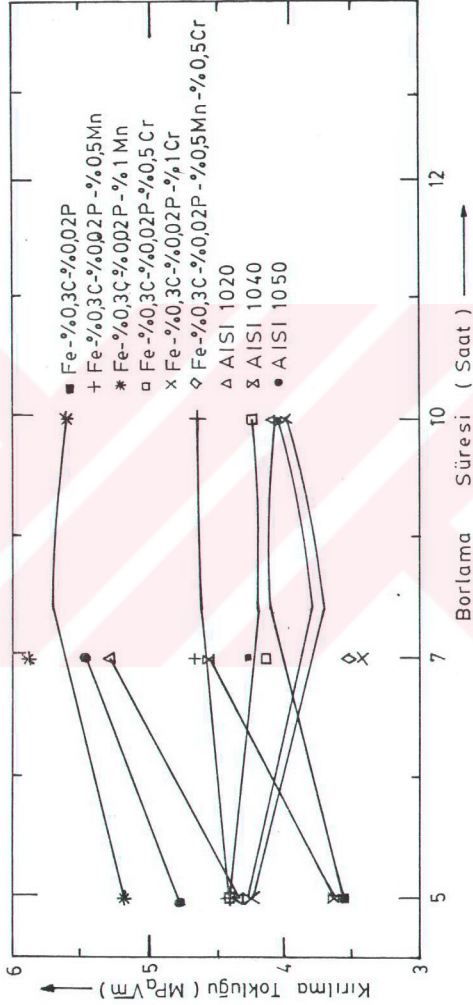
Şekil 4.64. 5 Saat Süreyle Borlanan "6" Adet Özel Alaşımın Kırılma Tokluğuna Alaşım Elementlerinin Etkisi.



Şekil 4.65. 7 Saat Süreyle Borlanan "6" Adet Özel Alaşımın Kırılma Tokluğuna Alaşım Elementlerinin Etkisi.



Şekil 4.66. 10 Saat Süreyle Borlanan "6" Adet Özel Alaşımın Kırılma Tokluğuna Alaşım Elementlerinin Etkisi.



Şekil 4.67. "6" Adet Özel Ve Ticari AISI 1020, AISI 1040 Ve AISI 1050 Karbon Çeliklerinde Kırılma Tokluğunun Borlama Süresiyle Değişimi.

4.6. Korozyon Özelliklerinin İncelenmesi

"3" Saat süre ile borlanan "6" adet özel çeliğin %10 H₂SO₄ içerisinde 56°C'daki korozyon deney sonuçları Tablo 4.19'da verilmiştir. Tabloda borlanmış ve borlanmamış numunelerin 1, 2, 3, 4 saat süre ile korozyon ortamında bırakılmalarını takiben % ağırlık kaybı değerleri verilmiştir. Bu suretle aynı süre içerisinde korozif ortamda kalan borlanmış ve borlanmamış malzemelerin korozyon özellikleri tesbit edilmiştir.

Şekil 4.68-4.73, Tablo 4.19'da verilen değerler yardımıyla çizilmiştir. Tablo ve Şekillerden açıkça görülmektedir ki, korozif ortamda kalma süresiyle % ağırlık kaybı artmaktadır. Bu artış, borlanmamış numunelerde daha fazladır.

Tablo 4.19. 3 Saat Süreyle Borlanmış Ve Borlanmamış "6" Adet Özel Hazırlanan Alaşımda 56°C Sıcaklıkta-ki %10 H₂SO₄ Koroziif Ortamında Ağırlık Kaybı Testi İle Elde Edilen Korozyon Değerleri

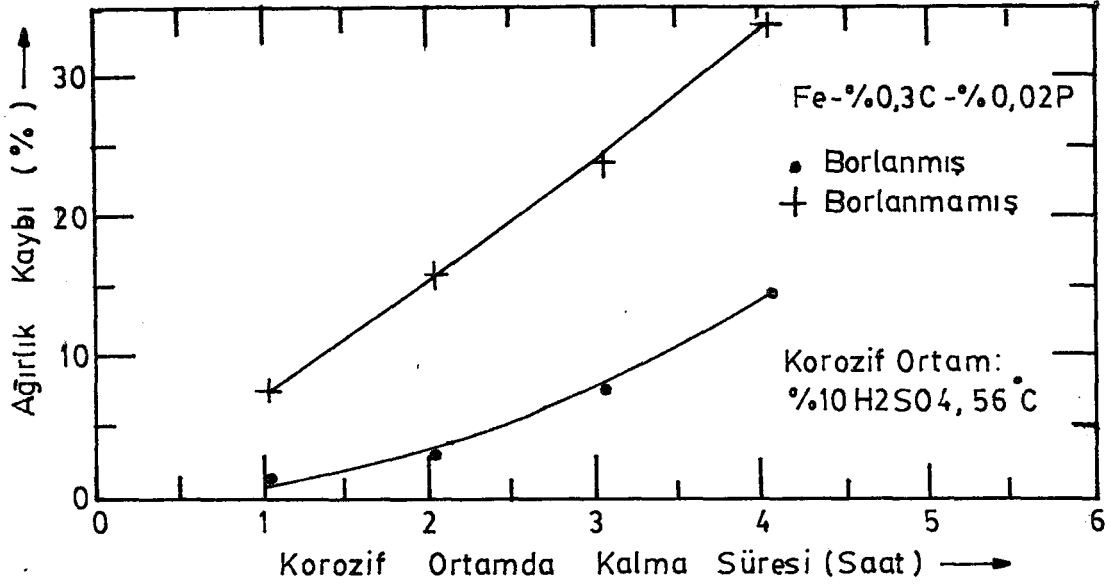
Ala- şım No *	Malzeme Durumu	Korozyon Süresi (Saat)	P _o ^{**} (gr)	P ₁ ^{**} (gr)	P _o -P ₁ ^{**} (gr)	Ağırlık Kaybı (%)
1	Borlan- mamış	1	6.2899	5.8262	0.4637	7.37
		2	5.8262	5.3866	0.9033	15.50
		3	5.3866	4.9898	1.3001	24.13
		4	4.9898	4.6001	1.6898	33.86
	Borlan- mış	1	6.5143	6.4730	0.0413	0.63
		2	6.4730	6.3360	0.1783	2.75
		3	6.3360	6.0271	0.4872	7.68
		4	6.0271	5.6499	0.8644	14.34
2	Borlan- mamış	1	4.2515	3.9434	0.3018	7.09
		2	3.9434	3.6617	0.5898	14.95
		3	3.6617	3.3955	0.8560	23.37
		4	3.3955	3.1233	1.1282	33.22
	Borlan- mış	1	4.2343	4.2141	0.0202	0.47
		2	4.2141	4.1438	0.0905	2.14
		3	4.1438	3.9660	0.2683	6.47
		4	3.9660	3.7308	0.5035	12.69
3	Borlan- mamış	1	5.5441	5.2408	0.3033	5.47
		2	5.2408	4.9288	0.6153	11.74
		3	4.9288	4.6253	0.9188	18.64
		4	4.6253	4.2991	1.2450	26.91
	Borlan- mış	1	5.5816	5.5635	0.0181	0.32
		2	5.5635	5.5266	0.0550	0.98
		3	5.5266	5.3551	0.2265	4.09
		4	5.3551	5.0526	0.5290	9.87
*Alaşım No		Bileşim (% Ağırlık)				
1		Fe-0.3 C-0.02 P				
2		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn				
3		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Mn				
4		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr				
5		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr				
6		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr				

** : P_o : İlk Ağırlık
P₁ : Son Ağırlık
P_o -P₁ : Ağırlık Farkı

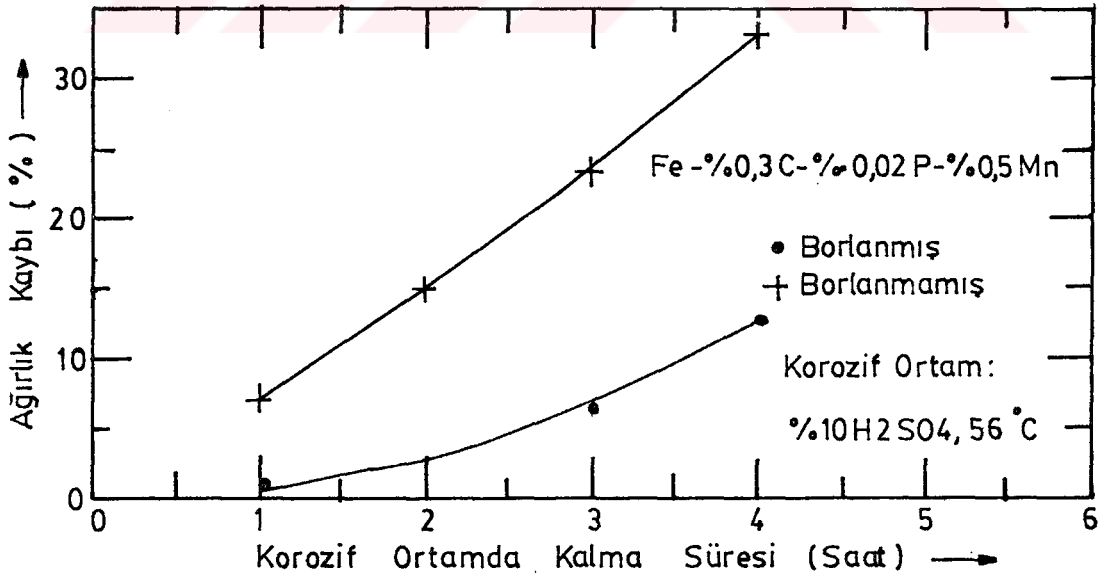
Tablo 4.19. (Devam). 3 Saat Süreyle Borlanmış ve Borlanmamış "6" Adet Özel Hazırlanan Alaşımda 56°C Sıcaklıktaki %10 H₂SO₄ Koroziif Ortamında Ağırlık Kaybı Testi İle Elde Edilen Korozyon Değerleri

Ala- şım No *	Malzeme Durumu	Korozyon Süresi (Saat)	P ^{**} P _o (gr)	P ^{**} P ₁ (gr)	P ^{**} P _o -P ₁ (gr)	Ağırlık Kaybı (%)
4	Borlan- mamış	1	5.7960	5.4792	0.3168	5.46
		2	5.4792	5.1908	0.6052	11.04
		3	5.1908	4.9127	0.8833	17.01
		4	4.9127	4.6262	1.1698	23.81
	Borlan- mış	1	5.8080	5.7764	0.0316	0.54
		2	5.7764	5.6861	0.1219	2.11
		3	5.6861	5.4700	0.3380	5.94
		4	5.4700	5.1590	0.6490	11.86
5	Borlan- mamış	1	5.5240	5.2105	0.3145	5.69
		2	5.2105	4.9100	0.6140	11.78
		3	4.9100	4.6314	0.8926	18.17
		4	4.6314	4.3410	1.1830	25.54
	Borlan- mış	1	5.5223	5.4930	0.0293	0.53
		2	5.4930	5.3985	0.1238	2.25
		3	5.3985	5.0948	0.4275	7.91
		4	5.0948	4.6385	0.8838	17.34
6	Borlan- mamış	1	5.4789	5.1609	0.3180	5.80
		2	5.1609	4.8633	0.6156	11.92
		3	4.8633	4.5903	0.8886	18.27
		4	4.5903	4.2969	1.1820	25.74
	Borlan- mış	1	5.4203	5.3862	0.0341	0.63
		2	5.3862	5.2456	0.1747	3.24
		3	5.2456	4.8186	0.6017	11.47
		4	4.8186	4.3224	1.0979	22.78
*Alaşım No		Bileşim (% Ağırlık)				
1		Fe-0.3 C-0.02 P				
2		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn				
3		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Mn				
4		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Cr				
5		Fe-0.3 C-0.02 P-1 Cr				
6		Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn-0.5 Cr				

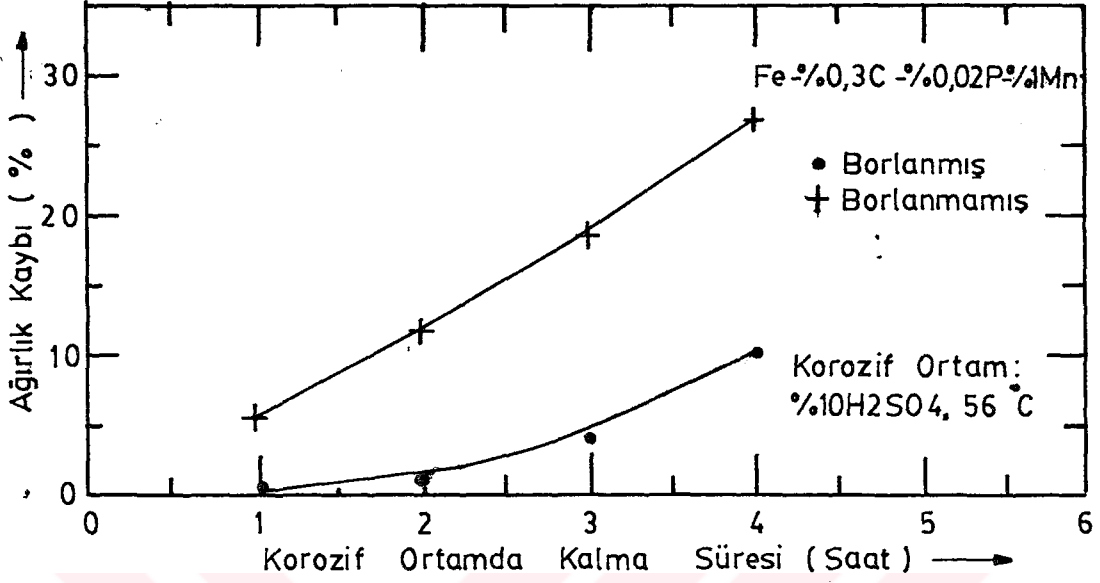
** : P_o : İlk Ağırlık
P₁ : Son Ağırlık
P_o -P₁ : Ağırlık Farkı



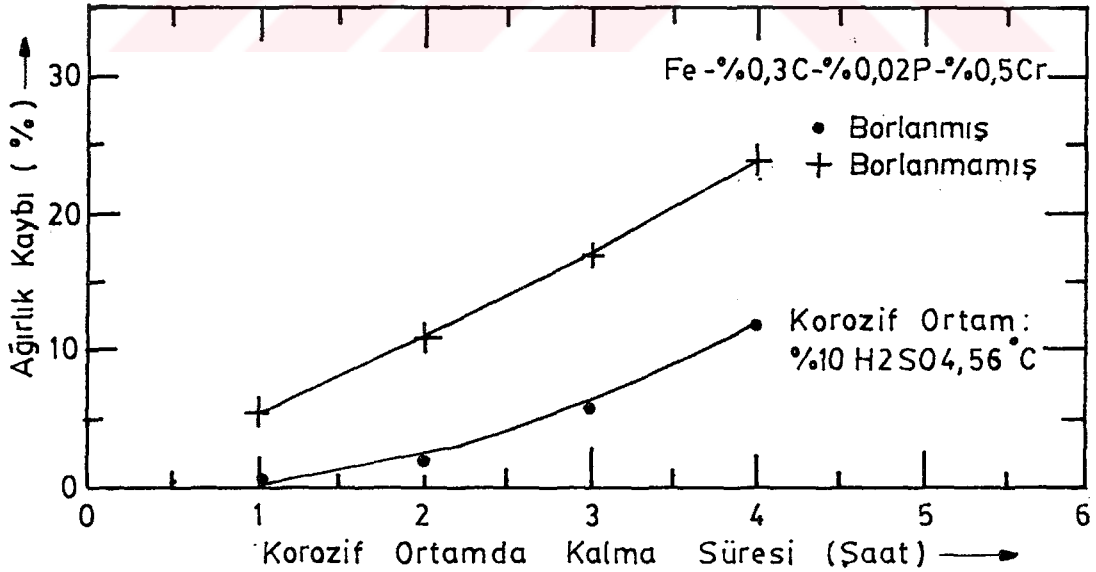
Şekil 4.68. 3 Saat Süreyle Borlanan Fe-0.3 C-0.02 P Bileşimindeki Çeliğin % Ağırlık Kaybının Korozif Ortamda Kalma Süresi İle Değişimi



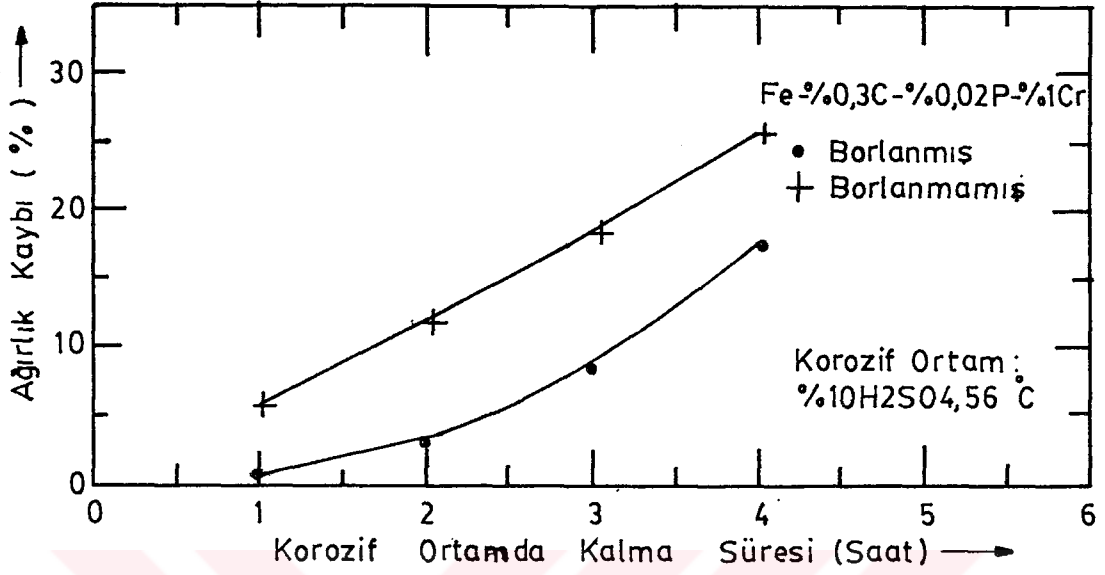
Şekil 4.69. 3 Saat Süreyle Borlanan Fe-0.3 C-0.02 P-0.5 Mn Bileşimindeki Çeliğin % Ağırlık Kaybının Korozif Ortamda Kalma Süresi İle Değişimi



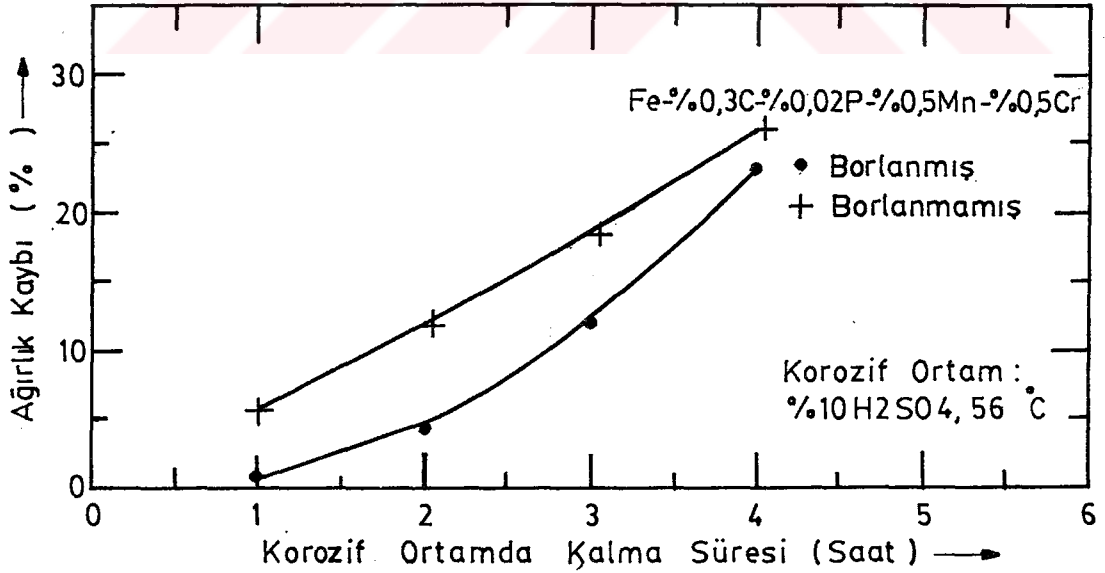
Şekil 4.70. 3 Saat Süre İle Borlanan Fe-0.3 C-%0.02 P-%1 Mn Bileşimindeki Çeliğin % Ağırlık Kaybının Korozif Ortamda Kalma Süresi İle Değişimi



Şekil 4.71. 3 Saat Süre İle Borlanan Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr Bileşimindeki Çeliğin % Ağırlık Kaybının Korozif Ortamda Kalma Süresi İle Değişimi



Şekil 4.72. 3 Saat Süreyle Borlanan Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr Bileşimindeki Çeliğin % Ağırlık Kaybının Korozif Ortamda Kalma Süresi İle Değişimi



Şekil 4.73. 3 Saat Süreyle Borlanan Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr Bileşimindeki Çeliğin % Ağırlık Kaybının Korozif Ortamda Kalma Süresi İle Değişimi

B Ö L Ü M V

5. SONUÇLARIN İRDELENMESİ

Bu çalışmada AISI 1020, AISI 1040, AISI 1050 ticari karbon çelikleri ile, saf elementler kullanılmak sureti ile döküm ve sıcak dövme yi takiben sıcakta haddelenen ve bileşiminde a) %0.3 C, %0.02 P, b) %0.3 C, %0.02 P, %0.5 Mn, c) %0.3 C, %0.02 P, %1 Mn, d) %0.3 C, %0.02 P, %0.5 Cr, e) %0.3 C, %0.02 P, %1 Cr, f) %0.3 C, %0.02 P, %0.5 Mn, %0.5 Cr bulunan, altı adet özel çelik borlama işlemine tâbi tutulmuştur. "3" adet ticari karbon çeliği ile "6" adet özel alaşım, ticari karbon çelikleri ve özel alaşımların birbirleriyle mukayesesini borlama bakımından verdiği gibi, ticari çeliklerde bileşimin etkisini, özel çeliklerde ise, tek tek, Cr ve Mn'in farklı miktarlarının ve beraberce borlanmasının etkisini ortaya çıkarmıştır. Seçilen alaşımların borlama sonucu elde edilen yüzey özellikleri, teknolojik bakımdan, nisbeten, öneme haiz olduğu için ileriki çalışmalarda ekonomik analiz yapılmasına imkan verecektir.

Termokimyasal metodla borlanan numunelerin yüzeyleri ve yüzey altları, mekanik deneyler, X-Işınları difraksiyonu, Scanning Elektron Mikroskobisi, klasik metalografi teknikleri ve korozyon deneyleri ile incelenmiştir.

Süre hariç olmak üzere aynı şartlarda borlanan numunelerde, borla kaplı tabaka ve kaplanmamış kısım olmak üzere iki farklı bölge kaba ölçüler içerisinde ayrılmakla beraber, önceki orijinal malzeme ile borla kaplı malzeme mukayese edildiğinde, borlanan malzeme;

a) Kolon halinde teşekkül eden ve bileşiminde, demir borürler ile ana malzemenin bileşimine bağlı olarak diğer borürler bulunan metalik olmayan seramik bölge,

b) Kolon dışında kalan borca zengin, özellikler bakımından yüzeyden uzaklaştıkça değişiklik gösteren metalik bölge ve

c) Borlamadan etkilenmemiş, orijinal malzeme yapısındaki matris,

olmak üzere üç ayrı bölge bulunmaktadır.

"a)" ve "b)"'nin ait oldukları bölgeler, komponentlerin dağılımına bağlı olarak mikro seviyede tam bir süreklilik göstermemektedir.

Borlamadan ik ayrı tarzda etkilenildiğinin ifadesi olan bu ayırım, esas itibari ile;

- 1) Bor bileşiklerinin teşekkül ettiği kolon yapısındaki ve bütün yüzey boyunca devam eden seramik kısım ile,
- 2) Borca zengin metalik bölgeden ibarettir.

Geçiş bölgesi olarak adlandırılabilen ikinci kısmın altında borlamadan etkilenmemiş veya kabil-i ihmal derecede etkilenmiş ana alaşım bulunmaktadır.

Borür tabakasının cinsi ve özelliklerindeki değişim deneysel çalışmalarda kullanılan dokuz ayrı alaşıma göre değiştiği gibi borlama süresi ile de farklılık göstermekte olduğu tesbit edilmiştir.

Mikroyapı karakterizasyonu çalışmaları ve mekanik deneyler ile X-ışınları difraksiyonu analizleri farklılığın kalitatif değişimini açık olarak vermektedir.

Klasik metalografi teknikleriyle hazırlanan numuneler üzerinde yapılan optik mikroskopi incelemeleri, bütün alaşımlarda, borlu tabaka ve borlanmamış metalik bölgeyi net olarak ortaya çıkarmıştır. Tâbidir ki borlu tabaka dışında, metalografi etüdleri bor difüzyonu hakkında kantitatif bir fikir vermemektedir. Bununla beraber, borlu tabaka kalınlığı, kolonların şekli ve kolonlar arası mesafe ile mikrosertlik etüdlerinde metalografiden azami ölçüde faydalanılmıştır. Metalografik inceleme bor bileşiklerinin meydana getirdiği tabakanın kolonsal (asiküler) olduğunu ortaya çıkarmıştır (Şekil 4.1-4.24). Bütün borlama sürelerinde deneye tâbi tutulan alaşımların tamasında iyi bir dağlama tekniğiyle iki ayrı bölgeyi ayırmak mümkün olabilmektedir:

- a) Bor difüzyonunun fazla olduğu dış yüzey,
- b) Bor difüzyonunun nisbeten azaldığı metalik kısım.

Borlama ile ilgili yayınların birçoğunda demir esaslı malzemelerde FeB ve Fe_2B bileşiklerinden söz edilmekte, diğer alaşım elementlerinin yaptığı bor bileşiklerinden bahsedilmemektedir. Her ne kadar bu çalışmada, manganez ve krom borürler tesbit edilmişse de, borlu tabakanın, alaşımsız çeliklerde dış yüzeyde FeB iç yüzeyde ise Fe_2B ihtiva ettiğini kabul etmek mümkündür.

Borlu tabaka özellikleri ile ilgili en önemli tesbit, borür tabakası (Fe_2B) altındaki geçiş zonunun varlığı ve bu zonun çeşitli metodlarla (Metalografi, X-Işınları v.b.) aydınlığa kavuşturulması olmuştur. Ancak geçiş zonu, sözkonusu borür tabakasından (Fe_2B) oldukça kalındır. Nitekim AISI 1020 ticari karbon çeliği kullanılarak yapılan çalışmalarda geçiş zonunun optik mikroskoptaki perlitçe zengin görünümüne dayanarak bu tabakanın, karbonun borür tabakasından içeriye doğru yayılan karbon varlığından ileri geldiği sonucuna varılmıştır.

Karbon, borür tabakasının sertliğinde artışa sebep olmakta ancak bu artış %0.4 karbona kadar devam etmektedir. Çünkü FeB ve Fe₂B'de daha fazla karbonun ikamesi güçleşmektedir [15]. Buna bağlı olarak, daha yüksek karbon oranlarında daha ince borür tabakaları meydana gelmektedir.

Aynı bir numunenin farklı kısımlarında çok sayıdaki ölçümlerle yapılan tesbitlerde, borlama tabakası kalınlığının borlama süresi ile artış gösterdiği ve belirli bir süre sonra asimtotik değere ulaştığı bulunmuştur. (Şekil 4.25-4.34). Alaşım elementlerine bağlı olarak da ortalama kalınlık değişmektedir. Difüzyon suretiyle meydana gelen bu farklılık çok sayıda ölçmelerin verdiği istatistiki değeri taşımakla birlikte uzun kolonlarla birlikte kısa kolonların mevcut olduğunu belirtmek gerekir. Kolonların meydana getirdiği girinti çıkıntılar arayüzeyi artırır da, aşınma, korozyon v.b. durumlarda dikkatli olunmasını icab ettirir. Alaşımlı çeliklerde borür tabakasının kalınlığının, ticari karbon çeliklerindeki borür tabakasından daha fazla olması, özel olarak imal edilen çeliklerdeki Cr ve Mn'in mevcudiyeti ile ilgilidir. Ayrıca özel alaşımda empürite kontrolünün mevcudiyeti, difüzyon üzerine etkilidir. Esasen düşük alaşımlı çeliklerde Cr ve Mn'in borür tabakasının hem morfolojisine, hem de derinliğine etki ettiği bilinmektedir [13, 14].

Ticari AISI 1020 ve AISI 1050 karbon çeliklerinde tabaka kalınlığının borlama süresiyle değişimi yaklaşık olarak aynı trende sahiptir (Şekil 4.34). Belirli borlama süreleri için her iki karbon gelişindeki tabaka kalınlıkları arasındaki fark "20" µm'den az bulunmaktadır. Sürenin 5 saat üzerine artışı ile tabaka kalınlığında kısa süreler için AISI 1020 lehine olan fark AISI 1050 lehine değişmekte ise de her iki numunenin tabaka kalınlığı arasındaki fark istatistiksel olarak önemli bir değer taşımamaktadır.

Saf elementler kullanmak suretiyle hazırlanan 6 adet özel alaşımda %0.3 C'un yanında %0.5, %1 oranlarında krom ve manganezli alaşımların borlanmasında, bu elementlerin herbirinin birbirinden bağımsız olarak borlama özelliği üzerine etkisi incelenirken, gerek krom ve gerekse manganezin alaşımda sabit miktarda olan karbon ile etkisi ihmal edilmemelidir. Alaşım elementlerinin karbona karşı afinitelerinin farklı olması, borür yapmaya hazır krom ve manganez miktarlarının aynı olmayacağını ortaya çıkarır. Diğer bir ifade ile bu özel alaşımların beşinde Cr ve Mn'in ağırlık oranları aynı olmakla beraber bor ile reaksiyona girebilecek miktarlar aynı değildir. Bor ile reaksiyona girebilecek alaşım elementi miktarı kafi derecede kabul edilse dahi, mevcut deneylere ilaveten Fe-Cr, Fe-Mn ikili alaşımlarının borlama özelliklerini incelemek suretiyle karbon etkisiyle ilgili parametre elimine edilmiş olur. Bununla birlikte, borlama süresine bağlı olarak FeB ve Fe₂B'nin yanında alaşımlı özel çeliklerde krom ve manganez borürler tesbit edilmiştir (Tablo 4.14, Tablo 4.17). Bütün alaşımlarda demir borürlerin mevcudiyetinin tesbiti ise çok sayıda yapılmış olan araştırma sonuçları ile teyit edilmektedir. Mössbauer spektroskopisi ve X-Işınları difraksiyonu ile Armco demirin borlanmasında dış yüzeyde FeB ile iç yüzeyde Fe₂B bileşiği, bir İtalyan grubunca (Carbucicchio ve arkadaşları) tesbit edilmiştir [71]. Aynı grup, benzer deney metodları ile Fe-C-Ni alaşımında, nikel borür tesbit edemedikleri gibi Ni ile Fe₂B derinliğinin ters orantılı olarak değiştiğini ileri sürmüştür [31]. Söz konusu araştırmacıların borlama esnasında bor tozlarına B₄C karıştırmaları ile, Armco-demir ve Fe-C-Ni alaşımında yüzey sertliğinin, sertliği çok yüksek B₄C dolayısıyla daha da artabileceği düşünülebilirse de, sertlikte normalin dışında bir artışın tesbit edilmemiş olması da ilginçtir [31, 33, 34, 71].

Carbucicchio ve arkadaşları, bu çalışmanın aksine, Fe-C-Mn alaşımlarının borlanmasıl sırasında Mn-B bileşiklerine rastlamamışlardır [34]; gerek Mössbauer, gerekse

X-Işınları çalışmalarında MnB ve Mn_2B bileşiklerini bulamamışlardır. Benzer neticeyi $Fe-C-Ni$ [31] ve $Fe-C-Cr$ [32, 33, 72, 73] alaşımlarında da almaları dikkat çekicidir. Bu çalışmada ise $Fe-C-Cr$, $Fe-C-Mn$, $Fe-C-(Mn+Cr)$ alaşımlarında manganez ve krom borürler tesbit edilmiş, 3 saat borlama sonucu alınan X-Işınları difraksiyonu karbon çeliklerinde manganez borür göstermemiştir. Halbuki karbon çeliklerinde de manganez vardır. Carbucicchio ve Palombarini de AISI 420 ve AISI 1040 çeliklerinin borlanması sonrası manganez borür tesbit edememişlerdir [74]. Carbucicchio ve arkadaşları alaşımlı çeliklerin borlanması sonrası da alaşım elementleri ile bor bileşiği bulamamışlardır [31, 33, 34, 71]. Burada daha detaylı inceleme gerekli olmakla birlikte, bu durum muhtemelen empürite etkisine bağlanabilir. Her ne kadar Carbucicchio ve arkadaşları [31, 33, 34, 71] kullandıkları alaşımların endüksiyon ocağında kendileri tarafından hazırlandığını ifade ediyorlarsa da, kullandıkları master alaşımlar ve alaşım elementlerinin safiyet derecesi hakkında bilgi vermemektedirler. Ayrıca Carbucicchio'nun çalışmasında [34] borür tabakası içerisinde tesbit edilen Mn , mikdarca hem Mn_2B hem de MnB yapabilecek miktardan azdır. Şu halde Mn ve Cr 'un borür yapısına müsaade edecek seviyede difüzyonu ile, bu elementlerin sadece tabaka içerisine nüfuzları aynı hadise değildir.

Cr atomları borür tabakasına doğru (malzemenin içinden dış yüzeye doğru) sistematik olarak yayılmaktadır. Cr 'un borca en zengin bileşiği $(Fe, Cr)B'$ 'dir ve öncelikle oluşmaktadır [13]. Buna rağmen bu çalışmada kompleks demir-krom borür tesbit edilememiştir. Keza Cr miktarına bağlı olarak borlama sonucu yüzeyde oluşan Cr_2B ve Fe_2B birbirinin izomorfudur iken, CrB ve FeB izomorf değildir. Cr , FeB bileşiğinde $1000^{\circ}C$ 'de atomik olarak %40 oranında demirin yerini alırken Fe_2B 'de %17 oranında yer almaktadır [13].

Borlama süresine bağılı olarak ticari karbon çeliklerinde ve özel alaşımlı çeliklerde tek fazlı (Fe_2B) ve çift fazlı ($\text{Fe}_2\text{B}+\text{FeB}$) borürler ile diğ er alaşım borürleri, MnB , Mn_2B , CrB , Cr_2B gibi, oluşabilmektedir.

Mn ve Cr yüzeye difüze oluyor ve borür yapmıyorlarsa, bu, alaşım elementlerinin FeB ve Fe_2B latisinde kısmen de olsa demirin yerini almasıyla ilgilidir. Benzer şekilde banyodan bor difüzyonu, kolonların dışında da tesbit edilmiştir. Alaşım elementlerinin borür yapmaması halinde de kolona yerleşebileceği bilinmektedir [31, 33, 34, 71].

Alaşımlı özel çeliklerde yapılan Scanning Elektron Mikroskobu çalışmaları, borlanan tabakanın morfolojik değişimleri ile bir kolon üzerinde alaşım elementlerinin miktarındaki değişme ile ilgili bilgiler vermiştir (Şekil 4.49-4.63).

SEM'in kapasitesi dahilinde, mikrografların bir kısmında, bazı kolonlarda morfolojik değişmelerin görülmesi, kolonlarda farklı bileşikler ve/veya tek bir bileşiğin oryantasyon farkını gösterebilir. Ancak en dış yüzeylerde borca zengin FeB , MnB ve CrB olması da tâbiidir. SEM'de bir kolon boyunca yapılan nokta analizi, alaşımlı özel çeliklerde, alaşım elementleri, Mn ve Cr'un, sabit değ erde kalmayıp değişiklik gösterdiğ ini ortaya çıkarmıştır. Bileşimin değişmesi, $\text{MB}-\text{M}_2\text{B}$ ($\text{M}=\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn}$) değişimi olarak kabul edilirse de, bazen bileşimdeki farklılığ ın, yaklaşık olarak peryodik bir tarzda tekrarlanması, borür kristallerindeki oryantasyon değişikliğ inden ileri gelebilir. Kolondaki alaşım elementi konsantrasyonundaki değişme SEM çalışmalarıyla görülmüş olmakla beraber, görülen inhomojenliğin izahını X-Işınları difraksiyon etü dlerinden de faydalanarak yapmak yararlı olabilir.

"6" adet özel çelik'de 5 ve 7 saat ve AISI 1020 ve AISI 1050 karbon çeliğinde 3 saat borlama sonrası X-Işınları difraksiyon incelemesi yapılmıştır. Bütün alaşımlarda hacim merkezli tetragonal Fe_2B ve ortorombik FeB bileşikleri tesbit edilmiştir (Tablo 4.12-4.13, Tablo 4.15-4.16). Özel çeliklerin biri hariç, diğer beşinde Mn veya Cr olmasına rağmen, manganez borürler (MnB ve Mn_2B) ve krom borürlerin (CrB ve Cr_2B), borlama süresi ve alaşım elementi miktarına bağlı olarak, bazı bileşim ve bazı borlama sürelerinde teşekkül ettiği tesbit edilmiştir (Tablo 4.14, Tablo 4.17). Şöyle ki; 5 saatlik borlama sonucu;

- a) MnB ; %0.5 Mn ve %0.5Mn + %0.5 Cr'lu alaşımda,
- b) Mn_2B ; %1 Mn ve %0.5Mn + %0.5 Cr'lu alaşımda,
- c) CrB ; %0.5 Cr ve %0.5Mn + %0.5 Cr'lu alaşımda,
- d) Cr_2B ; %1 Cr ve %0.5Mn + %0.5 Cr'lu alaşımda

görülürken (Tablo 4.14), 7 saatlik borlama sonunda;

- a) MnB ; %0.5 Mn, %1 Mn ve %0.5 Mn + %0.5 Cr'lu alaşımda,
- b) Mn_2B ; %1 Mn ve %0.5 Mn + %0.5 Cr'lu alaşımda,
- c) CrB ; %0.5 Cr, %1 Cr ve %0.5 Mn + %0.5 Cr'lu alaşımda,
- d) Cr_2B ; %0.5 Cr, %1 Cr ve %0.5 Mn + %0.5 Cr'lu alaşımda

tesbit edilmiştir.

MnB 'ün %1 Mn'lı alaşımda, 5 saatlik borlama süresinde teşekkül etmeyip, 7 saat borlama sonrası ortaya çıkması, muhtemelen difüzyonun zaman boyutu ile ilgilidir.

Mn_2B 'ün hem 5 hem de 7 saat süreli borlama sonunda, %1 Mn ve %0.5 Cr + %0.5 Mn'lı alaşımda ortaya çıkması, buna mukabil %0.5 Mn'lı alaşımda görülmemesi, %0.5 Mn'lı alaşımda belirtilen borlama sürelerinde MnB 'ün yanında veya yalnız Mn_2B yapacak miktarda Mn'in olmaması ile difüzyonu hızlandıracak şartların olmamasına bağlanabilir. %0.5 Cr + %0.5 Mn'lı alaşım durumunda ise kromun muhtemelen teşvik edici rolü etkili olmaktadır [61].

Krom borürler için manganez borürlere, yukarıdaki izahat bakımından benzerlik var ise de, Cr_2B , 7 saatlik borlamada bütün alaşımlarda teşekkül etmesi farklılık gösterir. Bu ise kromun borürlerin içerisinde daha fazla çözünebilmesi ile açıklanabilir [13].

X-Işınları difraksiyon etüdlerinin verdiği mühim bir sonuç da, Fe, Mn, Cr borürlere ait piklerin bütün alaşımlarda aynen tekrarlanmayıp bazen bazı alaşımlarda tekrarlanması, bazen ise aynı bir bileşiğe ait bir pik, diğer bir alaşımda aynı bileşik olmasına rağmen tekrarlanmamasıdır. Bu durum borlama süresi ve alaşıma bağlı olmakla beraber sırasıyla Mn_2B , CrB , MnB , Cr_2B , Fe_2B ve FeB 'de kendini göstermektedir. Dolayısıyla borür tabakalarında oryantasyon ve tekstür farkı olması muhtemeldir. Bu ise lokal özelliklere etkili olacaktır; X-Işınları difraksiyon analiz sonuçları, ana alaşım bileşimine bağlı olarak borlama süresinin etkisiyle kaplama tabakası bileşenlerinin tesbitine yardımcı olmuştur. Borlanmış tabakanın sertliğinin direkt olarak yüzeydeki bor bileşiklerine bağlı olması, ana metal kimyasal bileşiminin etkin olduğunun bir ifadesidir. Bununla birlikte tatbikat yerine bağlı olarak elde edilen yüzey sertliğinin makul seviyede olması halinde ve diğer şartlar yerine getirildiği takdirde, teknolojiye ekonomik değeri daha düşük olan metalin tercih edilmesi beklenir.

Borlamaya tâbi tutulan yüzeyin içerisinde matrise inildikçe bor bileşiklerinin bulunduğu kolonların dışında önceleri borca zengin, mesafenin ilerlemesi ile borca fakirleşen ve nihayet tamamen borsuz matrise girilmektedir. Bu ilerleyiş sırasında kimyasal ve mekanik değişimleri beraberinde getiren;

- a) Kolonlar arası yüzey,
- b) Tesbit edilen fazlar ve fazlar arasındaki yüzeyler,
- c) Kolon-matris arayüzeyi

hem mikro seviyedeki mukavemet ile ilgilidir hem de kimyasal olarak süreksizlik arz etmektedir. Mevcut arayüzeylere, sürtünmeli ortamda ortaya çıktığı ileri sürülen [4] bor oksit ile borlanmış yüzey arasındaki arayüzey ilave edilmelidir. Bütün bu arayüzeylerin teşekkül mekanizması ve özelliklerinin anlaşılması için daha detaylı araştırmalara ihtiyaç vardır.

Kolon dışındaki bor, etkisini sertlik ölçmelerinde göstermiştir. Ayrıca bazı şartlarda borun sünekliği artırdığı bilinmektedir [74]. Nano-gr yükleme ile indantasyon ve tokluk etüdüleri muhtemelen ilginç sonuçlar verecektir [75].

Borlanan bütün alaşımlarda sertlik, hem dış yüzeyden itibaren muayyen bir derinliğe kadar en yüksek değere çıkmakta, bilahare düşüşe geçerek, bor difüzyonunun borür yapmadığı kısımdan itibaren de matrisin sertliğine düşme temayülü göstermektedir. En yüksek sertlik değerleri borürlerin bulunduğu kolonlarda ölçülmüştür; dolayısıyla "bor" 'un demir ve alaşım elementleri ile meydana getirdiği bileşikler, seramik kompozitler (FeB , Fe_2B , MnB , Mn_2B , CrB , Cr_2B) en sert kısımları meydana getirmektedir. Kolonların bulunduğu borür tabakalarını ihtiva eden bölge, borlanan malzemenin bileşimi ve borlama süresine bağlı olarak farklı bileşim ve oryantasyondaki borürleri ihtiva etmektedir. dokuz adet alaşımın tamamının kaplanan yüzeyinde, borlama sonucu istisnasız görülen FeB ve Fe_2B borürlerine ilaveten, altı adet özel alaşımın beşinde, ana metaldeki alaşım elementleri ve borlama süresine bağlı olarak krom ve manganez borürlerinin meydana geldiği Tablo 4.14 ile Tablo 4.17'de gösterilmiştir. AISI 1020 ve AISI 1050 karbon çeliğinde Fe_3C bileşiği de tesbit edilmiştir. Herbir borürün farklı elastik ve plastik özellikleri olabileceği gibi, oryantasyon farkı da bu tür mekanik özelliklerde etkisini gösterebilir. Sertlik ölçümünün bu fazların indantasyonu

ile yapıldığı gözönüne alınırsa, indentasyon'un bu fazların hangilerinin üzerine düştüğü net olarak tesbit edilememekle beraber, ölçme yapılan fazların elastik ve plastik özellik farklılıkları ihmal edilir derecede olsa dahi neticede kendini gösterecektir. Plastik özellik yanında elastik özelliğin de tesiri olması gayet tabiidir. Zira, sertlik mefhumu, sadece plastisite ile ilgili olmayıp "Elastik-Plastik Parametre"'yi temsil eder [69, 70, 76] . Bu durumda aynı bir numunede dahi, farklı bileşiklere ait bileşim ve oryantasyon farkı dolayısıyla, farklı elastik ve plastik porsiyonlar, ölçümler üzerine muhtemelen tesir etmektedir.

"Sertlik-Yüzeyden İtibaren Mesafe" diyagramları (Şekil 4.39-4.43) ve ilgili Tablolarda (Tablo 4.2-4.6) en yüksek sertliğin bulunduğu (I. Bölge) kolonlarda sertlik'deki küçük değişmelerin muhtemel sebebi, borürlere ait elastik-plastik parametrelerin farklılığıdır. Bununla birlikte, I. Bölge'deki aynı bir numuneye ait sertlikte, teknolojik bakımdan önemli olacak mertebede büyük sertlik farkı yoktur.

Aynı bir kolon boyunca, bazı elementlerin relatif miktarlarında görülen değişmeler, kolon içinde değişik kısımlarda konsantrasyon farklılığı göstermiştir ki, bu da kolon boyunca sertlik farkının olabileceğinin diğer bir izahıdır.

Borlama Öncesi dokuz alaşımın da sertlikleri birbirinden farklı olarak tesbit edilmiştir. AISI 1020, AISI 1040, AISI 1050 ticari karbon çeliklerinde, sırasıyla, VSD (Vickers Sertlik Değeri) 145, 185, 225 kg/mm² iken (Tablo 4.5-4.6, Tablo 4.10-4.11), "6" adet özel çeliklerden alaşımsız olanında 120 kg/mm², %0.5 Mn, %1 Mn, %0.5 Cr, %1 Cr, %0.5 Mn+%0.5 Cr'lu alaşımlarda sırasıyla 142 kg/mm², 175 kg/mm², 124 kg/mm², 147 kg/mm², 184 kg/mm² olarak ölçülmüştür. Ticari karbon çeliklerinde karbon miktarının değişmesi, sertlik farkını sağlarken, alaşım

element cins ve mikdarının şüphesiz etkisi vardır. Ayrıca ticari ve özel çelikler arasında imalat tarzı bakımından empürite kontrol edilebilirliği de çalışmanın her safhasında bir faktör olarak kendini gösterebilmektedir. Alaşım elementinin orijinal malzemenin sertliğine etkisi, sırasıyla Mn+Cr, Mn ve Cr için artış göstermektedir. Alaşımlı özel çeliklerdeki bu fark "50 Vickers Sertlik Değeri"'nden daha düşüktür. Borlanmış yüzeylerde ise bu fark, orijinal malzemelerde alaşım elemanlarının ve karbon mikdarı değişikliğinin ortaya çıkardığı fark ile mukayese edilemeyecek kadar büyük olabilmektedir.

Şu halde alaşım elemanının orijinal malzemede yaptığı etki, borlanan yüzeyde "bor"'un etkisiyle birleşerek daha büyük ölçülere varabilmektedir. Yani borlu yüzeylerdeki sertlik, borürlerin cinsi, mikdarı ve oryantasyonuna bağlıdır. Her ne kadar Mn ve Cr borürlerle birlikte demir borürlerin rolü var ise de, yüzey borla kaplı karbon çelikleri ve özel alaşımlı çelikler arasındaki yüzey sertlik farkı izahını sadece alaşım elementlerine bağlamak gerekir. Her üç ticari karbon çeliğinde borlu yüzeylerdeki sertlik özel alaşımlı çeliklerdekinden bir hayli düşüktür. Gerek daha önceki çalışmalarda (Carbucicchio ve arkadaşları) gerekse bu çalışmada karbon çeliklerinin, borlu yüzeyinde, bileşimindeki mangan varlığına rağmen mangan borürlere rastlanmamıştır. Bir ölçüde alaşımlı özel "5" çelik ile aradaki fark bununla izah edilebilirse de, içinde hiç alaşım elemanı bulunmayan dolayısıyla Mn ve Cr borür meydana getirmesi beklenmeyen özel çeliğin borlu yüzeyinin sertliği aynı şekilde izah edilemez. Bu hususta empüritelerin rolünün gözönüne alınması gerekir.

Bütün bileşimler ve borlama süreleri için sertlik en yüksek bir değere çıktıktan ve belirli bir mesafe (kolon boyu) içerisinde de bu değeri yaklaşık sürdürdükten sonra süratli bir düşüş ile sabit bir en düşük değere düşmektedir.

Kolonun boyuna bağılı olarak sertliğin düşmeye başladığı mesafe değişmektedir, diğer bir ifade ile kolonun dışına çıkılınca sertlik en yüksek değerini kaybetmektedir. Her ne kadar belirli bir borlama süresi için çok sayıda alınan ölçümlerle ortalama tabaka kalınlığı verilebilmekte ise (Şekil 4.25-4.34)'de, "Sertlik-Yüzeyden İtibaren Mesafe" diyagramlarındaki (Şekil 4.39-4.43) en yüksek sertlik değerlerinin devamlılık mesafesi, ölçü alınan kolonun uzunluğu ile ilgilidir. Tâbi ki kolonu teşkil eden bileşiklerin cinsi çok mühim rol oynamaktadır. Umumiyetle sertlikte düşüş kolon bitiminden sonra başlar; dolayısıyla, Şekil 4.39-4.43'de farklı bileşimlere ait "Sertlik-Yüzeyden İtibaren Mesafe" diyagramlarında en yüksek sertlik değerlerinin bitiş mesafesi, ölçüm yapılan kolonlara aittir.

Sertlik değerleri kolonun nihayetinden sonra hızla düşmekle beraber, hemen orijinal malzemenin sertliğine ulaşılmamaktadır. Bunun sebebi ise kolonların dışında bor difüzyonunun olması, bu suretle, muhtemelen, katı çözelti sertleşmesinin meydana gelmesidir.

Borla kaplı tabakanın sertliğinin, orijinal malzemenin sertliğine oranı olarak tariflenen "Relatif Sertlik Değerleri" (Tablo 4.7-4.11, Şekil 4.44-4.48), kaplama tabakasının sertliğinin borlanmamış orijinal malzemenin sertliğinden bağımsız olduğunu göstermiştir. Nitekim, AISI 1020, AISI 1040, AISI 1050 ticari karbon çelikleri ile, "6" adet özel alaşıma ait yüzeyden itibaren belirli aralıklarla hesaplanan çok sayıdaki "Relatif Sertlik Değeri" ile orijinal malzemenin sertliği arasındaki değişimin rastgele olması, malzeme sertliği ile kaplama tabakası sertliği arasında bir ilişkinin olmadığını ifade etmektedir. Ancak kaplanmamış orijinal malzemelerde bor bileşikleri yapabilecek elementlerin varlığı ve bu bileşiklerin teşekkül edebilme imkanının mevcudiyeti de sertlikte mühim rol oynamaktadır. Bununla birlikte bor

bileşiği yapan elementleri bünyesinde bulunduran çeliklerde ("6" adet özel alaşımda) kaplama tabakası sertlikleri MnB , Mn_2B , CrB , Cr_2B bileşikleri ile yakından ilgilidir. X-Işınları difraksiyon incelemeleri bu alaşımlarda FeB ve Fe_2B 'nin yanında sözkonusu mangan ve krom borürlerin varlığını göstermiştir (Tablo 4.12-4.17).

Tablo 4.7-4.11'de gösterilen "Relatif Sertlik Değerleri"nde kolonun bitiminde ve sonrasında önemli ölçüde azalma görülmesine rağmen, sözkonusu olan uzun mesafeler içerisinde dahi "1"'e düşmemektedir. Yani bu mesafeler içerisinde bile sertlik malzemenin orijinal sertliğinden yüksektir. Bu durum yukarıda da izah edildiği gibi, bor atomlarının kolonların dışına doğru da difüze olmak suretiyle katı çözelti meydana getirerek sertlik artışına sebep olmasını belirtir.

İndentasyon tekniğini kullanarak ticari karbon çelikleri ve özel alaşımlarda kırılma tokluğu ölçmeleri yapılmıştır (Tablo 4.18). Ticari karbon çeliklerinde kırılma tokluğu değerlerinde borlama süresinin artışı ile bir yükselme görülmekle birlikte bu artış "1 MPa $m^{1/2}$ "den daha az seviyededir. Alaşımsız, %0.5 Mn ve %1 Mn'lı özel alaşımlarda 5 saat borlama sonundaki kırılma tokluğu değerlerinde (sırasıyla 3.56, 4.41, 5.17 MPa $m^{1/2}$), 7 saatlik borlama sonunda artış olmakla birlikte (sırasıyla 4.25, 4.66, 5.88 MPa $m^{1/2}$), borlama süresi 10 saate çıkınca düşüş görülmüştür (sırasıyla 4.06, 4.64, 5.60 MPa $m^{1/2}$) (Tablo 4.18). Bu artış ve inişler arasındaki fark 1 MPa $m^{1/2}$ 'den azdır. %0.5 Cr, %1 Cr, %0.5 Cr+%0.5 Mn'lı özel alaşımlarda 5 saatlik borlama sırasıyla 4.40, 4.23, 4.27 MPa $m^{1/2}$ değerlerini verirken, borlama süresinin 7 saate çıkması ile bu değerlerdeki değişme düşüş şeklinde olmuştur (sırasıyla 4.13, 3.42, 3.52 MPa $m^{1/2}$). Buna mukabil borlama süresinin 10 saate çıkışı kırılma tokluğu değerlerini artırarak, sırasıyla 4.24, 3.99, 4.09 MPa $m^{1/2}$ değerlerine ulaşılmıştır. Bu defa da

kırılma tokluğundaki iniş ve çıkışlar 1 MPa m^{1/2} değerinden daha az olarak tesbit edilmiştir. Her ne kadar kırılma tokluğu değerleri arasındaki fark "1" MPa m^{1/2} civarında ise de Mn miktarındaki artış kırılma tokluğunu artırırken krom ilavesi Mn'e nazaran azaltma yönünde fakar daha az etkili olmuştur (Şekil 4.64-4.66). %0.5 Cr+%0.5 Mn durumunda ise bulunan değerler %1 Cr değerlerinden çok az farklı ve yüksek Mn'lı alaşımlara nazaran ise yaklaşık 1 MPa m^{1/2} civarında düşüktür. Rakamlardaki bu değişimler bor bileşiklerinin cinsine, relatif miktar ve oryantasyonuna bağlı olmakla birlikte hesaplamanın

$$K_C = 0.028 \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \cdot P/C^{3/2} \quad (5.1)$$

formülüne dayanmış olması da göz önünde tutulmalıdır. Verilen formülde kullanılan elastisite modülünün Lawn ve Howes'in çalışmasındaki [69] esaslara göre yapılmış olması tartışma konusu olabilir. Bu sebeple tek tek ve izole bir vaziyette bor bileşiklerinin mekanik özelliklerinin bilinmesi ile birlikte borlanan yüzeydeki bütün kantitatif değerlerin de göz önüne alınması gerekir. Bütün bunlarla birlikte kırılma tokluğu ile ilgili değerlerin sıhhati tartışılmalıdır.

Yapılması gereken tartışmalara rağmen bu çalışmada bulunan yüzey kırılma tokluğunun birçok seramik malzeme ile rekabet edecek seviyede olması avantaj teşkil etmektedir; nitekim uzun ve pahalı işlemlerden sonra %6 Y₂O₃ ve %4 Al₂O₃'lı Si₃N₄'ün kırılma tokluğu 4.2 MPa m^{1/2} bulunmuştur [77]. Ancak özel bir şekilde tane boyutunun ayarlanması Whiskers ilavesi v.b. ile Si₃N₄'ün kırılma tokluğu yükseltebilmiştir [78]. Benzer şekilde Al₂O₃'ya muayyen bir miktarın üzerinde Whiskers ilavesi [79] ve infiltrasyon tekniği ile metal ilavesi [80] kırılma tokluğunu yükseltebilmektedir.

Ayrıca ZrO_2 esaslı seramiklerde daha yüksek tokluk derecelerine çıkıldığı da, bir süredir bilinmektedir [81]. Seramik kaplamayla direkt ilgisi olmayan seramiklerde kırılma tokluğu artırma metodlarının, yüzey kaplama metodlarının uygulaması sırasında ilave edilmeleri, hem akademik hem teknolojik bakımından yararlı olabilir.

Genellikle, seramikler kimyasal etkilere karşı mukavim olarak tanınırlar. Bununla birlikte asidik ortamda uzun süre çalışma halinde problem meydana gelebilir. Borlanmış ve borlanmamış malzemelerin korozyon deneyleri sonunda mukayeseleri; beklenen bir şekilde borlanmış malzemelerin korozyon bakımından borlanmamış malzemelere nazaran üstünlüğünü göstermiştir.

Deney malzemelerin bir kısmı az alaşımlı çelikler olduğu için fırında veya havada soğutulmaları halinde kritik sıcaklık aralığında yavaş geçileceğinden matrisde temper gevrekliği olabilme ihtimali yüksektir. Bu sebeple numuneler fırında soğutulmamıştır. Bununla birlikte kaplama tabakasının üstün korozyon özelliğinden faydalanma bazı korozif ortamlarda limitli olabilir. Bunun sebebi havada soğuma sırasında ortaya çıkabilen mikroçatlaklar kanalıyla matrise kadar nüfuz edebilme ihtimali olan korozyon ortamının penetrasyonudur. Korozyon deneyi sonuçlarını veren grafiklerde (Şekil 4.68-4.73), borlanmış ve borlanmamış numunelerdeki farkın artışı, borürlerin bariz korozyon mukavemetinin neticesidir. Borlamanın korozyon mukavemetini artırdığı bilinmekle beraber [82], aşırı agresif şartlar ve borlama sonrası nisbeten hızlı soğuma (havada soğutma) hem kritik sıcaklık bölgesinin matris üzerindeki olumsuz etkisini, hem de matris ve kaplama tabakası termal genleşme katsayısı farklılığının menfi tesirinin bir arada görülmesini sağlamıştır. Borlamanın korozyon mukavemetinin, oda sıcaklığı ve daha az agresif ortamlarda daha fazla olacağı da aşıkardır. Ayrıca oksidan atmosfer ve/veya bor oksit

teşekkülüne imkan verecek sıcaklıklar pratik tatbikat bakımından avantajlar da sağlamaktadır [4]; şöyleki yüzeyde teşekkül eden bor oksidin yağlama etkisi yaparak sürtünmeyi azalttığı Erdemir tarafından tesbit edilmiştir [54].

Borla kaplı tabakada korozyon, ileriki çalışmalarda detaylı olarak incelenmelidir. Şöyleki korozyon ürünlerinin hassas analizi ile çözeltiye geçen elementlerin v.b. gibi analiz metodlarıyla, korozyon sonrası SEM ve diğer metalografik incelemeler vasıtasıyla aktif bölgelerin incelenmesi icab eder.

Bazı seramik malzemelerde tane sınırlarının aktif olduğu [83] bilinmekle beraber borlanan yüzeylerdeki kolonlar arası bölge ile, ayırt edilebilmeleri halinde Fe, Mn, Cr bor bileşiklerinin arayüzeyleri ve oryantasyonlarının korozyon bakımından etkisi önemli olabilir. Borlanan dış yüzeyden itibaren orijinal matrise girene kadar çok sayıdaki heterojen katmanlar, korozyon ilerleme hızı ve korozyonlu ortamda çatlak ilerleme hızı üzerinde rol oynayacaktır. Borlanmış malzemelerin yük altında çalışmaları halinde, gerilmeli korozyon, hidrojen etkisi, korozyonlu yorulma gibi testler ile çatlak teşekkül ve ilerleme hızı açığa kavuşturulmalıdır.

KAYNAKLAR

- [1] HYDE, G.R., DILLICH, S.A., "Corrosion and Wear", Minerals Today, pp.6-12, March 1991.
- [2] , "Ceramic Materials Industry Analysis", High Tech. Ceramic News, April 1991.
- [3] , "Growth Predicted for us Advanced Ceramic Industry", Ceramic Bulletin, Vol.20, No.2, pp.176-177, 1991.
- [4] ERDEMİR, A., "Özel Görüşme", Argonne National Laboratory, Ocak 1991.
- [5] FİLYAND, M.A., SEMENOVA, E.I., "Handbook of the Rare Elements", Vol.2, pp.19-33, McDonald Tech.
- [6] HAYASHI, Y., SUGENO, T., "Nature of Boron in α -Iron", Acta.Met., Vol.18, pp.693-697, 1970.
- [7] LUCCI, A., DELLA, GATTA, G., VENTURELLO, G., "On the Solubility of Boron in High-Purity Alpha-Iron", Metal Sci. J., Vol.3, pp.14-17, 1969.
- [8] FICHTL, W., "Über Neue Erkenntnisse Auf Dem Gebiet Des Oberflächen-borierens", HTM., 29 (1974) Heft 2, pp.113-119.
- [9] MAREELS, S. UND WETTINCK, E., "Borieren und Silicieren Mit Aktivierten Carbiden", HTM.40 (1985), pp.168-177.
- [10] HANSEN, M., "Constitution of Binary Alloys", McGraw-Hill Company, Inc., pp. 247-253., 1958.
- [11] SHAO, H., ZHANG, Q., "The Eutectic Reaction Process of The Structure of Boriding Layer on Steel", Trans.Met.Heat.Treat., Vol.16, Feb. 1983, China, (Met.Abst. 56-0111'nodaki Özeti).
- [12] Ma, H., SUN, X., "Structure of Steel After Boriding and Diffusion Treatment", Trans.Met.Heat. Treat., Vol.3, No.2, pp.91-105, Dec.1982, China, (Met.Abst.56-0675'nodaki Özeti).

- [13] BADINI, C., GIANOGLIO, C., PRADELLI, G., " The Effects of Carbon, Chromium and Nickel on the Hardness of Borided Layers", Surface and Coatings Tech., Vol.30., pp.157-170, 1987.
- [14] GOEURLOT, P., FILLIT, R., THEVENOT, F., DRIVER, J.H., and BRUYAS, H., "The Influence of Alloying Elements Additions of The Boriding of Steels", Mat.Sci. and Eng., Vol.55, pp.9-19, 1982.
- [15] RODNEY, P., ELLIOT, Ph. D., "Constitutions of Binary Alloys", McGraw-Hill Book Company, pp.110-127, 1965.
- [16] 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.
- [17] BADINI, C., GIANOGLIO, C., PRADELLI, G., "Caratteristiche Chimiche, Morfologiche E Durometriche Dello Strato Borurato Ottenute Su Leghe Ferrose", La Metallurgia Italiana, Mo.6, pp.525-534, 1988.
- [18] GOEURLOT, P., THEVENOT, F., DRIVER, J.H., "Surface Treatment of Steels: Boridif, A New Boriding Process", Thin Solid Films, Vol.78, pp.67-76, 1981.
- [19] KUNTS, H., SCHAABER, O., "Borieren Von Eisenwerkstoffen und Titan", HTM., 26 (1971) Heft 1. pp. 18-20.
- [20] CASADESUS, P., GANTOIS, M., "Uber Das Borieren Von Eisenlegierungen Mittels Ionenebeschub Mit Diboran", HTM., 33(1978)4. pp.202-208.
- [21] ST.JOHN, M.R., SAMMELS, A.F., "Characterization of an Iron Boride Coating Produced By Pack Boronization of Low Carbon Steel", J. Mater. Sci. Let., Vol.16, pp.2327-29, 1981.
- [22] , "Metal Borides", Chemical Encyclopedia, Vol.4, pp.303-307.
- [23] SINGHAL, S.C., "A Hard Diffusion Boride Coating for Ferrous Materials", Thin Solid Films, Vol.45, pp.321-329, 1977.
- [24] BERGMANN, H.W., BROKMRIER, U., "Crystallization Behaviour of Fe-B-Cr, Fe-B-Co and Fe-B-Ni Alloys", Metal Sci. Vol.16, pp.191-196, April 1982.

- [25] PLANITZ, H., TREFFER, G., KÖNIG, H. and MARX, G. "The Effect of Temperature and Time on the Formation of Iron Boride Layers From The Gas Phase", Neue Hütte, Vol.27, No.6, pp.228-230, June 1982 (Met. Abst. 56-0.115' nodaki özeti).
- [26] PALOMBARINI, G., CARBUCICCHIO, M., "Growt of Boride Coatings on Iron", J.Mater.Sci.Let., Vol.6, pp.415-416, 1987.
- [27] PALOMBARINI, G., CARBUCICCHIO, M., "On The Morphology of Thermochemically Produced Fe₂B/Fe Interface, J.Mater.Sci.Let., Vol.3, pp.791-794, 1984.
- [28] HE, X.L., CHU, Y.Y., JONAS, J.J., "Grain Boundary Segregation of Boron During Contiuous Cooling", Acta.Metall., Vol.37, No.1, pp.147-161, 1989.
- [29] GRINBERS, E.M., CHIRKOVA, F.V., "The Dislocation Structure of Diffusion Layers of Boron in Iron", Metalloved.Term.Obrab.Met., Vol.1, pp.20-23, Russian, 1988 (Met.Abst. 57-1061'nodaki özeti).
- [30] BADINI, C., MAZZA, D., "The Texture of Borided Layers Grown of Fe-Ni and Fe-Cr Alloy", J.Mater Sci.Let., Vol.7, pp.661-662, 1988.
- [31] CARBUCIAAHIO, M., MEAZZA, G., PALOMBARIN, G., "Surfaces Structure of Boride Layers Grown on Fe-C-Ni Alloys", J.Mater.Sci., Vol.17, pp.3132-3128, 1982.
- [32] 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, pp.3732-3738, 1984.
- [33] CARBUCICCHIO, M., ZECCHI, E., PALOMBARINI, G., SANBOGNA, G., "Phasa Composition and Structure of Boride Layers Grown on Laboratory-Cast Low-Chromium Alloys", J.Mater.Sci., Vol.18, pp.3355-3362, 1983.
- [34] CARBUCICCHIO, E., PALOMBARINI, G., SANBOGNA, G., "Composition and Structure of Boride Layers Grown on Low-Mangenes Ternary Iron Alloys", J.Mater.Sci., Vol.19, pp.4035-4039, 1984.

- [35] GALIBOS, A., BOUTENKO, O., VOYZELE, B., "Mecanisme De Formation Des Couches Borurees Sur Les Aciers a Haut, Carbone-II, Technique Des Pouders", Acta.Met., Vol.28, pp.1765-1771, 1980.
- [36] LUBKIEWICZ, J., TACIKOWSKI, J., "Eigenschaften Von Borierschichten auf Stahlen Mittleren Kohlenstoffgehaltes", HTM., 27(1972)Heft 3., pp. 174-180.
- [37] FISCHER, R.C., "Das Mehrkomponenttenborieren-Eine Technologie Zum Erzeugen Von Boridschichten Mit Besonderen Eigenschaften", HTM., 36(1981)5., pp. 248-254.
- [38] HOCKING, M.G., VASANTASREE, V., SIDKY, P.S., "Metallic and Ceramic Coatings", Johnwiley and Sons Inc., pp.86-102, 1989.
- [39] KATO, M., FUNAMOTO, T., WACHI, H., "A Study on Formation of Alloyed Layer of Low Melting Temperature on Boriding Surface of IN738LC With Boron Pack Cementation", J.Jpn.Weld.Soc., Vol.5, No.3, pp.84-87, Aug. 1987(Met.Abst.58-0225' nodaki Özeti).
- [40] LU, M., "Some Theoretical Problems in the Growth Kinetics of the Single-Phase Boride Layer", Trans.Met.Heat.Treat., Vol.5, No.1, China, 1984 (Met.Abst. 56-1081' nodaki Özeti).
- [41] ENDO, T., KAWAKAMI, M., "X-Ray Residual Stress Measurment of Boronized Steels", J.Soc. Mater.Sci., Jpn., Vol.32, No.352, pp.114-120, 1983(Met.Abst.56-0954' nodaki Özeti).
- [42] SHAO, H., ZHANG, Q., "The Eutectic Reaction Process of the Structure of Boriding Layer on Steel", Trans.Met.Heat.Treat., Vol.3., No.1, pp.62-70, June 1982, China.
- [43] BRAKMAN, C.M., GOMMERS, A.W.J., MITTEMEIJER, E.J., "Boriding of Iron and Fe-C, Fe-Cr and Fe-Ni Alloys: Boride-Layer Growth Kinetics", Heat.Treat., Proc.Conf., London, 11-15 May, 1987(Met.Abst.56-1127' nodaki Özeti).
- [44] 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.

- [45] KASTNER, B., PRZYBYLOWICZ, K. und GRGORUK, I.,
"Untersuchungen Von Boridschichten auf
Stählen", HTM., 34(1979)4., pp.173-179.
- [46] WANG, N., SUN, X., "The Analysis of The Phases in
The Transition Zone of Boronizing Layer
and Their Orientation Relationship",
Trans.Met.Heat.Treat., Vol.8, No.2, pp.39-
48, 1987, China (Met.Abst.56-0520'nodaki
Özeti).
- [47] PAJU, M., HOUGARD, H.P., GRABKE; H.J., "Effects of
Boron Alloying on The Properties of a
Low-Carbon Low-Alloyed Steel", Scandinavian
Journal of Met., Vol.18, pp.235-242, 1989.
- [48] BLAZON, M., STANOJEVIC, B., VELJKOVIC, V., "Effect
of Alloying Elements on The Formation of
Boride Layer on Steel", Scripta Met.,
Vol.19, No.11, pp.1153-1156, 1975.
- [49] VILSMEIER, J., CASADESUS, P., SCHMITT-THOMAS, Kh.G.
GANTOIS, M., "Untersuchung Über Die
Elementverteilung in Legierten Stählen
Bein Borieren", HTM., 35(1980)1.,pp. 24-28.
- [50] BADINI, C., GIAANOGLIO, C., PRADELLI, G., "Balance
of Distribution of Some Transition Metals
Between The (M', M'')B and (M', M'')₂B
Phases", Met.Trans.A., Vol.17A, pp.1665-69,
Ortober, 1986.
- [51] , "Galsses", Borax Consildated Limited
Publication 1965, Printed by W.S.Cowell
Ltd., pp. 10-11.
- [52] BADINI, C., GIANOGLIO, C., PRADELLI, G., ELEZI, D.,
COCCCHIZ, F., "Indurimento Superficiale
Acciai Mediante Borocarburazione", La
Metallurgia Italiana, Vol.81, No.6,
pp.527-532, 1989.
- [53] ANDREW LINIAL, D., "New Coating Processes Offer
Significant Improvements in Properties
of Steel", Metal Treatin, pp.11-13,
Aug-Sept., 1972.:

- [54] CARBUCICCHIO, M., PALOMBARINI, G., "Iron-Boron Products Depending on The Base Alloy Composition", J.Mater.Sci., Let., Vol.3, pp.1046-1048, 1984.
- [55] PALMETSHOFER, L., FADERL, J., LEHNER, F., "Dry Wear Behaviour of Boron-and Nitrogen-Implanted Steels", Mater.Sci. and Eng., Vol.A114, pp.173-178, 1989.
- [56] GUAN, Z.M., LIU, G.X., XU, H.J. and PENG, S.R., "The Impregnation of Oxygen, Sulfur, Boron, Carbon, and Nitrogen Into the Surface of High-Speed Steel Cutters in a Gaseous Medium", J.Heat Treat., Vol.3, No.1, pp.16-22, June 1983.
- [57] SUBRAHMANYAN, J., "Boronizing to Improve Wear Resistance of Steel Parts", Advanced in Surface Treat.Met.(Proc.Conf.)", Oct., 14-16, pp.2-18, Bombay, India, 1987 (Met.Abst. 58-0360'nodaki özeti).
- [58] FISCHER, C., "Time To Take a Look at Multicomponent Boriding", Metal Progress, pp.24-26, April 1986.
- [59] CHEN, T.Y. and SZKLARSKA-SMILALOWSKA, Z., "The Pitting Corrosion Characteristics of Boride-Strengthened Nickel and Iron Based Microcrystalline Alloys", Corrosion Science, Vol.28, No.1, pp.97-107, 1988.
- [60] BRAKMAN, C.M., GOMMERS, A.W.J., MITTEMEIJER, E.J., "Boriding of Fe and Fe-C-Cr and Fe-Ni Alloys; Boride-Layer Growth Kinetics", J.Mater.Res., Vol. No.6, pp.1354-1370 Nov/Dec 1989.
- [61] BADINI, C., GIANOGLIO, C., PRADELLI, G., "Borurazione Di Acciai:Contribute Allo Studio Del Meccanismo Di Diffusione Del Boro", La Metallurgia Italiana, No.10, pp.747-756, Ottobre, 1987.
- [62] GIANOGLIO, C., BADINI, C., "Distrubution Equilibria of Iron and Nickel in Two Phase Fields of The Fe-Ni-B System", J.Mater.Sci., Vol.21, pp.4331-4334, 1986.
- [63] FIEDLER, H.C., SIERASKI, R., "Boroding Steels For Wear Resistance", Metal Progress, pp.101-107, Feb, 1971.

- [64] 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. and Tech., Vol.5, pp.865-871, Sept. 1989.
- [65] MARSHALL, D.B., LAWN, B.R., "Residual Stress Effects in Sharp Contact Cracking", J.Mater.Sci., Vol.14, pp.2001-2012, 1979.
- [66] LAWN, B.R., FULLER, E.R., "Equilibrium Penny-Like Cracks in Indentation Fracture", J.Mater. Sci., Vol.10, pp.2016-24, 1975.
- [67] LAWN, B.R., SWAIN, M.V., "Microfracture Beneath Point Indentations in Brittle Solids", J.Mat. Sci., Vol.10, pp.113-122, 1975.
- [68] FUJITA, S., MAEDA, K., HYODO, S., "Radiation Enhanced Dislocation Glide Effect on Indentation-Induced Fracture of GaAs Single Crystals", Phys.Stat.Sol.(a), Vol.109, pp.383-393, 1988.
- [69] LAWN, B.R., HOWES, V.R., "Elastic Recovery at Hardness Indentations", J.Mater.Sci., Vol.16, pp.2745-2752, 1981.
- [70] BREVAL, E., MACMILLAN, N.H., "Elastic Recovery at Vickers Hardness Impression", J.Mater. Let., Vol.4, pp.741-742, 1985.
- [71] CARBUCICCHIO, M., BARDANI, L., SAMBOGNA, G., "On The Early Stages of High Purity Iron Boriding With Crystalline Boron Powder", J.Mater. Sci., Vol.15, pp.1483-1490, 1980.
- [72] CARBUCICCHIO M., BARDANI, L., PALOMBARINI, G., "Mossbauer and Metallographic Analysis of Boride Surface Layers on Armco Iron", J.Mater.Sci., Vol.15, pp.711-719, 1980.
- [73] PALOMBARINI, G., CARBUCICCHIO, M., "High Boron Phases on Borided Iron and Alloy", J. Mater.Sci.Let., Vol.4, pp.170-172, 1985.
- [74] CHAKI, T.K., "Mechanism of Boron-Induced Ductility in Polycrystalline Ni₃Al", Philosophical Magazine Letters, Vol.61, No.1, pp.5-7, 1990.
- [75] JOSLIN, D.L., OLIVER, W.C., "A New Method for Analyzing Data From Continuous Depth-Sensing Microindentation Tests", J.Mater. Res., Vol.5, pp.123-126, Jan., 1990.

- [76] O'HERN, M.E., McHARGUE, C.J., FARLOW, G.C., "The Effect of Chromium Implantation on the Hardness, Elastic Modulus and Residual Stress of Al_2O_3 ", Nuclear Instruments and Physics Research, B 46, pp. 171-175, 1980.
- [77] LIS, J., MAJOROWSKI, S., PIRSZYNSKI, J.A., HLAVECK, V., American Ceramic Soc. Bulletin, Vol. 70, No.2, pp.244-250, 1991.
- [78] BECHER, P.E., "Crack Bridging Process in Toughened Ceramics in Toughening Mechanism in Quasi Brittle Materials", NATO ASI Series Ed. by SHAH, S.P., pp. 19-33, 1991, Kluwer Academic Publishers.
- [79] GEIGER, G.R., American Ceramic Soc. Bulletin, Vol.70, No.2, pp.212-218, 1991.
- [80] RAY, S.P., YUN, D.I., "Squeeze Cast $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ Ceramic-Metal Composites", American Ceramic Soc. Bulletin, Vol. 70, No.2, pp.195-197, 1991.
- [81] STEVENS, R., "Zirconia and Zirconia Ceramics", Magnesium Electron Ltd., 2nd Ed., 1986.
- [82] KUNTS, H., ATENS, H., "Über Die Festigkeits-und Zähigkeitseigenschaften Borlierten Stähles", HTM., 28(1973) November.
- [83] GENTHE, W., HAUSNER, H., "Corrosion of Alumina in Acids", pp.3.46-3.47, in "Euro-Ceramics", Vol.3, Ed. by deWITH, TERPSTRA, R.A., METSELAAR, R., Elsevier Applied Science, 1991.

E K L E R



Ek A: Borlanan Alaşımların Yüzey Tabakalarına Ait
X-Işınları Difraksiyonu İle Elde Edilen
"2 -Pik Şiddeti" Şematik Diyagramları;

Ek A1-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P, Borlama Süresi: 5 saat

Ek A2-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn, Borlama Süresi:
5 saat

Ek A3-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn, Borlama Süresi:
5 saat

Ek A4-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr, Borlama Süresi:
5 saat

Ek A5-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr, Borlama Süresi:
5 saat

Ek A6-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr,
Borlama Süresi: 5 saat

Ek A7-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P, Borlama Süresi: 7 saat

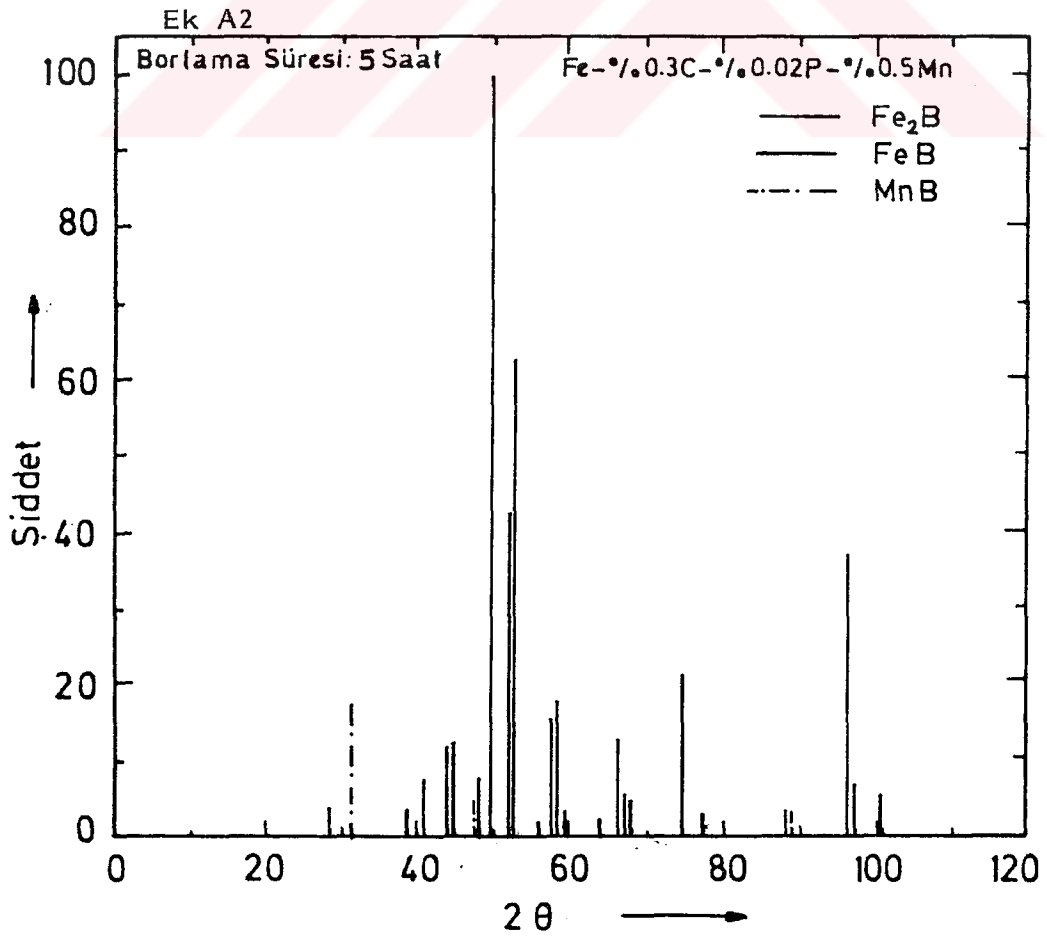
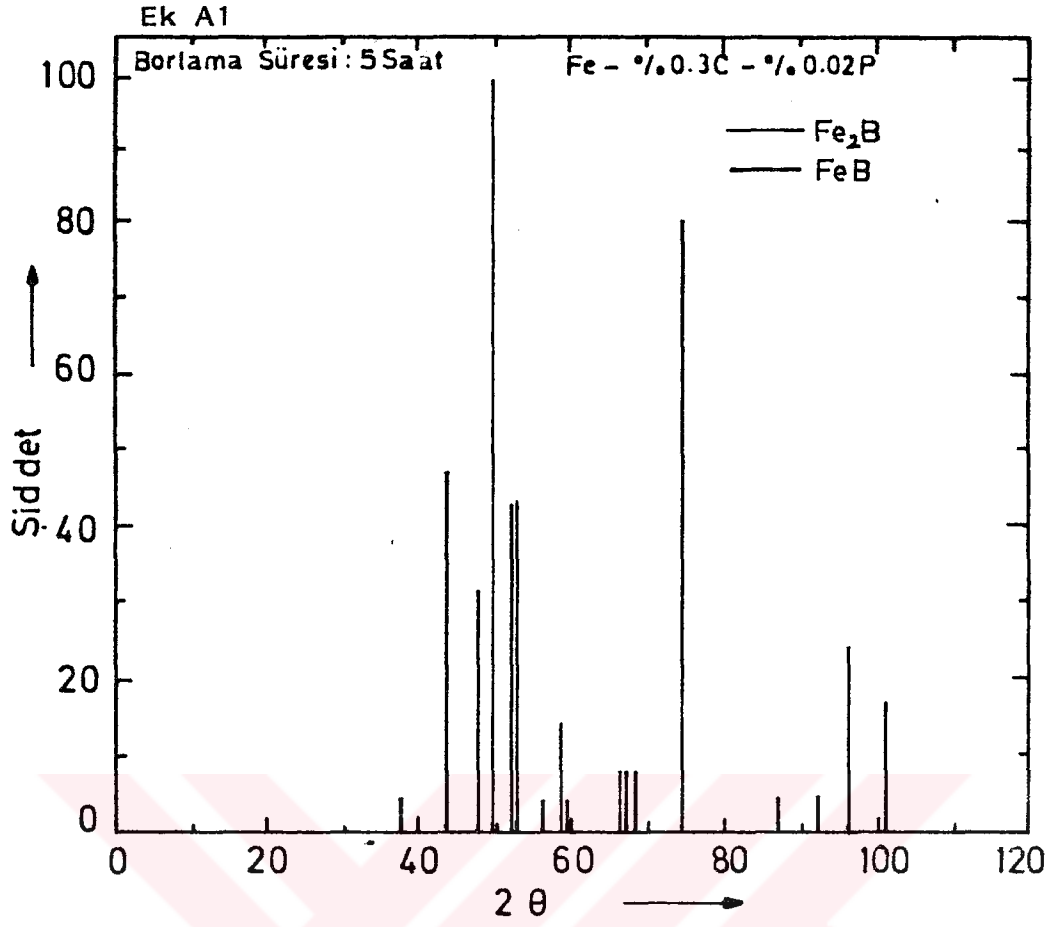
Ek A8-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn, Borlama Süresi:
7 saat

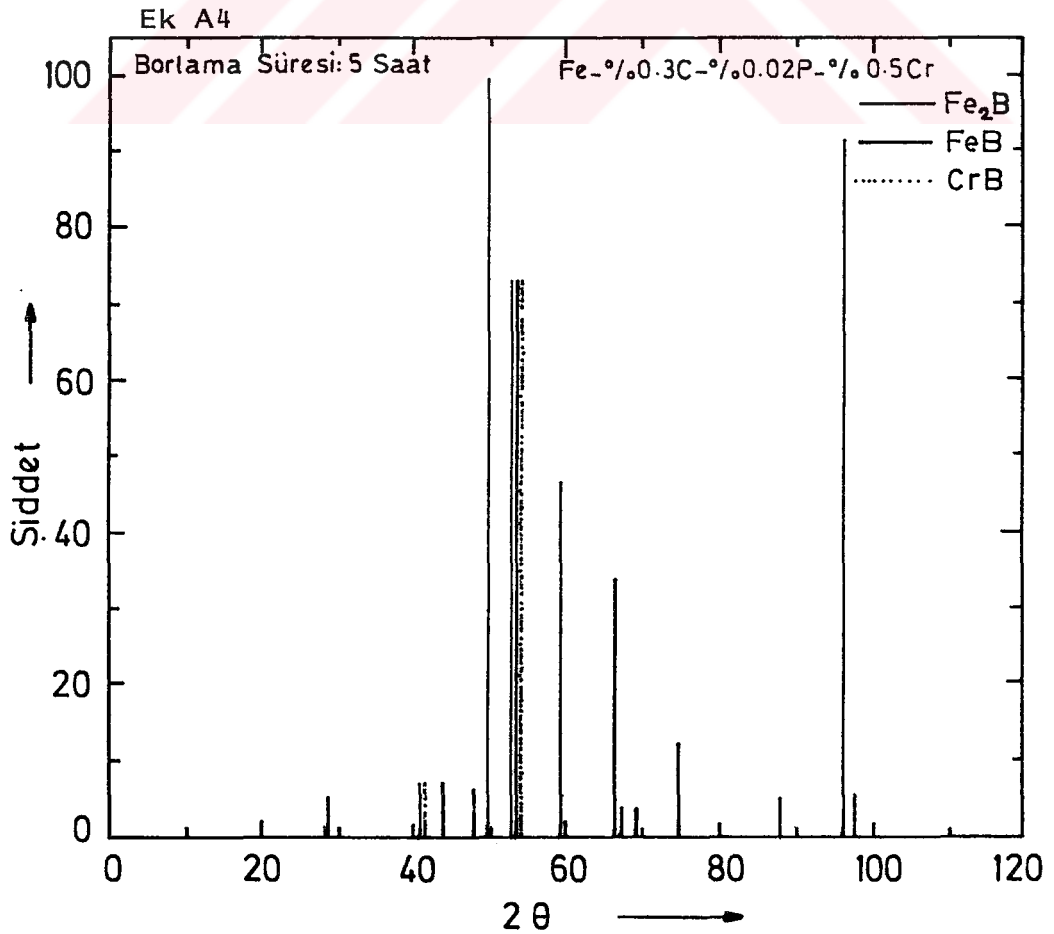
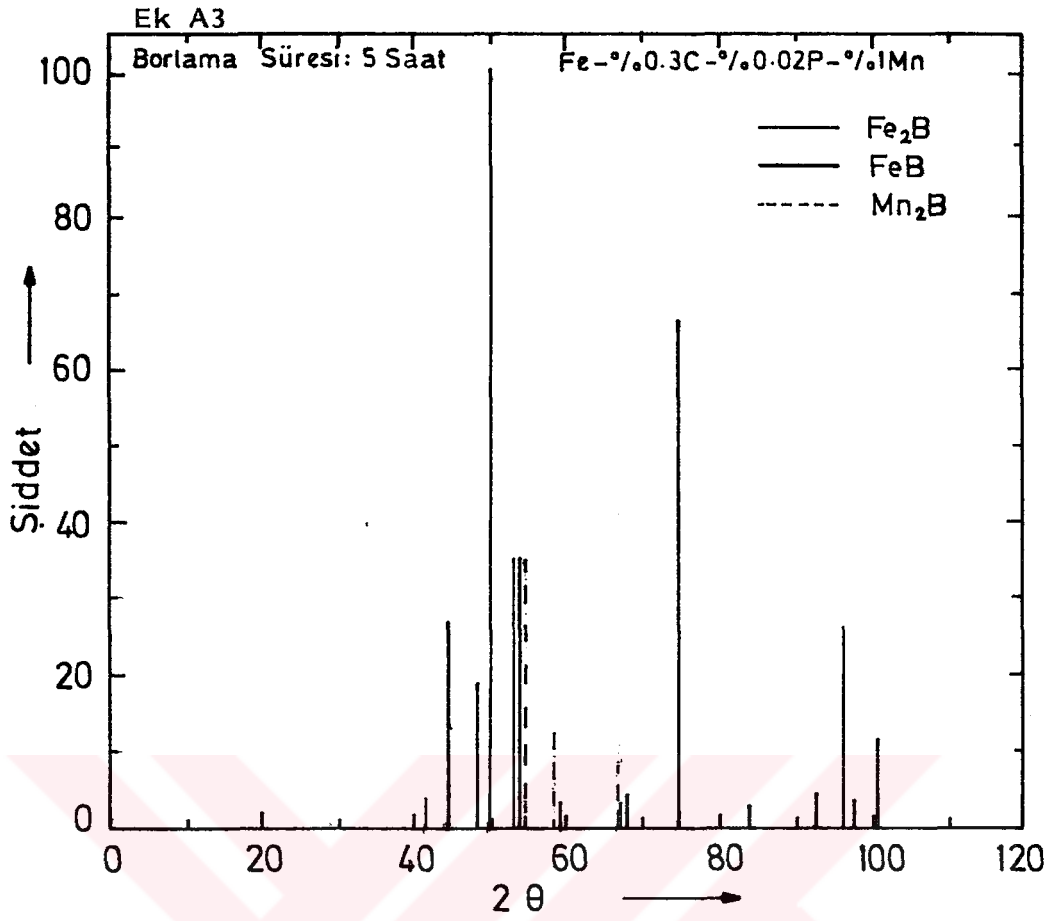
Ek A9-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Mn, Borlama Süresi:
7 saat

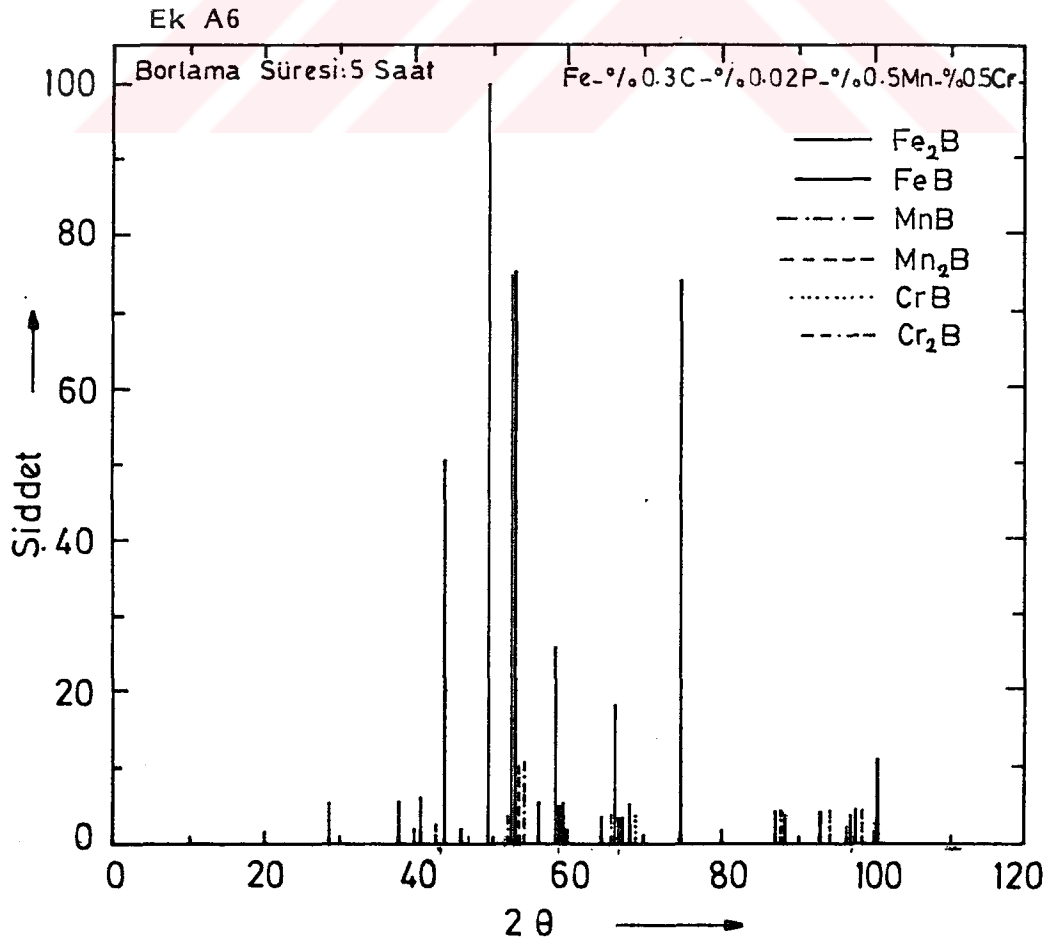
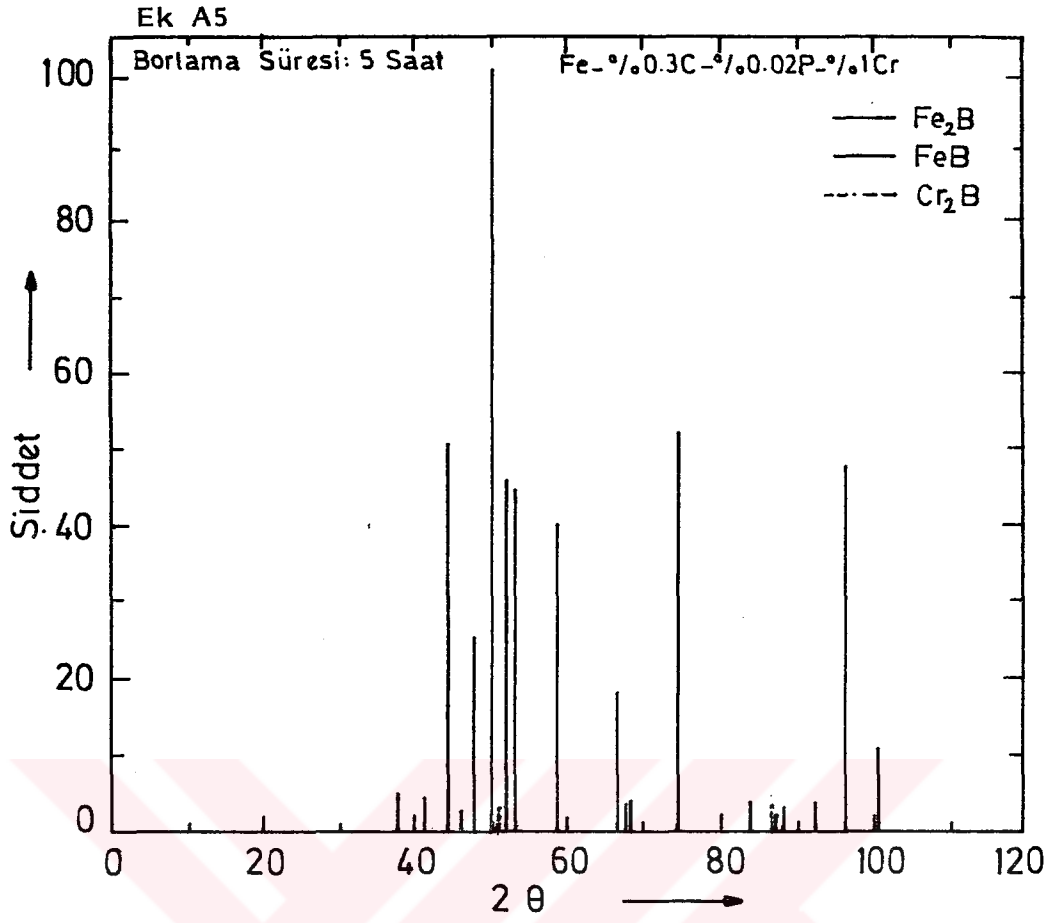
Ek A10-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Cr, Borlama Süresi:
7 saat

Ek A11-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%1 Cr, Borlama Süresi:
7 saat

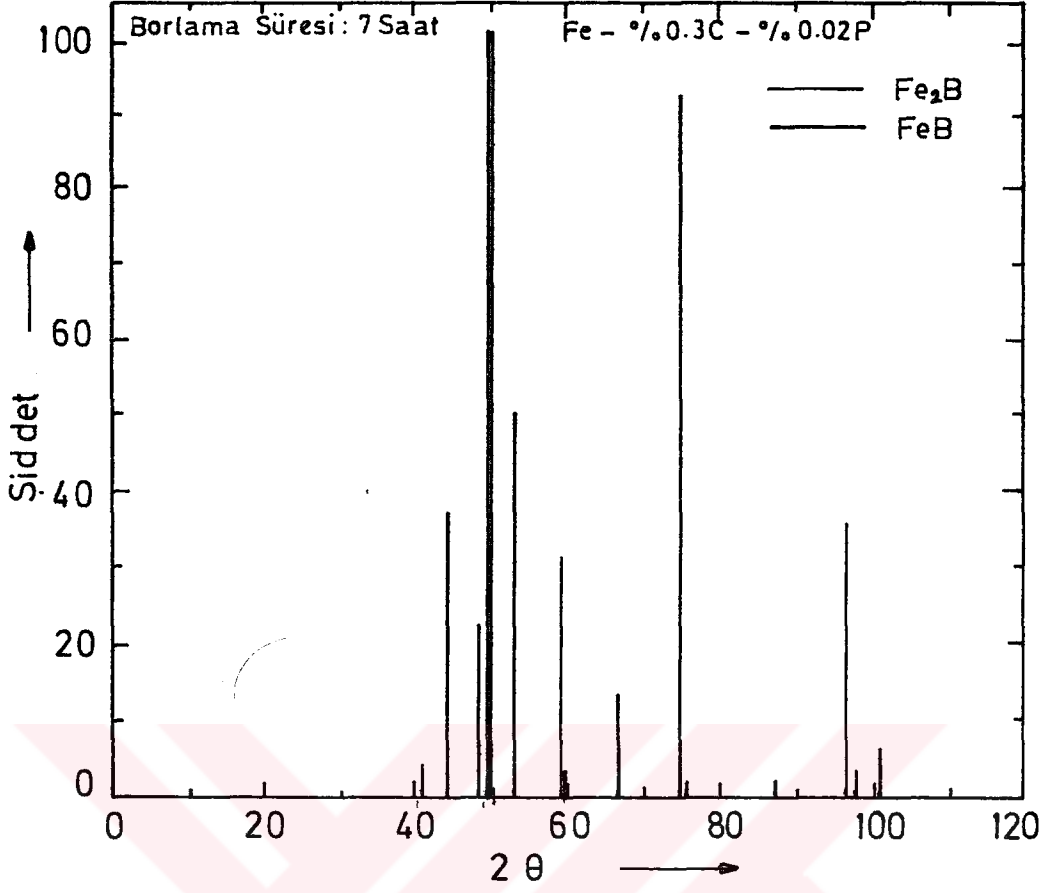
Ek A12-Alaşımlar; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn-%0.5 Cr,
Borlama Süresi: 7 saat



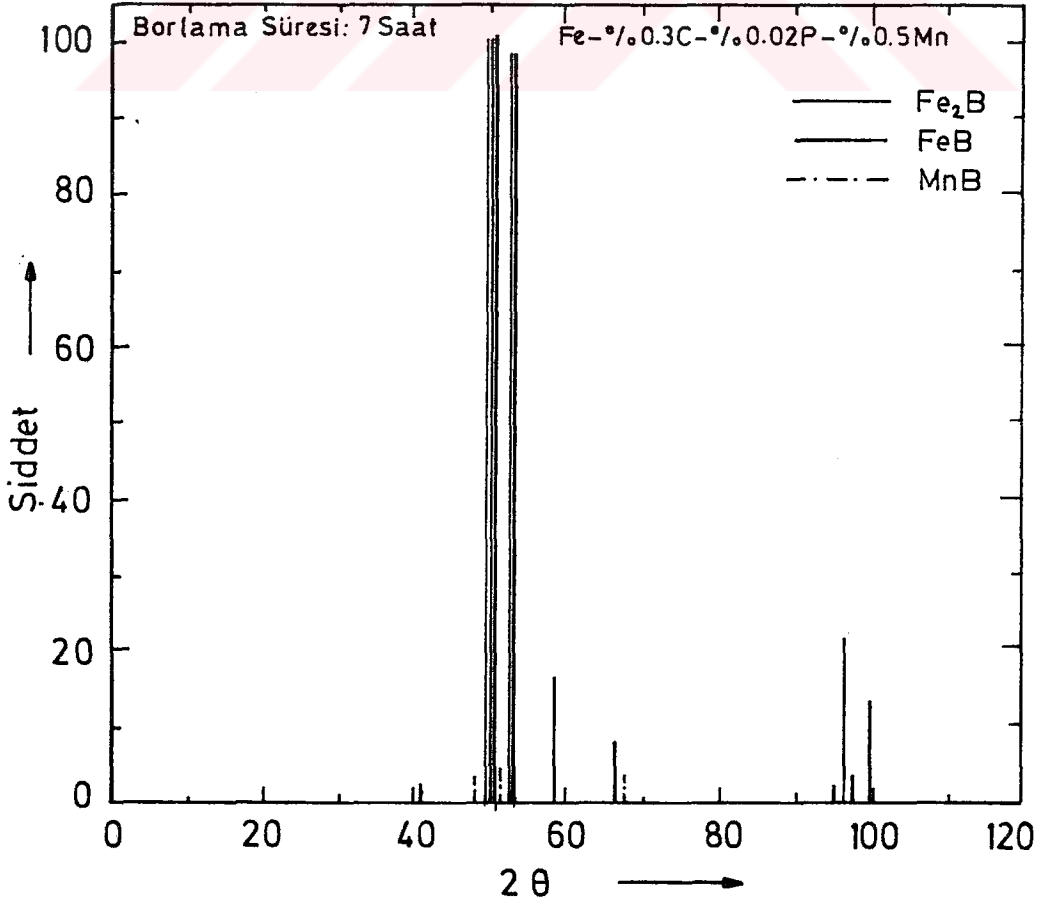


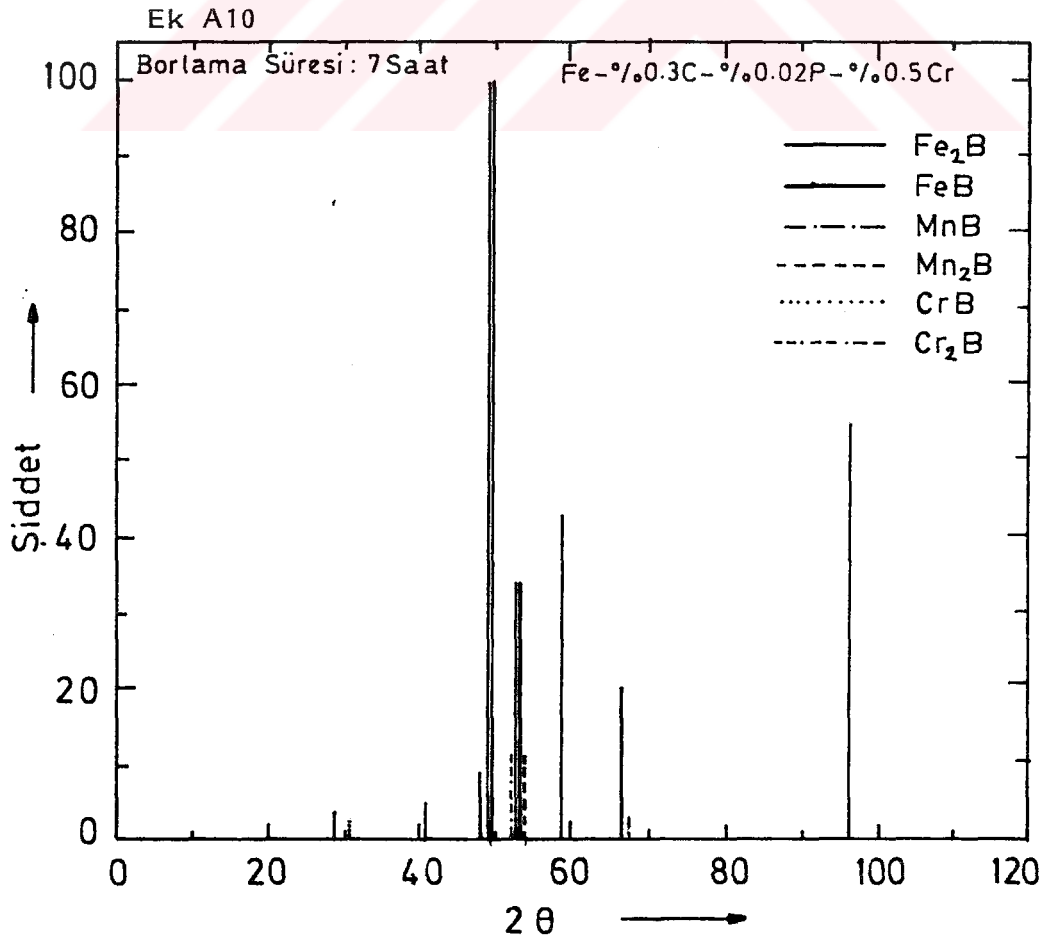
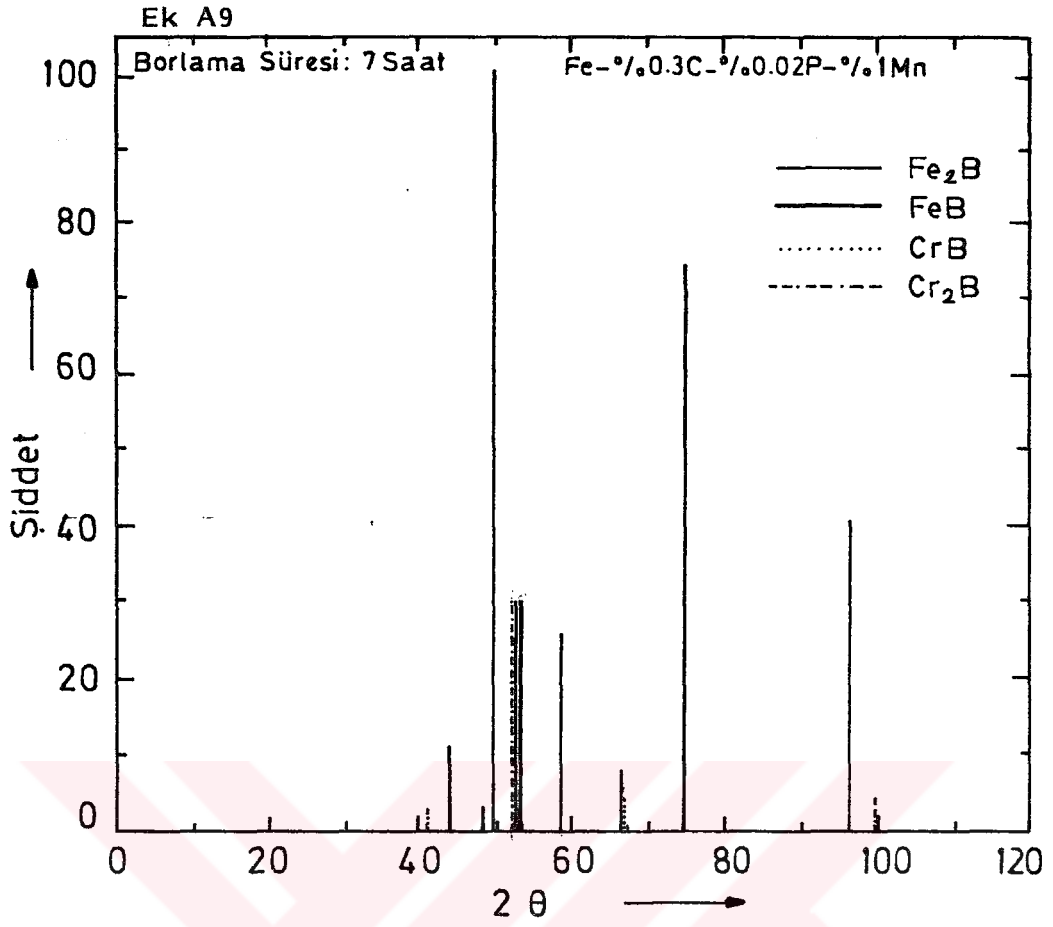


Ek A7

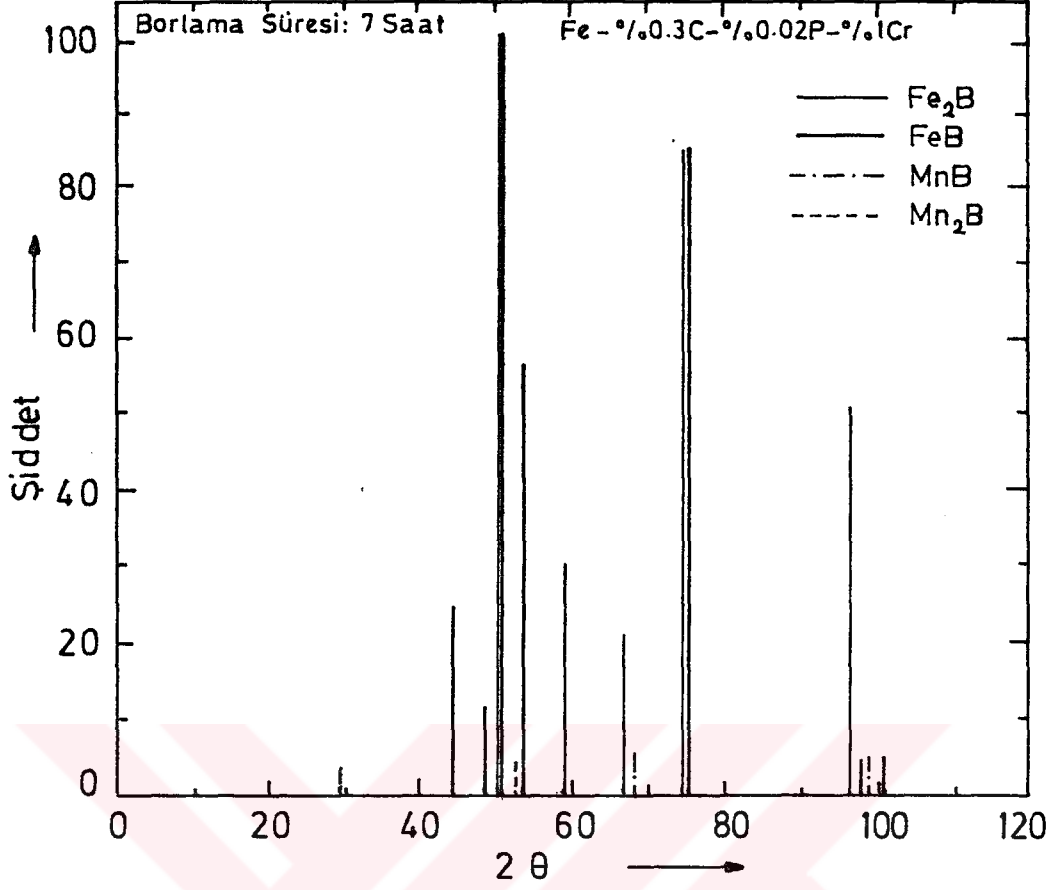


Ek A8

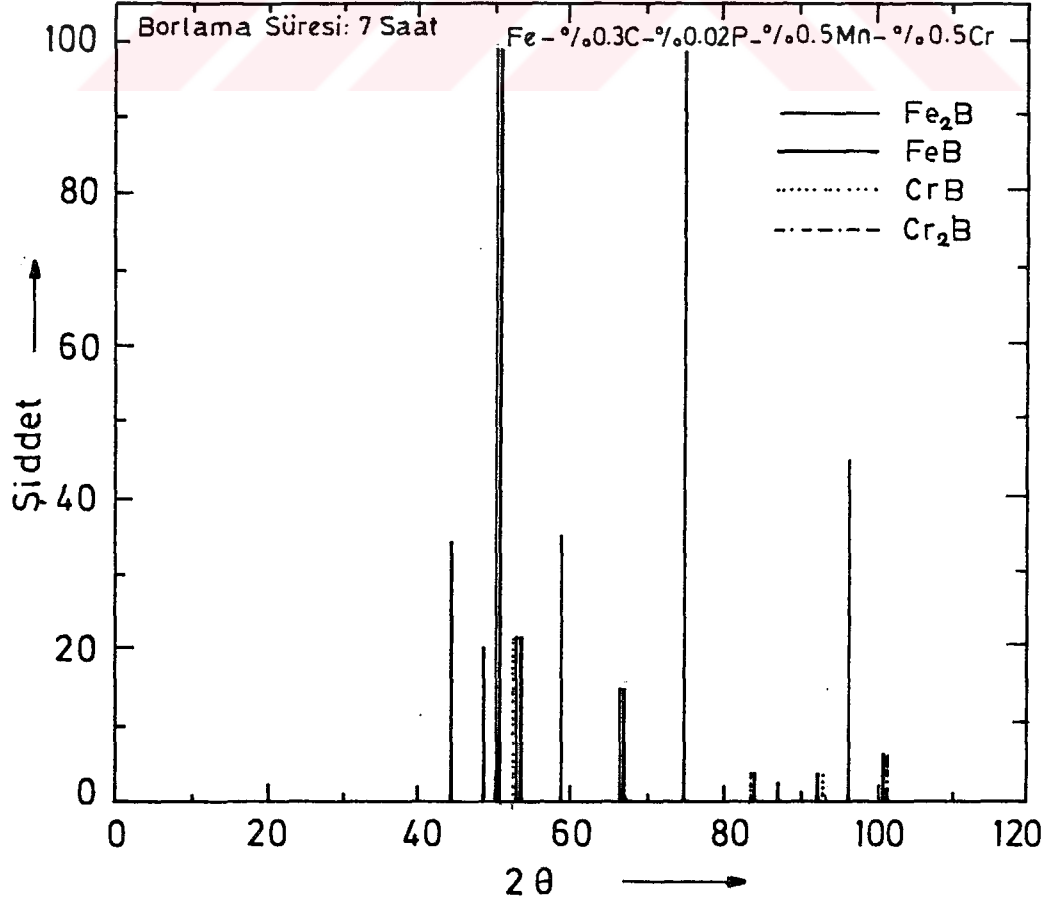




Ek A11



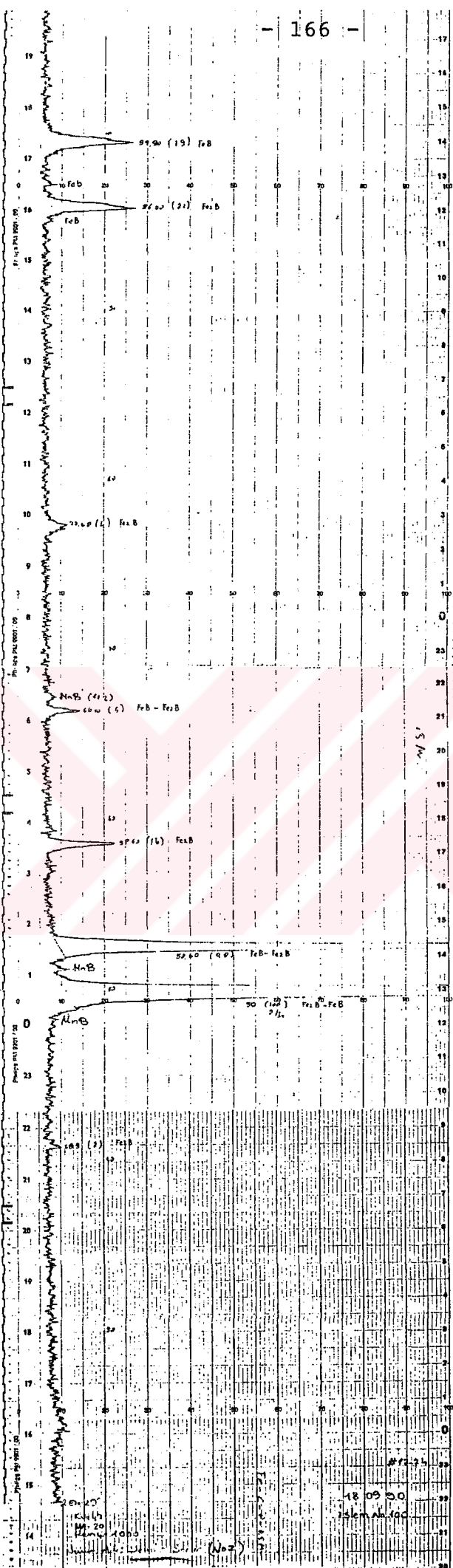
Ek A12



Ek B: Borür Tabakasından Alınan X-Işınları Difraksiyon
Paternlerine Ait Bir Örnek...

(Malzeme; Fe-%0.3 C-%0.02 P-%0.5 Mn, Borlama Süresi:
7 saat)





ÖZGEÇMİŞ

1957'de Birecik/URFA'da doğdu. Birecik Çiftlik Köyü İlkokulu'nu, Birecik Ortaokulu'nu ve Gaziantep Lisesi'ni bitirdi. 1982 güz döneminde İ.T.Ü. Kimya Metalurji Fakültesi Metalurji Mühendisliği Bölümü'nden mezun oldu. Aynı okulda malzeme dalında yüksek lisans derecesi aldı. 1984 senesinde İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi'ne Araştırma Görevlisi olarak çalışmaya başladı. Halen İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi'nde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır. Evli ve bir çocuk babasıdır.

T. C.
Yükseköğretim Kurulu
Dokümantasyon Merkezi