

T.C.
GEBZE YÜKSEK TEKNOLOJİ ENSTİTÜSÜ
MÜHENDİSLİK ve FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Fe-Si İKİLİ ALAŞIMLARINDA ARTAN
SİLİSYUM MİKTARININ BORLANMA
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Utkan ŞAHİNTÜRK
YÜKSEK LİSANS BİTİRME TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ
BÖLÜMÜ

GEBZE

2011



T.C.

**GEBZE YÜKSEK TEKNOLOJİ ENSTİTÜSÜ
MÜHENDİSLİK ve FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

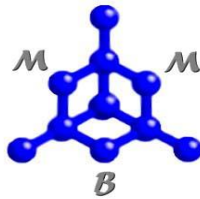
**Fe-Si İKİLİ ALAŞIMLARINDA ARTAN
SİLİSYUM MİKTARININ BORLANMA
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

Utkan ŞAHİNTÜRK

**YÜKSEK LİSANS BİTİRME TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ
BÖLÜMÜ**

TEZ DANIŞMANI

Yrd. Doç. Dr. Yücel GENÇER



GEBZE

2011

ÖZET

TEZİN BAŞLIĞI: Fe-Si İKİLİ ALAŞIMLARINDA ARTAN SİLİSYUM MİKTARININ BORLANMA ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

YAZAR ADI: UTKAN ŞAHİNTÜRK

Bu çalışmada demir esaslı malzemelerin borlanmasında silisyumun müstakil etkisinin belirlenmesi amacıyla; saf demir ve saf silisyum kullanılarak ark ergitme cihazında % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren sentetik Fe-Si ikili alaşımları hazırlanmıştır. Altlık olarak kullanılacak olan Fe-Si alaşımlar ile saf demire gerekli yüzey hazırlama işlemlerinden sonra borlama öncesi ön karakterizasyonlar yapılmıştır. Fe-Si alaşımları ile saf demir 900 °C, 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarda Ekabor-II tozu kullanılarak kutu borlama tekniğiyle 3 saat borlama işlemine tabi tutulmuştur.

Borlanmış saf demir ve Fe-Si alaşımların spektrometre, profilometre, OM, SEM, Vickers mikrosertlik, XRD, SEM-EDS cihazları kullanılarak karakterize edilmiştir. Kaplanmış numunelerin kimyasal kompozisyonu, yüzey pürüzlülüğü, kaplama kalınlığı, yüzey ve kesit morfolojisi, kaplama sertliği ve kırılma tokluğu, kaplama ile oluşan fazlar ve önemli elementlerin dağılımı tespit edilmiştir.

Elde edilen sonuçlar değerlendirildiğinde; silisyumun bor tabakasında çözünmediği ancak geçiş bölgesi olarak tanımlanan kaplama ile altlık arasındaki bölgede yoğunlaştığı tespit edilmiştir. Borlanmış saf demir için iki farklı bölge mevcut olup bunlar; (i) Fe₂B borür tabakası ve (ii) saf Fe altlık; borlanmış Fe-Si alaşımları için ise üç farklı bölge mevcut olup bunlar; (i) FeB ve Fe₂B' den oluşan çift katlı borür tabakası, (ii) silisyumun yoğunlaştığı geçiş bölgesi ve (iii) Fe-Si altlıktır. Borlanmış saf demirde testere dişi şeklinde borür tabakası/matris arayüzeyi görülmekte olup borür tabakası porozite ve çatlak içermemektedir. Artan Si içeriğiyle birlikte borlanmış Fe-Si alaşımlarda testere dişi şeklindeki arayüzey yapısı daha düz şeklindeki bir yapıya dönüşmektedir ve borür tabakasında porozite ile çatlaklar görülmeye başlanmaktadır. Aynı borlanma sıcaklığında borür tabakası kalınlığı artan Si içeriğiyle birlikte düşmektedir. Aynı kimyasal kompozisyonda ise artan borlama sıcaklığı ile birlikte borür tabakası kalınlığı artmaktadır. Borür tabakası sertlik değerleri ile Si içeriği arasında belirgin bir ilişki görülmemekle birlikte borlanmış Fe-Si alaşımlarda üç farklı bölgeye ait sertlik değerleri elde edilmiştir. Yüzey pürüzlülüğü borlama prosesi ile artmaktadır ancak Si içeriği ile yüzey pürüzlülüğü

arasında belirgin bir ilişki görülmemiştir. Aynı kimyasal kompozisyonda artan borlama sıcaklığıyla birlikte ise yüzey pürüzlülüğü artmaktadır. Kırılma tokluğu değerlerinin artan Si içeriğiyle birlikte azaldığı bulunmuştur. Borlama başlangıcından itibaren borun saf demir ve Fe-Si alaşımlardaki yayınına ait aktivasyon enerjisi Si içeriğiyle ilişkili belirgin bir değişim göstermemektedir. Ancak % at. 8 ve 16 Si içeren Fe-Si alaşımlarda reaksiyon kinetiğinin değiştiği görülmüştür.

SUMMARY

TITLE OF THE THESIS: EFFECTS OF INCREASING SILICON AMOUNT TO BORIDING BINARY Fe-Si ALLOYS

AUTHOR: UTKAN ŞAHİNTÜRK

In this study, binary Fe-Si alloys (at. % 1, 2, 4, 8, 16 Si) were prepared by arc melting method using pure iron and silicon to determine the influence of silicon to the boronizing behavior of iron based materials. Fe-Si binary alloys and pure iron, which will be used as substrates, were prepared and characterized with the conventional metallographic methods before boronizing. Boronizing of pure iron and Fe-Si binary alloys were carried out by pack boronizing method using Ekabor-II powder at 900 °C, 1000 °C, 1100 °C for the duration of 3 h.

Spectrometer, profilometer, OM, SEM, Vickers microhardness tester, XRD, SEM-EDS devices were applied to specify and characterize the chemical composition, surface roughness, coating thickness, surface and cross section morphology, coating microhardness, fracture toughness, phase content and elemental composition of boronized pure iron and Fe-Si binary alloys.

The experimental results showed that, Si was not dissolved in the boride layer, however it was accumulated in the region defined as transition zone between the boride layer and the substrate. Two distinct regions were formed during the boronizing of pure iron: (i) single phase Fe₂B boride layer, (ii) pure iron substrate whereas during the boriding of Fe-Si binary alloys three regions were formed: (i) polyphase of FeB and Fe₂B boride layer, (ii) Si rich transition zone, (iii) Fe-Si substrate. Tooth shaped morphology was observed at the boride layer/matrix interface on the boronized pure iron and there were no porosity and cracks at the boride layer. On the other hand with the increasing amount of silicon, tooth shaped morphology at the boride layer/ matrix interface became smoother though cracks and porosity were detected at the boride layer. At the same boronizing temperature the boride layer thickness was decreased with the increasing Si content while at the same chemical composition with the increasing temperature boride layer thickness was increased. The microhardness results revealed that there were no relationship between the increasing content and microhardness values yet at the boronized binary Fe-Si alloys there were different microhardness regions. Surface roughness was

increased with the boronizing process however as in the microhardness values of boride layer, there was no clear relationship between the Si content and surface roughness whereas at the same chemical composition with the increasing temperature surface roughness was increased. Fracture toughness values were decreased with the increasing amount of Si. From the beginning of boronizing process, the activation energies, which belong to the diffusion of boron into the pure iron and binary Fe-Si alloys were not significantly changed. However, it was observed that the diffusion kinetics changed for Fe-Si alloys containing at. % 8 and % 16 Si.

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tezimi yöneten; çalışmalarım sırasında değerli bilgi, fikir ve tecrübeleriyle beni yönlendiren, yapıcı ve öğretici desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen tez danışmanı hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Yücel GENÇER' e ve katkılarından dolayı Sayın Yrd. Doç. Dr. Mehmet TARAKÇI' ya teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Deneylerimin yapılışı sırasında bana yardımcı olan Ar. Gör. Sezgin CENGİZ ve Müh. K. Özgür GÜNDÜZ' e ve cihazların kullanımı esnasındaki katkılarından dolayı Ahmet Nazım ve Adem Şen' e teşekkür ederim.

Bugüne kadar hiçbir özveriden kaçınmayarak bana destek olmakta tereddüt etmeyen sevgili anneme ve saygıdeğer babama sevgi ve saygılarımı sunarım.

İÇİNDEKİLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	iiv
SUMMARY	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER DİZİNİ	iix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xi
TABLolar DİZİNİ	xiv
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR	5
2.1 Çelikler	5
2.2 Dökme Demirler	7
2.3 Çelikte Alaşım Elementlerinin Etkisi	9
2.4 Dökme Demirde Alaşım Elementlerinin Etkisi	15
3. BORLAMA	19
3.1 Borun Tanımı	19
3.2 Borlama	20
3.2.1 Borlamanın Avantaj ve Dezavantajları	22
3.3 Borlama Yöntemleri	23
3.3.1 Kutu Borlama	24
3.3.2 Pasta Borlama	26
3.3.3 Sıvı Borlama	27
3.3.4 Gaz Borlama	29
3.3.5 Plazma Borlama	32
3.3.6 Akışkan Yatakta Borlama	32
3.4 Demir Esaslı Malzemelerin Borlanması	33
3.5 Bor Tabakası Özellikleri	36
3.5.1 Borür Tabakası	36
3.5.2 Geçiş Bölgesi	40
3.6 Çelikte ve Saf Demirde Alaşım Elementlerinin Borür Tabakasına Etkisi	40
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	51
4.1 Deneysel Program	51

4.2	Altık Malzemenin Hazırlanması	52
4.3	Altık Malzemelerin Borlama Öncesi Karakterizasyonu	54
4.3.1	Kimyasal Analiz	54
4.3.2	Yüzey Pürüzlülüğü (R_a)	54
4.3.3	Faz Bileşimi	54
4.4	Borlama işlemi	54
4.5	Borlanmış Numunelerin Karakterizasyon İçin Hazırlanması	55
4.6	Borlanmış Numunelerin Karakterizasyonu	56
4.6.1	Kaplama Mikroyapı Analizi	56
4.6.2	Yüzey Pürüzlülüğü, R_a	56
4.6.3	Faz Bileşimi	57
4.6.4	Kaplama Kalınlığı Tayini	57
4.6.5	Mikrosertlik Ölçümleri	57
4.6.6	Kırılma Tokluğu Ölçümü	58
4.6.7	SEM – EDS	58
5.	SONUÇLAR	60
5.1	Altık Malzeme Kimyasal Analizi	60
5.2	Yüzey Pürüzlülüğü, R_a	61
5.3	XRD Analizi Sonuçları	63
5.4	Mikroyapı İncelemeleri	67
5.5	Kaplama Kalınlığı	81
5.6	Kaplama Tabakasının Büyüme Kinetiği	84
5.7	Kaplama Sertliği	88
5.8	Kırılma Tokluğu	91
5.9	SEM – EDS	94
6.	DEĞERLENDİRME	100
7.	GENEL SONUÇLAR	109
	KAYNAKLAR	111
	EKLER	122

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
1.1 Yüzey mühendisliği işlemlerinin genel sınıflandırılması	1
1.2 (a) Çeliklere uygulanan yüzey sertleştirme işlemlerinde işlem sıcaklıklarının ve (b) Yüzey sertleştirme derinliklerinin karşılaştırılması (c) Çeşitli yüzey işlemlerinde işlem sıcaklıklarının ve (d) Yüzey işlemlerinde kaplama kalınlığı/modifikasyon derinliğinin kıyaslanması	3
2.1 Demir- karbon faz diyagramı	5
2.2 Demir-karbon faz diyagramı, (çelik köşesi)	6
2.3 Demir-karbon faz diyagramı, (dökme demir grubu bölümü)	7
2.4 Dökme demirde silisyum etkisi	8
2.5 Dökme demirde kesit kalınlığı etkisi	8
2.6 Karbon oranının dayanım ve sertliğe etkisi	11
2.7 Çelikte alaşım elementlerinin ötektoid sıcaklık üzerinde etkileri	15
2.8 Demir-silisyum denge diyagramı	17
3.1 Bazı termokimyasal ve ileri teknoloji yüzey sertleştirme işlemlerinin karşılaştırılması	20
3.2 Kutu (paket) borlama işleminin şematik görünüşü	24
3.3 Gaz ortamda borlama ünitesinin temsili şekli	30
3.4 Akışkan yatakta borlama sistemi	33
3.5 Demir-bor denge diyagramı	35
3.6 Borlama sonrası alaşımsız çelikte FeB ve Fe ₂ B fazlarının temsili ve metalografik görünüşü	37
3.7 Dış biçimli demirborür kristalleri (Fe ₂ B)	37
3.8 Borür tabakası çeşitleri	38
3.9 Alaşım elementlerinin borlama sırasındaki hareket yönü	44
3.10 C15 çeliğinin yüzeyinde oluşturulan borür tabakasında B, Si, Fe, Mn ve C elementlerinin dağılımı	45
3.11 37HS çeliğinin yüzeyinde oluşturulan borür tabakasında B, Si, Fe, Mn ve Cr elementlerinin dağılımı	46
3.12 Çeliklerde alaşım elementlerinin borür tabaka kalınlığına etkisi	46
4.1 Dilimlenmiş tipik bir borlama numunesi ve yaklaşık boyutları	53

5.1 Saf demir ve Fe-Si numunelerin borlanma öncesi ve sonrası yüzey pürüzlülüklerinin altlıktaki silisyum miktarıyla değişimi, a) 900 °C, b) 1000 °C, c) 1100 °C’ de borlama sonrası	62
5.2 Yüzey pürüzlülüğünün sıcaklıkla değişimi; saf demir ve Fe-Si alaşımlar için	62
5.3 Saf demir ve % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si numunelerin yüzey XRD paternleri: a) Borlama öncesi ve b) 900 °C’ de, c) 1000 °C’ de ve d) 1100 °C’ de borlanmış	65
5.4 Saf demir ve % at. Si 4, 8 ve 16 numunelerin kesit XRD paternleri	67
5.5 1100 °C’ de borlanan a) saf demir; at. % Si b) 1, c) 2, d) 4, e) 8, f) 16 numunelerin yüzey SEM görüntüleri	70
5.6 900 °C’ de borlanan numunelerin kesit SEM görüntüleri; a) saf demir ve % at.Si b) 1, c) 2, d) 4 , e) 8 ve f) 16	73
5.7 1000 °C’ de borlanan numunelerin kesit SEM görüntüleri; a) saf demir ve % at. Si b) 1, c) 2, d) 4 , e) 8 ve f) 16	77
5.8 1100 °C’ de borlanan numunelerin kesit SEM görüntüleri; a) saf demir ve % at. Si b) 1, c) 2, d) 4 , e) 8 ve f) 16	80
5.9 Borür tabakası kalınlığının silisyum miktarına bağlı değişimi a) 900 °C’ de b) 1000 °C’ de, c) 1100 °C’ de borlanmış	83
5.10 Borlama sıcaklığına bağlı olarak kaplama kalınlığı değişimi	83
5.11 Borlanmış a) saf Fe ve % at. b) 1, c) 2, d) 4, e) 8, f) 16 Si içeren Fe-Si alaşımlara ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı değişimleri ve aktivasyon enerjileri	88
5.12 900 °C’ de borlanmış % at. 8 Si içeren Fe-Si numuneye ait borür tabakası, geçiş bölgesi ve matrisin sertlik izleri	89
5.13 Borlanmış saf demir ve % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si numunelere ait sertlik-kaplama yüzeyinden mesafe ilişkisi; a) 900 °C, b) 1000 °C, c) 1100 °C	90
5.14 1100 °C’ de borlanmış % at. 4 Si içeren Fe-Si alaşıma ait 150 gr yük ile oluşturulmuş Vickers izin SEM görüntüsü	92
5.15 Borlanmış saf demir ve Fe-Si numunelerde borür tabakası kırılma tokluğunun sıcaklıkla değişimi	93
5.16 Borlanmış Fe-Si alaşımların SEM-EDS çizgi analizleri; 900 °C’ de borlanmış % at. Si, a) 4, b) 8, c) 16 ve d) 1000 °C’ de borlanmış % at. 2 Si ve 1100 °C’ de borlanmış % at. Si e) 4 f) 8 g)16	97

5.17 a) 1100 °C' de 3 saat borlanmış % at. 8 Si içeren Fe-Si numunelere SEM-EDS yapılan nokta ve alanları gösteren a) kesit SEM görüntüsü ve bu nokta ve alanların SEM-EDS spektrumları b) 1, c) 2, d) 3, e) 4, f) 5, g) 6, h) 7, i) 8	99
6.1 Borlama öncesi ve sonrası tüm numunelerin yüzey pürüzlülükleri	101
6.2 Borlanma sıcaklıklarında kaplama kalınlığının silisyum içeriğiyle değişimi	105
6.3 1100 °C' de borlanmış Fe-Ti, Fe-Mn ve Fe-Si ikili alaşımlarda elde edilen kaplama kalınlıklarına alaşım elementlerinin etkisi	108

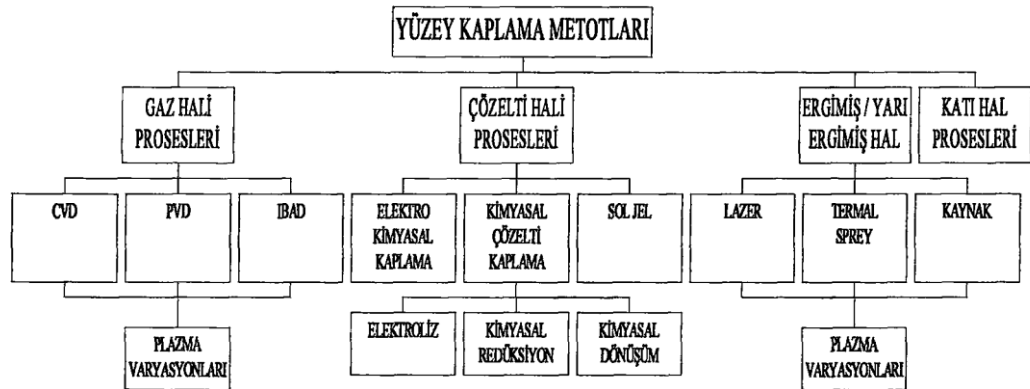
TABLOLAR DİZİNİ

<u>Tablo</u>	<u>Sayfa</u>
2.1 Çelikte alaşım elementlerinin stabilizer etkisi	14
3.1 Çeşitli Yüzey İşlemleri ile Elde Edilebilecek Sertlik Değerleri	21
3.2 Kutu borlama işleminde kullanılan bor sağlayıcı maddelerin bazı özellikleri	25
3.3 Ticari borlama karışımlarının bileşimleri	25
3.4 Sıvı ortam borlamasında kullanılan ana bor kaynakları ve özellikleri	27
3.5 Gaz halindeki borlayıcı bileşikler ve bazı özellikleri	31
3.6 Fe-B faz diyagramında bulunan önemli noktalar	36
3.7 Fe ₂ B ve FeB fazlarının tipik özellikleri	37
4.1 Deneysel Program	51
4.2 Alaşım hazırlamada kullanılan Fe ve Si miktarları	52
4.3 Alaşım hazırlama ve kimyasal analizdeki % at. Si değerleri arasındaki % fark	52
5.1 Altlık malzemelerin kimyasal bileşimleri	60
5.2 Fe ve Fe-Si yüzeyinden elde edilen borür tabakası kalınlığının borlama sıcaklığı ve kimyasal bileşime bağlı olarak değişimi	81
5.3 Borlanan saf Fe ve Fe-Si alaşımlar için tespit edilen difüzyon katsayıları	84
5.4 Borlanmış Fe ve Fe-Si numunelerin medyan-radyal yaklaşıma göre hesaplanmış kırılma tokluğu değerleri	93

1. GİRİŞ

Çağımızda daha üstün bilim ve teknolojiye sahip olan ülkeler ekonomi ve sanayide üstünlük elde etmektedirler. Hammadde kaynaklarının azalmasına paralel olarak malzemelerden beklenen özellikler de sürekli olarak artmakta ve geliştirilmektedir. Araştırma ve geliştirme amacıyla üzerinde çalışılan malzeme özelliklerinden önemli biri de yüzey özellikleridir. Malzemelerin kullanımı esnasında etkileşim daha çok yüzeylerinde olur. Bunun için yüzey işlemlerine büyük önem verilmektedir. Yüzey mühendisliği kapsamında incelenen yüzey işlemleri Şekil 1.1 'de verilmiştir.

Birçok endüstriyel uygulamada malzemelerin ömürleri yüzey özellikleri ile belirlenmektedir. Yüzey işlemleri ile malzemenin sertliği, sünekliği ve yorulma gibi mekanik özellikleri geliştirilir. Ayrıca sürtünmeye ve aşınmaya karşı dayanımları ile korozyona ve oksidasyona karşı dirençleri de geliştirilmektedir (Tozan, 2004). Bu avantajlarından dolayı yüzey işlemleri son yıllarda önem kazanmış ve endüstriyel uygulamalarda geniş kullanım yeri bularak çalışılmıştır. Bu çalışmaların başında, malzemelerin yüzeyinde oluşturulan kaplamalar gelmektedir. Gaz hali proseslerinin en önemlileri; fiziksel buhar biriktirme (PVD), kimyasal buhar biriktirme (CVD), iyon ışın destekli biriktirme (IBAD, Ion Beam Assisted Deposition) ve bunların plazma varyasyonlarıdır. Çözelti hali prosesleri ise kimyasal çözelti biriktirme, elektrokimyasal biriktirme ve sol jel prosesidir. Ergimiş veya yarı ergimiş hal prosesleri; lazer, termal sprey ve kaynak prosesleri ile bunların plazma varyasyonlarıdır. Katı hal prosesleri ise önceki proseslere göre daha kalın kaplamaların gerçekleştirildiği difüzyon esaslı uygulamalardır (Holmberg, 1994).

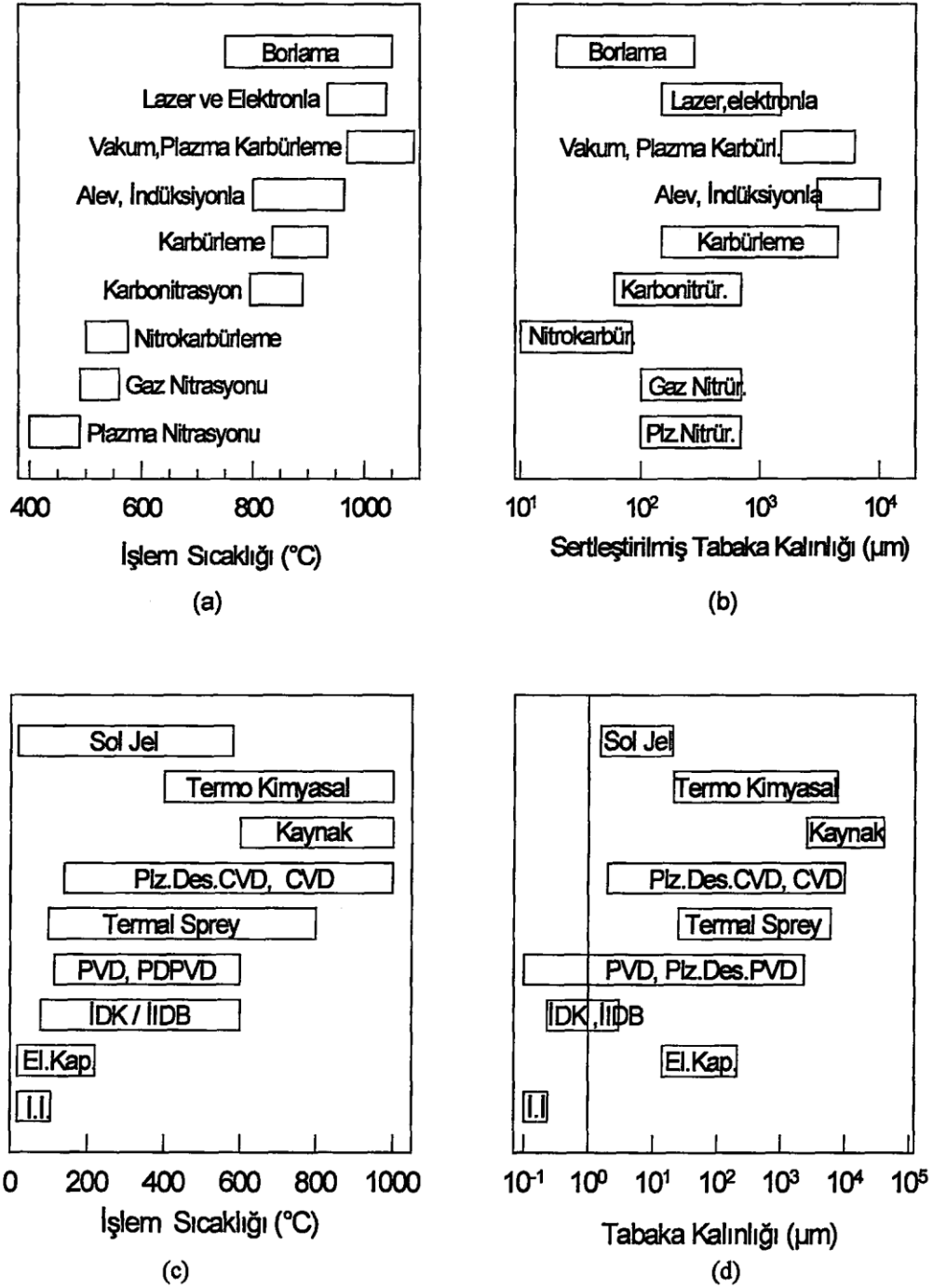


Şekil 1.1 Yüzey mühendisliği işlemlerinin genel sınıflandırılması (Holmberg, 1994).

Günümüzde tasarımcılar ve kullanıcılar için oldukça zengin bir yelpazeye sahip olan yüzey işlemleri, uygulanan yüzey işlemi yöntemine bağlı olarak, altlık malzemenin özelliklerini üç şekilde değiştirebilirler. Bunlar:

- (i) Malzeme yüzeyine değişik metal ve bileşikler kaplayarak (PVD, CVD, plazma püskürtme gibi yöntemler ile metalik, seramik ve organik kaplamalar gerçekleştirmek),
- (ii) Yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek yani farklı bir elementin difüzyonu yoluyla altlık malzeme yüzeyinde bileşik oluşturarak (borlama, nitrürleme, karbürleme, borsilisyumlama ve karbonitrürleme işlemleri gibi),
- (iii) Altlık malzemesinin kendisinden kaynaklanan oksit tabakasını kalınlaştırarak (alüminyum ve titanyumun anodizasyonu gibi), başka maddelerle reaksiyona sokarak (kromatlama ve fosfatlama gibi) (Ürgen, 1997) veya yüzeyin mikroyapısını (indüksiyonla sertleştirme, alevle sertleştirme vb.) değiştirerek (James ve diğ., 1975) gerçekleştirilmektedir.

Yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek gerçekleştirilen yüzey işlemleri, katı, sıvı veya gaz fazındaki elementlerin yüksek sıcaklıklar yardımıyla malzeme yüzeyine yayındırılması esasına dayanır. Değişik elementlerin, farklı proseslerle metalik yüzeylere yayındırıldığı difüzyon işlemleri, endüstride geniş bir kullanım alanına sahiptir. Yüzey işlemlerinin en geniş uygulama alanı bulunduğu demir esaslı alaşımlarda, yüzey modifikasyonu için kullanılan difüzyon esaslı metotların sertlik derinliği ve işlem sıcaklığına bağlı olarak kıyaslanması Şekil 2.1.a-b' de (Hutchings, 1992), yüzey modifikasyonu için kullanılan değişik yöntemlerin modifikasyon derinliği/kaplama kalınlığı ve işlem sıcaklığına bağlı olarak kıyaslanması ise Şekil 2.1.c-d' de verilmektedir. Belirtilen yöntemlerin birçoğu çeliklere uygulanırken bir kısmı seramik ve polimerik malzemelere de uygulanabilmektedir (Holmberg, 1994).



Şekil 1.2 (a) Çeliklere uygulanan yüzey sertleştirme işlemlerinde işlem sıcaklıklarının ve (b) Yüzey sertleştirme derinliklerinin karşılaştırılması (Hutchings, 1992). (c) Çeşitli yüzey işlemlerinde işlem sıcaklıklarının ve (d) Yüzey işlemlerinde kaplama kalınlığı/modifikasyon derinliğinin kıyaslanması.

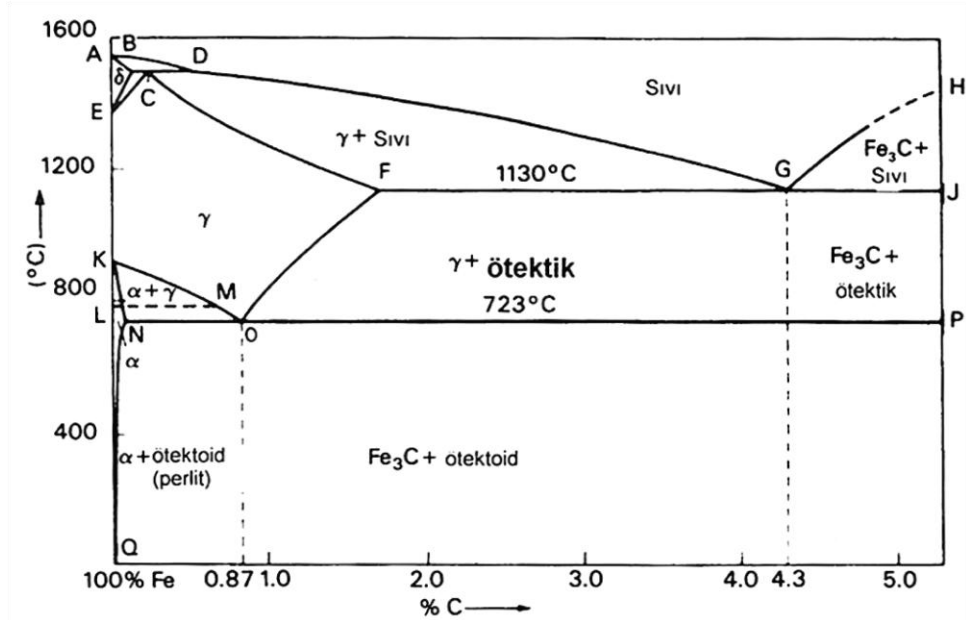
İ.I: İyon implantasyonu
 El. Kap: Elektro kaplama
 İDK: İyon destekli kaplama
 İİDB: İyon ışın destekli biriktirme
 PDPVD: Plazma destekli PVD
 Plz.Des.CVD: Plazma destekli CVD

Ulaşılan sertlik değerlerindeki artış başta olmak üzere; korozyona, erozyona ve oksidasyona karşı yüksek direnç kazanımı, yorulma dayanımlarındaki artış termokimyasal bir yüzey işlemi olan borlamayı çeliklerde kullanım yerlerine göre avantajlı ve başarılı kılmıştır. Bu avantajlarından dolayı çeliklerin borlanması üzerinde birçok çalışma yapılmış ve halende yaygın olarak çalışılmaktadır. Borlama sıcaklığı, borlama süresi, borlama metodu borlamayı etkileyen temel faktörlerdir. Bunun yanında altlık malzemenin kimyasal içeriği de borlamayı etkileyen önemli bir parametredir. Çelikteki alaşım elementlerinin borlanma özellikleri üzerindeki etkileri birçok araştırmaya konu olmuştur. Literatürde çelik ve dökme demirde alaşım elementi olarak kullanılan silisyumun borlanma özelliklerine etkisi ile ilgili sınırlı sayıda çalışma olsa da; saf demire Si ilavesiyle elde edilen sentetik Fe-Si ikili alaşımlarında silisyumun borlanma özelliklerine etkisiyle ilgili hiçbir çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu tez çalışması literatürdeki bu boşluğu doldurma amacıyla başlamıştır.

Bu çalışmada öncelikle % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren sentetik Fe-Si ikili alaşımları hazırlanmıştır. Fe-Si alaşımları ve kıyaslama amacıyla saf demir numuneler 900 °C, 1000 °C ve 1100°C sıcaklıklarda 3 saat süreyle kutu borlama tekniği kullanılarak borlanmıştır. Artan silisyum miktarına bağlı olarak Fe-Si ikili alaşımların borlanma davranışı özellikleri incelenmiştir. Borlama işlemi öncesinde hazırlanan numunelerin; ağırlıkları, boyutları ve yüzey pürüzlülükleri ölçülmüş, kimyasal spektroskopisi ile kimyasal bileşimleri kontrol edilmiştir. Borlama işlemi tamamlanan numuneler metalografik olarak hazırlanarak profilometre cihazı ile yüzey pürüzlülükleri ölçülmüş, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve optik mikroskop (OM) ile mikroyapı incelemeleri yapılmış, mikrosertlik cihazında Vickers ile sertlik ve kırılma mukavemeti izleri alınarak sertlik ve kırılma tokluğu değerleri hesaplanmış; X-Işınları Kırınımı (XRD) ve Taramalı Elektron Mikroskobu-Enerji Dağılım Spektroskopisi (SEM-EDS) ile faz dağılımları ve elementer analizleri yapılmıştır.

2. LİTERATÜR

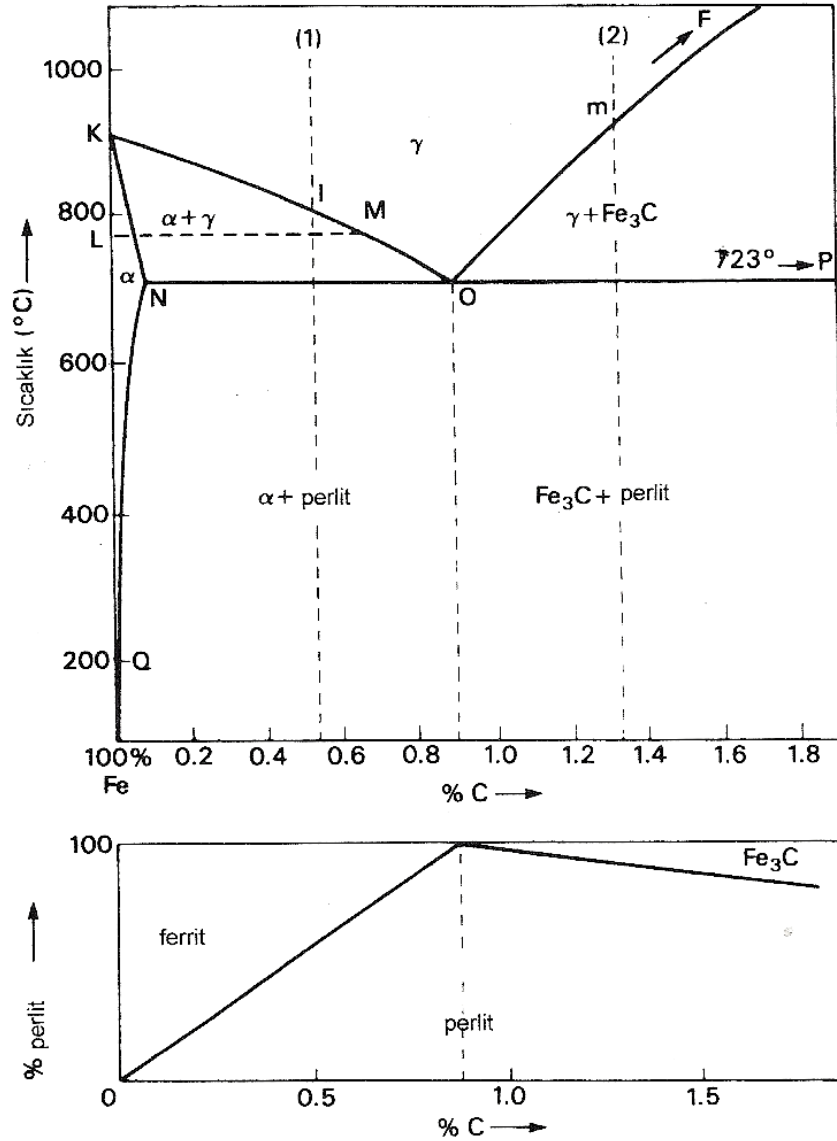
2.1 Çelikler



Şekil 2.1 Demir- karbon faz diyagramı (John, 1990).

Çelikler maksimum % 2,06 karbon içeren ve şekillendirilebilen demir-karbon alaşımlarıdır (Şekil 2.1). Genellikle sünek malzemelerdir. Uygulanan ısıtma işlemleri mekanik özellikleri örneğin sertlikleri, dayanımları ve tane boyutları değiştirilebilir. Çelik, karbona ilaveten diğer alaşım elementlerini de belli oranda içerebilir. Binlerce farklı kompozisyonda ve/veya farklı ısıtma işlemi sahip çelik çeşidi mevcuttur. Mekanik özellikler, çeliğin bileşimine ve uygulanan ısıtma işlemi bağlı olarak değişmektedir.

Demirde $\alpha \rightarrow \gamma$ dönüşümü ötektoid içeren bir faz diyagramının ortaya çıkmasına sebep olmaktadır. Bu ısıtma işlemi sırasında alaşım yapısının ve özelliklerinin değişmesine olanak sağlamaktadır. Kritik sıcaklık aralığından geçerek yapılan yavaş soğuma ötektoid perlit ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) oluşumunu sağlayacaktır. Hızlı soğuma sonucu çok sert fakat kırılgan faz olan α' (martenzit) oluşacaktır. Martenzitin düşük sıcaklıktaki menevşilenmesi sertlikte azalmaya ve toklukta artmaya sebep olacaktır (Şekil 2.2).

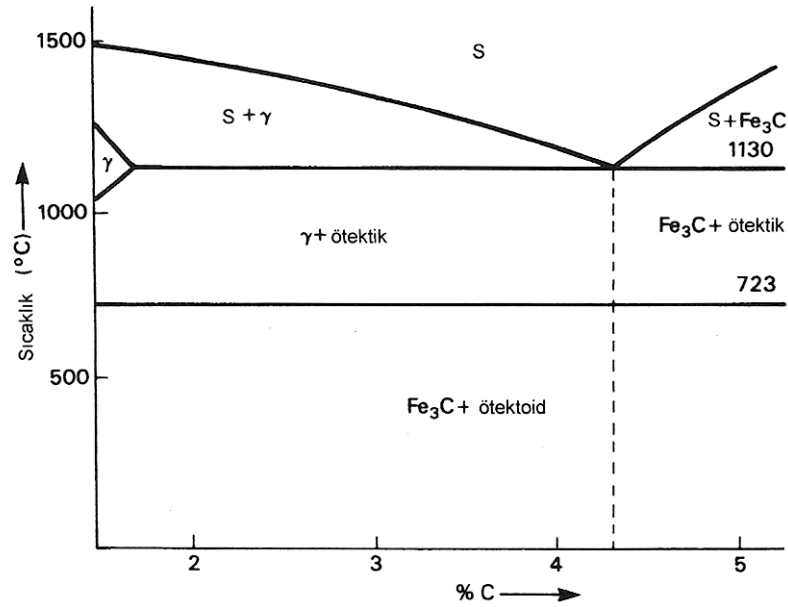


Şekil 2.2 Demir-karbon faz diyagramı, (çelik köşesi) (John, 1990).

Alaşım elementlerinin çeliklere ilavesi sonucunda katı eriyik sertleşmesi ile dayanım iyileşmekte ve sertleşebilirlik artmaktadır. Düşük alaşım elementi ilavelerinde, çelik mikroyapıları alaşımsız karbonlu çeliklerin yapılarına benzer olmakta ve benzer ısı işlemleri uygulanabilmektedir. Büyük miktarlardaki alaşım elementi ilavelerinde ise; örneğin paslanmaz çeliklerde olduğu gibi, alaşımsız karbonlu çeliklerden çok farklı yapıda olan ve farklı ısı işlem uygulanan malzemeler ortaya çıkarmaktadır (John, 1990).

2.2 Dökme Demirler

Dökme demirler % 2 ve % 5 arasında karbon içerirler. Şekil 2.3' de verilen demir-karbon faz diyagramının, yüksek karbon içeren dökme demir bölümü bu bileşim aralığına karşılık gelmekte fakat demir yapısında görülebilen fazları tam doğru olarak vermemektedir. Dökme demirlerin yapıları; örneğin bileşim, katılaşma hızı ve takiben uygulanan ısıtma işlemi gibi faktörler tarafından etkilenmektedir.

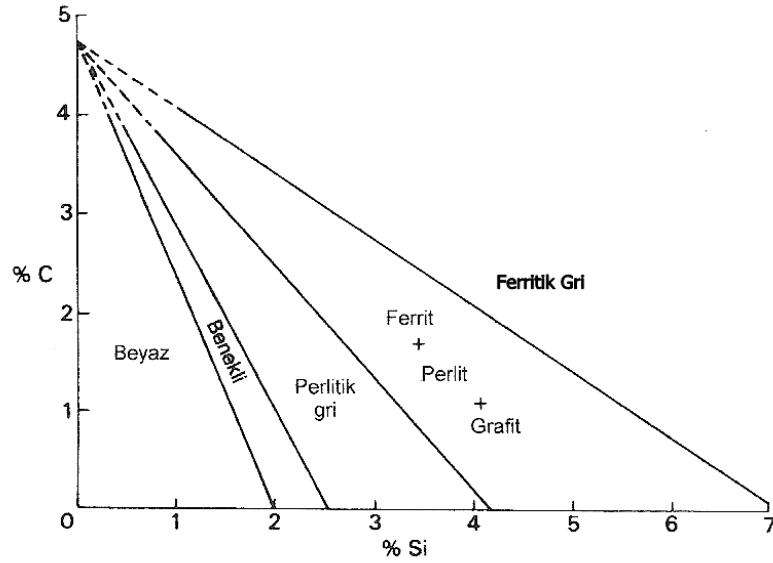


Şekil 2.3 Demir-karbon faz diyagramı, (dökme demir grubu bölümü) (John,1990).

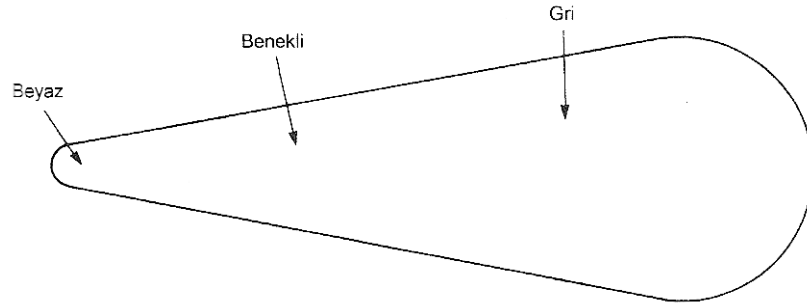
Dökme demirlerin yapıları; beyaz, alaca benekli (çil) veya gri olarak adlandırılır. Gri dökme demirler; perlitik gri, ferritik gri ve küresel veya küresel grafitli dökme demir alt gruplarına ayrılabilir.

Dökme demirlerde yapı katılaşma hızından etkilenmektedir ve hızlı katılaşmada veya çok düşük silisyum içeriklerinde beyaz dökme demir yapısı ortaya çıkmaktadır; bu yapıda karbonun tümü Fe₃C şeklinde bulunmaktadır (Şekil 2.4). Yine kesit kalınlığı kum kalıp içinde katılaşma hızını etkilemektedir, ince kesitler beyaz dökme demir oluşturacak şekilde katılaşma eğilimindedir (Şekil 2.5). Beyaz dökme demirde

toplam karbon içeriği bileşik haldedir ve mikroyapı birincil sementit ve perlitten oluşmaktadır. Malzeme, sert, işlenemeyen ve kırılgan bir yapıya sahiptir.



Şekil 2.4 Dökme demirde silisyum etkisi (John, 1990).



Şekil 2.5 Dökme demirde kesit kalınlığı etkisi (John, 1990).

Benekli (çil) dökme demir az miktarda serbest karbon içermektedir ve mikroyapı sementit, grafit ve perlitten oluşmaktadır. Alaca benekli (çil) dökme demirin talaşlı şekillendirilmesi zordur.

Dökme demirlerin çoğu gri yapıdadır, bu ifade mevcut karbonun bir kısmının veya tamamının dökme demir yapısında grafit şeklinde görünmesi anlamına gelmektedir. Gri dökme demirlerde, önemli miktarda karbon grafit yaprak halinde bulunmaktadır ve mikroyapı grafit+perlit+ferrit veya grafit+ferritten oluşmaktadır. Tüm bu türler iyi talaşlı şekillendirilebilir özellikte olup en yüksek dayanımlı tür grafit+perlit çeşididir.

Küresel grafitli dökme demirlerde; grafit, bünyede yapraklı şekilden ziyade küresel halde bulunmaktadır ve bu yapı yapraklı şekle göre daha yüksek dayanım ve tokluğa sahiptir.

Dökme demirler aşağıdaki nedenlerden dolayı yaygın bir şekilde mühendislik malzemeleri olarak kullanılmaktadırlar:

- (i) Göreceli olarak düşük maliyetli malzemelerdir.
- (ii) Göreceli olarak düşük ergime sıcaklıklarına (1100-1200 °C) sahiptirler ve kolaylıkla karmaşık şekillerde dökülebirlirler.
- (iii) Tüm gri dökme demirler mükemmel talaşlı şekillendirilebilme özelliğine ve yüksek elastisite modülüne sahiptirler.
- (iv) Çekme dayanımları 180-350 MPa olup; küresel grafitli dökme demirler için 600 MPa'ya kadar yükselmektedir ve çok yüksek basma dayanımına sahiptirler.
- (v) Çeliğe göre kıyaslandıklarında daha yüksek aşınma direncine sahiptirler.
- (vi) Yüksek titreşim sönümleme kapasitesine sahiptirler. Örneğin küresel grafitli dökme demirler, çelik döküme göre 2,5 kat daha iyidir. Lamel grafitli dökme demir ise küresel grafitli dökme demirlere göre 1,5 kat daha iyidir.

Çeliklerde olduğu gibi, dökme demirlerin özellikleri de alaşım elementi ilaveleri değiştirilebilmekte ve iyileştirilebilmektedir (John, 1990).

2.3 Çelikte Alaşım Elementlerinin Etkisi

Karbonlu çeliklerden normal olarak sağlanamayan özellikleri sağlayabilmek amacıyla, bir veya birden fazla alaşım elementi ilavesiyle yapılan çeliklere alaşımli çelikler denir. Alaşım elementlerinin etkisi, diğer metallere kıyasla en çok çelik yapısında etkili olmaktadır.

Alaşımlandırma ile sertlik, çekme dayanımı, akma sınırı, elastisite modülü gibi dayanım özellikleri ile sıcaklığa dayanıklılık, meneviş dayanıklılığı gibi karakteristikler yükselirken, genellikle kopma uzaması, kesit daralması ve çentik darbe dayanımı gibi değerlerde azalma olur. Bunlara ilaveten; normal sıcaklıklardaki

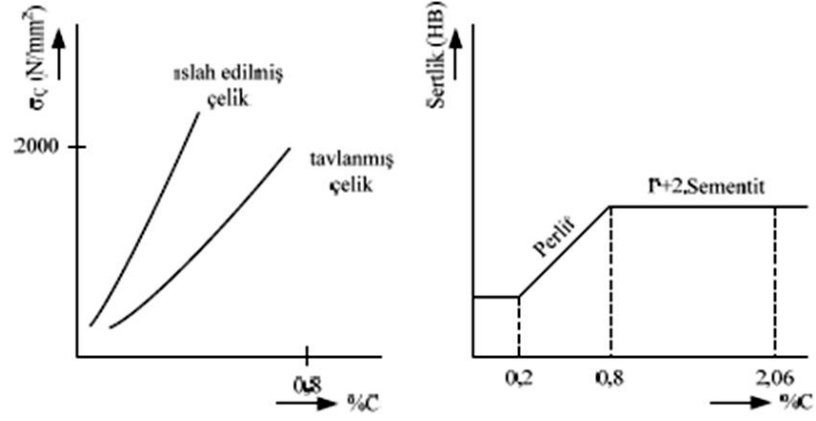
mekanik dayanımın artırılmasının yanısıra, özellikle sıcaklığa ve korozyona dayanım, tufallaşmada azalma ve manyetlenmeme gibi istenen bazı özelliklerin elde edilmesi amaçlanır.

Alaşımli çelikler; alaşım elementleri (karbon ve arıtilamayan elementler dışında kalan diğlerleri) toplam miktarı % 5' den az olanları düşük alaşımli çelikler ve alaşım elementlerinin toplamı % 5' den fazla olanları yüksek alaşımli çelikler olmak üzere, iki ana gruba ayrılırlar.

Alaşımli çeliklerle benzer davranışa sahip olan düşük alaşımli çeliklerin en belirgin özelliğı, sertleşebilme kabiliyetlerinin daha yüksek olmasıdır. Alaşımli ve düşük alaşımli çeliklerde istenilen özelliklerin bulunmaması veya yetersiz olması halinde yüksek alaşımli çelikler kullanılır.

Alaşım elementlerinin etkileri toplanabilir olmadığından, çok sayıda alaşım elementinin birlikte bulunması halinde beklenen özellik değışmeleri ancak genel çerçevede ele alınabilir ve bu konuda kesin bir yaklaşım yapılamaz. Çeliklerde ve dökme demirlerde alaşım oluşturmak amacıyla yaygın olarak kullanılan elementlerin etkileri aşağıda verilmiştir:

Çeliğın özelliklerinin değışimine özellikle de sertliğın değışimine en fazla etki eden element karbondur. Çeliklerin temel alaşım elementi olan karbon, çeliklerin üretim işlemleri sırasında yapıdaki yerini alır. Karbon miktarı, çeliklerin mekanik özelliklerini en çok etkileyen faktördür. Çelik içersine ilave edilen karbon oranı, çeliğın dayanımını ve sertliğini etkiler (Şekil 2.6). Karbon, çeliğın akma ve çekme mukavemetini artırır, yüzde uzamayı, şekillenebilirliğı ve kaynak kabiliyetini azaltır. İşlenebilirliğın ön planda olduğı çeliklerde karbon miktarı düşük tutulmalı, dayanım değerlerinin yüksek olması gerektiğı durumlarda ise çeliğın karbon içeriğı yüksek olmalıdır.



Şekil 2.6 Karbon oranının dayanım ve sertliğe etkisi (Akdoğan, 2008).

Kobalt (Co); yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini yavaşlattığı için, daha çok hız çeliklerine ve sıcağa dayanıklı çeliklere ilave edilir.

Krom (Cr); dayanımı, sertliği ve kritik sıcaklıkları artırır, sert ve kararlı karbürleri oluşturur. % 12'den fazla ilaveler paslanmaz çeliklere yayılır. Orta ve yüksek karbonlu çeliklerde % 1-1,5 Cr dişli, yay, takım ve bilyalı yatakların yapımında kullanılmaktadır.

Mangan (Mn); oksit giderici olarak kullanıldığı için çelik içinde her zaman belirli seviyelerde bulunmaktadır. Dayanımı ve sertliği artırır, kritik sıcaklıkları azaltır, sertleşebilirliği artırır ve karbür oluşturur. % 12' den yüksek Mn oranları östenitik çelik eldesini sağlar. Hadfield çeliği (% 13 Mn, % 1 Cr) çok sert ve manyetik olmayan östenitik çelik olup, kepçe dişleri ve kırıcı çeneleri gibi aşınmaya karşı aşırı direnç gerektiren yerlerde kullanılır.

Molibden (Mo); kuvvetli karbür oluşturu bir elementtir. Perlitik Ni/Cr çeliklerinde meneviş gevrekliğini azaltır ve yüksek sıcaklıkta sürünme direncini artırır. Yalnız olarak kullanılmaz ve genellikle meneviş gevrekliğini azaltmak için Ni/Cr çeliklerine eklenir.

Nikel (Ni); dayanım artırıcı özelliğinin yanında kritik sıcaklık aralığını azaltıp, sertleşebilirliği ve yorulmaya karşı direnci arttırmaktadır. Yorulma etkisi altında

kalan şaft ve diğer parçaların yapımında kullanılan % 0,3-0,4 C çeliklerinde % 5' e kadar nikel ilave edilebilir. Korozyona dirençli dökme demirlerdeki ana alaşım elementi nikeldir. Bu tip dökme demirler % 11-25 Ni içerirler ve östenitik yapıdadırlar. Bununla birlikte korozyon direncinin artırılması amacıyla bir miktar krom ve % 6' ya kadar bakır ihtiva edebilir.

Vanadyum (V), kuvvetli bir karbür oluşturunca elementtir ve inklüzyonlardan arındırılmış temiz çeliklerin üretilmesinde etkilidir. Yalnız olarak kullanılmaz, yüksek hız çeliklerine ve perlitik krom çeliklerine katılarak yüksek darbe dayanımlı ve inklüzyondan arınmış takım çelikleri üretilmesinde kullanılır (Akdoğan, 2008 ve John, 1990).

Titanyum (Ti); tane inceltici etkisinden dolayı çeliklere katılan önemli bir alaşım elementi olup (Balart, 2002) karbür ve nitrür oluşturma kabiliyetine sahiptir. Sıcak şekillendirilmiş ve sürekli dökülmüş çeliklerde az miktarda titanyum tane inceltici olarak etkilidir, bu sayede yeniden kristalleşen östenitin tane büyümesi oluşan titanyumnitrürlerce geciktirilir.

Tungsten (W); çeliğin dayanımını artıran bir alaşım elementidir. Takım çeliklerinde; kesici kenarlarda sertliğin artmasını, kullanma ömrünün uzamasını ve yüksek ısıya dayanımı sağlar. Bu yönden hava çeliklerinde, takım çeliklerinde ve ıslah çeliklerinde, alaşım elementi olarak yaygın bir şekilde kullanılır. Çelikte tungstenin bulunması belirli yüzdelere kadar kaynak edilebilme özelliğine geliştirici etkiler yapar. Çeliğe ilave edilecek her tungsten yüzdesi, akma ve çekme dayanımını 4 kg/mm²' ye kadar artırır. Tungstenin karbür meydana getirmeye karşı kuvvetli bir eğilimi olup, yüksek çalışma sıcaklığında, çeliğin menevişlenip sertliğini kaybetmemesini sağladığından, sıcağa dayanımlı çeliklerin yapımında tercih edilir.

Silisyum (Si); çelik üretimi esnasında oksit giderici olarak kullanılır. Döküm çeliklerde, döküme akıcılık sağlamak için ilave edilebilir. Ferrit içerisinde çözünebilme özelliğine sahip olduğu için malzemenin sünekliğini ve tokluğunu düşürmeden, dayanımını ve sertliğini artırır. Yüksek silisyum içeren çeliklerin ısıl dayanımı da yüksektir. Silisyum seviyesi % 4'ün üstüne çıktığında alaşım kırılgan

olur ve soğuk haddeleme metodları ile üretilmesi zor olur bundan dolayı sadece birkaç ticari çelik tipi % 3,5' in üstünde Si içerir (ASTM Hb. Vol.2). Genel olarak sertleşebilirliği, aşınma dayanımını, ve elastikiyeti yükseltmesine karşın yüzey kalitesini olumsuz yönde etkiler. Ayrıca silisyum çeliklerinin (% 0,5-7,0 Si içeren) manyetik özelliklerinden dolayı da çeşitli kullanım alanları vardır; elektrik bobinlerinde, motorların sabit gövdelerinde, büyük makinelerin manyetik kutuplarının üretildiği saclarda, küçük motorlarda ve dinamolarda, jeneratör ve motorlarda, transformatörlerde, reaktörlerde, haberleşme aletlerinde genellikle sac malzemesi olarak kullanılırlar (Genç, 2007).

Azot (N); nitrür oluşturarak sertliği artırır. Nitrürasyon ile 1100 HV' ye kadar sertlik elde edilebilir. Mekanik dayanım ve korozyona karşı direnci artırmasına karşın yaşlanma meydana getirir.

Bakır (Cu); sıcak şekillendirmede kırılganlığa sebep olduğu için % 0,5 oranı pek aşılmaz. Sünekliği ciddi oranda düşürmesine karşın korozyon dayanımını artırır ve sertliği artırdığı için ilave edilir.

Tantal (Ta); östenitik paslanmaz çeliklere stabilize element olarak ilave edilebilir. Ferritik paslanmaz çeliklerde karbon içeriği düşük tutulamıyorsa taneler arası korozyonu önlemek için karbonun 16 katı tantal ilave edilmelidir. Yine ferritik kromlu paslanmaz çeliklerde tantal ilavesiyle kaynaklı bağlantılar taneler arası ısı işlem görmeseler bile korozyona karşı direnç gösterirler.

Zirkonyum (Zr); çoğunlukla yüksek mukavemetli, düşük alaşımlı (HSLA) çeliklerde kullanılan zirkonyum birincil sülfürlerin şeklini kontrol etmek için kullanabilir, böylece çeliğin tokluğu artar.

Kükürt (S) malzemenin tokluğunu ve sünekliğini önemli ölçüde azaltır. Akma ve çekme mukavemetine etkisi yok denecek kadar azdır. Fakat malzemenin yüzde uzamasına ve tokluğuna etkisi çok fazladır. Ayrıca kaynaklanabilirliği kötü yönde etkiler. Kükürt demirle birleşerek FeS fazını oluşturur. Bu faz düşük ergime sıcaklığına sahip olduğu için haddeleme sıcaklığında ergiyerek sıcak kırılganlığa

sebeplendirir. Bu olumsuz etki kükürdün manganla birleşmesi sağlanarak önlenir.

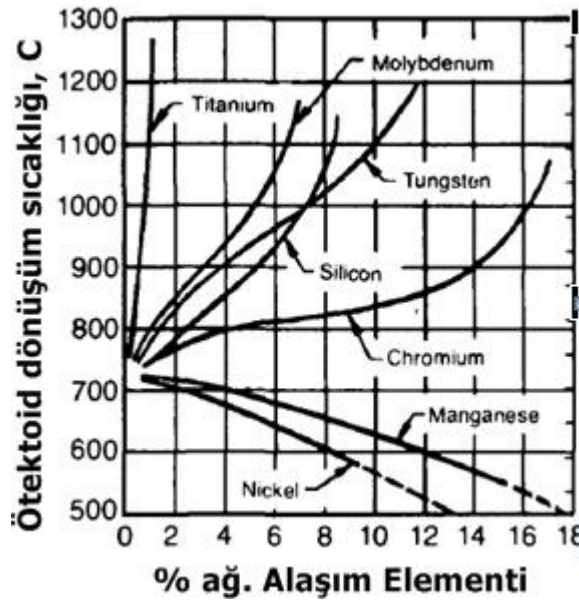
Kükürt çelik içinde çeliğin üretiminden kalan bir elementtir ve yukarıda belirtilen istenmeyen özellikleri nedeniyle yapıdan mümkün mertebe uzaklaştırılır. Sadece talaşlı şekillendirilmeye uygun otomat çeliklerinde kükürt miktarı yüksek tutulur. Kaliteli ıslah çeliklerinde maksimum kükürt miktarı % 0,045, asal ıslah çeliklerinde ise % 0,035'dir.

Fosfor (P) çeliğin akma ve çekme dayanımını artırır, yüzde uzamayı ve eğme özelliklerini çok fazla kötüleştirir, soğuk kırılmalık yaratır, talaşlı şekillendirme kabiliyetini artırır. Fosfor çelik içinde üretim işlemlerinden kalan bir elementtir ve istenmeyen özellikleri nedeniyle mümkün mertebe yapıdan uzaklaştırılır. Kaliteli ıslah çeliklerinde maksimum fosfor miktarı % 0,045, asal ıslah çeliklerinde ise % 0,035'dir.

Çeliklerde alaşım elementleri α (ferrit) veya γ (östenit) stabilizer olmak üzere ikiye ayrılabilirler (Tablo 2.1). Ferrit stabilizer elementler ötektoid sıcaklığı artırırken (ferritin stabilize olduğu sıcaklık aralığının genişlemesi), östenit stabilizer elementler ise ötektoid sıcaklığını düşürürler (östenitin düşük sıcaklıklara kadar stabil olduğu sıcaklık aralığının artması) (Şekil 2.7) (Roberts ve diğ., 2000).

Tablo 2.1 Çelikte alaşım elementlerinin stabilizer etkisi (Roberts ve diğ., 2000).

Ferrit Stabilizer	Östenit Stabilizer
Krom	Karbon
Molibden	Kobalt
Niobyum	Bakır
Silisyum	Mangan
Tantal	Nikel
Titanyum	Azot
Tungsten	
Vanadyum	
Zirkonyum	



Şekil 2.7 Çelikte alaşım elementlerinin ötektoid sıcaklık üzerinde etkileri (Bain ve Paxton, 1961).

2.4 Dökme Demirde Alaşım Elementlerinin Etkisi

Genel olarak dökme demirler % 4' e kadar C ve % 3,5' e kadar Si içeren bir demir alaşımı olup dökülmüş halde sünek değildirler. Dökme demir çeliğe nazaran daha fazla karbon ($> \%1,7$), silisyum, mangan, kükürt ve fosfor içerir. Demir içindeki kükürt , demir ile FeS bileşiğini meydana getirir. FeS tane sınırlarında bulunur ve demirin çabuk kırılmasına sebep olur. Demirdeki S miktarını iki yöntemle azaltmak mümkündür. Demirin cürufu alındıktan sonra sıvı halde iken içine soda (Na_2CO_3) ilave edilir. Sodyum, kükürt ile birleşerek Na_2S meydana getirir ve sıvının yüzeyinde toplanır ve yüzeyden alınarak demirdeki kükürt azaltılmış olur. Bu şekilde kükürt miktarını % 0,7' den % 0,08' e düşürmek mümkündür. Sıvı demire ferromanganez ilave edilir. Mn, S ile birleşerek FeS yerine MnS oluşturur. MnS tane sınırlarında tanenin içinde dağılmış şekilde olduğundan FeS' teki gibi demirin çabuk kırılmasına sebep olmaz. Eğer fosfor % 0,1' den az ise demirin darbeye karşı dayanımı iyidir. Bu miktardan fazla ise dayanımı iyi değildir. Fakat fosfor sıvı demirin akışkanlığını artırdığından dökümü kolaylaştırır. Eğer karışık şekilli döküm yapılmak isteniyorsa ve bu dökümün darbeye karşı mukavemeti önemli değilse fosfor ilavesi yapılır. Krom, nikel, molibden gibi düşük oranlardaki alaşım elementi

ilaveleri dayanımın artırılması amacıyla yapılabilir. Si ve C ise faydalı elementler olup demire istenerek ilave edilirler (John, 1990).

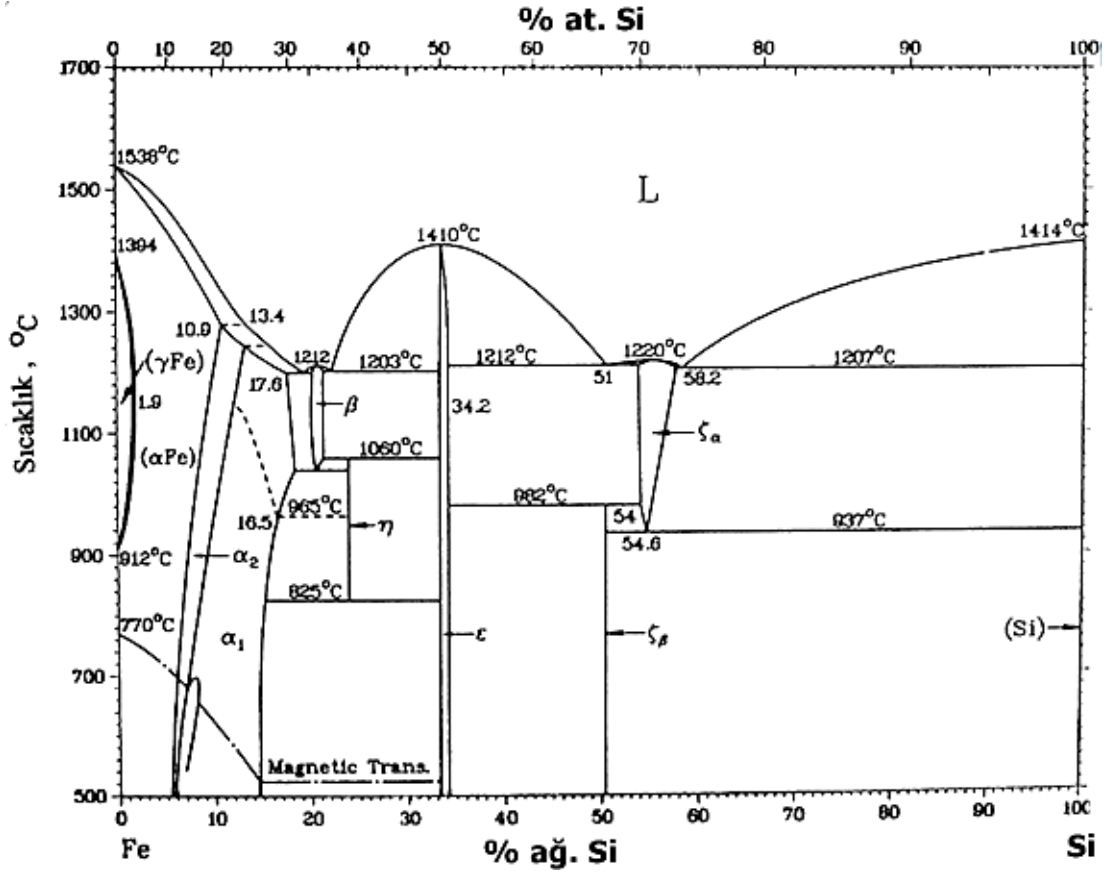
Dökme demirlerde ise genellikle % 0,8-4,0 oranında ilave edilen silisyum; grafitleşmeyi destekler, çil oluşumunu azaltır, ferriti stabilize eder ve sıvı demirin akışkanlık kabiliyetini artırır. Ötektik noktanın pozisyonu bileşim tarafından etkilenmektedir. Demir-karbon denge diyagramında ötektik % 4,3 C bileşiminde oluşmaktadır, fakat silisyum ve fosfor gibi diğer elementlerin varlığı ötektik karbon içeriğini azaltmaktadır. Bu elementlerin faz diyagramı üzerindeki etkileri ölçülebilir durumda olup karbon eşdeğeri miktarını (Eşitlik 2.1) belirtmektedir:

$$\text{Karbon eşdeğeri} = \text{Toplam \% C} + 1/3 (\% \text{ Si} + \text{P}) \quad (2.1)$$

Örneğin % 3,3 C, % 3,0 Si ve % 1,2 P içeren dökme demirin karbon eşdeğeri = $3,3 + 1/3 (3,0 + 1,2) = \% 4,7$ 'dir. % 3,0 Si ve % 1,2 P içeren bu dökme demir, Si ve P'un ötektik pozisyonu üzerindeki etkisi yüzünden ötektik üstü yapı özelliği göstermektedir (John, 1990).

Ayrıca dökme demirlerde yüksek silisyum içeriği grafit oluşumuna yardım etmektedir ve düşük silisyum içeriği ise beyaz demirin üretimi için gereklidir. Isıl dirençli dökme demir ferrit+grafit yapısına sahip olmalıdır. Aksi halde sementitin grafitte dönüşmesini takiben yüksek sıcaklıkta uzun zamanlı çalışma süreçlerinde büyüme meydana gelir. Isıl dirençli dökme demirler % 100 grafit yapısında olabilmek için % 2,5' den daha fazla C+% 5 silisyum veya silisyum ve nikel içermelidirler (John,1990).

Literatürde, Fe-Si ikili alaşımları için yapılan çalışmaların büyük çoğunluğunun Fe-Si faz diyagramının (Şekil 2.8) demirce zengin kısmıyla ve manyetik özelliklerle ilgili olduğu görülmüştür.



Şekil 2.8 Demir-silisyum denge diyagramı (Kubaschewski, 1982).

Fe-Si alaşımları; transformatörler, motorlar ve jeneratörler gibi düşük frekanslı (60 frekans) güç makinelerinde, çekirdek kayıplarını azaltıcı etkilerinden dolayı kullanılmaya başlanarak bu uygulamalarda kullanılan alaşımsız karbon çeliklerinin yerlerini almışlardır. Bu durumun silisyumun yarattığı şu etkilerden dolayı gerçekleştiği belirtilmektedir:

- (i) Silisyum, elektriksel direnci artırmakta, dolayısıyla girdap akımları kaybını azaltmaktadır.
- (ii) γ sahasını daraltarak istenen tane büyümesini mümkün kılmakta ve ferrit sahası oluşturup ferriti kararlı hale getirmektedir.
- (iii) Tane yapısında terchili yönlenmenin gelişmesini sağlamaktadır.

(iv) Demirin mıknatıs yönelim enerjisini azaltarak mıknatıs geçirgenliğini artırmakta, dolayısıyla histerisiz çekirdek kayıplarını azaltmaktadır.

(v) % 3-4 silisyum katılması aynı zamanda mıknatıs gerinmesini azaltarak da histerisiz kayıplarını düşürmekte ve transformatör uğultusunu hafifletmektedir (ASTM Hb. Vol.2).

Saf demirdeki silisyum içeriği yaklaşık % 2,5' i aştığı zaman, demirin α' dan γ' ya allotropik dönüşümü engellenir. Dönüşümdeki bu aksaklık daha yüksek silisyum demir alaşımının ergime noktasına kadar tamamen ferritik yapıda olmasına neden olur. Bu davranış, son tavlama da ikincil yeniden kristalleşmenin önlenmesi için üreticiye soğuk haddeleme ve ısıtma işlemi uygulama olanağı verir. Bu işlemin sonuçları iyi gelişmiş bir tekstürde $\{110\}\{001\}$ haddeleme yönüne paralel bir oryantasyon gösterir (ASTM Hb. Vol.2).

Bunun yanında, silisyumun bazı olumsuz etkileri de bulunmaktadır.

- (i) Manyetik doygunluğu azaltır.
- (ii) Curie sıcaklığını düşürür.
- (iii) Ciddi anlamda mekanik sünekliği düşürür.

3. BORLAMA

3.1 Borun Tanımı

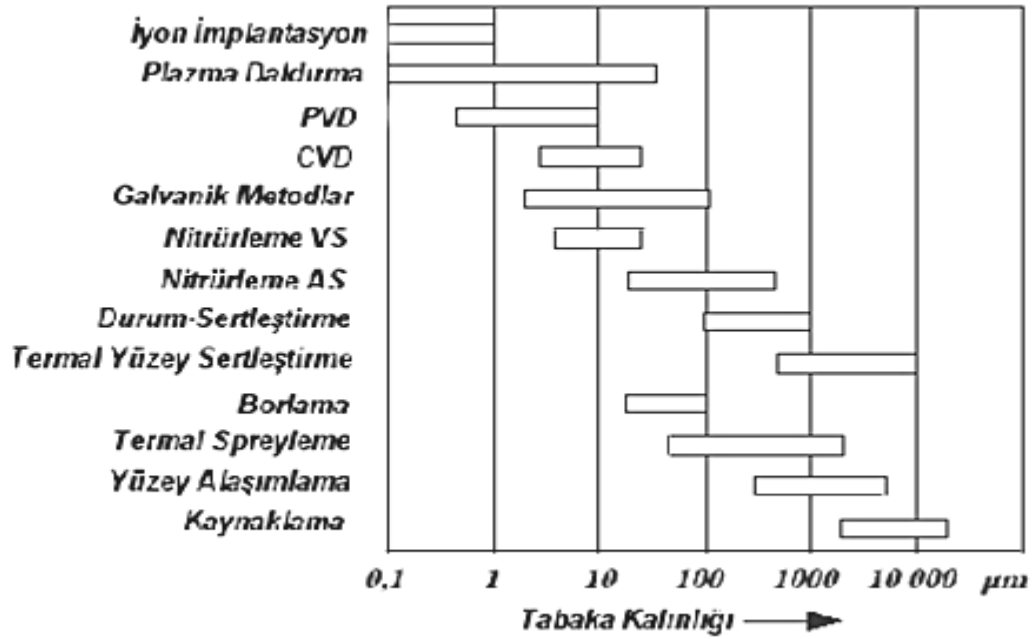
Bor, kimyasal sembolü “B” olup periyodik cetveldeki IIIA grubunun karbon ve silisyum elementlerine benzerliği en fazla olan ve metal olmayan tek elementidir. Oksijene karşı birleşme eğilimi çok yüksek olan bir elementtir. Bu nedenle bor, tabiatta serbest halde bulunmayıp, her zaman oksijene bağlı olarak bulunmaktadır. Yerkabuğunda 51. yaygın element olan bor elementi, yaklaşık 10 ppm’ lik konsantrasyon değerine sahiptir. Bor elementinin atom numarası 5, özgül ağırlığı 2,30-2,46 g/cm³ ve ergime noktası yaklaşık 2300 °C’ dir. Bor elementinin amorf toz halindeki rengi koyu kahverengidir. Ancak çok gevrek ve sert yapılı monoklinik kristal halinin rengi ise sarımsı kahverengidir (Smith, 1995).

Tek başına dünya bor rezervlerinin yaklaşık % 70’ ini elinde bulunduran ülkemiz, bu madenin rafinasyon ve kimyasal işlemlere tabi tutulmasıyla elde edilen mamullerinin üretiminde yetersiz kalmaktadır. Dünya borat üretiminin ancak %18’ ini gerçekleştirebilmektedir. Gelişmiş ülkeler bor madeninden onlarca değişik bileşimde ürünler (bortriksit (B₂O₃), borkarbür (B₄C), bornitrür (BN), diboran (B₂H₆) ve ferrobör (FeB) gibi rafine bileşikler) elde ederek, sanayinin her alanında kullanılmaktadırlar (Özsoy, 2001). Birçok bilim adamının “21. yüzyılın petrolü” olarak tanımladığı ve uzay teknolojisinden, bilişim sektörüne, metalurjiden, nükleer teknolojiye kadar sayamadığımız pek çok sanayi dalında kullanılan bor mineralleri, ülkemizin elinde bulunan en stratejik varlık konumundadır (Çınkır, 2001).

Bor, mineral ve bileşik olarak çeşitli endüstri dallarında, değişik amaçlarla geniş bir kullanım alanına sahiptir. Günümüzde bu kullanım alanlarının daha da genişleyerek 400’ den fazla endüstriyel alanda uygulaması olduğu bilinmekte olup metalurji ve malzeme alanında da önemli bir yere sahiptir (Çalık 2002). Çeliklerin yüzeylerinin iyileştirilmesi amacıyla uygun olarak kullanılmaktadır ve bu alanda önemli bir yer tutmaktadır.

3.2 Borlama

Borlama; termokimyasal bir yüzey kaplama işlemidir. Borlama, bor elementinin yüksek sıcaklıkta metal yüzeyine yayınarak altlık malzeme yüzeyinde metal borür tabakası oluşmasıyla gerçekleşir. Bor verici ortamda bulunan bor atomlarının yüksek sıcaklıklarda, demir ve bazı demir dışı malzemelere belirli sürelerde yayındırılmasıyla gerçekleştirilen borlama sonucunda; altlık malzeme yüzeyinde çok sert, aşınmaya ve korozyona dirençli, düşük sürtünme katsayılı bir tabakanın elde edilmesi mümkün olmaktadır. Uygulandığı malzemeye kazandırdığı aşınma dayanımı ile öne çıkan ve böylelikle ekonomik anlamda da çok önemli bir tasarruf sağlayan borlama işlemi, diğer termokimyasal yüzey yayınım işlemlerine göre pek çok açıdan üstünlük sağlamaktadır. Borlama işlemi, yüzeyi iyi temizlenmiş malzemelere 700-1100 °C sıcaklık aralığında 1-10 saat arasında değişen sürelerle katı, sıvı, gaz veya pasta gibi farklı teknikler ile uygulanabilmektedir. Son teknolojik gelişmelerle termokimyasal bu tekniklere ilaveten plazma borlama ve akışkan yataкта borlama gibi yeni teknikler de kullanılmaktadır (Bayça ve diğ., 2004; Er ve diğ., 2004). Ayrıca termokimyasal olmayan PVD, CVD, plazma sprey ve iyon biriktirme yöntemleri de borlama amacıyla kullanılan yöntemlerdir (Şekil 3.1) (Yapar, 2003).



Şekil 3.1 Bazı termokimyasal ve ileri teknoloji yüzey sertleştirme işlemlerinin karşılaştırılması (Yapar ve diğ., 2003).

Borlama işlemi çelik gibi Fe-C alaşımların dışında sermet, demir dışı ve seramik malzemelere de uygulanabilmektedir. Ancak kullanım alanı olarak çelik malzemeler ilk sırayı alır. Tane sınırları, dislokasyonlar, atom boşlukları gibi mikro hatalar ile yüzey pürüzlülükleri ve çizikler gibi yüzeyin daha reaktif olduğu yerler borür tabakası oluşumunun başlangıç noktalarıdır. Borlama yüzey işlemi ile malzeme yüzeyinde borür tipi seramik fazlar oluşturulur (Yapar ve diğ., 2002).

Geleneksel sertleştirme yöntemleri ile kıyaslandığında bor tabakasının sahip olduğu özelliklerinden kaynaklanan avantajları vardır. Bor tabakasının en büyük avantajı çok yüksek sertlik değerine (1450-5000 HV) sahip olması ve yüksek sıcaklıklarda sertliğini koruyabilmesidir. Borlama sonrası çeliklerde ulaşılan sertlik değerleri ile diğer yüzey sertleştirme işlemlerinde elde edilen sertlik değerleri Tablo 3.1’ de karşılaştırılmıştır (Sinha, 1991). Bor tabakası oluşturulması suretiyle ulaşılan sertlik değerleri ile geleneksel sertleştirme yöntemleriyle elde edilen sertlik değerleri arasındaki fark açıkça görülmektedir. Borlama ile ulaşılan değerler, sertleştirilmiş takım çeliğinden veya sert krom kaplamadan daha yüksek olup, volfram karbür ile eşdeğerdedir (Matuschka, 1980; Sinha, 1991).

Tablo 3.1 Çeşitli Yüzey İşlemleri ile Elde Edilebilecek Sertlik Değerleri (Sinha,1991).

Malzeme, Aıtlık	Mikrosertlik, HV
Borlanmış AISI A2 çeliğı	1900
Borlanmış AISI H13 kalıp çeliğı	1800
Borlanmış yumuşak çelik	1600
Su verilmiş çelik	900
Su verilmiş ve temperlenmiş H13 çeliğı	540-600
Su verilmiş ve temperlenmiş A2 çeliğı	630-700
Yüksek hız çeliğı BM 42	900-910
Nitrülenmiş çelik	650-1700
Sementasyonlu düşük alaşımlı çelik	650-950
Sert krom kaplama	1000-1200
WC+ Co	1160-1820
Al ₂ O ₃ + ZrO ₂ seramikler	1483
Al ₂ O ₃ + TiC+ ZrO ₂ seramikler	1730
TiN	2000
TiC	3500
SiC	4000
B ₄ C	5000
Elmas	>10000

Ayrıca borlanmış malzemeler yüksek aşınma ve korozyon direnci ile ideal oksidasyon direnci gösterirler (Bozkurt, 1984; Yapar ve diğ., 2003).

3.2.1 Borlamanın Avantaj ve Dezavantajları

Borlanmış malzemelerde mekanik özellikleri belirleyen en önemli fiziksel özellikler sertlik, aşınma direnci, kırılma tokluğu ve darbe direnci olarak sayılabilir. Bor tabakası sahip olduğu yüksek yüzey sertliği ile düşük sürtünme katsayısı sayesinde; yapışma, aşınma koşullarında oksidasyon, aşınma ve yüzey yorulması gibi aşınma mekanizmalarına karşı da dayanıklılık gösterir. Borlama ile asitlere, özellikle de hidroklorik asite karşı direnç artar (Kartal, 2004; Yapar ve diğ., 2003).

Borlamanın malzeme yüzeyine sağladığı avantajlar şunlardır (Kartal, 2004; Matuschka, 1987):

- (i) Borlama işlemi sonunda yüksek tabaka sertliği elde edilir.
- (ii) Borür tabakasının sertliği yüksek sıcaklıklarda (650 °C) bile sabit kalmaktadır.
- (iii) Diğer yüzey sertleştirme işlemlerine göre pek çok çelik borlama için uygundur ve özellikle sertleşebilir birçok çelik grubuyla kıyaslanabilir yüzey özellikleri elde edilir.
- (iv) Borlama işlemi demir esaslı malzemelerin seyreltik asitlere karşı korozyon ve erozyon direncini artırmaktadır. Borlama işlemi ile düşük alaşımlı çeliklerin H_2SO_4 , H_3PO_4 ve HCl gibi asitlere karşı direncini artırmak mümkündür.
- (v) Borlanmış çeliklerin yüksek sıcaklıklardaki (850 °C) oksidasyon direnci ve sıcak metal korozyonuna direnci yüksektir.
- (vi) Borlanmış parçaların yorulma ömürleri özellikle korozif ortamlarda % 25 oranında artırılabilir.
- (vii) Bor bileşikleri sürtünme katsayısını düşürerek yağlayıcı kullanımını azaltmakta ve soğuk kaynaklanma eğilimini düşürmektedir. Bu özellik yüzeyin adeziv aşınma eğilimini azaltmaktadır. Bu sayede yüzeyi borlanmış malzemeler soğuk metal işleme şartlarında çalışabilirler.

Borlamanın dezavantajları ise şunlardır (Sinha, 1991; Şen, 1997):

- (i) Gaz sementasyonu ve plazma nitrasyonu işlemlerinin, borlama işlemine göre işletme giderleri daha az ve uygulanmaları daha kolaydır. Bu sebeple ancak yüksek sertlik, dış ortamlara karşı yüksek aşınma ve korozyon direncinin istenildiği durumlarda borlama işlemi tercih edilmektedir.
- (ii) Borlamaya tabi tutulan malzemelerde bor tabakası kalınlığının % 5-20' si oranında boyutsal bir artış gözlenmektedir. Örneğin, 25µm' lik bir tabaka kalınlığı sonucunda malzemede 1,25-6,25 µm' lik bir boyutsal büyüme gerçekleşmektedir.
- (iii) Yüzeyin geleneksel yollarla işlenmesi kaplama tabakasında kırılmalara neden olmaktadır.
- (iv) Genelde borlanmış alaşımlı çelik parçaların döner temaslı yorulma özellikleri yüksek basınçlı yüzeylerde (2000 N) sementasyon ve nitrasyonla kıyaslandığı zaman çok zayıftır. Borlamanın bu özelliği sebebiyle, dişli üretiminde bir sınırlama söz konusudur.
- (v) Takımlar borlandıktan sonra çoğu zaman bir sertleştirme ve temperlemeye ihtiyaç duyulmaktadır. Bu işlemlerde, bor tabakası özelliklerinin korunması için inert atmosfer veya vakum gerekmektedir.
- (vi) Yüksek hız çeliklerinin sertleştirilme sıcaklıkları genellikle 1150 °C' den fazla olduğu için borlanmaya uygun değildirler.

3.3 Borlama Yöntemleri

Borlama işlemi esnasındaki bor kaynağı ve bor sağlayıcı bileşikler katı, sıvı veya gaz fazında olabilirler. Borür tabakalarının oluşumu için uygulanan yöntemleri aşağıdaki şekilde sınıflandırabiliriz:

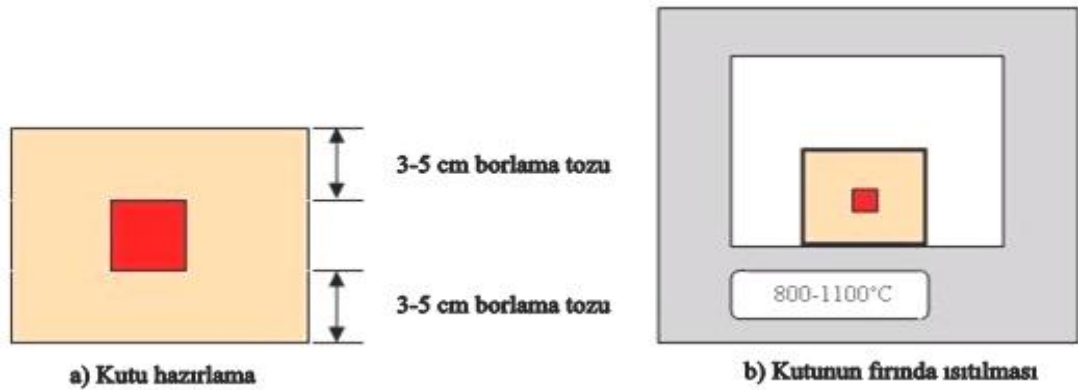
- (i) Termokimyasal yöntemler (kutu borlama, sıvı borlama, gaz borlama, pasta borlama, plazma borlama ve akışkan yatakta borlama)
- (ii) Termokimyasal olmayan yöntemler (fiziksel buhar biriktirme (PVD), kimyasal buhar biriktirme (CVD), plazma sprey ve iyon biriktirme).

Bu teknikler içerisinde en çok kullanılanlar termokimyasal olanlarıdır. Termokimyasal bor kaplama işlemi sıcaklığın ve zamanın bir fonksiyonu olarak bor

atomunun metale difüzyonu esasına dayanan bir kaplama yöntemidir. Termokimyasal bor kaplama yöntemleri altı ana grup altında toplanmaktadır (Yapar ve diğ., 2002).

3.3.1 Kutu Borlama

Bu yöntem; kullanılacak düzeneğin basit bir işçilik gerektiriyor olması, operasyonun kolaylığı, emniyetli olması, toz karışım kompozisyonu değişiminin işlem süresince çok az olması ve fazla ekipmana ihtiyaç duyulmaması nedeniyle ekonomik olarak kullanılabilir. Proses süreci genel olarak kutulama, ısıtma ve temizleme adımlarından oluşur (Kartal, 2004). Kaplanacak malzeme 3-5 cm kalınlıkta toz karışımı ile çevrelenerek borlama yapılmaktadır (Şekil 3.2). Kaba yüzeylerde bu kalınlık 10-20 cm olabilmektedir. Kutu borlama üç temel borlama bileşeni ile kullanılabilir. Bu bileşenler; bor sağlayıcıları, akışkanlık sağlayıcılar ve aktivatörlerdir (Sinha, 1991).



Şekil 3.2 Kutu (paket) borlama işleminin şematik görünüşü (Bayça, 2004).

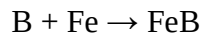
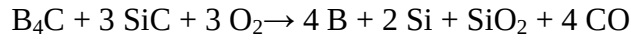
Yaygın olarak kullanılan bor sağlayıcıları; bor karbür (B_4C), ferrobor ($Fe-B$) ve amorf bor (B). Ferrobor ve amorf bor çok iyi bor kaynaklarıdır ve kalın borür tabakaları oluştururlar, ancak bor karbürden çok daha pahalıdırlar. Katı ortamda bor sağlayıcıların bazı özellikleri Tablo 3.2’de verilmektedir. Akışkanlık sağlayıcı olarak kullanılan SiC ve Al_2O_3 , reaksiyonda yer almaz ve dolgu malzemesi olarak kullanılırlar. Ayrıca SiC , bor miktarını kontrol eder ve borlama ajanlarının kaybını önler. $NaBF_4$, KBF_4 , $(NH_4)_3BF_4$, NH_4Cl , Na_2CO_3 , BaF_2 ve $Na_2B_4O_7$ borlama aktivatörleri olarak kullanılmaktadırlar. Genelde bu üç temel bileşenden oluşan bazı

ticari bor sağlayıcıları da borlama amacıyla kullanılmaktadır (Ekabor tozu gibi) (Yapar, 2003).

Tablo 3.2 Kutu borlama işleminde kullanılan bor sağlayıcı maddelerin bazı özellikleri (Yapar, 2003).

Bor Kaynağı	Kimyasal Formül	Molekül Ağırlığı, gr	Teorik Bor Miktarı, %	Ergime Sıcaklığı, °C
Amorf Bor	B	10,82	95-97	2050
Ferro-Bor	-	-	17-19	-
Bor karbür	B ₄ C	55,29	77,28	2450

Katı borlama prosesinde yer alan reaksiyonlar şunlardır (Bayça, 2004):



Ticari borlama toz karışımlarının bileşimleri aşağıda Tablo 3.3' de verilmiştir.

Tablo 3.3 Ticari borlama karışımlarının bileşimleri, (Bayça, 2004; Uluköy, 2006).

Bileşim No	Bor Kaynakları		Akışkan SiC, %	Aktivatörler		
	B ₄ C, %	Amorf Bor, %		KBF ₄ , %	Na ₂ B ₄ O, %	Na ₂ CO ₃ , %
i	5	-	90	5	-	-
ii	50	-	45	5	-	--
iii	85	-	-	-	-	15
iv	95	-	-	-	5	-
v	84	-	-	-	16	-
vi	-	95-97	-	3-5	-	-
vii	-	95	-	5	-	-
viii	79	-	-	5	16	-
ix	100	-	-	-	-	-

Tablo 3.3' de bileşimleri verilmiş olan genel toz karışımlarına ilaveten aşağıdaki karışımlarda mevcuttur:

- (x) % 60 B₄C + % 5 B₂O₃ + % 5 NaF + % 30 Fe₂O₃
- (xi) % (40- 80) B₄C + % (20- 60) Fe₂O₃
- (xii) % 50 Amorf Bor + % 1 NH₄F.HF + % 49 Al₂O₃
- (xiii) % 20 B₄C + % 5 KBF₄ + % 75 Grafit

3.3.2 Pasta Borlama

Pasta borlama yöntemi, katı ortamda borlama işlemine göre özellikle zamandan tasarruf edilmesi yönüyle $\cong$ % 50, alternatif bir borlama işlemidir. Özellikle büyük hacimli ve karışık şekilli parçalarda bu yöntemin tercih edilmesi, diğer borlama yöntemlerine göre ekonomiklik sağlamaktadır. Bu yöntem, kısmi borlama işlemlerinde de kullanılabilir. İş parçası ile macun arasında hava kabarcıklarının kalmamasına dikkat edilmesi gerekmektedir (Karaman, 2003).

Macun şeklindeki borlayıcı madde borlanmak istenen yüzeye 2-5 mm kalınlıkta tatbik edilir ve fırınlanmadan önce kuruması sağlanır. Kurutma işleminden sonra macunlanmış parçalar fırına konulur ve uygun sıcaklıkta borlama işlemi yapılır. Eğer paket borlama zor, pahalı ve zaman alıcı olursa ekonomik olarak bu metod kullanılabilir. Bu metotta % 45 B₄C (tane büyüklüğü 200-240 μ m) ve % 55 Kriolit'ten (Na₃AlF₆) oluşan bir pasta; borlama karışımı olarak kullanılabilir. Pasta, parça üzerine ya fırça ile ya da püskürtme ile sıvanır. Daha sonra endüksiyonlu veya dirençli bir metotla 5 saat süre ile 800-1000 °C' ye ısıtılır (Tezcan, 1996).

Atmosfer kontrollü fırınlarda hazır Ekabor®-Paste ve Durborid-Paste gibi özel borlama malzemeleri de kullanılabilmektedir. Gaz atmosferindeki azot ve hidrojen oranları 90:10 veya 95:5' tir. Saf azot veya argon tavsiye edilmemektedir. Saf azot veya argon gazı kullanıldığı takdirde katı ortamdaki borlamaya göre daha ince tabakalar elde edilmektedir. Pasta borlama yönteminde kullanılabilecek Ekabor®-Paste ve Durborid-Paste özel borlama malzemeleri, su bazlı oldukları için yanma tehlikeleri yoktur. Gaz atmosferinde; endotermik veya CO içeren gazlar kullanılmamalıdır (Karaman, 2003).

3.3.3 Sıvı Borlama

Borlanacak parçanın; bor bileşikleri, aktivatör ve indirgeyici maddelerden oluşan erimiş tuza daldırılması yöntemidir. Sıvı borlama normal sıvı ortamında ve elektroliz yöntemi olmak üzere iki farklı teknikle uygulanabilir. Normal sıvı ortamda borlamada kullanılan maddelerin en başında boraks gelmektedir. Banyo bileşimleri genellikle; % (60-80) boraks ve % (20-40) B_4C , ferro- bor ve B gibi bor içeren maddeler veya SiC, Ca-Si, Fe-Si, Fe-Mn, Ca, Be, Al, Ti, Mg, Li, Zr, Ge ve nadir toprak metalleri gibi indirgeyici maddelerden oluşur. Boraksa ilaveten banyoya Fe-V, Fe-Nb, Fe-Cr veya Cr tozlarının katılması durumunda vanadyum, niobyum veya krom karbür tabakaları oluşur. Boraks banyolarında ve oksit oluşum serbest enerjileri B_2O_3 ' ün oluşum serbest enerjisinden daha düşük elementleri içeren banyolarda karbür tabakaları oluşur (Özsoy, 1991).

Borlama işlemi 900-1100 °C sıcaklıkta ve 2-9 saat süre ile yapılır. Bu yöntemin dezavantajı işlemin kısıtlı sıcaklıklarda yapılmasıdır. (Bayça, 2004). Sıvı borlamada kullanılan banyoların esas bileşenleri ve özellikleri Tablo 3.4' de verilmiştir.

Tablo 3.4 Sıvı ortam borlamasında kullanılan ana bor kaynakları ve özellikleri (Matuschka, 1980).

Malzeme	Formül	Teorik Bor Oranı, % ağı.	Ergime Sıcaklığı, °C
Boraks	$Na_2B_4O_7 \cdot 10H_2O$	11,35	-
Susuz boraks	$Na_2B_4O_7$	21,50	741
Metabor asidi	HBO_2	24, 69	-
Sodyum bor forid	$NaBF_4$	9,85	-
Borik oksit	B_2O_3	31,07	450
Bor karbür	B_4C	78,28	2450

Aktif bor oluşumu sırasında metal yüzeyinde katodik bir reaksiyon olurken, indirgeyici madde yüzeyinde anodik bir reaksiyon olmaktadır. Bu işlemin oluşması için; borlanacak metal ile indirgeyici madde taneleri arasında elektrokimyasal farkın bulunması gerekir. Difüzyon reaksiyonu esnasında katot potansiyeli, yüzeyde oluşan

fazın (FeB, Fe₂B) potansiyel değerini alır. Katı eriyik, oluşum esnasında yüzeyde yayınan elementin konsantrasyonundaki değişimle birlikte sürekli değişir (Bayça ve diğ., 2004). Borlama sonucunda numuneler yapışkan ve temizlenmesi zor olan bir tuz banyosu tortusu ile kaplanır. Bu, aynı zamanda pahalı bir temizleme işlemini de beraberinde getirir (Göy, 1984).

Aşağıdaki banyolar kullanılarak, demir grubu malzemelerin borlaması çalışılmıştır (Akgündüz, 1991):

- (i) % 10 Boraks + % 40 B₄C
- (ii) % 73-79 Boraks + % 15-20 NaCl + % 6-7 B
- (iii) % 70 Na₂B₄O₇ + % 30 SiC
- (iv) % 65 (% 85 Na₂B₄O₇ + % 15 NaCl) + % 35 Kalsit
- (v) NaCl + BaCl₂ + B₄C

Elektroliz yönteminde ise elektrolizin ana bileşimi boraks ve borik asittir. Bileşene ilaveten NaF, NaCl gibi aktivatörler kullanır. Aktivatörlerin katılma amacı banyonun akışkanlığının artırılmasıdır (Uzun, 2002).

Yüksek sıcaklıkta tuz banyosunda elektrolit numune katot olarak ve grafit çubuk anot olarak işlem gerçekleştirilir. Bu yöntem laboratuvar çalışmalarında gayet iyi sonuçlar vermiştir. Ancak ergimiş boraksın viskozitesinin çok yüksek olması, endüstriyel uygulamalarda sıcaklığın homojenliğini engeller, yani boraks eriyiğinin yüksek viskozitesi 850 °C' nin altında borlamayı pratik olarak imkansız kılar. 850 °C' nin üzerinde ise, banyodaki düzgün sıcaklık dağılımı oldukça güçleşir (Uzun, 2002; Bayça, 2004).

Elektrolizle borlamada anodun bir tarafında ince borür tabakası oluşur. Bu da gölge etkisi yaparak değişik ve düzensiz kalınlıklara sebep olur. Sodyum klorür ve borasit anhidritin karışımı ile yapılan çalışma sonucu banyodaki sıcaklık dağılımının eşit olduğu, parçaların daha kolay yıkandığı ve viskozitenin azaldığı görülmüştür. Bu yöntemin tesisatı pahalıdır. Karışık şekilli parçalarda homojen kalınlıklı tabaka oluşumu oldukça zordur. İşlem 800-1000 °C arasında ve 0,5-5 saat süre ile

uygulanabilir. Banyo bileşimlerinde $0,2 \text{ A/cm}^2$ akım yoğunluğu ve 2-6 saat süre şartları kullanılarak sade karbonlu çelikte 15-70 μm kalınlıkta borlu tabaka elde edilmiştir (Selçuk, 1994).

Genel olarak sıvı ortamda borlamanın avantajları şunlardır (Baştürk ve diğ., 2006):

- (i) İşlem ucuzdur (normal sıvı ortamda).
- (ii) Fazla uzmanlık istemez.

Dezavantajları ise:

- (i) Yüksek viskoziteli ergimiş boraksla $850 \text{ }^\circ\text{C}$ 'nin altında borlama yapmak kesinlikle imkansızdır. Bu sıcaklığın üzerinde ise bor banyosu içerisindeki sıcaklığın eşit dağılımına ulaşmak çok zordur.
- (ii) Özellikle kompleks parçalarda bu farklı yoğunluk akımları bor tabakasının farklı kalınlıklarda olmasına neden olmaktadır.
- (iii) Sıkı bir şekilde yapışmış tuz tabakası iş parçaları üzerinde oluşur ve bu oluşan tabakaların borlama işlemi tamamlandıktan sonra uzaklaştırılması maliyeti oldukça artırır.
- (iv) Büyük boyutlu ve kompleks parçalara uygulanamaz.
- (v) Tesisatı pahalıdır (elektroliz yönteminde).

3.3.4 Gaz Borlama

Gaz ortamda borlamada, bor kaynağı olarak bor halojenleri, diboran (B_2H_6) ve organik bor bileşikleri kullanılır. Bunlardan diboran (B_2H_6) ile beraber bor halojenleri kullanılırsa çok olumlu sonuçlar elde edilir. Fakat diboran zehirli ve patlayıcıdır. Ayrıca diboranın hidrojen ile inceltilmesi çok pahalı olup $150 \text{ }^\circ\text{C}$ 'ye yakın sıcaklıklarda ayrışır. Bu nedenle sıcak bir parça üzerine uygulamak için soğutmak gerekir. Bu da işlemi karışık hale getirir. Bütün bunlara rağmen birçok araştırmacı diboran kullanarak gaz ortamda borlamayı yapmışlardır (Bozkurt, 1984). Gaz borlayıcıların en önemli üstünlüğü, gaz sirkülasyonunun sonucu olarak daha homojen bir bor dağılımının sağlanabilmesi ve elde edilmelerinin kolay olmasıdır. Prensip olarak gaz ortamda borlamada, bor potansiyelinin ayarlanabilmesinden dolayı, tek fazlı tabaka elde etmek mümkündür (Özsoy, 1991). Gaz ortamın bileşimi,

oluşur. Bu ise demir borürün oluşumunu engeller ve böylece korozyona neden olur (Uzun 2002).

Aşağıdaki gaz bileşenleri kullanılarak gaz borlama yapılabilir (Akgündüz, 1991):

- (i) $\text{BCl}_3 / \text{H}_2 = 1/ 15$
- (ii) B_2H_6
- (iii) $\text{B}_2\text{H}_6 / \text{H}_2 = 1/ 50$
- (iv) $\text{BCl}_3 + \text{H}_2$
- (v) $(\text{C}_2\text{H}_5)_3\text{B}$
- (vi) $(\text{CH}_3)_3\text{B}$

Tablo 3.5’ de gaz halindeki borlayıcı bileşikler ve bazı özellikleri verilmiştir.

Tablo 3.5 Gaz halindeki borlayıcı bileşikler ve bazı özellikleri (Matuschka 1980).

Malzeme	Formül	Teorik bor Miktarı, %	Donma noktası, °C
Bor triflorid	BF_3	15,95	- 128,8
Bor triklorid	BCl_3	9,23	- 107,3
Bor tribromid	BBr_3	4,32	- 46
Di-boran	B_2H_6	39,08	- 165
Bor trimetil	$(\text{CH}_3)_3\text{B}$	19,35	- 161
Bor trietil	$(\text{C}_2\text{H}_5)_3\text{B}$	11,04	- 94

Gaz ortamda borlamanın avantajları şunlardır (Baştürk ve Erten, 2006):

- (i) Gaz sirkülasyonunun bir sonucu olarak borun daha çok yayınması.
- (ii) Katı borlama işlemine göre gelişmiş sıcaklık kararlılığı ve elde etme kolaylığı.

Dezavantajları ise:

- (i) Trimetil bor, borlama ile birlikte C yayınına da neden olarak tabaka kalitesini bozar.
- (ii) Tesisatı pahalıdır.
- (iii) Ortam zehirlidir.
- (iv) Patlama tehlikesi büyüktür.

3.3.5 Plazma Borlama

Borlamanın daha düşük sıcaklıkta ve daha kontrollü yapılabilmesi için plazma borlama yöntemi geliştirilmiştir. $B_2H_6-H_2$ ve BCl_3-H_2-Ar karışımları plazma borlama yönteminde başarılı bir şekilde kullanılır. Ancak ilk bahsedilen gaz karışımı katı veya sıvı ortam borlama prosesi ile mümkün olmayan 600 °C gibi düşük sıcaklıklarda çeşitli çelikler üzerinde borlu tabaka üretmek için kullanılır. BCl_3-H_2-Ar gazlarının karışımı içerisinde gerçekleştirilen plazma borlamanın; BCl_3 konsantrasyonunun daha iyi kontrol edilebilirliği, artık gerilmenin azalması ve borlu film tabakalarının daha yüksek mikro sertlik değerlerine sahip olması gibi olumlu özellikler gösterdiği iddia edilmektedir (Tezcan, 1996).

En yaygın kullanılan plazma yöntemi elektriksel boşalmadır. Bir elektrik gerilim kaynağı gaz içinde bulunan iki iletken plaka arasına bağlanırsa belirli şartlar gerçekleştiği takdirde uygulanan gerilim plakalar arasındaki gazın delinme geriliminin üzerinde ise, bu iki plaka arasında bir elektrik akışı olur. Böylece işlem gerçekleştirilmiş olur (Atik ve diğ., 1999).

İşlem esnasında kullanılan atmosferin zehirli olması gibi dezavantajının yanında aşağıda belirtilen avantajlara sahiptir (Tezcan, 1996):

- (i) Borlanan tabakanın bileşim ve derinlik kontrolünün yapılabilmesi.
- (ii) Bor potansiyelinin yüksek olması.
- (iii) Daha ince borlu tabakaların elde edilebilmesi.
- (iv) Kullanılan sıcaklık ve işlem süresinin kısalığı.
- (v) Yüksek sıcaklık fırınlarına ve aksesuvarlara ihtiyaç olmaması.

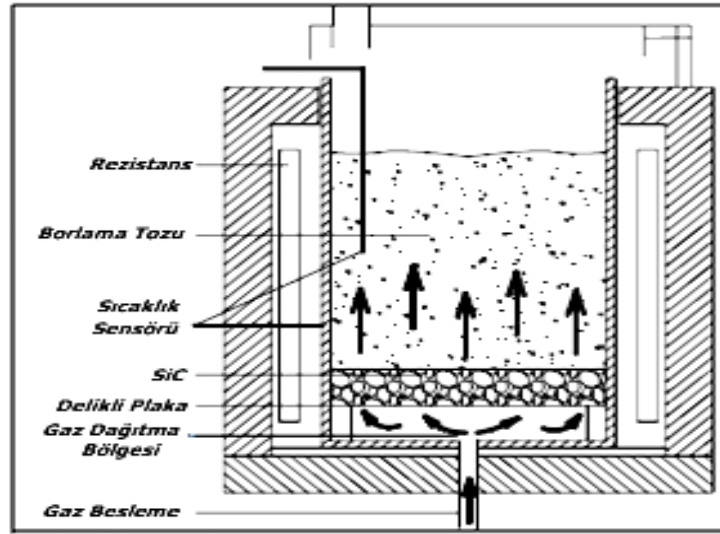
3.3.6 Akışkan Yatakta Borlama

Macun ve sıvı borlama yönteminin karışımı olan bir yöntemdir. Burada bor kaynağı olarak akışkan bir karışım kullanılmaktadır. Bor verici toz başlangıçta oksijensiz gaz (örneğin N_2/H_2 karışımı) ile akıcı hale gelmektedir. Bu şekilde malzeme yüzeyleri bor ile kaplanarak sertleştirilmektedir (Şekil 3.4).

Bu yöntemin bazı avantajları şunlardır (Çalık, 2005):

- (i) Borlama sıcaklığına aniden ulaşma ve daha kısa süreli işlem görecekt parçaları doğrudan dışarıya çıkarma ile birlikte malzemede daha az ısıl gerilme meydana gelmesi.
- (ii) Bor ve borlanan malzeme arasındaki çok yüksek ısı transfer hızı nedeni ile mükemmel ısıl kararlılık elde edilmesi.
- (iii) Sürekli, seri ve otomatik çalışma imkanı vardır. Borlanacak parçalar aralıklı bir şekilde şarj edilir ve fırından çıkarılabilir.
- (iv) Borlama sonrası parçaya doğrudan su verilebilir. Bu ise borlama ve su verme işlemlerinin tek bir aşamada yapılması anlamına gelir.
- (v) Seri üretilen parçaların işlemlerinde zaman ve enerji tasarrufu sağlanır.

Bu yöntemin en büyük dezavantajı, bor ajanlarının sürekli olarak retortlarda inert gazla beraber su ile yıkanmasıdır. Ayrıca, çıkış gazı florür bileşikleri tarafından kirletilmiştir ve kesinlikle arıtılmalıdır (Oruç, 2006).



Şekil 3.4 Akışkan yatakta borlama sistemi (Uluköy, 2006).

3.4 Demir Esaslı Malzemelerin Borlanması

Borlama işlemiyle demir esaslı malzemelerin yüzeylerinin sertleştirilmesi konusunda ilk çalışmalar, Moissan tarafından 1895 yılında yapılmış ve daha sonra devam etmiştir. Hızla gelişme gösteren borlama işlemi günümüzde aşınmaya dirençli yüzeyler oluşturmak için oldukça yaygın kullanılmaktadır (Graf, 1977).

Endüstriyel olarak borlama işlemi, alüminyum ve silisyum içeren yatak çelikleri haricinde yüzeyi sertleştirilmiş; temperlenmiş, takım ve paslanmaz çelikler gibi yapısal çeliklere, döküm çeliklerine, Armco (ticari saflıkta) demire, gri ve küresel grafitli dökme demirlere, sinterlenmiş demir ve çeliklere uygulanabilmektedir.

Daha öncede belirtildiği gibi borlama termokimyasal bir yüzey kaplama yöntemi olup, difüzyon mekanizması ile gerçekleşmektedir. Alaşımlarda, alaşım elementlerinin yer alan veya arayer katı eriyiği olarak davranacakları ise Hume-Rothery kuralları çerçevesinde belirlenebilmektedir. Bu kurallar içerisinde en önemli olanı atomik boyut faktörüdür. Buna göre Fe-B sistemi değerlendirildiğinde; borun atom çapı 0,46 Å olup demire kıyasla % 27 küçük olması sebebiyle bor, demirle katı eriyik yapar (Matuschka, 1980).

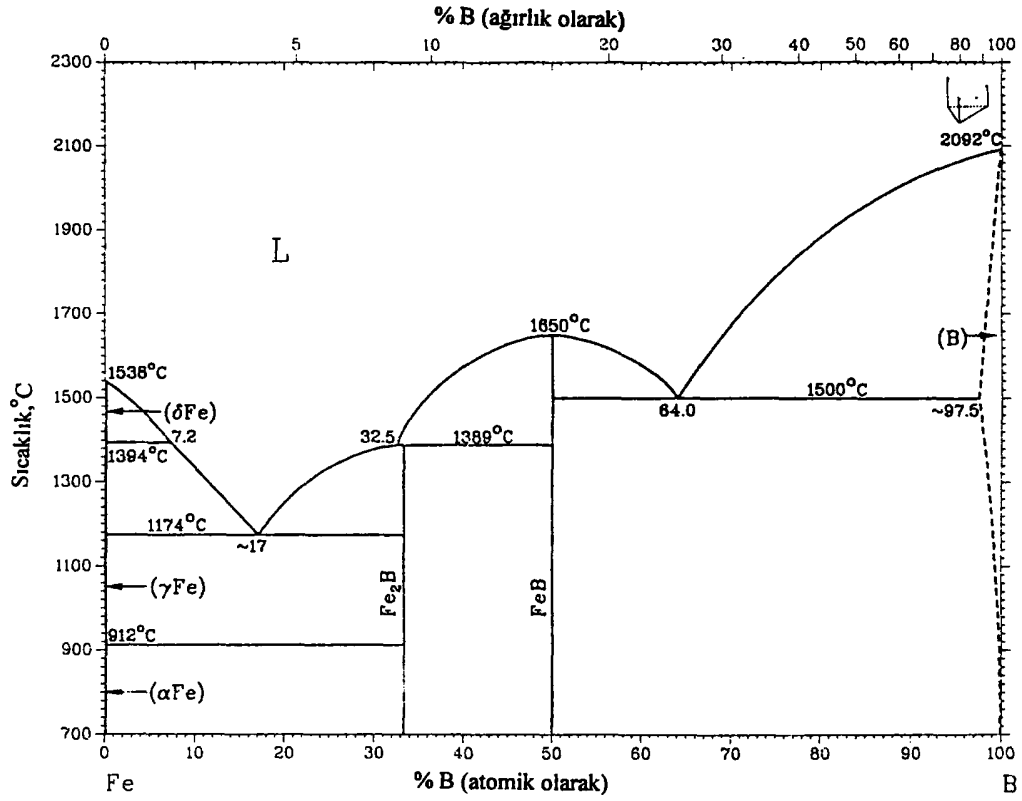
Demirde bor erirliği sıcaklığa bağlı olarak ferritte 20-80 ppm, östenit fazında ise 55-260 ppm kadardır. Bor; östenitte (γ demirde) ara yer katı eriyiği, ferritte (α demirde) ise yer alan katı eriyik yapar (Keown ve diğ., 1977).

Demir esaslı malzemelerin borlanması esnasında bor atomları küçük atom çapları ve yüksek mobiliteleri sayesinde demir alaşımlarına kolaylıkla difüze olarak termal enerji ile iş parçasının yüzeyinde metal latisinin içerisine yerleşerek intermetalik ve oksit olmayan Fe_2B ve FeB fazlarını meydana getirirler (Özbek ve diğ., 2002; Şen ve diğ., 2005).

İkili Fe-B denge diyagramı gereğince demir ile bor arasında ağı. % 8,83 bor oranında Fe_2B ve % 16,23 bor oranında FeB bileşiği oluşmaktadır. 1174 °C sıcaklıkta ağı. % 3,8 bor oranında ise, L (γ -Fe) + Fe_2B bileşik ve fazından teşekkül eden bir ötektik reaksiyon meydana gelmektedir (Şekil 3.5) (Massalski ve diğ., 1986).

Ötektik reaksiyon γ -Fe tane sınırlarında ve/veya Fe_2B 'da başlamaktadır. Karbon gibi alaşım elementleri bu ötektik noktasını daha düşük sıcaklıklara çekmektedir. Örneğin % ağı. 1 C ötektik sıcaklığını 50 °C aşağıya düşürür. Ötektiğin yapısı ve özellikleri bileşime ilaveten; sıvı tabakanın soğuma hızına da bağlıdır. Soğuma hızının

yüksekliği ince mikroyapıyı, yüksek sertliği ve en iyi tokluğu beraberinde getirmektedir (Shao ve diğ., 1982).



Şekil 3.5 Demir-bor denge diyagramı (Massalski ve diğ., 1986).

Bor elementinin demirde çözünürlüğü, α -Fe ve γ -Fe'de atomik % 0,5' dir. Fe- B ikili denge diyagramında, atomik % 7,2 B konsantrasyonuna kadar 1394 °C' de δ -Fe' den γ +sıvıya dönüşen bir metatektik reaksiyon yer alırken, 912 °C'de γ -Fe+Fe₂B' den α -Fe₂B' ye dönüşen bir reaksiyon yer almaktadır. Fe-B denge diyagramı incelendiğinde, atomik % 17 B içeren bileşimde α -Fe ile Fe₂B arasında 1174 °C' de bir ötektik reaksiyon, 1389 °C'de sıvı+FeB arasında bir peritektik reaksiyon ve atomik % 33,3 B bileşiminde ise Fe₂B intermetalik bileşiğinin olduğu görülmektedir. Atomik % 50 B bileşiminde ise FeB intermetalik bileşiği yer almaktadır. Birçok çalışmada, Fe₂B fazının ergime sıcaklığının 1389-1410 °C arasında ve FeB fazının ise 1540-1657 °C arasında yer aldığı rapor edilmiştir (Liao, 1993). Fe- B denge diyagramında bulunan önemli noktalar Tablo 3.6' da verilmiştir.

Tablo 3.6 Fe-B faz diyagramında bulunan önemli noktalar (Massalski ve diğ., 1986).

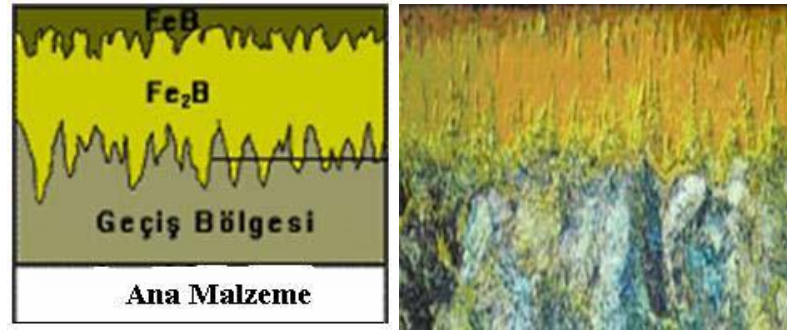
Reaksiyon	Bileşim, % at. B			Sıcaklık, °C	Reaksiyon tipi
L (δ Fe)		0		1535	
(δ Fe) (γ Fe)		0		1392	
(γ Fe) (α Fe)		0		911	
(δFe) (γ Fe) + L	0	0,5	7,2	1392±10	Metatektik
(γ Fe) (α Fe) + Fe ₂ B	0	0	33,3	911±10	Peritektoid
L (γ Fe) + Fe ₂ B	17	0	33,3	1174±30	Ötektik
L + FeB Fe ₂ B	32,5	50	33,3	1389±50	Peritektik
L FeB		50		1650±60	Normal ergiyen
L FeB +(βB)	64	50	>98,5	1500±10	Ötektik
L (βB)		100		2092±30	

3.5 Bor Tabakası Özellikleri

Borlu tabakanın özellikleri, borlanan malzemenin kimyasal bileşimine, borlama ortamının bileşimine, işlem sıcaklığı ile süresine ve ilave ısı işlemlere bağlıdır. Özellikle demir ve çelik türü malzemelerde, borlama işlemi sonucunda ana yapının dışında borür tabakası ve geçiş bölgesinden oluşan iki farklı yapı ortaya çıkmaktadır (Özsoy, 2001).

3.5.1 Borür Tabakası

Bu tabaka kaplamanın en dış yüzeyi ile yüzeyin altındaki dişli kısım sonuna kadar olan ve borürlerden meydana gelen kısma verilen addır. (Şekil 3.6). Bu bölgeye difüzyon bölgesi de denilmektedir.



Şekil 3.6 Borlama sonrası alaşımsız çelikte FeB ve Fe₂B fazlarının temsili ve metalografik görünüşü (Çalık ve diğ., 2004).

Demir ve alaşımlarının borlanması, tek fazlı (Fe₂B) veya çift fazlı (FeB+Fe₂B) borür tabakaları elde edilir. Borlayıcı ortamdan sağlanan aktif bor, Fe₂B oluşumu için esas malzeme tarafından tüketilen miktardan daha fazla olduğu için işlem şartlarında sadece Fe₂B oluşmaz, aynı zamanda Fe₂B'ye göre borca daha zengin reaksiyon ürünleri de meydana gelebilir (Çalık ve diğ., 2002). FeB ve Fe₂B ye ait tipik özellikler Tablo 3.7' de verilmiştir:

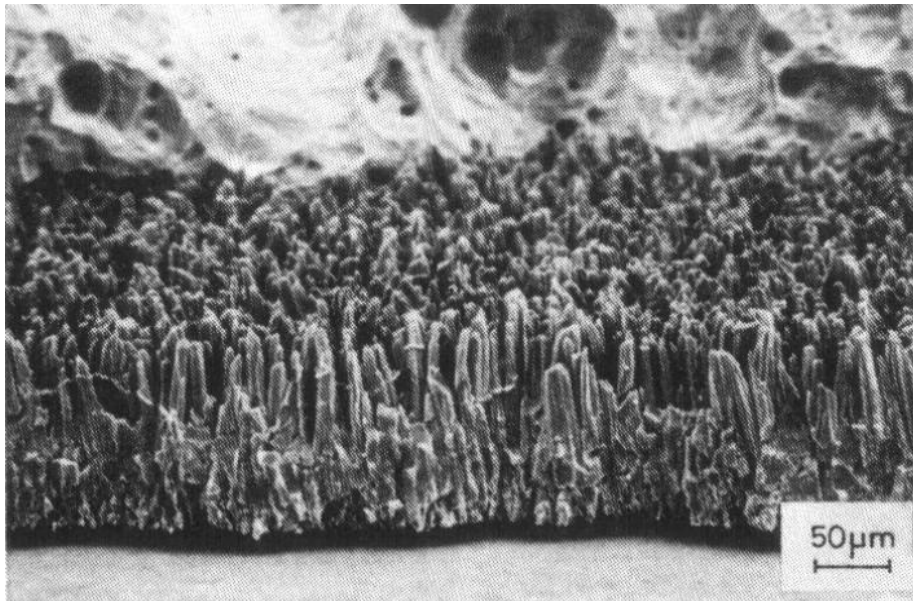
Tablo 3.7 Fe₂B ve FeB fazlarının tipik özellikleri (Sinha, 1991).

Özellik	Fe ₂ B	FeB
Kristal Yapı	Hacim Merkezli Tetragonal	Ortorombik
Latis Parametresi, Å	A = 5,078; c = 4,28	A = 4,053; b = 5,495; c = 2,946
Mikrosertlik, GPa	18-20	19-21
Elastitite Modülü, GPa	280-295	590
Bor İçeriği, % ağı.	8,83	16,23
Yoğunluk, (gr/cm ³)	15888	27546
Termal Genleşme Katsayısı, (ppm/°C)	7,65 (200-600 °C) 4,25 (100-800 °C)	23 (200-600 °C)
Ergime Sıcaklığı, °C	1389-410	1540-1657
Termal İletkenlik, (W/m °K)	30,1 (20 °C)	12,0 (20 °C)
Elektriksel Direnç, (10 ⁻⁶ Ω.cm)	38	80
Renk	Gri	Gri

Genellikle, bor tabakasında testere dişi şeklinde tek bir Fe_2B fazının oluşumu FeB ve Fe_2B çift fazlı tabakanın oluşmasından daha fazla arzu edilir. FeB fazı yaklaşık ağırlıkça % 16,23 oranında bor içerir ve borca zengindir. Bu durum istenmez çünkü FeB fazı diğer demir bor fazlarından daha gevrekler. Fe_2B fazı ise ağırlıkça % 8,93 bor içerir ve daha az kırılgandır. Borür tabakasında, çatlak oluşumu ve kabuk gibi kalkma ve yırtılmalar çift fazlı tabakalarda ve FeB fazında çok sık oluşur. Bunun nedeni FeB ve Fe_2B fazlarının birbirlerine basma ve çekme gerilmeleri uygulamalarıdır. Bu çatlaklar bir mekanik yük uygulandığı zaman pul pul veya yaprak yaprak dökülmelere yol açmaktadırlar (Çalık ve diğ., 2002; Özbek, 1999; Şen, 1998).

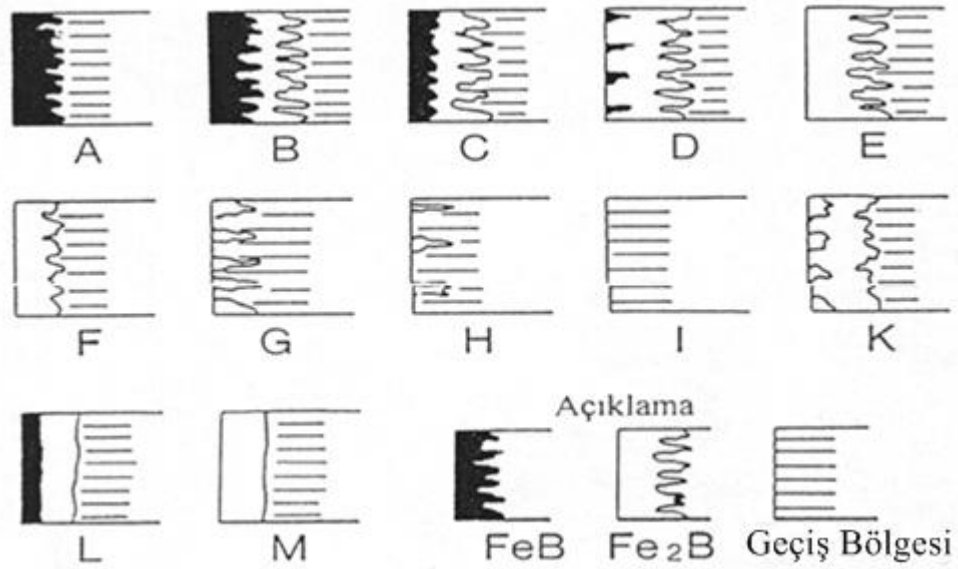
FeB ve Fe_2B 'nin optik mikroskop altında renk farkıyla birbirlerinden ayırt edilmesi mümkün olabilmektedir. FeB fazının Fe_2B fazından daha koyu renkte olduğu görülmüştür (Çalık ve diğ., 2004). Ayrıca FeB ile Fe_2B ve Fe_2B ile matris arayüzündeki yapı kolonsaldır (Şekil 3.6). FeB fazı, Fe_2B üzerinde oluşmakta ve Fe_2B fazından daha fazla bor içermektedir. Bor tabakasının kalınlığı borlama sıcaklık ve süresine bağlı olarak artış göstermektedir (Çeğil ve diğ., 2002).

Borlanmış bir çeliğin % 18 hidroklorik çözeltisi içinde birkaç saat kaynatılması ile çözülmüş yaklaşık 120 μm uzunluğunda diş biçimli demirborür kristallerinin (Fe_2B) SEM görüntüsü Şekil 3.7' de görülmektedir (Matuschka, 1980).



Şekil 3.7 Diş biçimli demirborür kristalleri (Fe_2B) (Matuschka, 1980).

Borür tabakalarının yapısı; borlama yöntemine, borlanan malzemenin bileşimine, borlama ortamına ve işlem şartlarına bağlı olarak; düz bir formda veya taraksı formda olabilir. Tabaka tiplerinden hareketle bazı tabaka özelliklerinin belirlenebileceğini söylemek mümkündür. Çeşitli borlama yöntemleri ile 12 farklı yapıda borür tabakası elde edilebilmektedir. Kunst ve Schaaber tarafından geliştirilerek düzenlenen sistematik sınıflandırmanın şematik gösterimi Şekil 3.8’de verilmiştir (Uzun, 2002).



Şekil 3.8 Borür tabakası çeşitleri (Uzun, 2002).

- A: Tek fazlı tabaka, sadece FeB
- B: İki fazlı tabaka, Fe₂B ve FeB
- C: İki fazlı tabaka, B' dekinden daha ince bir FeB tabakası
- D: İki fazlı tabaka, yalnız FeB dişleri izole edilmiş
- E: Tek fazlı tabaka, sadece Fe₂B, kuvvetli dişler
- F: Tek fazlı tabaka, sadece Fe₂B, daha az kuvvetli dişler
- G: Fe₂B dişli özel tabaka
- H: Fe₂B dişleri çok izole edilmiş tabaka
- I: Geçiş bölgesi
- K: Bozulmuş tabaka
- L: İki fazlı tabaka, düz yani taraksı olmayan düz yapı
- M: Tek fazlı tabaka, FeB ve Fe₂B, düz

Endüstride E ve F tipi yani tek fazlı borür tabakası (Fe_2B) tercih edilmektedir. Bu tabakalar, düşük kırılgenlik değeriine sahiptirler, böylece altlık malzemeye borlama sonrası ısıt işlemler uygulanabilir ve bu işlemler borlu tabakanın özelliklerini olumsuz yönde etkilemezler. Ayrıca FeB ve Fe_2B arasındaki tipik çatlak oluşumu engellenmiş olur (Matuschka, 1980).

3.5.2 Geçiş Bölgesi

Geçiş bölgesi, borür tabakası ile altlık malzeme anayapısı arasında kalan bölgeye verilen addır. Borlama işlemi esnasında, çelik bileşiminde bulunan elementler bu bölgede yeniden dağılarak şekillenirler. FeB ve Fe_2B tabakalarının C ve Si gibi elementleri çözündürememesi nedeniyle bu elementler yüzeyden içeri doğru itilirler. Bu bölgede bulunan bor, borür oluşturamayacak miktardadır. Bunun neticesinde bu geçiş bölgesinin meydana geldiği bilinmektedir. Geçiş bölgesi, mikroyapı bakımından altlık malzeme ve borür tabakasından farklıdır. Bu bölgenin kalınlığı, borür tabakasının kalınlığının 10-15 katı kadar olabilmektedir. Bor bu bölgede tane irileşmesine sebep olduğundan geçiş bölgesinde malzemenin taneleri irileşmekte ve sertliği de düşmektedir (Çalık ve diğ., 2002).

3.6 Çelikte ve Saf Demirde Alaşım Elementlerinin Borür Tabakasına Etkisi

Borlama önemli bir yüzey modifikasyon işlemi olup çeşitli metal malzemelerin yüzey sertliğini artırmada ve aşınma, korozyon dirençlerini geliştirmede etkilidir. Bu önemli avantajlarından dolayı başta takım çelikleri (Meléndez,1997; Özbek, 2000; Özbek, 2002) olmak üzere birçok değişik çeliğin borlanması (Bindal, 1999; Bindal,2007; Campos, 2007; Genel, 2006; Kartal, 2006; Kukla, 2006; Uslu, 2006; Xu, 2001; Yan, 2001; Yu, 2005) çalışılmıştır. Genelde alaşım elementlerinin bor difüzyonunu düşürerek, matris ve kaplamanın özelliklerini değiştirdikleri belirtilmektedir (Bindal, 1991). Çeliklerde borür tabakası ve arayüzey morfolojisinin, faz bileşiminin; borür büyüme mekanizması ve kinetiğinin; tüm bunların neticesinde mikrosertlik ile kalınlığın altlık malzemenin içerdiği alaşım elementlerinin etkisinde olduğu rapor edilmiştir (Brakman, 1989; Campos, 2007; Carbuciccho, 1987;

Chatterjee-Fischer, 1976; Meriç, 2000; Sinha,1991; Şen, 2005; Tsipas, 1987; Uslu, 2006; Xu,2001). Çeliklerin borlanması literatür incelendiğinde borür tabakası/altlık malzeme arayüzeyinde morfolojik açıdan iki farklı yapı görülmüştür. Birincisi, sade karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin borlanması görülen testere dişi şeklindeki girintili-çıkıntılı arayüzey formu diğeri ise, yüksek karbonlu ve yüksek alaşımlı çeliklerin borlanması görülen daha düz şeklindeki arayüzey formudur. Mekanik özelliklere etki üzerinden değerlendirildiğinde; testere dişi formundaki arayüzey yapısı, düz formdaki arayüzey yapısına nazaran; borür tabakasının toplam sınır uzunluğunu ve alanını artırmasından dolayı, borür tabakasının altlık malzemeye çok daha iyi tutunmasını ve sınırdaki kalıntı gerilmelerin daha geniş bir alana yayılarak gerilmelerden kaynaklı sorunların giderilmesinden dolayı tercih edilmektedir(Bozkurt, 1984; Hunger ve Trute, 1994). Bahsedilen bu gerilmeler; faz oluşumları sırasında FeB ve Fe₂B fazlarının birbirlerine basma ve çekme gerilmeleri uygulamalarından (FeB: Çekme gerilmesi, Fe₂B: Basma gerilmesi oluşturmaktadır) ve bu iki fazın farklı termal genleşme katsayılarına sahip olmalarından ($\alpha_{\text{FeB}} = 23 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, $\alpha_{\text{Fe}_2\text{B}} = 7.85 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$) meydana geldiği de bilinmektedir. Dolayısıyla mekanik özellikler de borür tabakasının kimyasal bileşimine ve yapısına dolayısıyla altlık malzemenin kimyasal bileşimine bağlıdır (Sinha,1991).

Alaşım elementleri, borür tabakasının sertliğini artırır ve Fe-B denge diyagramındaki ötektik noktayı aşağıya kaydırır. Örneğin Fe-B sisteminde ağı. % 1 C ötektik sıcaklığını 50 °C kadar düşürmektedir (Taşçı, 1993).

Alaşım elementlerinden karbon, krom, nikel ve silisyumun çeliklerde borlanma özellikleri üzerindeki etkisi rapor edilmiştir (Brakman, 1989; Campos, 2007; Carbuciccho, 1987; Chatterjee-Fischer, 1976; Meriç, 2000; Sinha,1991; Şen, 2005; Tsipas, 1987; Xu,2001).

Karbon, demir borürlerde çözünemediğinden, ana malzemeye doğru yayılır ve tabakanın altında Fe₃C, Cr₃C, Fe₆C₃ gibi karbür ya da bor sementit Fe₃ (C, B) şeklinde birikir. Karbon, geçiş bölgesi denilen bu bölgenin yapısını etkiler ve daha düzenli ve sert bir yapı oluşmasına neden olur. Karbon yoğunlaşmasındaki artış, daha

dengeli su vermeyi, dolayısıyla çok sert borür tabakasından, yumuşak olan ana malzemeye doğru daha dengeli bir geçişi sağlar. (Meriç, 2000; Sinha, 1991; Şen, 2005; Tsipas, 1987; Uzun, 2002).

FeB ve Fe₂B bileşiklerinde % 0,4 C' a kadar çözünürlük devam etmekte ve bundan sonrasında çözünme zorlaşmaktadır. Karbon miktarındaki aşırı artış, borür tabakasının toplam kalınlığı ve sertliğinin azalmasına ve demir borürlerin izafi dengelerinin değişmesine sebep olur (Özsoy,1991).

Blazon (1975), karbon miktarının artışı ile borür tabakası kalınlığındaki azalmayı FeB'nin azalmasına bağlamaktadır. % 1,2-1,25 karbon bileşiminde FeB'nin tamamen ortadan kalkacağını ve sertliğin düşeceğini söylemektedir. Karbon miktarının artışı ile testere dişi şeklindeki yapı düzleşir (Uzun, 2002).

Borlanan çeliklerde nikel miktarının artmasıyla birlikte borlu tabaka/matris arayüzeyi daha da düzenli olmaktadır. 800 °C' de FeB ve Fe₂B fazlarında nikel atomik olarak sırasıyla % 70 ve % 100 demirin yerini alabilmektedir. Nikel miktarının artmasıyla (Fe, M) B fazının en dış tabakasından nisbeten yüksek oranda düşme meydana gelmektedir (Badini, 1987). Bu da iki fazlı bir numunede, atom numarası demirden daha yüksek olan nikelin borca zengin fazdan düşük bor fazına yayındığını düşündürmektedir. Yüksek nikel oranı borür tabakasının kolonsal yapısını azaltmakta yüksek poroziteyi ve kötü mekanik özellikleri beraberinde getirmektedir (Goeuriot, 1982). Buna karşılık; nikel, borür tabakası ile matris arasında segrege olduğundan düşük poroziteli Fe₂B tabakasının gelişmesine yardımcı olabilecektir. Nikel miktarı artışı (Fe, Ni)₂B tipi fazın sertliğinde azalmaya neden olurken, (Fe, Ni)B bileşiğinin sertliğinde herhangi bir değişme meydana gelmemiştir (Badini, 1987).

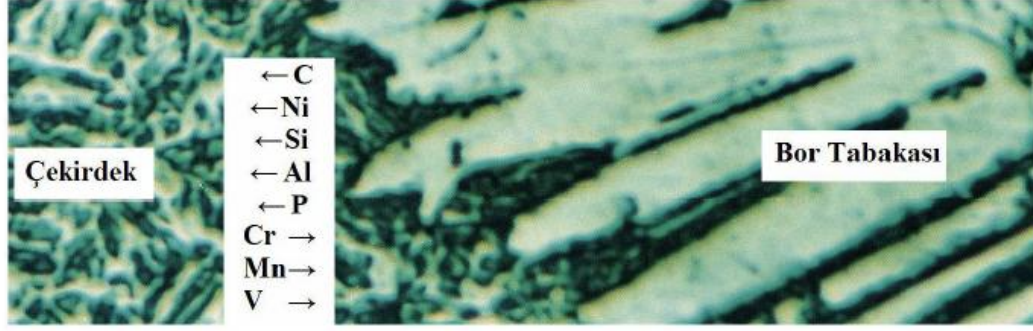
Krom hem demir borürlerin içerisinde çözünmekte hem de kaplama tabakası ile çelik arasındaki arayüzeyde birikerek ayrı bir CrB fazı oluşturmaktadır. Nikel ise kaplama tabakası altında yoğunlaşmakta ve Fe₂B fazının içine girmektedir (Tsipas, 1987). Krom ve nikel kaplama tabakası kalınlığını azaltarak düşük karbon çeliklerinde görülen testere dişi şeklindeki arayüzey yapısını düzleştirmektedirler (Brakman, 1989; Carbuciccho, 1987; Chatterjee-Fischer, 1976; Tsipas, 1987). % 6' dan fazla Cr

içeren çeliklerde borür tabakası altlık malzeme üzerine hemen hemen pürüzsüz dayanmakta ve borür tabakasının tutunma mukavemeti olumsuz etkilenmektedir. Cr' un etkisiyle incelen tabaka yine FeB ve Fe₂B fazlarından oluşur. Cr bu fazlar içerisinde yer alarak (FeCr)B ve (FeCr)₂B şeklinde borür oluşturur. Bu durumda ise tabakanın aşınma ve korozyon dayanımlarını artırır (Selçuk, 1994).

Mangan, kroma benzer şekilde tercihi olarak borür tabakasına girerek, yüzeye doğru yayılmaktadır. Dukarevich ve Mozharov manganın kaplamanın yüzeye yakın kısmında yer alan FeB fazında yoğun olduğunu söylerken, Tsipas ve Rus çözünmenin genellikle iç kısımdaki Fe₂B fazında olduğunu iddia etmektedirler. Mangan, borür tabakasının kalınlığını düşürmektedir (Tsipas ve Rus, 1987). Özsoy (Özsoy, 1991) artan mangan oranı ile kaplama/matris arayüzeyinin düzleştiğini söylerken Carbucicchio ve arkadaşları(Carbucicchio ve diğ., 1984) kolonsallığın daha da arttığını ileri sürmektedir. Vilsmeier ve arkadaşları(Carbucicchio ve diğ., 1982), mangan elementinin Fe₂B fazı içerisinde matristen daha fazla çözündüğünü ancak, bu oranın yaklaşık matrisle aynı olduğunu ifade etmiştir.

Periyodik tablonun aynı bölgesinde yer alan P, N, Ti, V, Nb, Ta'da tabaka kalınlığı ve yapının şekli açısından karbon gibi etki etmektedir. Cr, Mo, W, Mn, Ni'nin FeB ve Fe₂B'ye etkisi aynıdır ve alışlagelmiş yoğunlukları için bor difüzyonuna etkisi ihmal edilebilir. Ayrıca bu alaşım elementlerinden W, Mo ve Cr'un miktarı çelik içinde arttıkça borlanmış parçanın yüzey pürüzlülüğü azalır. Alaşım elementlerinden W, Mo ve V' un artan miktarları ile tabakanın büyümesi azalır ve dişlenme kısmındaki diş boyları küçülür (Selçuk, 1994).

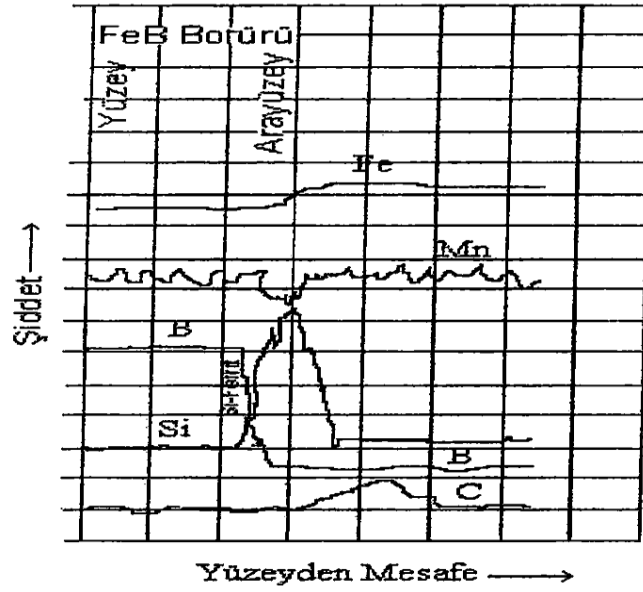
Alaşım elementlerinin borlama sırasındaki hareket yönü Şekil 3.9' deki resim üzerinde gösterilmiştir.



Şekil 3.9 Alaşım elementlerinin borlama sırasındaki hareket yönü (Uluköy, 2005).

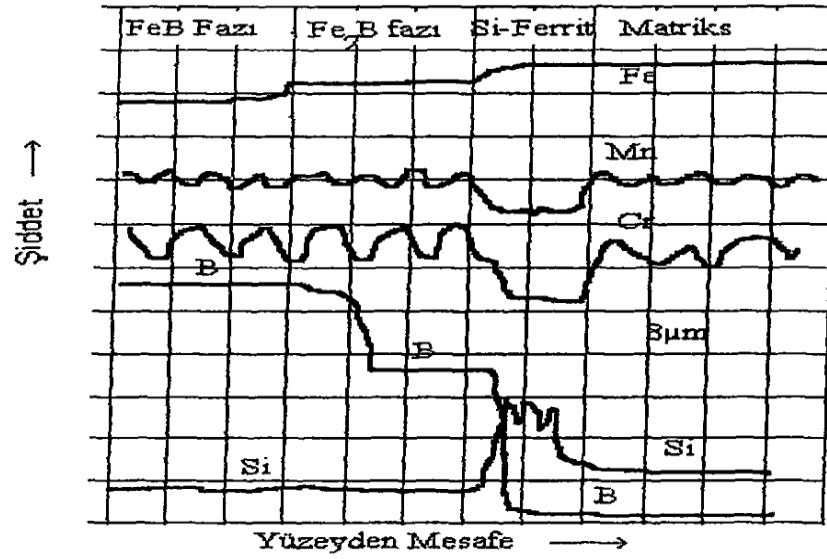
Bu tez çalışmasına konu olacak silisyum ise; genellikle difüzyon bölgesinde bulunarak ferrit fazı meydana gelmesine sebep olmaktadır. % 1' in üzerinde Si içeren çeliklerde borür tabakası altında silisyumca zengin bir tabaka görülmekte ve bu ferrit çukuru olarak adlandırılmaktadır. Si içeren çeliklerin borlanması tabaka/matris arayüzeyinde oluşan Si-ferrit fazının sertliğinin, matristen daha düşük olduğu görülmektedir (Lu, 1983). Silisyum, karbona benzer şekilde borür tabakası içinde çözünmemektedir ve borlama işlemi sırasında çeliğin iç kısımlarına doğru itilerek, borür tabakası ile metal arayüzeyinde silisyumca zengin bir geçiş bölgesi oluşturmaktadır. Bazen silisyum içeriği borür tabakası altında ana malzeme Si içeriğinin 2-3 katına ulaşır. Silisyum alaşım elementi olarak borür tabakası sertliğini etkilemezken, geçiş bölgesi sertliğini artırdığı sanılmaktadır (Palombarini ve diğ., 1984). Galibois ve arkadaşları, yapmış oldukları çalışmada, silisyumun kaplama tabakasının alt kısımlarında belirli oranlarda yoğunlaştığını belirtmişlerdir (Galibois, 1980). Alaşım içerisinde Si konsantrasyonunun artışıyla borür tabakasının kalınlığı azalır. Silisyum borlanma esnasında FeB' den içeriye doğru girerek yer değiştirir. Bu esnada Fe₂B tabakasında Si konsantrasyonunun düzgün olarak arttığı da görülür (Permyakov, 1973; Dukarevich ve diğ., 1973).

Kastner ve arkadaşlarının yaptıkları % 0,28 oranında silisyum içeren C15 çeliğinin borlanması çalışmasında alaşım elementlerinin borür tabakası içerisindeki dağılımlarını gösteren grafik Şekil 3.9' da ve 37HS çeliğine ait olanı ise Şekil 3.10' da verilmektedir (Kastner, 1974).



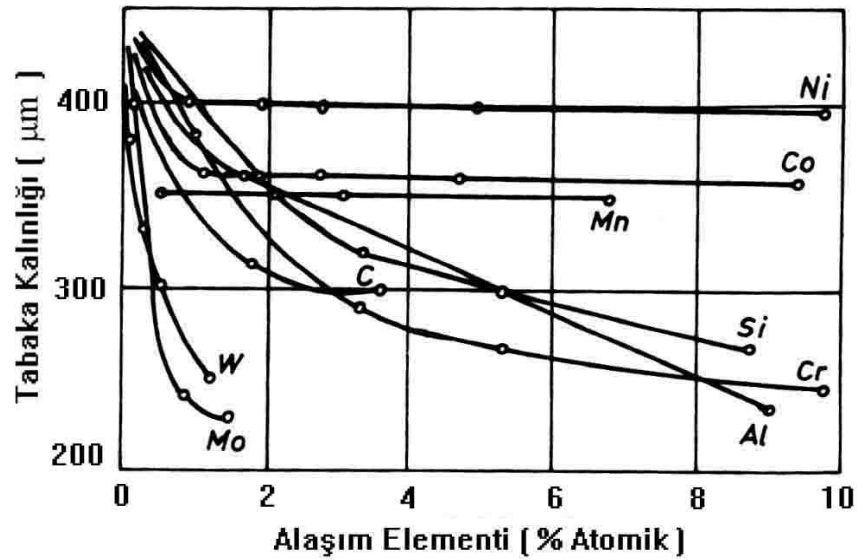
Şekil 3.10 C15 çeliğinin yüzeyinde oluşturulan borür tabakasında B, Si, Fe, Mn ve C elementlerinin dağılımı (Kastner, 1974).

Şekil 3.10’ da görüldüğü gibi C15 çeliğinde oluşan borür tabakasının Fe_2B fazından meydana geldiği ve bor konsantrasyonunun kaplama tabakası boyunca belirli bir oranda bulunduğu, ayrıca kaplama boyunca Fe, Mn, Si ve C elementlerinin homojen konsantrasyon değerine sahip olduğu görülmektedir. Aynı şekilde, kaplama/matris arayüzeyinde Si elementinin belirgin olarak yoğunlaştığı ve Mn elementinin konsantrasyonunun düştüğü görülmektedir. Daha iç kısımlarda ise C konsantrasyonunun arttığı ve elementlerin matris içerisinde yaklaşık olarak kaplamadaki konsantrasyon değerlerine ulaştığı görülmektedir. Şekil 3.11’ de görülen 37HS çeliğinde ise borür tabakasında FeB ve Fe_2B fazının birlikte bulunduğu, Mn ve Cr’ un belirli artış ve azalışlarla birlikte yaklaşık olarak sabit konsantrasyon değerine sahip olduğu görülmektedir. Aynı şekilde, silisyumun kaplama tabakası boyunca çok düşük miktarlarda ve sabit konsantrasyona sahip olduğu, ancak tabakanın altında yoğunlaşarak Si-ferrit fazını oluşturduğu görülmektedir. Burada Si-ferrit bölgesinde Si konsantrasyonun belirgin bir şekilde arttığı görülmektedir.



Şekil 3.11 37HS çeliğinin yüzeyinde oluşturulan borür tabakasında B, Si, Fe, Mn ve Cr elementlerinin dağılımı (Kastner, 1974).

Şekil 3.12' de ise, alaşım elementlerinin çelikte yüzeysel oluşan borür tabakası kalınlığına etkileri görülmektedir.



Şekil 3.12 Çeliklerde alaşım elementlerinin borür tabaka kalınlığına etkisi (Sinha, 1991).

Ayrıca çelikte silisyumun borlanma özellikleri üzerine etkisi (Bindal, 1999; Campos, 2007; Martini, 2004; Özdemir, 2006; Sinha, 1991; Yu, 2005; Xu, 2001) birçok çalışmada incelenmiştir.

Çeliklerin (Martini, 2004; Özdemir, 2006) borlanması alaşım elementlerinin toplam etkisi deneysel olarak çalışılmış ancak bu elementlerin tek başlarına kendi etkileri açıkça belirtilmemiştir. Alaşım elementinin birden fazla sayıda olması durumunda bu kompleks bir etkidir ve borür tabakası üzerindeki etkileri birçok değişik yolla oluşabilir. Örneğin çeliklerde kaplama tabakasının içine nüfuz edebilirler ve demir borürlerde çözünerek onların özelliklerini geliştirirler veya demir borürlerden ayrı durarak kendi borür tabakalarını üretirler (Tsipaz, 1987). Alaşım elementlerinin demirli alaşımların borlanması üzerindeki tekil etkilerinin belirlenebilmesi için bu alaşım elementlerinin saf demire katılıp ikili alaşım oluşturulması ve sonrasında bu ikili alaşımların borlanarak incelenmesi uygun bir seçenek olarak belirlenmiştir (Gençer, 2011; Gençer ve Tarakçı, 2008; Keddaz ve diğ., 2010). Bu amaçla nikel, krom, mangan ve titanyumun saf demirin borlanma özelliklerine etkileri incelenmiştir.

(Badini ve diğ., 1986) nikel ve kromun borlanma üzerindeki etkilerini saf demirle ikili alaşım yaparak raporlamışlardır. Bu çalışmalar göstermiştir ki; nikel ve krom borür tabakası kalınlığını azaltmakta ancak sertliğini yükseltmektedir. Kromun nikel göre daha etkili olduğu bu çalışmada ayrıca belirtilmiştir.

Bu sistemik yöntemle yapılan çalışmalarda krom % 26' ya kadar eklenmiştir. Yapılan çalışmalarda kromun borür tabakasını düşürdüğü tespit edilmiştir. Fe-4Cr yani % 4 Cr içeren ikili demir alaşımlarında borür tabakasının kalınlığı 65-95 μm , Fe-12Cr alaşımlarında ise düzlemsel yapıda 65 μm 'lik borür tabakası, Fe-26Cr alaşımlarında ise kalınlığı 5 μm 'yi geçmeyen düzlemsel borür tabakaları elde edilmiştir. Fakat az sayıdaki iğnesel borür kristalleri, matrise doğru içerilere kadar yayılmıştır. Matristeki krom miktarı arttıkça, borür tabakası/matris arayüzeyinin kolonsal yapıdan düz hale gelmesi, alaşım elementinin borür tabakası içerisinde demir atomlarının yerini alması sebebiyledir. Krom 1000 °C' de FeB fazında ağırlıkça % 40 oranında demirin yerini alabilmektedir ve burada $(\text{Fe}_{0.6}\text{Cr}_{0.4})\text{B}$ ve $(\text{Cr}_{0.75}\text{Fe}_{0.25})\text{B}$ bileşikleri bulunmaktadır. Aynı şekilde, Fe_2B fazı içerisinde ağırlıkça % 17 oranında krom çözünebilmektedir ve $(\text{Fe,Cr})\text{B}$ ve $\gamma\text{-(Cr,Fe)}_2\text{B}$ fazları şeklinde yer almaktadır. Fe-4Cr alaşımının yüzeyinde yapılan XRD analizinin sonucuna göre

yönlenmemiş FeB ve Fe₂B fakat matrise yaklaşan tabakalarda yönlenmiş Fe₂B fazı gözlenmiştir. CrB (krom borür) fazı Fe-26Cr alaşımına kadar gözlenmemiş fakat Fe-26Cr' da tabaka sadece CrB fazından oluşmuştur. Krom tabaka boyunca hemen hemen homojen bir dağılım gösterir ve kromlu çeliklerde oldukça düzgün bir geçiş belgesi oluşur. Krom içeren borür tabakasının sertliği, krom miktarı ile doğru orantılı olarak artar.

Demir içerisindeki krom miktarının artmasıyla birlikte Fe₂B fazına nazaran borca daha zengin olan FeB tabakasının kalınlığı artış göstermektedir. Bunun yanında FeB/FeB_x oranı da artmaktadır. Bu ise, borür tabakasının dış kısmının, iç kısma göre yoğunluğunun daha da düşük olmasına sebep olmaktadır.

Nikel, hem borür tabaka kalınlığı, hem de tabaka morfolojisi üzerinde olumsuz etkiye sahiptir. Atlık malzemede ağırlıkça % 9' a kadar nikel bulunması tabaka geometrisini olumsuz olarak etkilememektedir. Borür tabakasında nikel miktarının artması, kaplama/matris arayüzeyinde kolonsal yapının düzlemsel yapıya dönüşmesine ve porozitenin artmasına sebep olurken, kaplamanın sertliğini de düşürmektedir.

% ağı. 1' e kadar Mn içeren Fe-Mn ikili alaşımları borlanmış ve manganın etkileri incelenmiştir (Keddam ve diğ., 2010). Bu çalışmada % ağı. 0,42, 0,76 ve 0,94 Mn içeren ikili Fe-Mn alaşımlarına ait numuneler kutu borlama tekniğiyle borlanmıştır. Borlamada bor kaynağı olarak Ekabor-2, aktivatör olarak ise ferro-silisyum kullanılmıştır. Atmosfer basıncı altında elektrik dirençli fırında 900 °C' de 2, 4, 6 ve 8 saat süre ile borlanan numunelerin optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu, XRD, Vickers sertlik ve gerilme testi karakterizasyonları gerçekleştirilmiştir. Genel olarak kaplama tabakası testere dişi şeklinde görülmüş olup, yüzey sertliği ise 1270-1400 HV_{0,1} arasındadır. Borlanmış Fe-Mn ikili alaşımlarına ait numunelerin akma ve kopma gerilmelerinde artan Mn içeriği ile birlikte artış ve gerilme-gerinim eğrisinden elde edilen uzama değerlerinde ise düşüş görülmüştür. Ayrıca bor difüzyonuna ait aktivasyon enerjisi 119 J/mol olarak hesaplanmıştır.

Bir başka çalışmada saf demire % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Mn katılarak sentetik Fe-Mn ikili alaşımları hazırlanmış ve artan Mn miktarının borlanma davranışlarına etkisi incelenmiştir (Gençer, 2011). Borlama sonrası kesit mikroyapı incelendiğinde tüm numunelerde üç farklı bölge görülmüş olup; FeB, Fe₂B ve saf demir ile Fe-Mn alaşımları için altlık malzemelerdir. Bunlara ek olarak % at. 16 Mn içeren alaşımda MnB₂ fazı görülmüştür. Kaplama kalınlığının Mn içeriğiyle bağıntılı olduğu görülmüş olup arayüzey morfolojisi saf demir ve Fe-Mn altlıklar içinde testere dişi formundadır ve geçiş bölgesi yoktur (Gençer, 2011).

% ağı. 2, 5 ve 10 Ti ilavesiyle Fe-Ti ikili alaşımlarının ve saf demirin 1100 °C’ de 3 saat borlanmasıyla elde edilen özellikler ise (Gençer ve Tarakçı, 2008) tarafından incelenmiştir. Bu çalışma sonucunda borlanmış saf demirde Fe₂B borür tabakası ve saf demir altlık malzeme olmak üzere iki ayrı bölge tespit edilmiştir. Borlanmış Fe-Ti alaşımlarında ise üç farklı bölge görülmüştür; FeB, Fe₂B’den oluşan borür tabakası içerisinde gömülü TiB₂ çökeltileri, yine TiB₂ çökeltilerinden oluşan bir geçiş bölgesi ve Fe-Ti altlıktır. Titanyum içeriğinin birlikte kaplama kalınlığı borlanmış saf demirin kaplama kalınlığının beşte biri düzeyine inmiştir. Fe-Ti alaşımlarda artan titanyum içeriğiyle birlikte borlanmış saf demirde görülen testere dişli arayüzey formu yerini daha kompakt düz bir arayüzey formuna bırakmıştır. TiB₂ fazı farklı geometrik şekillere sahip çökeltiler şeklinde borür tabakasında ve geçiş bölgesinde tespit edilmiştir. Artan titanyum içeriğiyle birlikte TiB₂ fazının hacmi ve boyutları artmıştır. TiB₂ varlığı geçiş bölgesinde borür tabakasından daha fazla ve büyük hacimde görülmüştür. Borlanmış Fe-Ti alaşımlardaki sertlik değeri borlanmış saf demire göre % 20 artmıştır (Gençer vd., 2008).

Literatürde silisyum içeren çelik ve dökme demirin borlanması sonrasında, silisyumun borür tabakasındaki dağılımı rapor edilmekle beraber, silisyumun borlanma özelliklerine tekil etkisi açıkça belirlenmemiştir. Silisyumun önemli bir alaşım elementi olmasından dolayı çelik ve dökme demirin borlanma davranışına etkisini belirlemek amacıyla bu elementi tek başına demire katıp borlamak Si’ un müstakil etkisini tespit etmek açısından önemlidir. Bu amaçla farklı oranlarda Si içeren sentetik Fe-Si alaşımları hazırlanarak, bu alaşımlar ve saf demir borlanmış ve Si miktarının borür tabakası kalınlığı ve faz bileşimi, borür tabakası/matris arayüzeyi

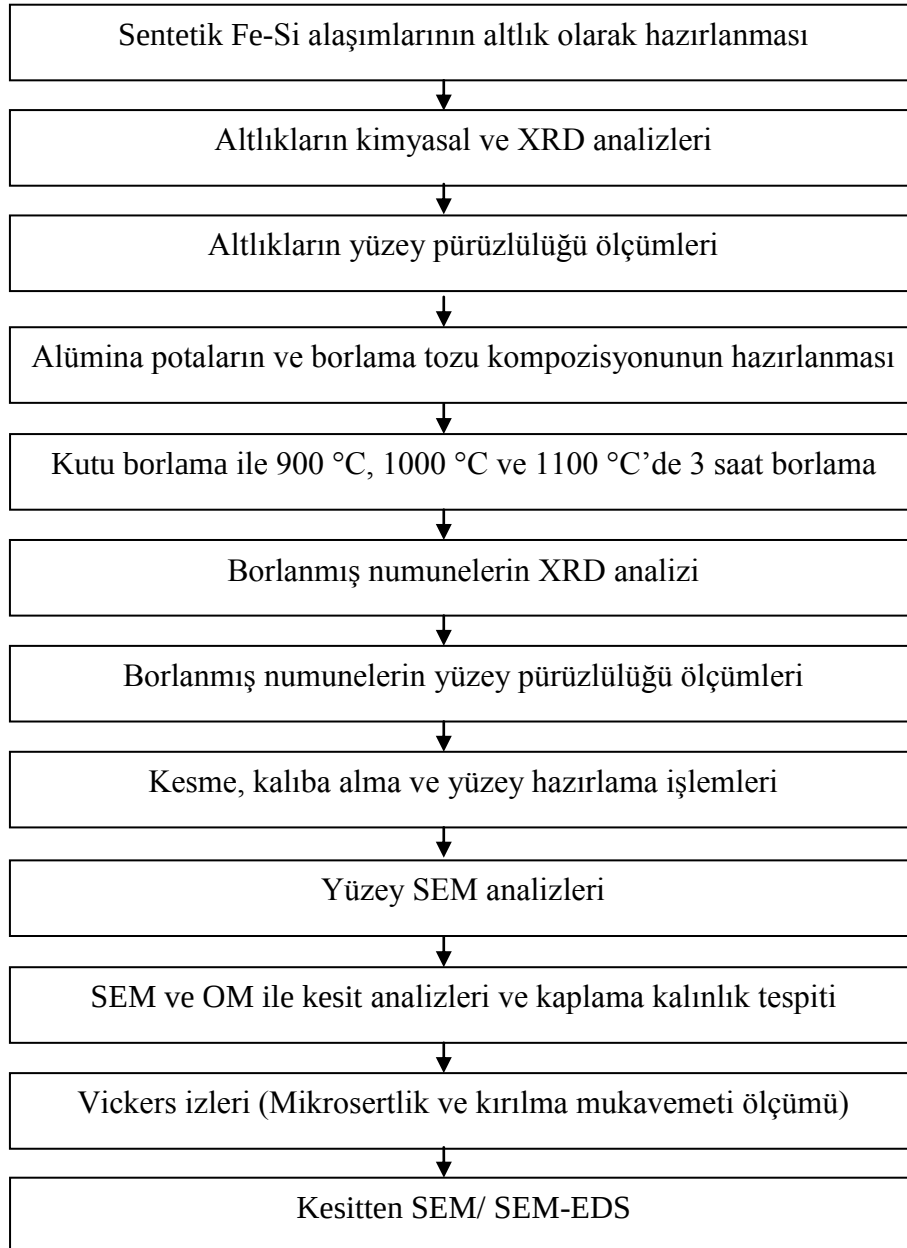
formu ve geçiş bölgesi, kaplama tabakası sertliği ve kırılma tokluğu özellikleri üzerinden borlanma davranışlarına etkisi belirlenmiştir.

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 Deneysel Program

Bu tezdeki deneysel çalışmalar geriye dönüşlerin en aza indirgenmesi amacı ile baştan sona kadar sistematik bir program dahilinde yapılmıştır. Bu program Tablo 4.1’ de akış diyagramı olarak verilmiştir.

Tablo 4.1 Deneysel Program.



4.2 Altlık Malzemenin Hazırlanması

Alfa Easer'dan temin edilen % 99,7 saflıktaki demir parçaları ile % 99,9 saflıktaki silisyum parçaları argon atmosferi altında çalışan ark ergitme cihazında ergitilerek hazırlanmıştır. 0,0001 mg hassasiyetli elektronik terazi kullanarak tartılan ve alaşım hazırlamada kullanılan Fe, Si ve toplam karışım miktarları Tablo 4.2' de verilmiştir. Tablo 4.2' deki değerleri kullandığımız demirin % 99.7 saflığa göre hesaplanması ve atomik değerlere dönüştürülmesiyle Tablo 4.3 elde edilmiştir.

Tablo 4.2 Alaşım hazırlamada kullanılan Fe ve Si miktarları.

Alaşım, % at. Si	Ağırlık, gr			% ağı.	
	Fe	Si	Toplam	Fe	Si
1	55,7941	0,2838	56,0779	99,49	0,51
2	57,4924	0,59	58,0824	98,98	1,02
4	57,4251	1,2089	58,634	97,94	2,06
8	53,1088	2,3252	55,434	95,81	4,19
16	41,2953	3,9564	45,2517	91,26	8,74

Tablo 4.3 Alaşım hazırlama ve kimyasal analizdeki % at. Si değerleri arasındaki % fark.

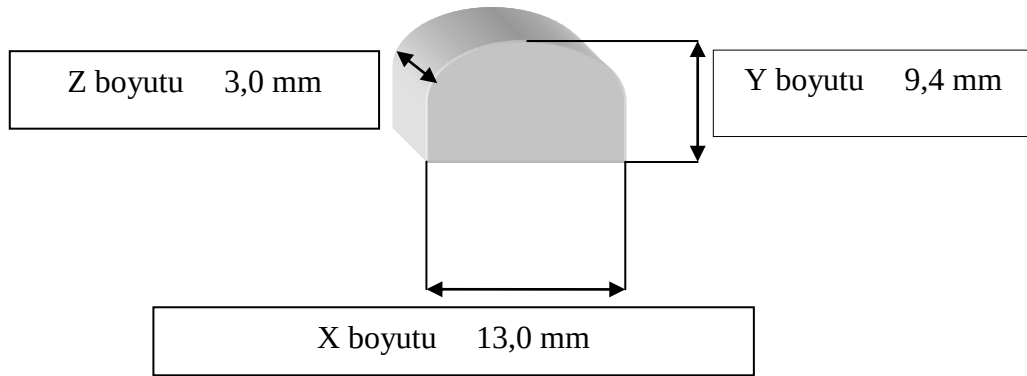
Alaşım, % at. Si	% ağı. Fe	% ağı. Si	% at. Si	% Fark, (% at. Si)
1	99,4924	0,507597	1,009464	+0,9
2	98,98118	1,018824	2,026148	+1,3
4	97,93215	2,067849	4,112358	+2,8
8	95,79337	4,206628	8,365776	+4,6
16	91,2329	8,767099	17,43524	+9,0

Atomik değerlerdeki görülen farklılıkların çıkmasının nedeni alaşım hazırlamak için Fe ve Si parçalarının tartımında en uygun parçacıkların seçilmesi; her istenilen ve tam uygun gelebilecek ağırlıkta parçacığın bulunmasının mümkün olmamasıdır.

Ark ergitme cihazının haznesindeki hava iki aşamalı mekanik ve turbomoleküler pompa ile 4×10^{-6} mbar basınca kadar tahliye edildikten sonra, % 99,998 saflıktaki argon gazı ile doldurularak ark ergitme atmosferi sağlanmıştır. Ergitme işlemine

başladıktan sonra homojenliği sağlamak amacıyla ingot, tutacak yardımıyla en az beş kere ters düz edilerek tekrar ergitilmiş ve vakum altındaki su soğutmalı bakır kalıpta katılaşması sağlanmıştır. Alaşımlara ait yaklaşık dikdörtgenler prizması sayılabilecek ingotların ortalama boyutları $13\text{ mm} \times 9\text{ mm} \times 35\text{ mm}$ ' dir (Şekil 4.1).

Ark ergitme cihazında hazırlanan Fe-Si ikili alaşımlarına ait ingotlardan kaba numune kesme cihazında (DISCOTON5) kalınlıkları en az 2,5 mm. en fazla 3,5 mm. olacak şekilde her alaşımdan 6'şar adet numune çıkarılmıştır. Ortalama boyutlara ve geometriye sahip tipik bir numune Şekil 4.1' de gösterilmiştir.



Şekil 4.1 Dilimlenmiş tipik bir borlama numunesi ve yaklaşık boyutları.

Kaba kesicide kesilmiş olan parçalar daha sonra döner disk zımparalama cihazında (Struers LaboPol-5 500 rpm) sırasıyla 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2500 meshlik zımparalarla aşındırıldıktan sonra döner disk parlatma cihazında (Struers LaboPol-5 500 rpm) tane boyutu $2,7\text{ }\mu\text{m}$ olan alümina ile parlatılmışlardır. Numuneler su ve alkol ile yıkanıp sıcak hava akımında kurutulmuşlardır. Bu sırada numunelerin metalografik hazırlama işlemlerinin ne düzeyde tamamlandıkları optik mikroskop yardımıyla takip edilmiş; yeterli görülmeyenleri (yüzeyde çizik olması, zımparalama yönünün tek yönlü olmaması, yüzeyde yükseklik farklılıkları görülmesi gibi) yeterlilik kazanana kadar aynı metalografik hazırlama işlemlerine tabi tutulmuşlar ve daha sonra 10 dakika süre ile muhtemel kir, alümina vb. kalıntılarından arındırılmak üzere etil alkol içerisinde ultrasonik banyoda tutulup borlamaya hazır hale getirilmişlerdir.

4.3 Altlık Malzemelerin Borlama Öncesi Karakterizasyonu

4.3.1 Kimyasal Analiz

Saf demirden bir numune ve ark ergitme cihazında hazırladığımız Fe-Si ikili alaşımlarından birer numune zımparalama, parlatma ve ultrasonik banyoda temizleme işlemlerinden sonra spektrometre cihazında (SpectroMaxx) kimyasal analize tabi tutulmuştur.

4.3.2 Yüzey Pürüzlülüğü, R_a

Yüzeyleri hazırlanmış numunelerin borlama öncesi profilometre (Veeco DEKTAK 8 Profilometer) cihazında yüzey pürüzlülükleri ölçülmüştür. Her bir alaşıma ait numune yüzeyinde 4 mm^2 lik bir alanın mapping modda 5 mg ağırlıkla 20 kez taranması ile elde edilen yüzey pürüzlülüğü değerleri, R_a Tablo A.1' de verilmiştir. Ayrıca cihaza ait Vision 32 yazılımı ile numunelerin 3 boyutlu yüzey haritaları da çıkartılmıştır.

4.3.3 Faz Bileşimi

Borlama öncesi her alaşımdan ve saf demirden bir numune X-Işınları Kırınımı (XRD) cihazında (Bruker Advance D8) analiz edilmiştir. XRD analizleri, Cu- K_α radyasyonu ile 40 mA akım ve 40 kV jeneratör gerilimi altında 20° - 100° açı aralığında 1 derece/dk hız ile gerçekleştirilmiştir.

4.4 Borlama işlemi

Borlama işlemi için bor kaynağı olarak ticari Ekabor-II tozu kullanılmıştır. Borlama işlemi kutu borlama tekniği ile katı ortamda gerçekleştirilmiştir. Öğütülerek karıştırılan ağırlıkça % 90 SiC, % 5 B_4C ve % 5 KBF_4 den oluşan Ekabor-II, bor kaynağı olarak kullanılarak kendi ürettiğimiz alümina potalar içinde borlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Ekabor-II vakum altındaki fırında $150^\circ C$ de 1 saat süre bekletildikten sonra alümina potaların tabanından başlamak üzere 35' şer gram tartılarak konulmuş ve her 35 gram Ekabor-II tozuna karşılık bir adet numune dik

olarak toza gömülmüştür. Numuneler alaşım değeri sıralarına göre yerleştirilmelerine rağmen borlanma sonrası muhtemel bir karışıklığın önüne geçilmesi amacıyla yan yüzeylerine küçük çentikler açılarak her alaşım değeri için belirleyici bir işaretleme yapılmıştır. Pota tabanından başlanarak sırasıyla % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si ikili alaşımlarından ve saf demirden birer numune Ekabor-II tozuna gömülmüş ve en üstteki saf demirden sonra yine 35 gram Ekabor-II tozu konularak bunun üzerine yaklaşık 1 cm yükseklikte öğütülmüş Ekrit tozu konulmuştur. Toz ve numunelerin yerleştirildiği alümina potalar yine alüminadan ürettiğimiz uygun kapaklarla sıkıca kapatılmıştır. Gaz girişine karşı sıkıca kapatılmış olan alümina potalar atmosfer basıncı altında çalışan elektrik dirençli fırına (Protherm Alser Teknik) yerleştirilmiştir. Fırının sıcaklık kararlılığı ± 5 °C olup, sıcaklığı 900 °C' ye çıkarılmış ve 900 °C' de 3 saat süre ile numunelerin borlanması sağlanmıştır. Numuneler 3 saatlik işlem süresini müteakip fırın içerisinde 250 °C civarına kadar soğutulmuş ve daha sonra kapak açılarak oda sıcaklığına soğutulmuş ve oda sıcaklığına gelindiğinde alümina potaların kapakları açılarak numuneler çıkartılmıştır. Diğer numunelerin 1000 °C ve 1100 °C sıcaklıklarda borlanarak hazırlanması için aynı işlem sırası izlenilmiştir.

4.5 Borlanmış Numunelerin Karakterizasyon İçin Hazırlanması

Borlanmış numunelerin yüzeyleri mekanik olarak temizlenmiş ve saf alkol ile yıkanıp kurutulduktan sonra, yine saf alkol dolu bir beherde ultrasonik banyoya sokularak 10 dakika süre ile muhtemel toz, alümina vb. kalıntılardan arındırılmışlardır. Sonrasında saf alkolle yıkanıp sıcak hava ile kurutulan numuneler hassas numune kesme cihazında (BUHLER) elmas testere ile düşük kesme hızlarında kesilerek kesit yüzeyler ortaya çıkarılmıştır. Kesme işlemi sonrasında kesme yüzeyinde çapak bulunması durumunda bu çapaklar 240 mesh zımpara kağıdında el ile aşındırılmıştır. Sonrasında her bir numuneye ait kesilmiş iki parça; kesit yüzeyleri tabana bakacak ve aralarında boşluk kalmayacak şekilde yağlı kağıt üzerine cımbız vasıtası ile polipropilen dairesel kalıpların merkezine oturtulmuş ve epoksi reçine ile doldurularak kalıba alınmışlardır. 24 saat süre ile kalıp içerisinde kurumada kalan numuneler sonrasında kalıplarından çıkartılmış ve metalografik yüzey hazırlama işlemlerine başlanmıştır. Kesit yüzeyler düşük dönme devirlerinde olmak üzere

döner disk zımparalama cihazında (Struers LaboPol-5 500 rpm) sırasıyla 240' dan 2000 mesh numaralı zımparaya kadar aşındırılmışlardır. Aşındırma işlemi tamamlanan numuneler döner disk parlatma cihazında (Struers LaboPol-5 500 rpm) önce tane boyutu 2,7 μm olan alümina ile sonrasında tane boyutu 1 μm olan alümina ile parlatılmışlardır. Saf su ve alkol ile yıkanıp sıcak hava akımında kurutulmuşlar ve sonrasında saf alkol dolu beherlere alınarak ultrasonik banyoda temizlenmişlerdir. Sonrasında yine saf alkol ile yıkanıp sıcak hava akımında kurutulan numuneler uygun şekilde kodlanarak desikatöre alınmış ve aşağıda açıklandığı gibi karakterizasyon işlemlerine tabi tutulmuşlardır.

4.6 Borlanmış Numunelerin Karakterizasyonu

4.6.1 Kaplama Mikroyapı Analizi

Borür tabakası ve geçiş bölgesi mikroyapısının ve Vickers izlerin incelenmesinde Taramalı Elektron Mikroskobu (Philips XL30 SFEG) kullanılmıştır. 1100 °C' de borlanmış saf demir ve Fe-Si ikili alaşımlara ait numunelerin yüzeylerinden SEM görüntüleri alınmıştır. 900 °C, 1000 °C ve 1100 °C' de borlanmış saf demir ve Fe-Si ikili alaşımlara ait numunelerin kesitlerinden SEM vasıtası ile görüntüleri alınmış ve Vickers izleri (sertlik ve kırılma mukavemeti) ölçülmüştür.

Optik mikroskopta da (Zeiss Imager.M1m) yine farklı büyütmelerde ve farklı bölgelerden görüntüler alınarak bor tabakasının mikroyapısı ve sertlik izleri incelenmiştir.

4.6.2 Yüzey Pürüzlülüğü, R_a

900 °C, 1000 °C ve 1100 °C' de borlanmış saf demir ve Fe-Si numunelerin yüzey pürüzlülükleri profilometre (Veeco DEKTAK 8 Profilometer) cihazı ile ölçülmüştür. Saf demire ve her bir alaşıma ait birer numune yüzeyinde 4 mm²' lik bir alanda mapping modda 20 tarama yapılarak yüzey pürüzlülük (R_a) değerleri ölçülmüştür.

4.6.3 Faz Bileşimi

Borlanmış numunelerin yüzeyinde oluşan bor tabakasının faz içeriğini tespit etmek amacıyla yüzeyde ve kesitte XRD analizi yapılmıştır. Bu nedenle XRD metodu kullanılarak alaşım ve sıcaklığa bağlı olarak hangi fazların mevcut oldukları kıyaslamalı olarak incelenmiştir. Yüzey XRD analizleri 900 °C, 1000 °C ve 1100 °C’ de borlanan tüm numunelere yapılmıştır. Kesit XRD analizleri ise 1100 °C’ de borlanan % at. 4, 8 ve 16 Si içeren numunelere yapılmıştır. XRD analizleri, altlık malzemelerde uygulanan aynı metod ve sürelerde aynı cihazda yapılmıştır.

4.6.4 Kaplama Kalınlığı Tayini

Kaplama kalınlığı ölçümleri Optik Mikroskop, OM (Zeiss Imager.M1m) ve Taramalı Elektron Mikroskobu, SEM (Philips XL30 SFEG) görüntülerinden faydalanılarak yapılmıştır. Her bir mikrofotoğraftan en az 20 farklı kalınlık ölçülerek ortalamaları alınmış ve tüm borlanmış numunelere ait kaplama kalınlıkları (FeB+Fe₂B kalınlıkları) hesaplanmıştır. Kaplama kalınlığı tespit edilen testere dişi yapının nüfuz ettiği en dip nokta bor tabakası kalınlığı olarak kabul edilmiştir.

4.6.5 Mikrosertlik Ölçümleri

Borür tabakası, geçiş bölgesi ve altlık malzemenin sertlikleri mikrosertlik cihazında (Anton Paar MHT-10) Vickers uç kullanılarak 10 gr. yük ve 6 sn. süre ile ölçülmüştür. Sertlik ölçümleri borür tabakasının büyüme yönüne dik doğrultuda sabit yük kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu ölçümler öncesinde, kesit yüzeyinden matrise doğru yapılan sertlik ölçümlerinde numune yüzeylerinin metalografik olarak hazırlanması gerekmektedir (Matuschka, 1980; Goeuriot ve diğ., 1983). Ölçme işlemi kesit yüzeyin 15-20 µm. altından başlayarak FeB ve Fe₂B fazları boyunca eşit aralıklarla olmak üzere yan yana veya birer diş aralıklarla en az 3 diştten yapılmıştır. Daha sonra geçiş bölgesi ve altlık malzemeye geçilmiş ve yine eşit aralıklarla sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bilhassa borür dişleri aralarında yeralan ve geçiş bölgesi olarak düşünülen bölgelerden sertlik izleri alınmaya çalışılmıştır.

Tabaka kalınlığının veya borür dişleri genişliklerinin sertlik ölçümüne izin vermeyecek düzeyde ince olduğu durumlarda, sertlik ölçümleri bir borür dişi üzerinde yukarıdan aşağıya oluşturulan dikey bir doğrultuda değil; yan yana dişlerden yatay bir doğrultu oluşturulması suretiyle gerçekleştirilmiş ve hesaplamaları yapılmıştır. Bu metot özellikle 900 °C’ de borlanan, % at. 8 ve 16 Si içeren alaşımlara ait numunelerde uygulanmıştır. Çünkü bu sıcaklıkta borlanan yüksek alaşımlı bu numunelerde tabaka kalınlığı ve borür dişi genişlikleri dikey bir doğrultu oluştururak ölçüm yapmaya elverişli olmamıştır.

4.6.6 Kırılma Tokluğu Ölçümü

Malzemenin kırılma tokluğunun belirlenmesinde, “Vickers İndentasyonu” ile elde edilen izler kullanılmıştır. Bu yöntemde, mikrosertlik ölçme cihazının (Anton Paar MHT-10) elmas piramit ucu, parlatılmış numunelerin yüzeyine 100 gr, 150 gr ve 200 gr yüklerle 10 saniye süre uygulanmıştır. Numune yüzeyinde piramit bir iz ve bu izin köşelerinden ilerleyen radyal çatlaklar oluşmuştur. Merkezden başlayan çatlak boyları ölçülmüş ve aşağıdaki eşitlik yardımıyla medyan/radyal çatlama yaklaşımı göre kırılma tokluğu değerleri hesaplanmıştır. Medyan/radyal yaklaşıma göre kırılma tokluğu değerini veren eşitlik 4.1’ de verilmektedir.

$$K_{IC} = B \frac{P\sqrt{E/H}}{\sqrt{C_m^3}} \quad (4.1)$$

4.1 nolu eşitlikteki; B sabit değer olmak üzere 0,028’ dir. H, borür tabakalarının Vickers sertlik değeridir ve bu çalışma içerisinde bulunarak ayrı ayrı hesaplanmışlardır. E , Elastisite Modülü olmak üzere Fe₂B için yaklaşık 284 GPa’ dır (Cutler, 1991); P, uygulanan yükü; C_m ise çatlak uzunluğu olup, Vickers izin merkezinden başlayıp uzamakta ve medyan çatlama yaklaşımını temsil etmektedir.

4.6.7 SEM - EDS

Taramalı elektron mikroskobuna (SEM FEI/Philips XL30 FEG ESEM) bağlı bulunan enerji dağılım spektrometresi (EDX Enerji Dağılım Spektrometresi) kullanılarak 900

°C, 1000 °C ve 1100 °C’ de borlanan saf demir ve tüm alaşımlara ait numunelere elementer analizler yapıldı. Alan analizleri borür tabakasından en az iki, geçiş bölgesinden en az bir ve altlıktan en az iki alan seçilerek yapıldı. Nokta analizler ise özellikle geçiş bölgesi olarak düşünülen veya altlık üzerinde görülen borürler gibi hassas noktalarda kullanıldı. Çizgi analizler ise, 12 dakika süre ile borür tabakası başlangıcından başlayarak testere dişi şeklindeki borürler boyunca devam edip geçiş bölgesi olarak düşünülen bölgeyi ve altlığı da kapsayacak şekilde yapıldı.

5. SONUÇLAR

5.1 Altlık Malzeme Kimyasal Analizi

Borlama öncesi saf demir ve Fe-Si altlık numunelerin kimyasal analiz sonuçları Tablo A.2’ de detaylı olarak verilmiştir. Tablo 5.1 ise ana elementler baz alınarak hazırlanmıştır.

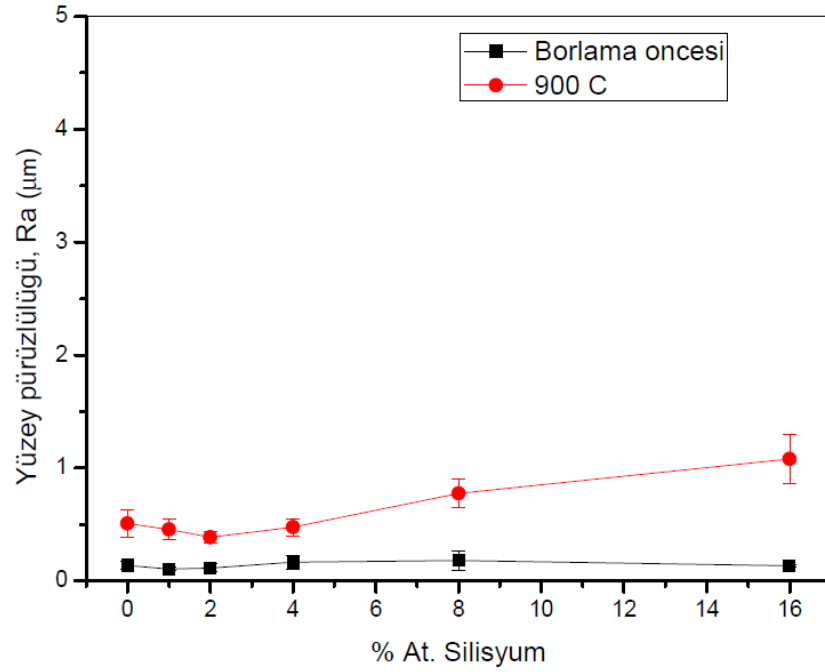
Tablo 5.1 Altlık malzemelerin kimyasal bileşimleri.

Altlık	Kimyasal Bileşim, % ağı.								
	Fe	Si	C	Mn	P	S	Cr	Ni	Diğer
Saf	99,700	0,035	0,023	0,087	0,005	0,005	0,019	0,026	0,101
Fe-1Si	99,300	0,510	0,017	0,078	0,005	0,005	0,015	0,026	0,044
Fe-2Si	98,700	1,100	0,014	0,075	0,004	0,004	0,015	0,019	0,069
Fe-4Si	97,600	2,160	0,015	0,079	0,004	0,005	0,015	0,023	0,099
Fe-8Si	95,400	4,400	0,017	0,081	0,006	0,007	0,015	0,019	0,056
Fe-16Si	90,200	>6,6	0,016	0,076	0,005	0,007	0,012	0,018	0,108

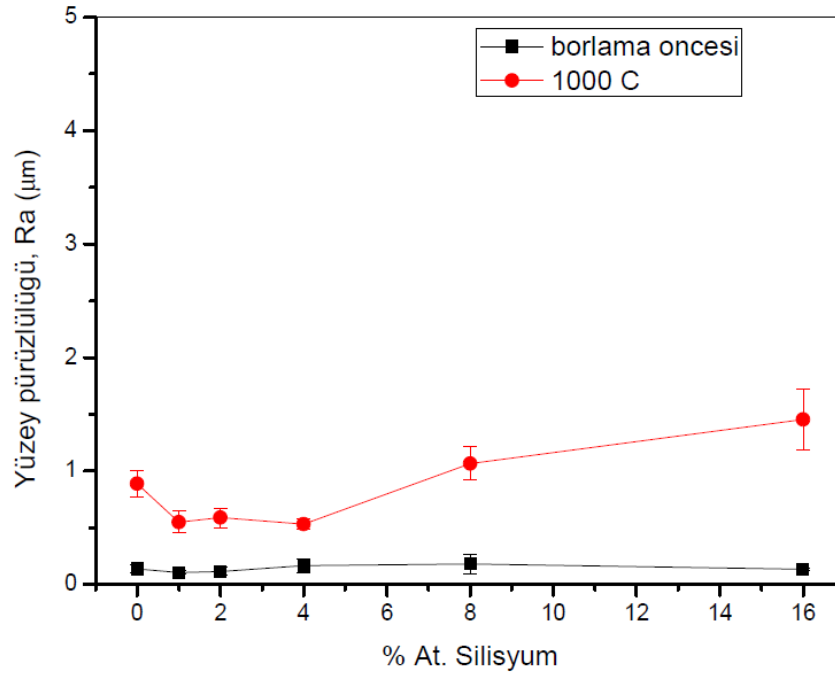
Tablo 4.2’ de verilmiş olan alaşım hazırlamada kullanılan demir ve silisyuma ait ağırlık ölçüm miktarları, Tablo 5.1’ de verilmiş olan altlık malzeme kimyasal analiz sonuçlarıyla birlikte değerlendirilerek karşılaştırıldığında kimyasal analiz sonuçları tartım sonuçlarıyla örtüşmektedir. Sırasıyla incelersek; Alfa Easer’dan temin edilmiş olan % 99,7 saflıktaki demirin kimyasal analizinde % ağı. 99,7 Fe görülmüştür. Hazırladığımız Fe-Si ikili alaşımlardan % ağı. 0,51 Si içeren karışımdan hazırlanan % at. 1 Si alaşıma ait numunenin kimyasal analizinde ağı. % 0,51 Si görülmüştür. % ağı. 1,02 Si içeren karışımdan hazırlanan % at. 2 Si alaşıma ait numunenin kimyasal analizinde % ağı. 1,10 Si görülmüştür. % ağı. 2,06 Si içeren karışımdan hazırlanan % at. 4 Si alaşıma ait numunenin kimyasal analizinde % ağı. 2,16 Si görülmüştür. % ağı. 4,19 Si içeren karışımdan hazırlanan % at. 8 Si alaşıma ait numunenin % ağı. 4,40 Si görülmüştür. % ağı. 8,74 Si içeren karışımdan hazırlanan % at. 16 Si alaşıma ait numunenin kimyasal analizinde % ağı. > 6,60 Si görülmüştür (Cihazın Si analizi üst sınırı).

5.2 Yüzey Pürüzlülüğü, R_a

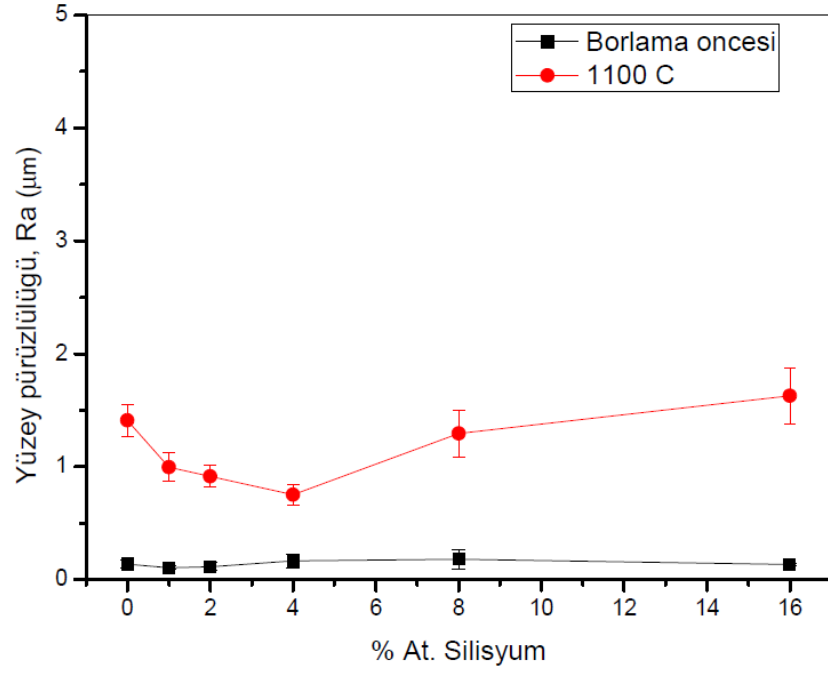
Saf demir ve Fe-Si numunelerin 900 °C’ de, 1000 °C’ de ve 1100 °C’ de borlanmaları sonrasında ölçülen yüzey pürüzlülüğü değerleri kıyaslama amacıyla borlama öncesi ölçülen altlık numune yüzey pürüzlülüğü değerleri ile birlikte Şekil 5.1-5.2’ de verilmiştir.



(a)

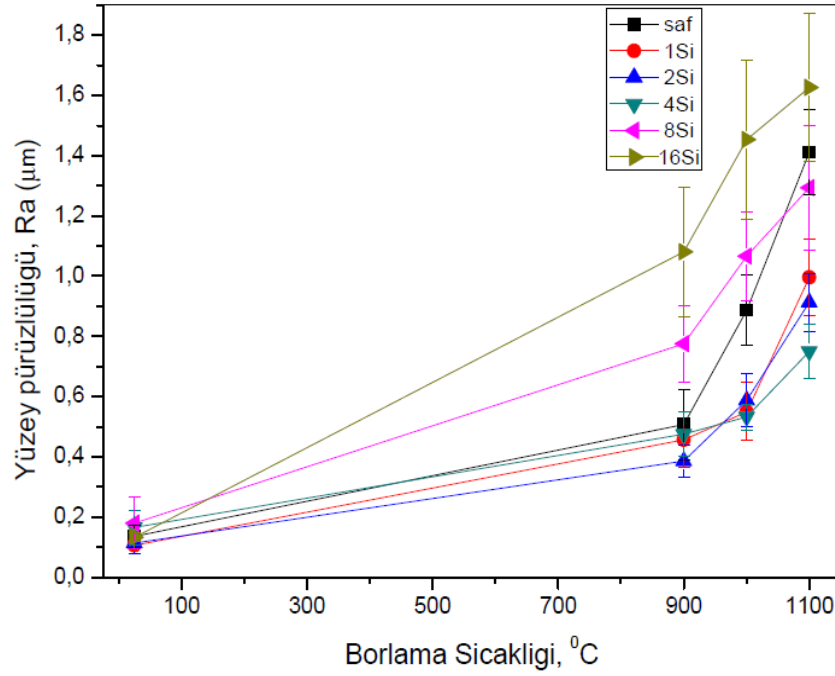


(b)



(c)

Şekil 5.1 Saf demir ve Fe-Si numunelerin borlanma öncesi ve sonrası yüzey pürüzlülüklerinin altlıktaki silisyum miktarıyla değişimi, **a)** 900 °C, **b)** 1000 °C, **c)** 1100 °C’ de borlama sonrası.

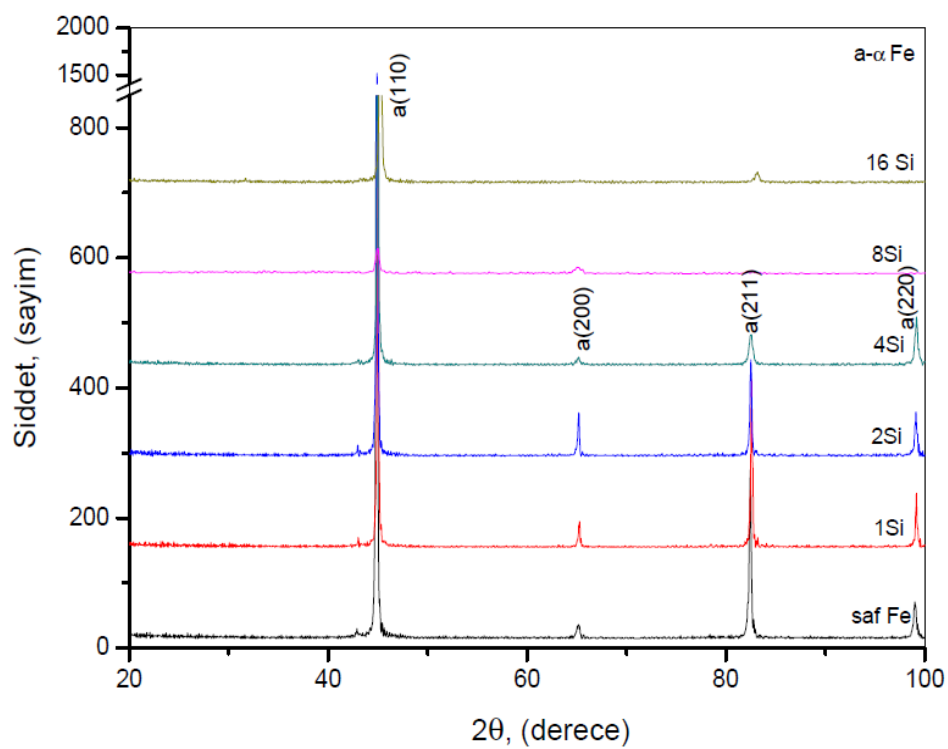


Şekil 5.2 Yüzey pürüzlülüğünün sıcaklıkla değişimi; saf demir ve Fe-Si alaşımlar için.

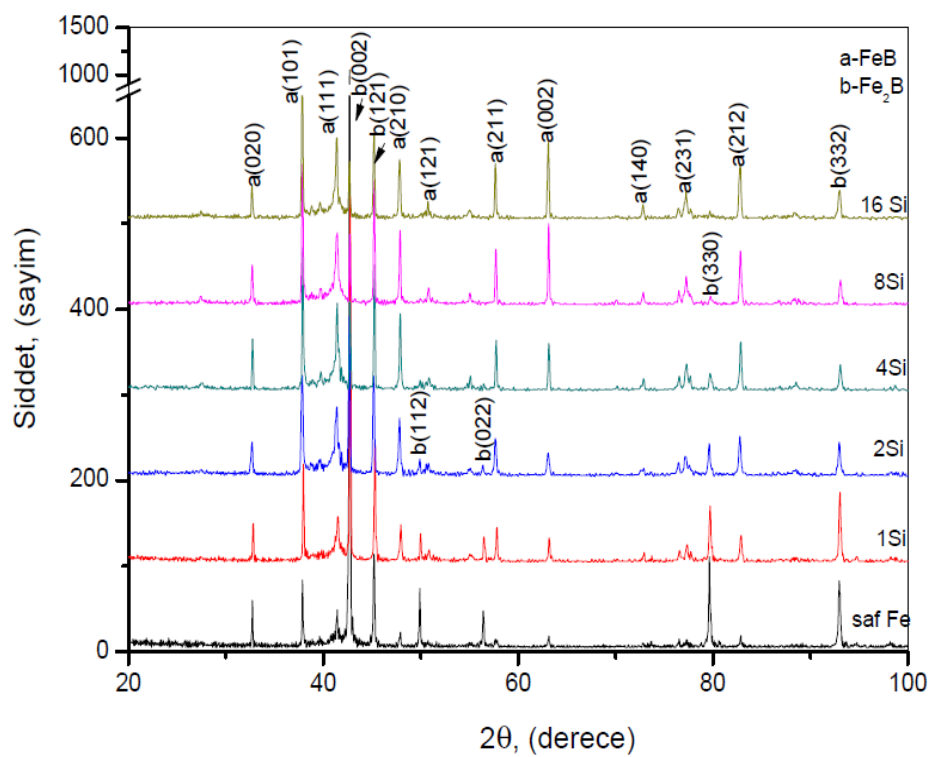
Grafikler incelendiğinde borlama işlemi sonrasında saf demir ve Fe-Si numunelerin tümünde yüzey pürüzlülüğü değerleri borlama öncesi değerlere göre artış göstermiştir. Bu artış borlama sıcaklığının da artmasıyla birlikte aratarak devam etmiştir. Borlama öncesi tüm numunelerin ortalama yüzey pürüzlülüğü $0,1\pm0,04\ \mu\text{m}$ iken $900\ ^\circ\text{C}$, $1000\ ^\circ\text{C}$ ve $1100\ ^\circ\text{C}$ borlama sonrasında sırasıyla $0,6\pm0,11\ \mu\text{m}$, $0,8\pm0,13\ \mu\text{m}$ ve $1,2\pm0,15\ \mu\text{m}$ ’ dir. Artan borlama sıcaklığına karşı tüm numunelerin ortalama yüzey pürüzlülüğü değerleri artmaktadır. Aynı borlama sıcaklığında ise % at. 1, 2 ve 4 Si içeren numunelerin yüzey pürüzlülükleri; saf demir ve % at. 8 Si içeren numunelerin yüzey pürüzlülüklerinin altında kalmıştır. Borlama öncesinde ise saf demir ve Fe-Si numunelerin yüzey pürüzlülükleri arasında belirgin bir farklılık görülmemiştir.

5.3 XRD Analizi Sonuçları

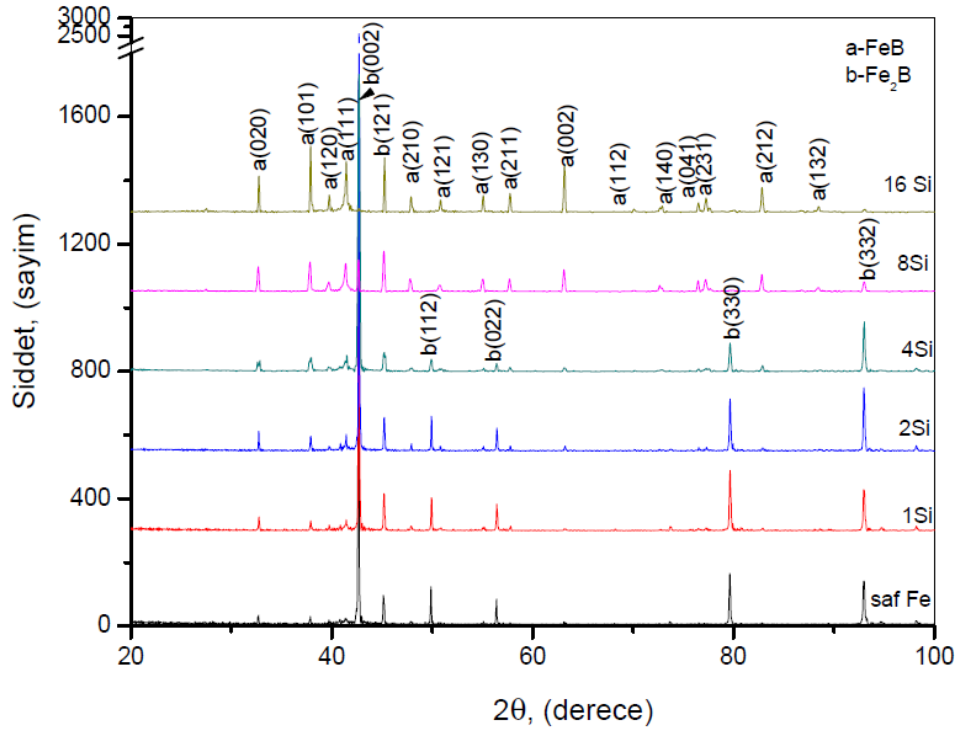
Borlama öncesinde altlık numunelerin yüzeylerinden ve $900\ ^\circ\text{C}$, $1000\ ^\circ\text{C}$, $1100\ ^\circ\text{C}$ ’ de borlama sonrası numunelerin yine yüzeylerinden yapılan XRD analizi sonuçlarından elde edilen XRD paternleri ve oluşan fazların kristal düzlemleri de bu paternlerde gösterilmiştir (Şekil 5.3). Şekil 5.3.a’ da borlama öncesi altlık malzeme yüzeyinden yapılan XRD analizde tespit edilen piklerin saf demire ait olduğu görülmüştür.



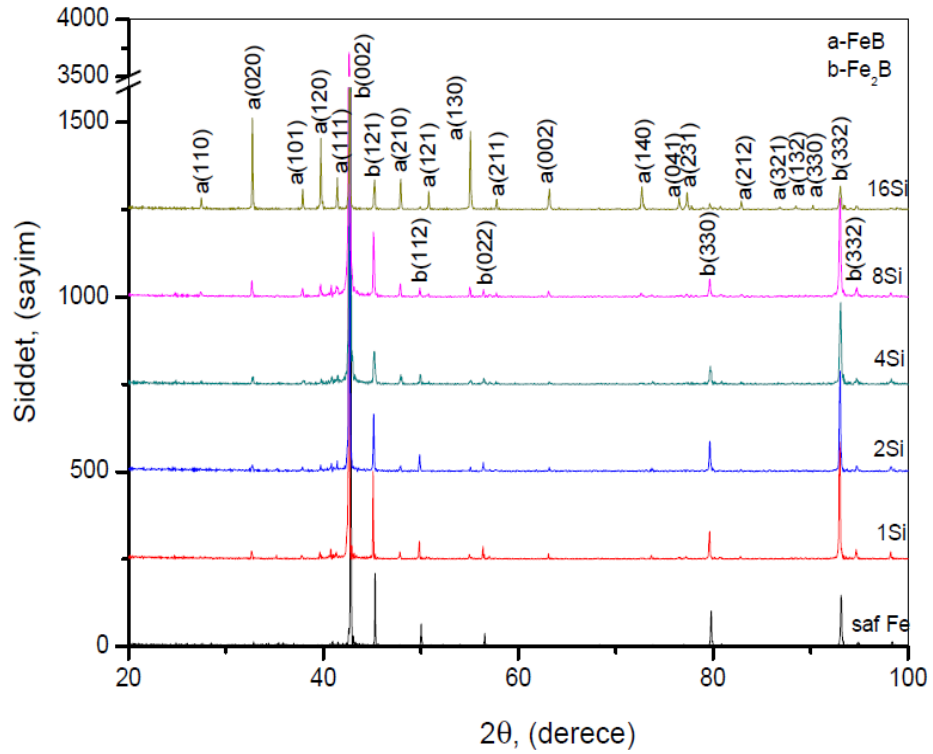
(a)



(b)



(c)



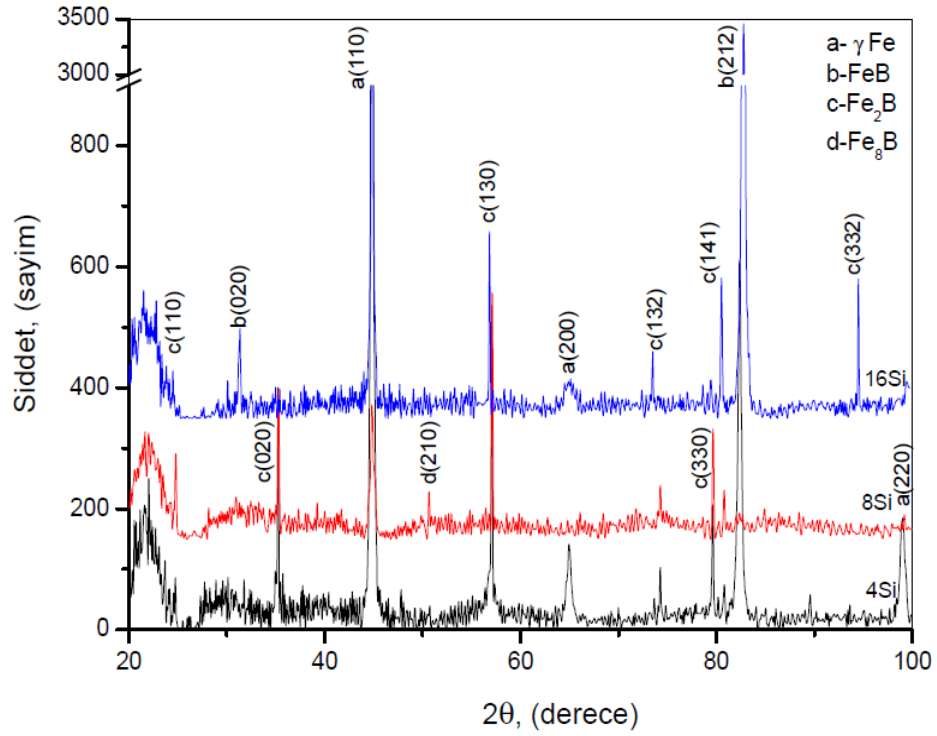
(d)

Şekil 5.3 Saf demir ve % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si numunelerin yüzey XRD paternleri: **a)** Borlama öncesi ve **b)** 900 °C’ de, **c)** 1000 °C’ de ve **d)** 1100 °C’ de borlanmış.

Şekil 5.3-5.4’ de verilen XRD paternlerinde görülen şiddet seviyeleri sayımlardakiler ile birebir değildir, y eksenini şiddet değerlerine ekleme yapılmış ve y eksenini boyunca genişletilerek birbirlerinin içine girmeden şiddetlerin okunabilmesi ve yine y ekseninde bazı aralıkların kesilip çıkartılarak düşük şiddete sahip piklerin de görülmesi sağlanmıştır.

Yüzey XRD analizleri sonucunda borlanmış saf demir numunelerin yüzeyinde sadece düşük bor konsantrasyonuna sahip Fe_2B fazı görülmüştür. Borlanmış Fe-Si numunelerin yüzeylerinin ise yüksek bor konsantrasyonuna sahip FeB ve düşük bor konsantrasyonuna sahip Fe_2B türünde borürlerden oluştuğu görülmüştür. Ayrıca alaşım elementi olarak demire katılan silisyum herhangi bir silisyumborür oluşturmamıştır. Ancak alaşım elementi miktarı ve sıcaklığa bağlı olarak pik şiddetlerinde farklılıklar görülmüştür. Grafikler incelendiğinde başta % at. 16 Si içeren alaşımlara ait numuneler olmak üzere at. % 8 Si içeren numunelerde de Fe_2B fazının yerini FeB fazına bıraktığı görülmüştür.

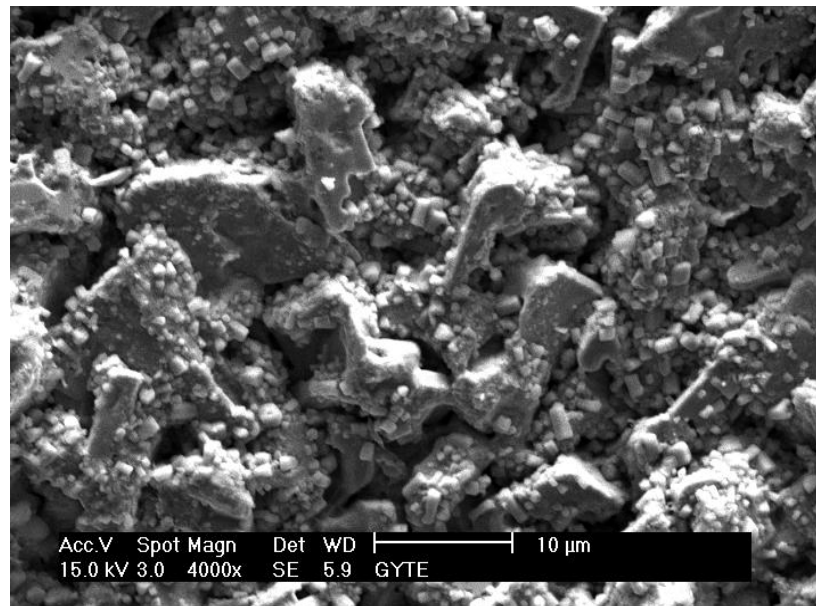
Kesit XRD analizleri; yüzey XRD analizlerinde farklı bir borür veya bileşiğe ait bir pikin şiddetine cılız da olsa rastlanmamasından dolayı sadece 1100 °C’ de borlanan ve at. % 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si alaşımlara ait numunelere kesitten XRD analizi yapılmıştır. Bunun nedeni farklı bir borür veya bileşik görme ihtimalinin az da olsa 1100 °C’ de borlanan at. % 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si alaşımlara ait olabileceğinin öngörülmesidir. 1100 °C’ de borlanan % at. 4, 8 ve 16 Si içeren alaşımlara ait numunelerin kesitlerinden yapılan XRD analizi paternleri Şekil 5.4’ de verilmiştir.



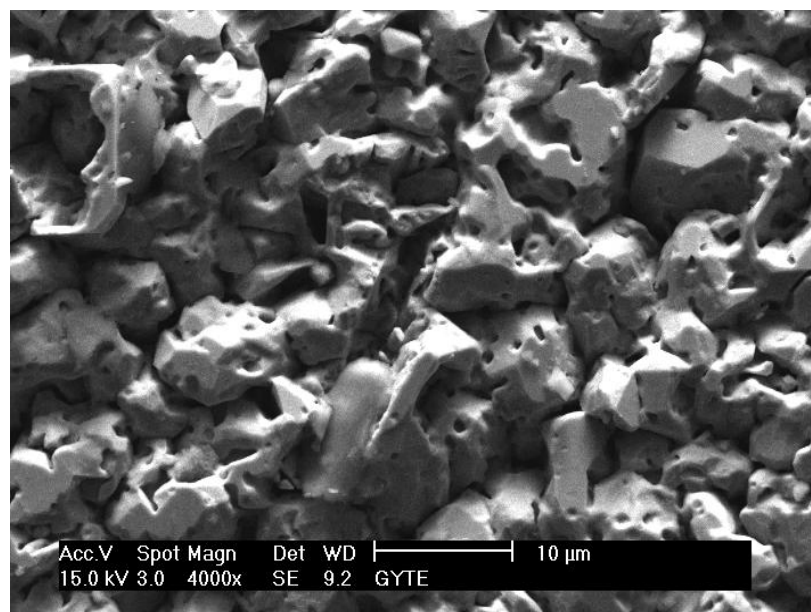
Şekil 5.4 Saf demir ve % at. Si 4, 8 ve 16 numunelerin kesit XRD paternleri.

5.4 Mikroyapı İncelemeleri

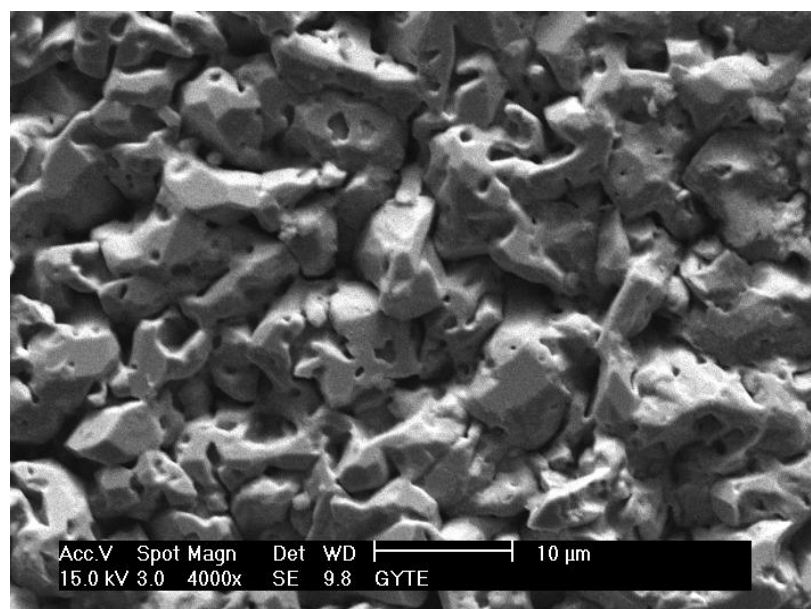
1100 °C’ de borlanan saf demire ve Fe-Si ikili alaşımlara ait numunelerin yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri Şekil 5.5’ de verilmiştir. Bu görüntüler demirborür kaplama yüzeylerine aittir.



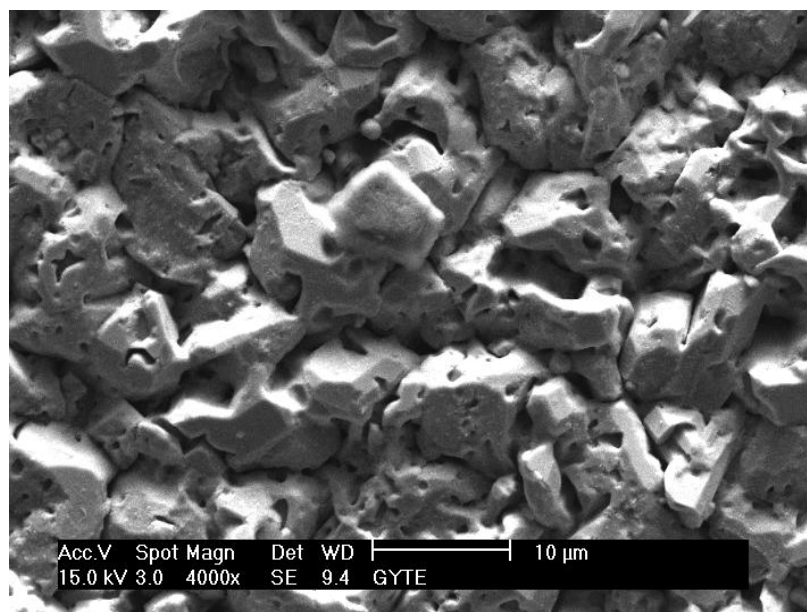
(a)



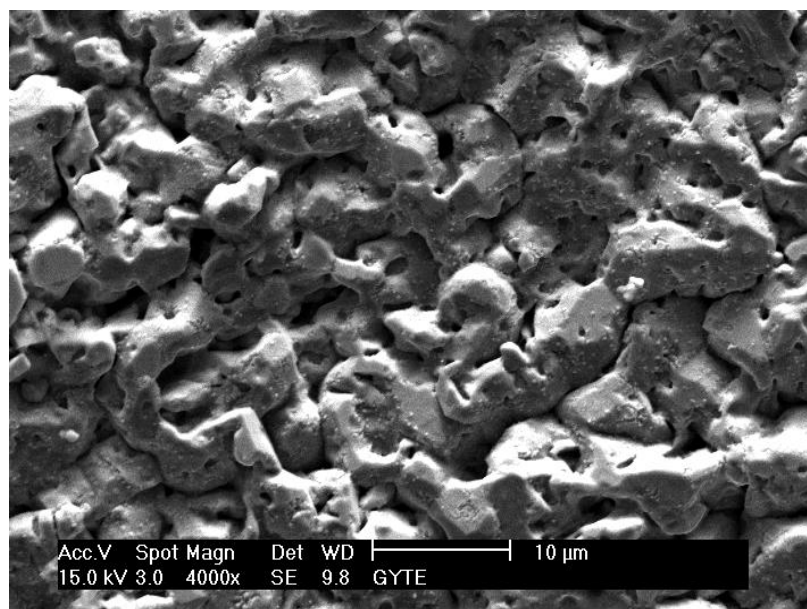
(b)



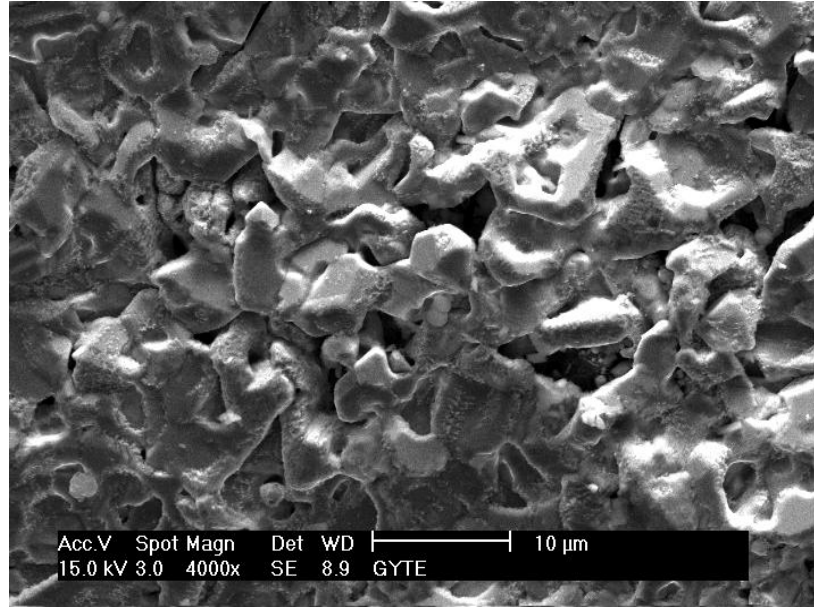
(c)



(d)



(e)



(f)

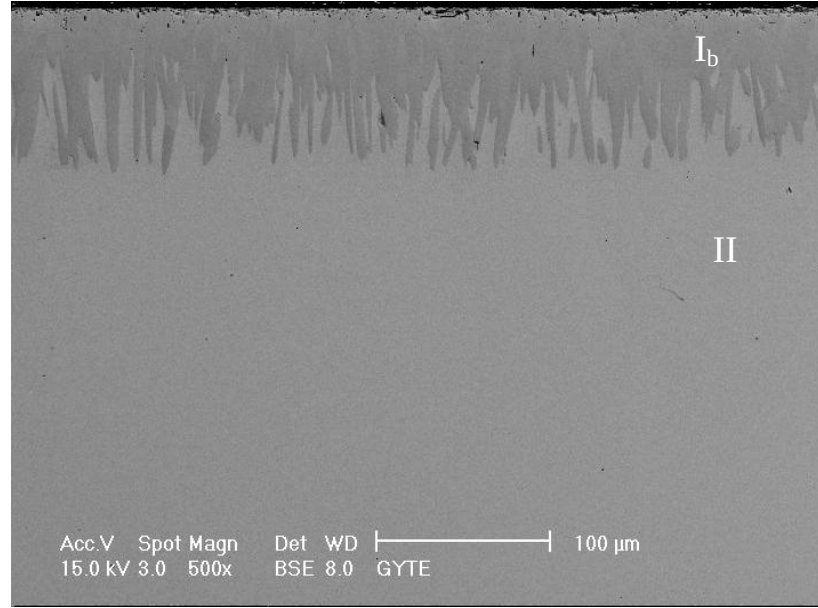
Şekil 5.5 1100 °C’ de borlanan **a)** saf demir; at. % Si **b)** 1, **c)** 2, **d)** 4, **e)** 8, **f)** 16 numunelerin yüzey SEM görüntüleri.

Genel olarak demir esaslı malzemelerin borlanmasıyla oluşan borür tabakası kesitten incelendiğinde borca zengin FeB ve onun hemen altındaki Fe₂B fazlarından meydana geldiği ve bu fazların metalografik olarak birbirlerinden belirgin bir şekilde ayrıldıkları ifade edilmektedir (Matuschka, 1980; Goeuriot ve diğ., 1981; Uzun, 2002). Şekil 5.6-5.8’ de saf demir ve Fe-Si numunelerin kesit SEM görüntüleri Şekil 5.3 ve 5.4 ile beraber incelendiğinde kontrast farkının bu iki borür fazından olduğu anlaşılmaktadır. Koyu renkli olan fazın FeB ve açık renkli olan fazın Fe₂B fazı olması suretiyle; kaplamanın iki fazdan (FeB+Fe₂B) veya tek fazdan (Fe₂B) meydana geldiği anlaşılmaktadır.

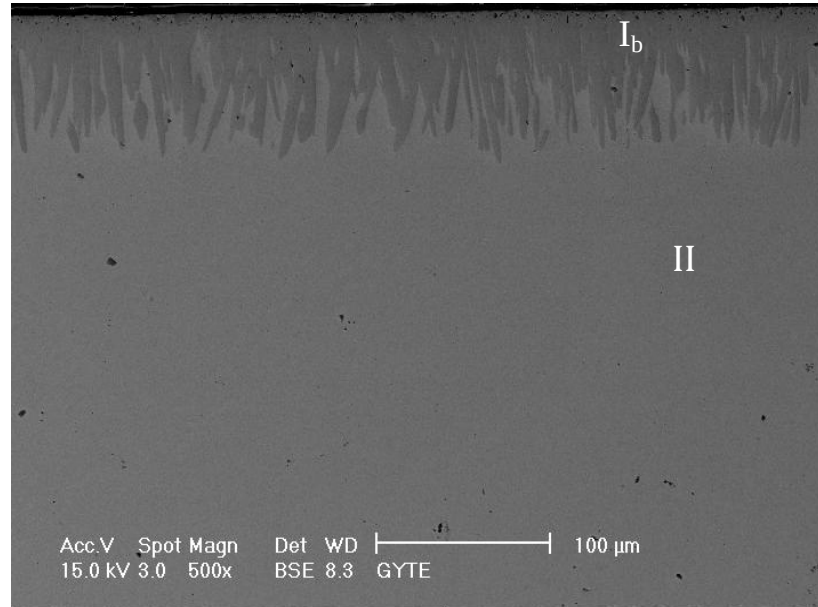
Şekil 5.6-5.8’ de görüldüğü gibi bor tabakası tek veya iki farklı renk tonuna sahip tabakalardan oluşmaktadır. I_a, koyu renge sahip dış tabakayı, I_b, açık renge sahip alt tabakayı ve II ise altlık malzemeyi (saf demir veya Fe-Si ikili alaşımı) temsil etmektedir. Bu bor tabakasındaki renk farklılığını (kontrast farklılığını) net bir biçimde görebilmek için SEM ikincil elektronlar (SE) modu veya geri saçılmış elektronlar (BSE) modu kullanılmıştır.

900 °C’ de 3 saat süre ile borlanan numunelerin kesitlerinden 500 X veya 1000 X büyütmede alınan SEM görüntüleri Şekil 5.6’ da verilmiştir. Kaplama kalınlığının

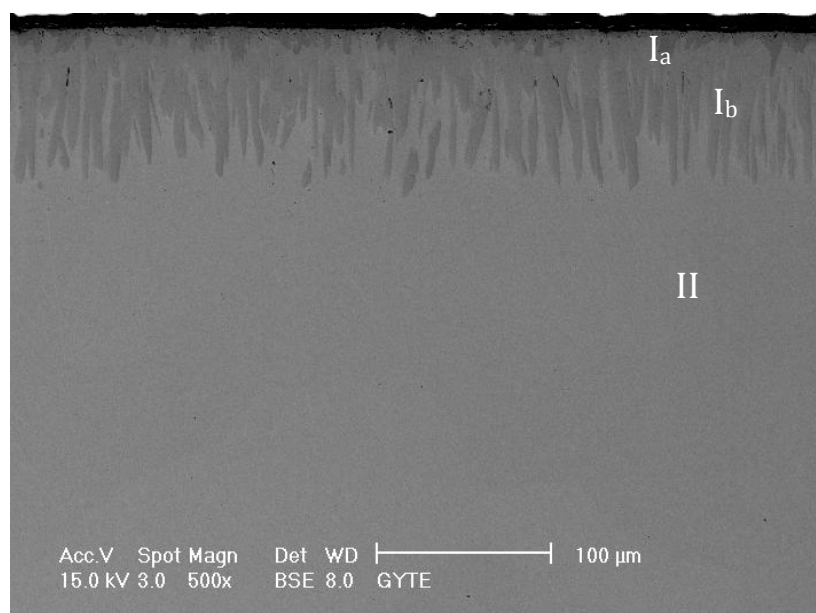
daha düşük olduğu, % at. 8 ve 16 Si içeren borlanmış Fe-Si alaşımlarına ait numunelerde 500 X büyütmedeki mikroyapı görüntülerinin yanında 1000 X büyütme görüntüleri de alınmıştır.



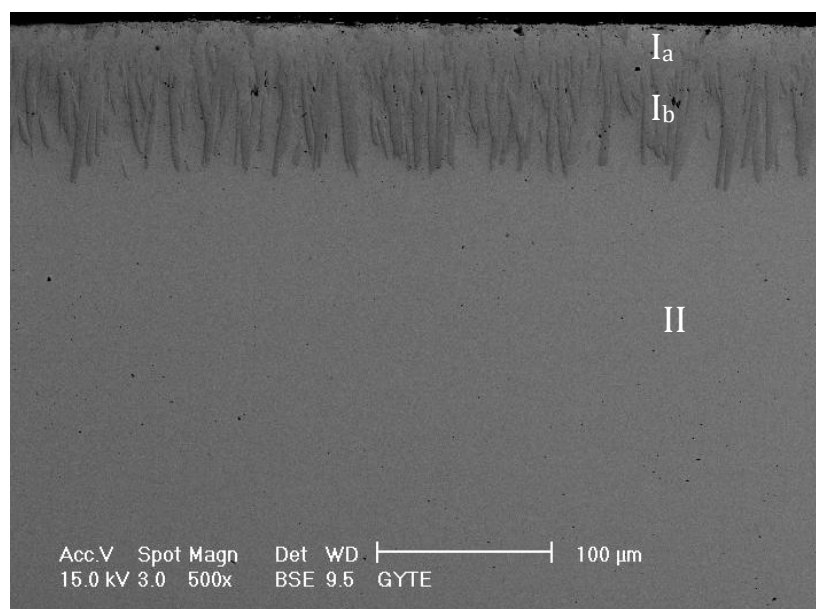
(a)



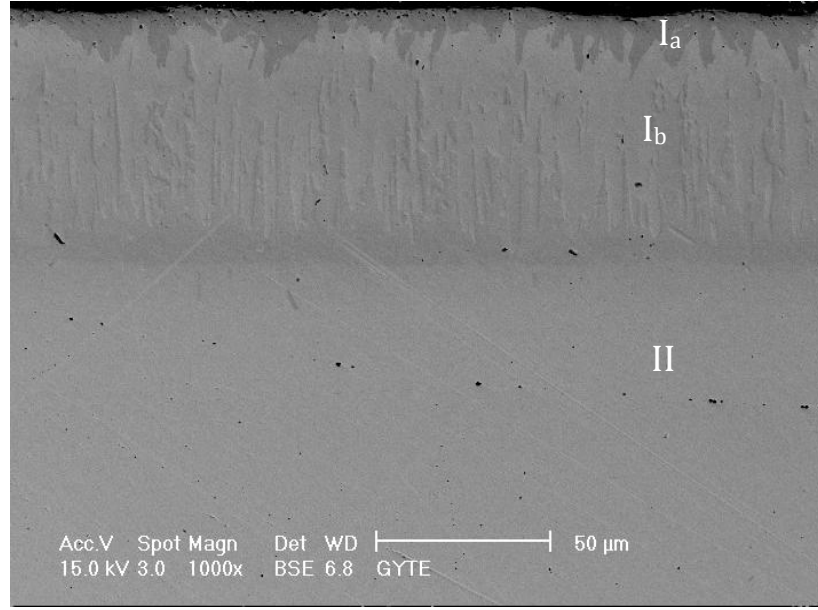
(b)



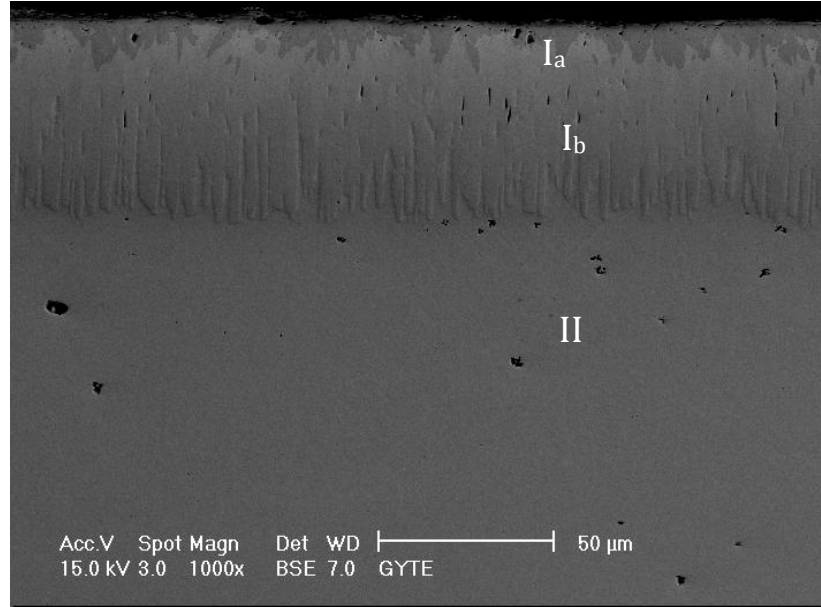
(c)



(d)



(e)



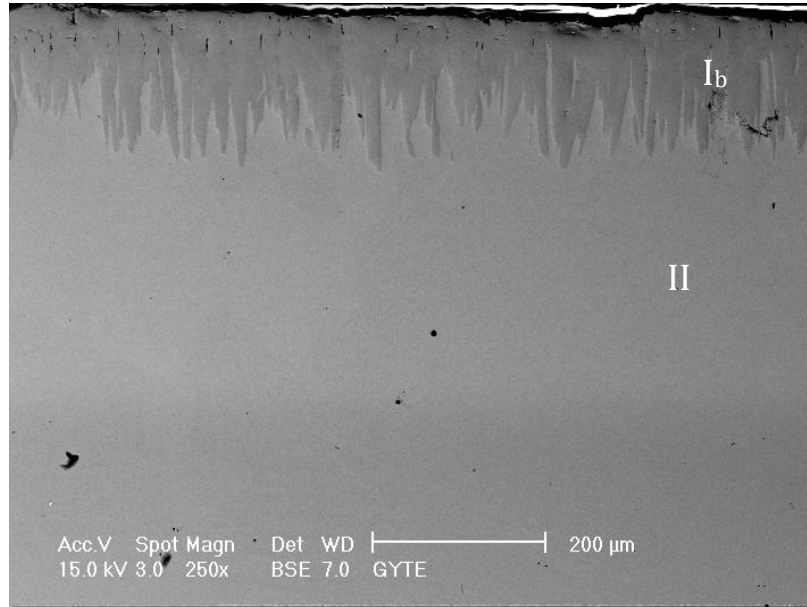
(f)

Şekil 5.6 900 °C’ de borlanan numunelerin kesit SEM görüntüleri; **a)** saf demir ve % at. Si **b)** 1, **c)** 2, **d)** 4 , **e)** 8 ve **f)** 16.

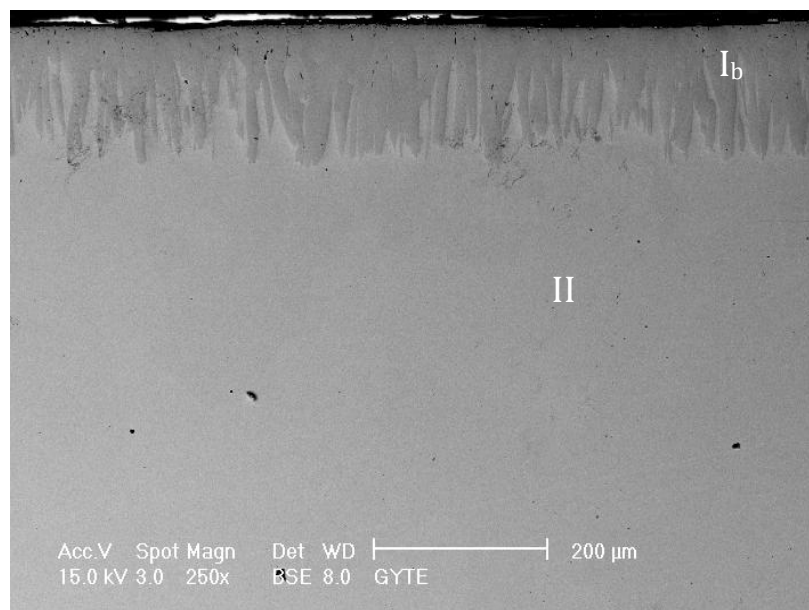
Şekil 5.6.a-b incelendiğinde borür tabakası sadece Fe_2B ’den oluşmakta olup, önemsenecek bir çatlak ya da porozite içermemektedir; (Uzun, 2002) sınıflandırmasına göre E tipi yapıdadır. Borür tabakası/matris arayüzeyi taraksı formdadır. Şekil 5.6.c-d’ de borür tabakaları incelendiğinde Fe_2B fazının üzerinde FeB fazının oluşmaya başladığı görülmekte olup; sınıflandırmada D tipi borür tabakası ile örtüşmektedir ve belirgin bir porozite veya çatlak içermemektedir. Borür tabakası/matris arayüzeyi taraksı formdadır. Şekil 5.6.e-f’ de FeB fazı büyümeye

devam etmiştir ve sürekli hale gelmiştir, bu sürekliliği itibarı ile C tipi borür tabakası sınıfındadır. Şekil 5.6.e’ de taraksı arayüzey formu yerini düz forma bırakmaya başlamış ve Şekil 5.6.f’ de bu değişim daha belirgin bir şekildedir ve borür tabakasının az miktarda porozite içerdiği görülmektedir.

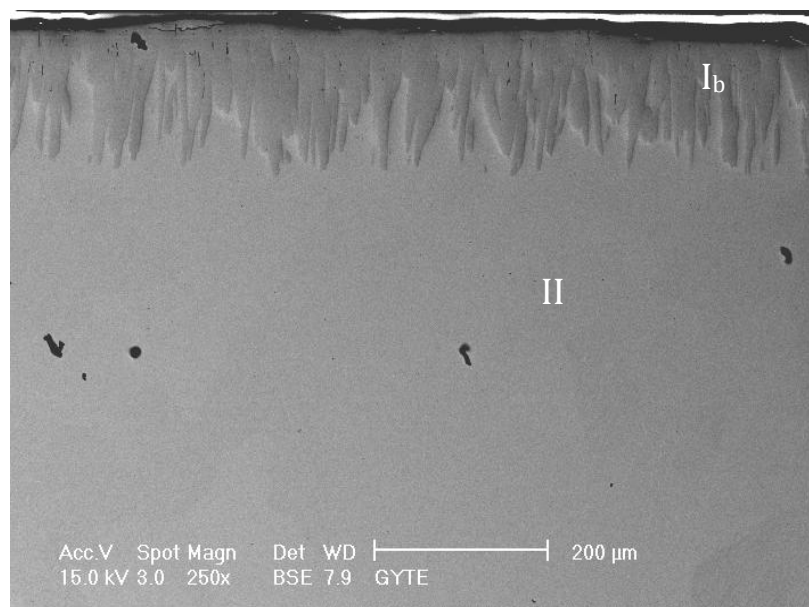
1000 °C’ de 3 saat süre ile borlanan numunelerin kesitlerinden 250X veya 500X büyütmede alınan SEM görüntüleri Şekil 5.7’ de verilmiştir. Kaplama kalınlığının daha düşük olduğu % at. 8 ve 16 Si içeren alaşımlara ait numunelerde 250X büyütmedeki mikroyapı görüntülerinin yetersiz kalması nedeniyle 500X büyütme görüntülerinin kullanılmasıdır.



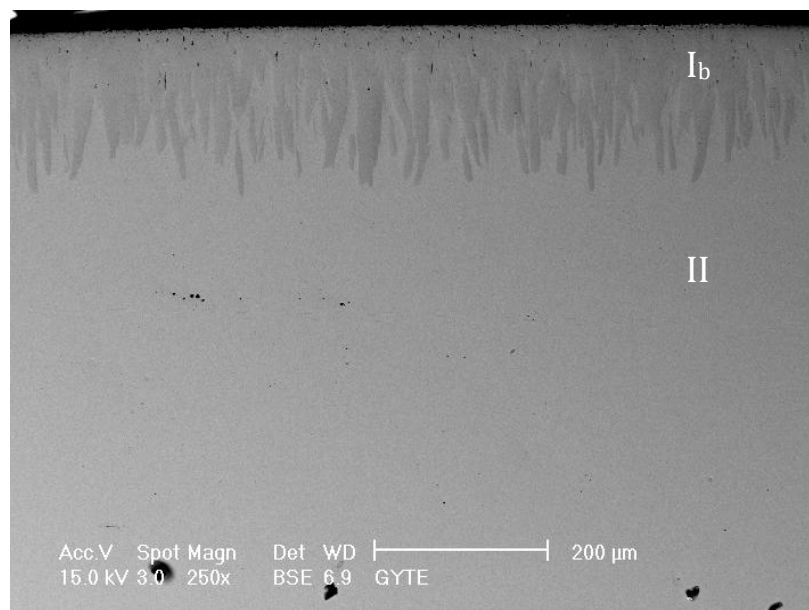
(a)



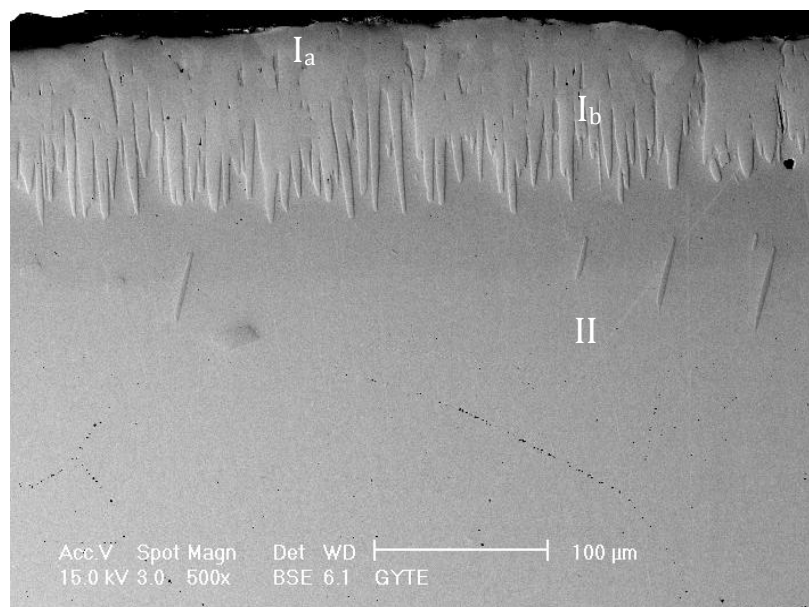
(b)



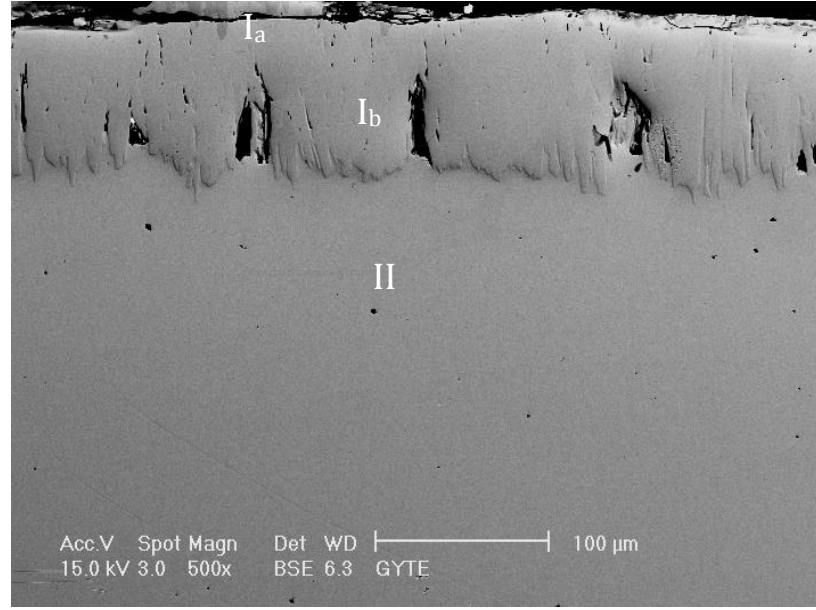
(c)



(d)



(e)

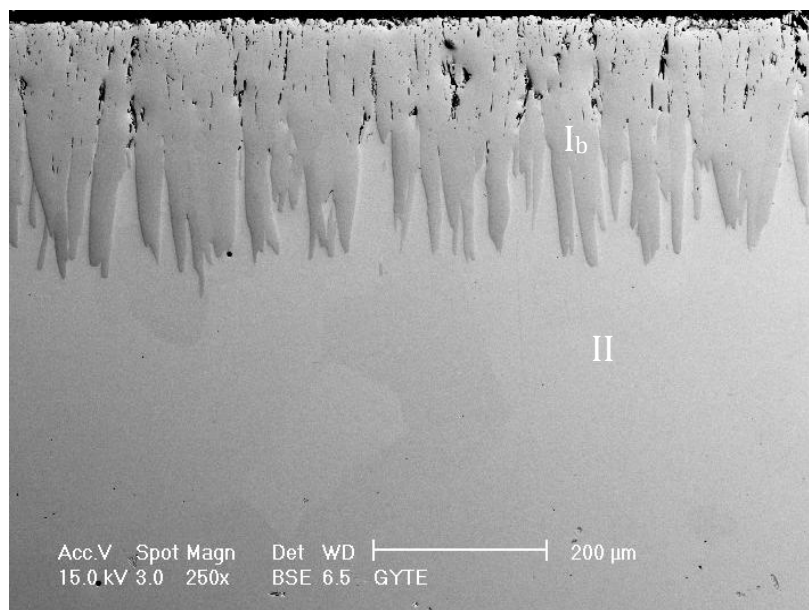
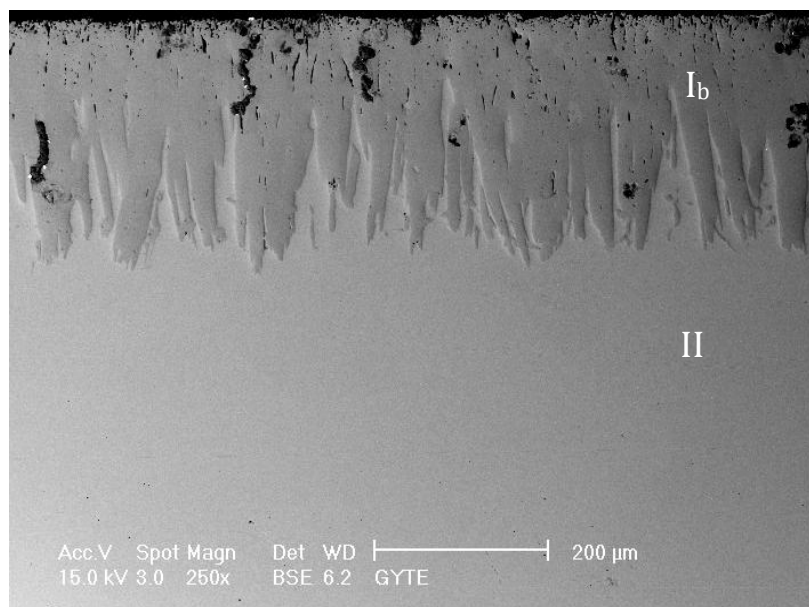


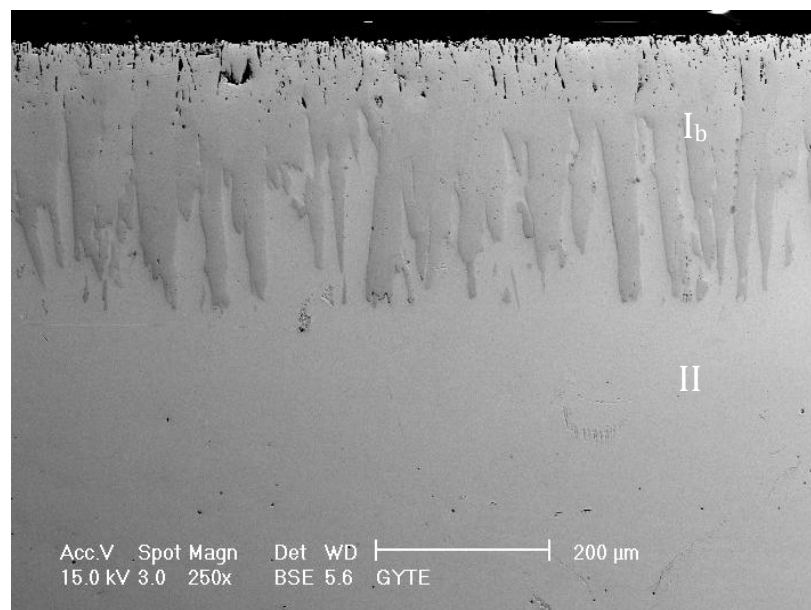
(f)

Şekil 5.7 1000 °C’ de borlanan numunelerin kesit SEM görüntüleri; **a)** saf demir ve % at. Si **b)** 1, **c)** 2, **d)** 4 , **e)** 8 ve **f)** 16.

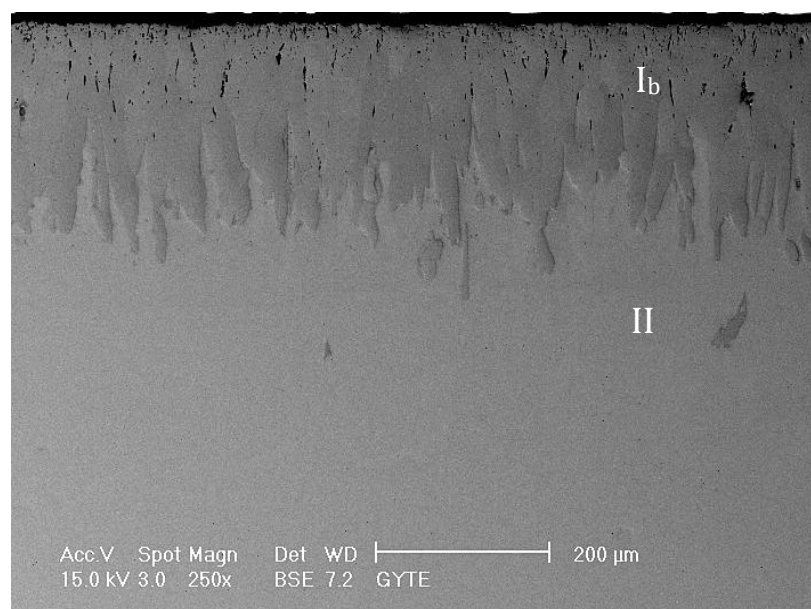
Şekil 5.7.a-b-c-d incelendiğinde borür tabakası Fe_2B fazından oluşmakta olup, sınıflandırmada E tipi ile örtüşmektedir ve önemsenecek bir porozite ya da çatlak mevcut değildir. Borür tabakası/matris arayüzeyi ise taraksı formdadır. Şekil 5.7.e-f’ de ise Fe_2B fazı üzerinde FeB fazı oluşmuş olup borür tabakası D tipidir. Şekil 5.7.e’ de Fe-Si altlık malzeme üzerinde kaplamanın hemen altında çökeltiye benzer yapılar görülmüştür ve borür tabakası/matris arayüzeyi taraksı formda iken Şekil 5.7.f’ de taraksı formunu nerdeyse tamamen kaybetmiş ve düz forma geçilmiştir, ayrıca borür tabakası yüzey kısmında çatlak oluştuğu ve borür/matris arayüzeyine yakın bölgelerde borür dişlerine paralel belirgin porozite görülmektedir.

1100 °C’ de 3 saat süre ile borlanan numunelerin kesitlerinden 250X veya 500X büyütmede alınan SEM görüntüleri Şekil 5.8’ de verilmiştir.

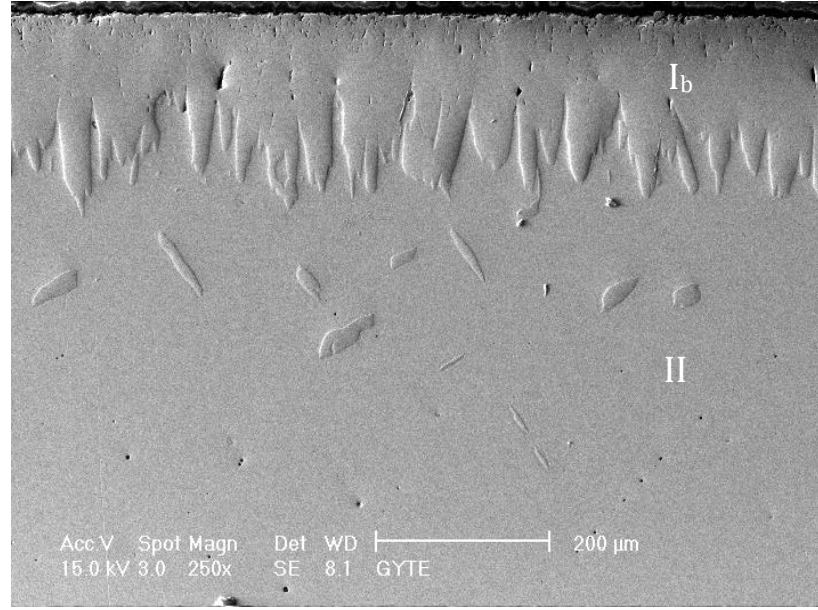
**(a)****(b)**



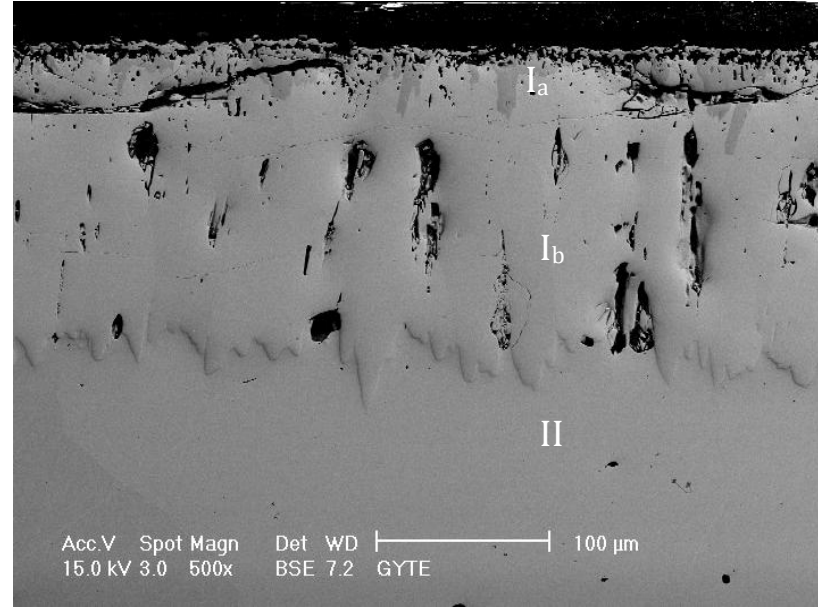
(c)



(d)



(e)



(f)

Şekil 5.8 1100 °C’ de borlanan numunelerin kesit SEM görüntüleri; **a)** saf demir ve % at. Si **b)** 1, **c)** 2, **d)** 4 , **e)** 8 ve **f)** 16.

Şekil 5.8.a-b-c’ de tipik taraksı yapı açık bir şekilde görülmektedir ve borür tabakaları Fe_2B ’ den oluşup E tipidir, Şekil 5.8.d’ de taraksı yapı ve borür tabakası tipi değişmemekle beraber Şekil 5.7.f’ deki çökeltiye benzer yapılar altlık malzemede görülmeye başlanmıştır. Şekil 5.8.e’ de ise borür tabakası Fe_2B ’ den oluşup borür tabakası/altlık arayüzeyi taraksı yapıdan uzaklaşmaya başlayarak borür dışları kalınlaşmış, daha düz ve da az girintili çıkıntılı bir hal almıştır; bu nedenle F tipidir ve altlık malzeme üzerindeki çökeltiye benzeri yapıların sayısında belirgin artış

meydana gelmiştir. Şekil 5.8.f’ de ise Fe₂B fazı üzerinde FeB fazı meydana gelmiştir ve borür tabakası belirgin çatlak ve porozite içermektedir. Borür tabakası/altlık arayüzeyi düz formdadır ve borür tabakası D tipidir.

5.5 Kaplama Kalınlığı

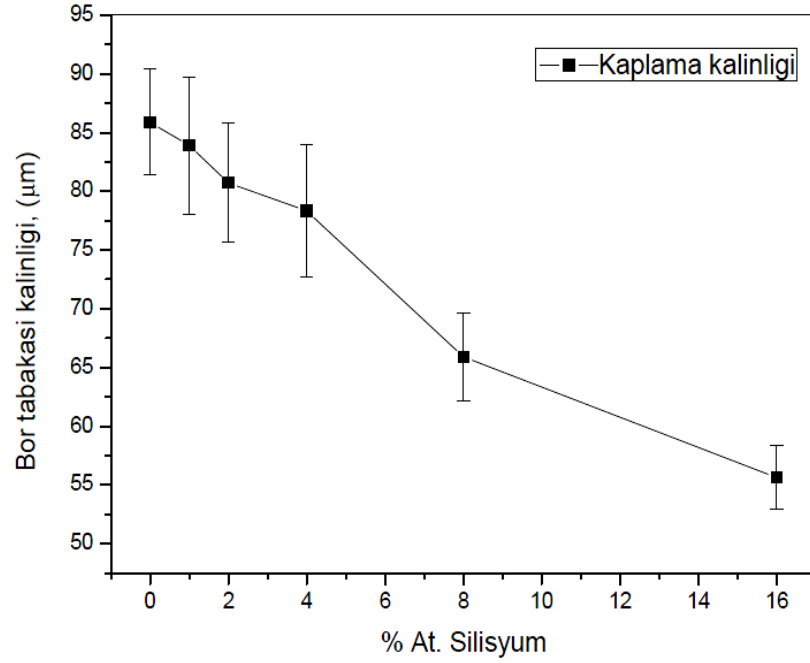
Saf demir ve farklı oranda Si içeren Fe-Si alaşımları yüzeylerinden 900 °C, 1000 °C ve 1100 °C borlama sıcaklıklarında elde edilen borür tabakası kalınlığı değerleri standart sapmaları ile birlikte Tablo 5.2’ de verilmiştir. Bu kalınlıklar kesitten yapılan SEM görüntülerinden elde edilmiştir. Bu sıcaklıklarda oluşan borür tabakası kalınlıkları Si oranına bağlı olarak Şekil 5.9’ da verilmiştir. Borür tabakası kalınlığına alaşım elementi olarak silisyumun etkisi bu grafiklerde açıkça görülmektedir.

Tablo 5.2 Fe ve Fe-Si yüzeyinden elde edilen borür tabakası kalınlığının borlama sıcaklığı ve kimyasal bileşime bağlı olarak değişimi.

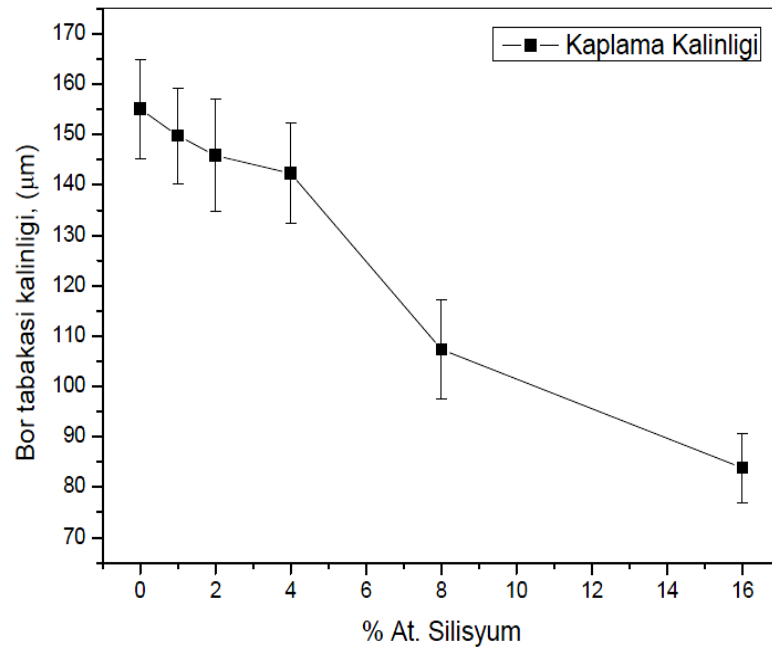
Borlama Sıcaklığı, °C	% at. Si	Kaplama Kalınlıkları, µm
900	Saf Fe	83±10
	1	80±11
	2	78±10
	4	77±8
	8	66±4
	16	56±3
1000	Saf Fe	153±14
	1	150±10
	2	146±11
	4	144±13
	8	104±13
	16	84±7
1100	Saf Fe	267±13
	1	247±11
	2	245±15
	4	215±12
	8	200±10
	16	164±8

Borür tabakası kalınlığı artan silisyum içeriğiyle birlikte doğrusala yakın bir şekilde azalmıştır. Saf demir numunenin 900 °C’ de borlanması sonucu elde edilen borür

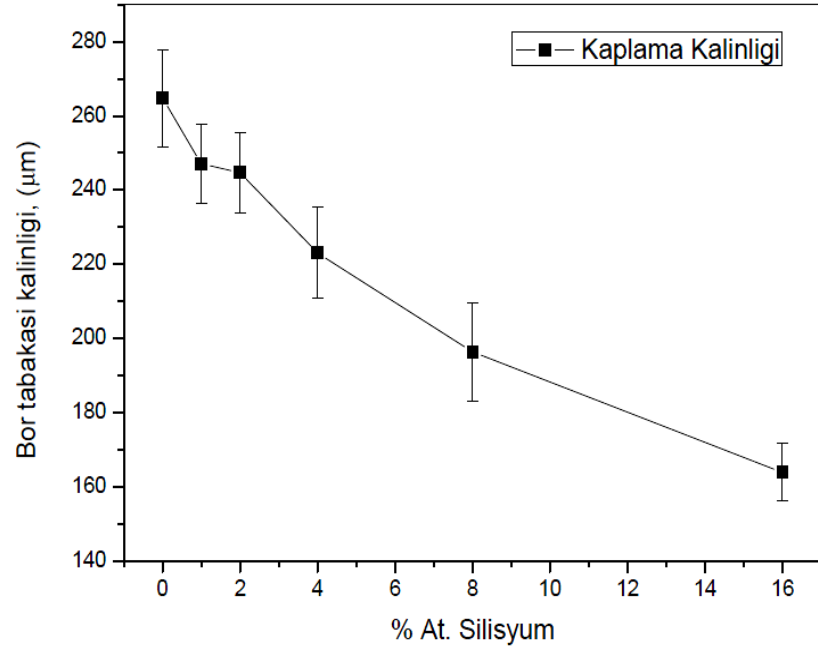
kalınlığı 86 ± 5 μm iken azalarak % at. 16 Si içeren Fe-Si alaşıımı üzerindeki borür tabakası kalınlığı 56 ± 3 μm olmuştur. Benzer şekilde 1000 °C ve 1100 °C borlama sıcaklıklarında artan Si oranıyla borür tabakası kalınlığı belirgin bir şekilde azalmıştır. Bu azalma artan borlanma sıcaklığıyla birlikte doğrusallaşmaktadır.



(a)



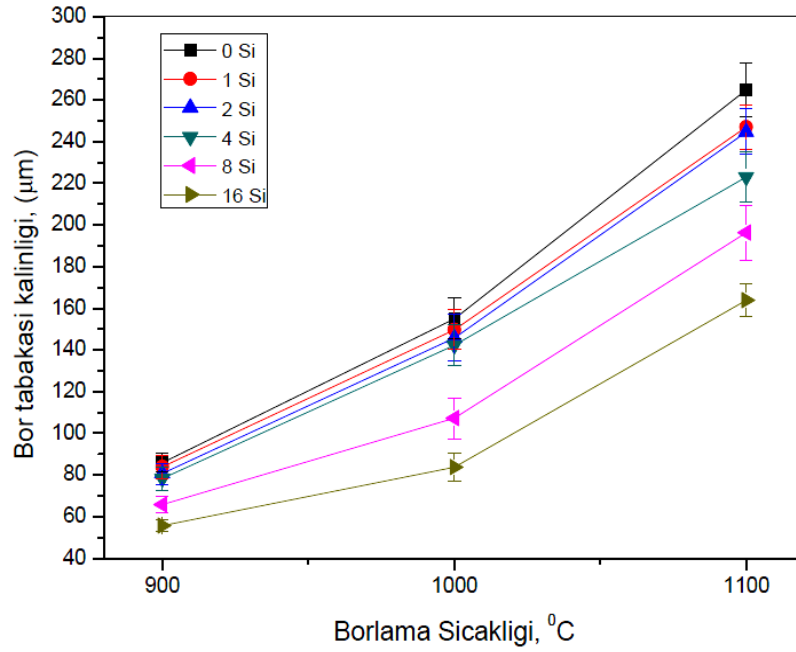
(b)



(c)

Şekil 5.9 Borür tabakası kalınlığının silisyum miktarına bağlı değişimi **a)** 900 °C' de **b)** 1000 °C' de, **c)** 1100 °C' de borlanmış.

Tablo 5.2 incelendiğinde borlama sıcaklığının artmasıyla borür tabakası kalınlığı artmaktadır. Saf Fe ve Fe-Si alaşımlar için sıcaklığa bağlı kaplama kalınlığı değişimi ise Şekil 5.10' da verilmiştir.



Şekil 5.10 Borlama sıcaklığına bağlı olarak kaplama kalınlığı değişimi.

5.6 Kaplama Tabakasının Büyüme Kinetiği

Sırasıyla 900 °C, 1000 °C, ve 1100 °C’ de 3’ er saat süre ile borlanan saf demir ve % at. Si 1, 2, 4, 8, 16 Fe-Si alaşımlarına ait numunelerin yüzeyinde oluşan borür tabakası kalınlıklarındaki değişim farklılıklar göstermiştir ve borür tabakası kalınlığının zamana bağlı olarak değişiminden yola çıkılarak borür tabakası oluşumunun kinetiği tespit edilmeye çalışılmıştır. Buradan hareketle her malzeme için difüzyon katsayılarının hesaplanmasında Eşitlik 5.1’ den yararlanılmıştır.

$$X^2 = D.t \quad (5.1)$$

X, m cinsinden borür tabakası kalınlıkları, t ise 10800 sn (3 saat) borlama süresi olmak üzere; $(X^2/t)=D$ ’ den D, difüzyon katsayısı değerleri hesaplanarak Tablo 5.3’ de verilmiştir.

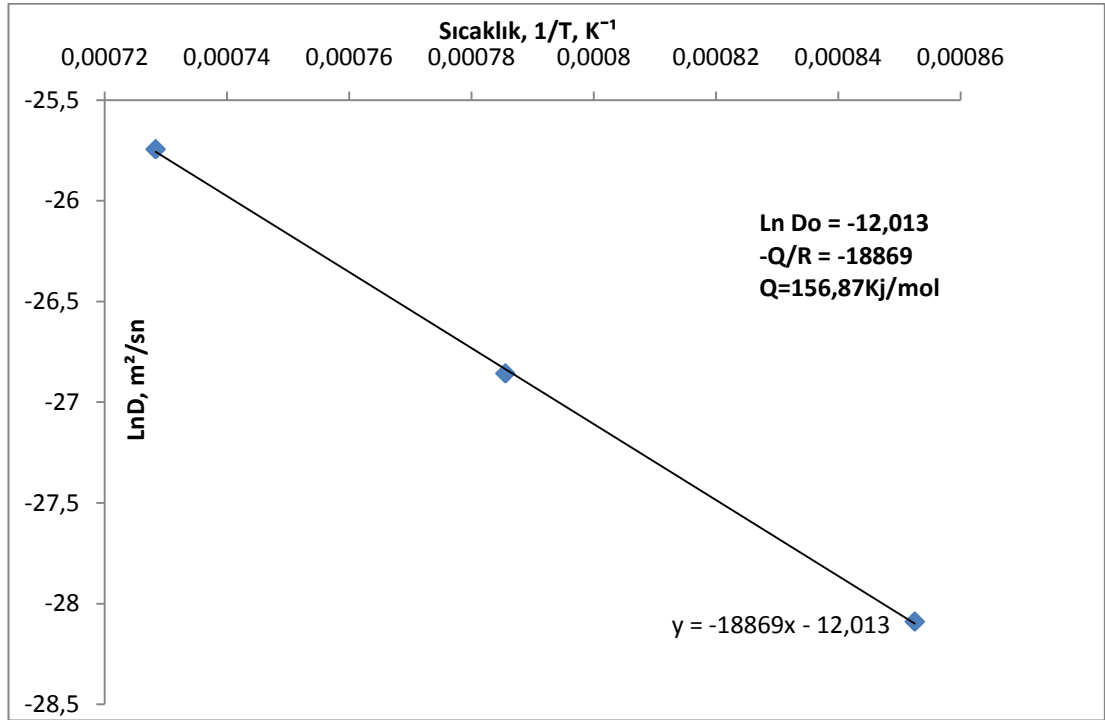
Tablo 5.3 Borlanan saf Fe ve Fe-Si alaşımlar için tespit edilen difüzyon katsayıları.

Borlama Sıcaklığı, °C	% at. Si	Difüzyon Katsayıları, (m ² /sn)
900	Saf Fe	6,33x10 ⁻¹³
	1	5,98x10 ⁻¹³
	2	5,69 x10 ⁻¹³
	4	5,55 x10 ⁻¹³
	8	4,02 x10 ⁻¹³
	16	2,87 x10 ⁻¹³
1000	Saf Fe	2,17 x10 ⁻¹²
	1	2,08 x10 ⁻¹²
	2	1,97 x10 ⁻¹²
	4	1,93 x10 ⁻¹²
	8	1,00 x10 ⁻¹²
	16	6,51 x10 ⁻¹³
1100	Saf Fe	6,60 x10 ⁻¹²
	1	5,65 x10 ⁻¹²
	2	5,55 x10 ⁻¹²
	4	4,27 x10 ⁻¹²
	8	3,71 x10 ⁻¹²
	16	2,49 x10 ⁻¹²

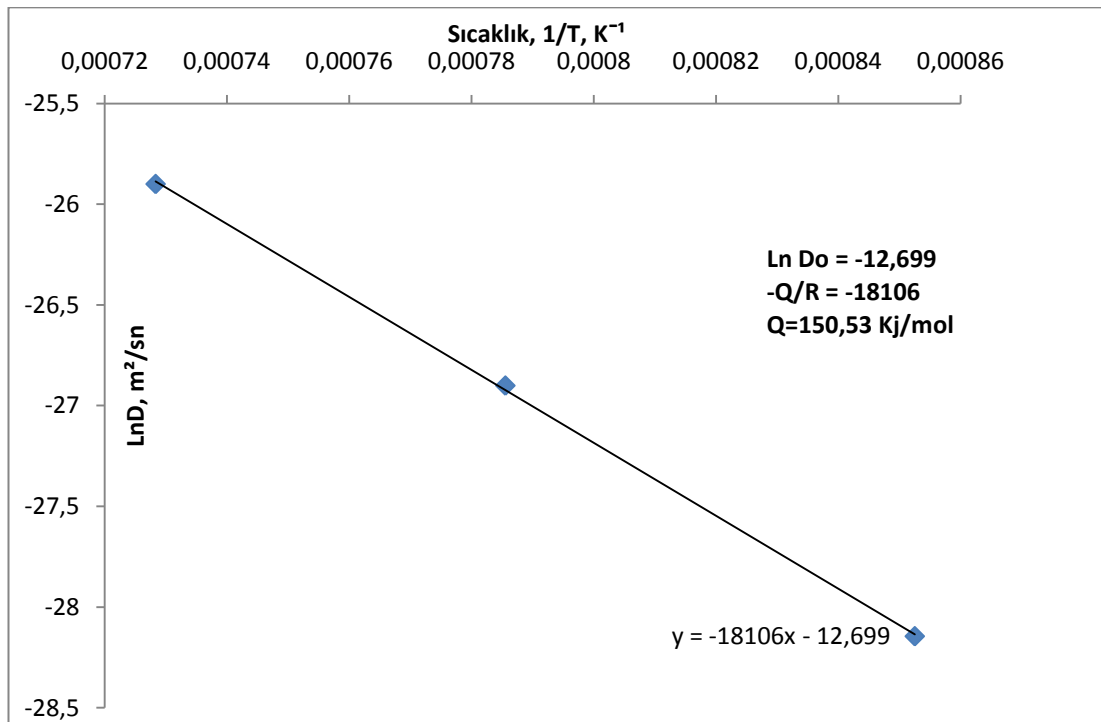
Saf demir ve % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si ikili alaşımlarında bor tabakası aktivasyon enerjilerini tespit etmek için $\ln D-1/T$ diyagramları çizilmiştir. Bu grafikler her bir altlık malzeme için sırasıyla Şekil 5.11' de verilmektedir.

$$D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT) \quad (5.2)$$

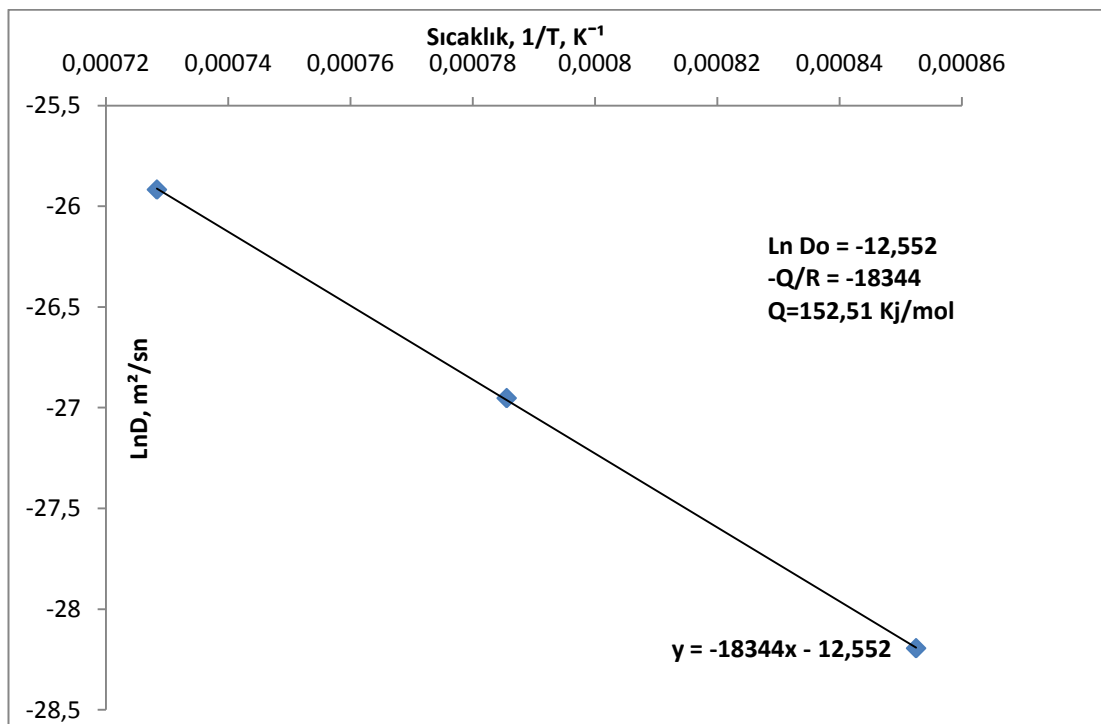
Bu eşitliklerden faydalanarak $\ln D$ ve $1/T$ arasında çizilen diyagramlar yardımıyla D_0 ve Q değerleri tespit edilmiştir. Diyagramda elde edilen eğrilerin ordinatı kesim noktası frekans faktörü değerini (D_0), eğrinin eğimi ise $-Q/R$ 'yi vermektedir. $R=0,0083$ kJ/mol olmak üzere hesaplanmış aktivasyon enerjileri(Q) diyagramlar üzerinde verilmiştir.



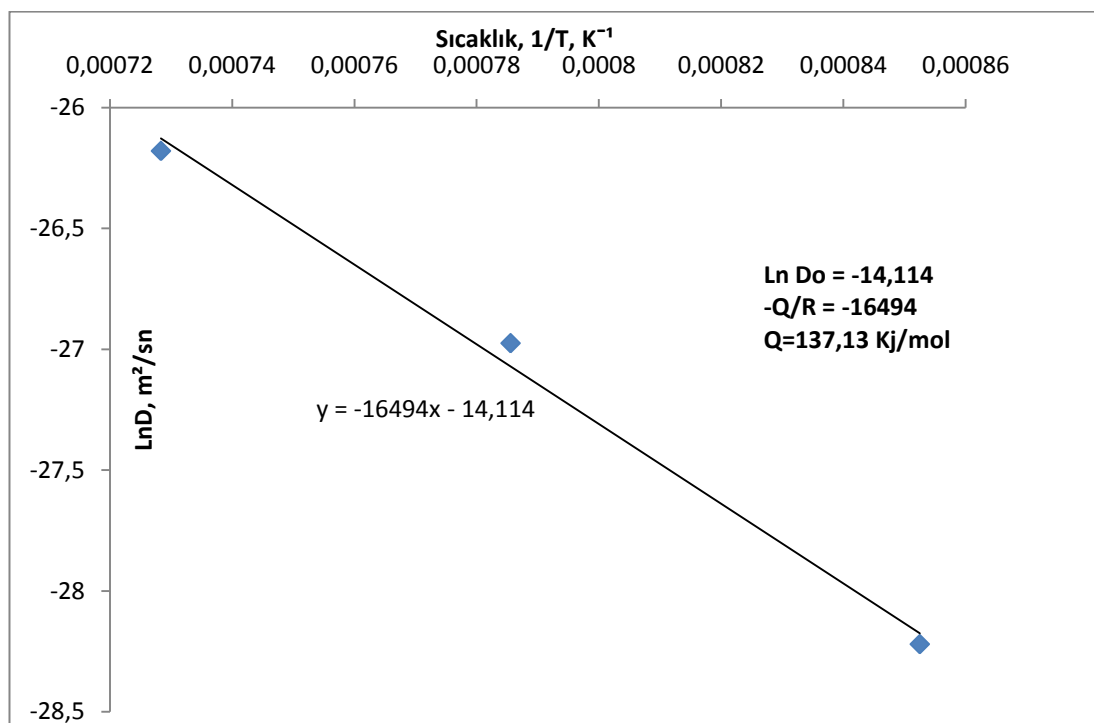
(a)



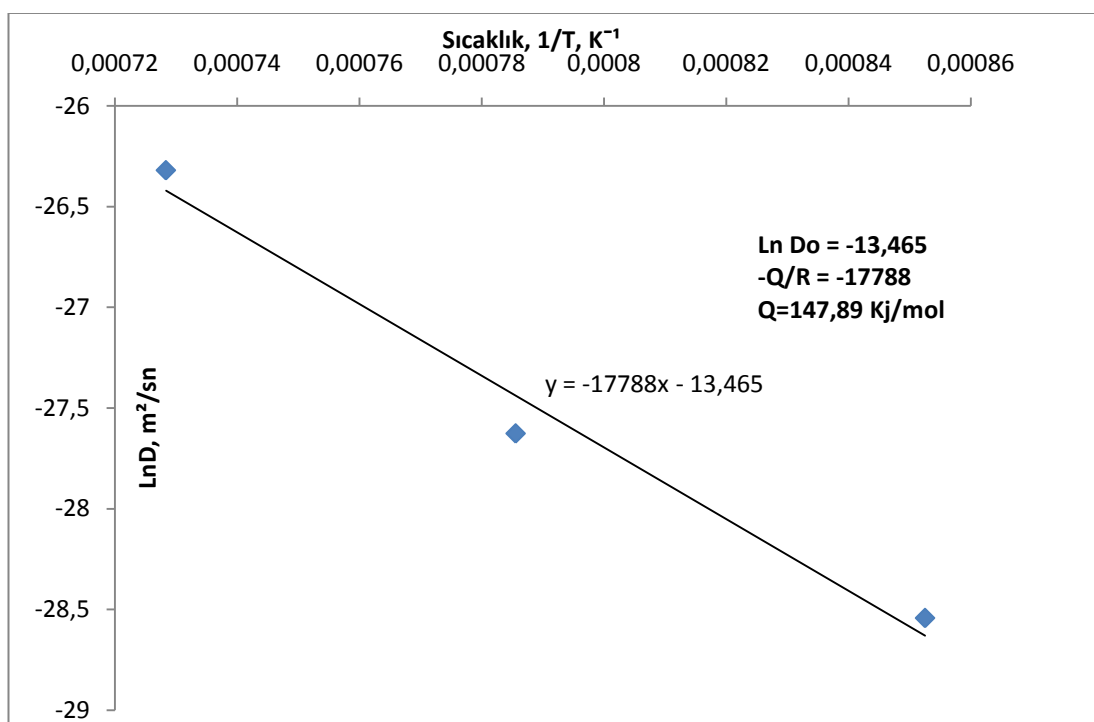
(b)



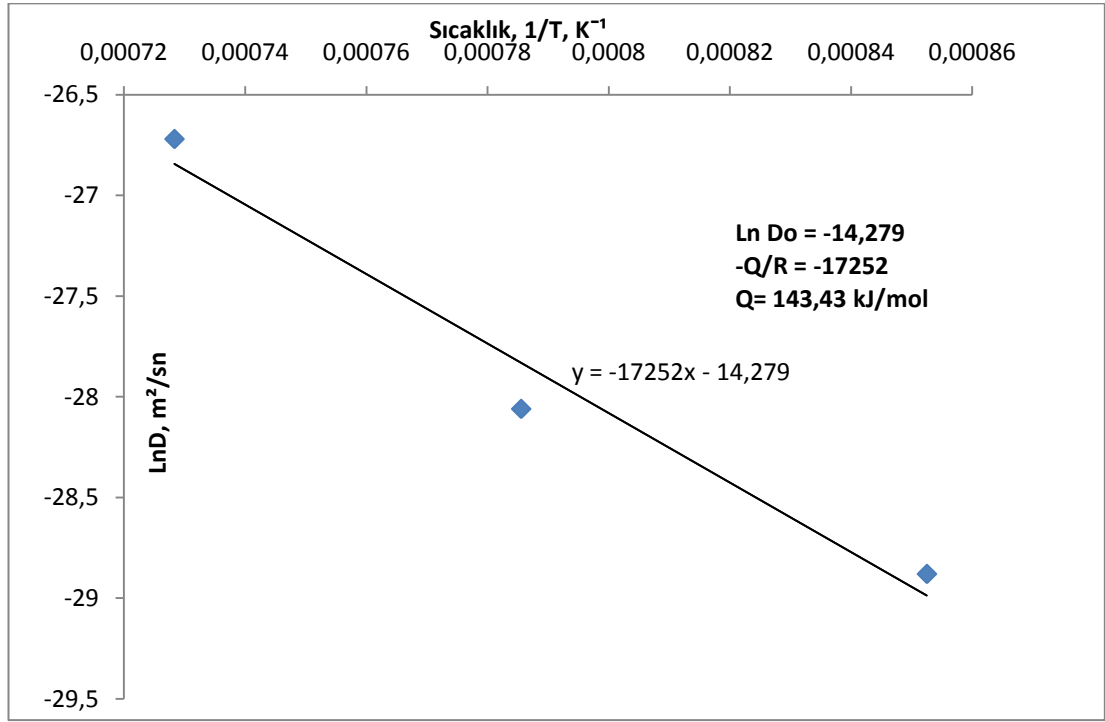
(c)



(d)



(e)

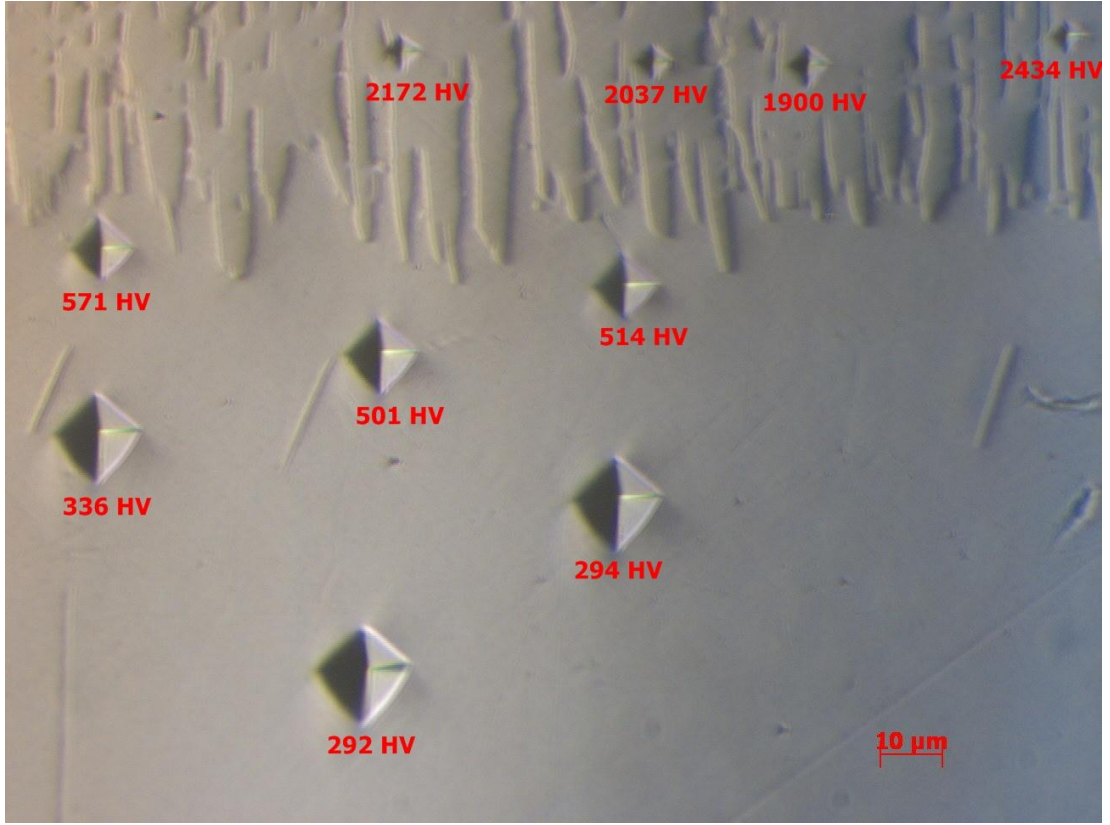


(f)

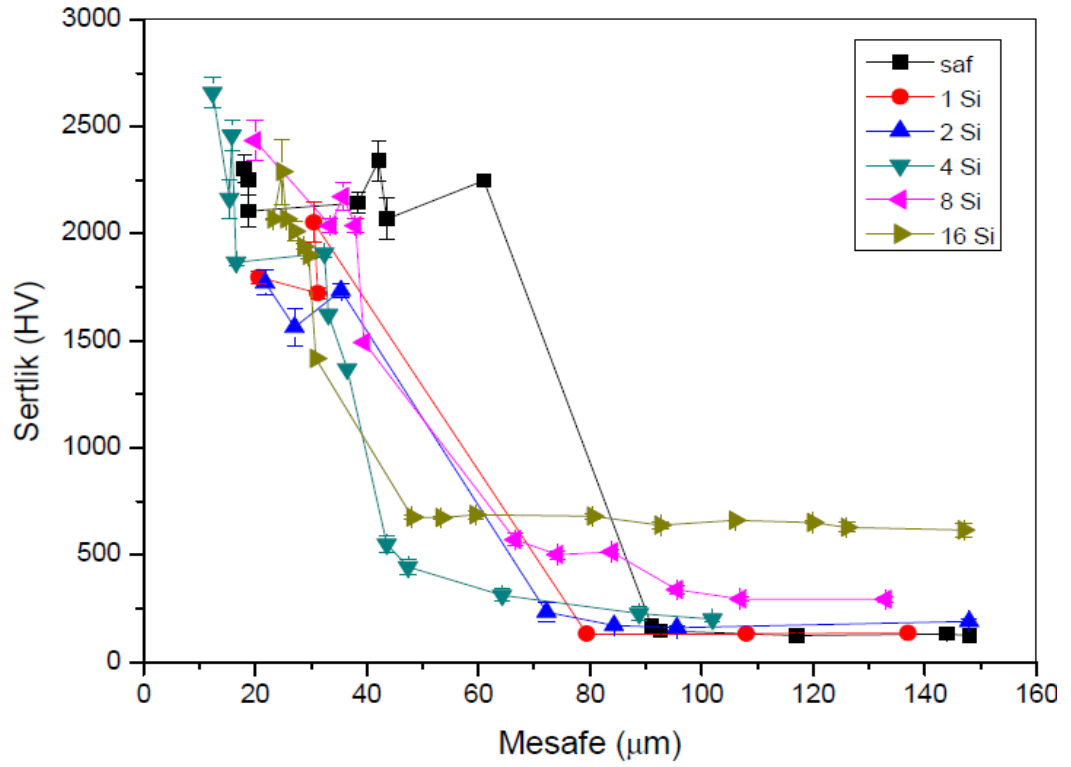
Şekil 5.11 Borlanmış **a)** saf Fe ve **% at. b) 1, c) 2, d) 4, e) 8, f) 16** Si içeren Fe-Si alaşımlara ait difüzyon katsayısı değerlerinin sıcaklığa bağlı değişimleri ve aktivasyon enerjileri.

5.7 Kaplama Sertliği

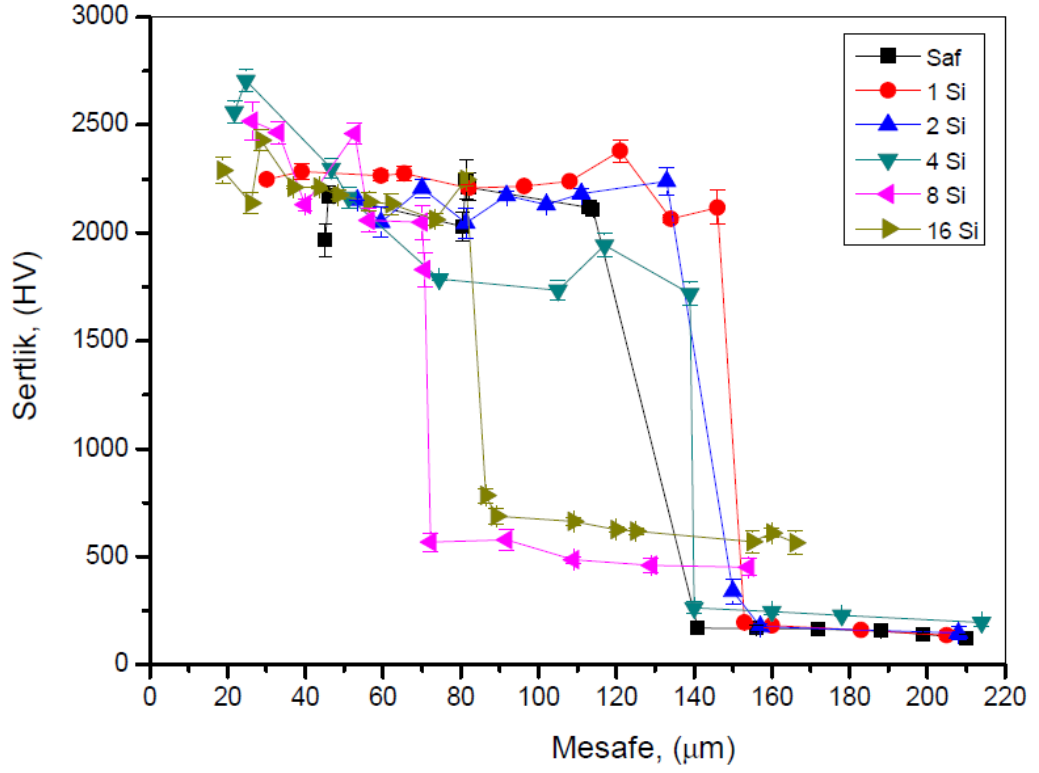
900 °C’ de borlanan ve % at. 8 Si içeren Fe-Si alaşıma ait numunenin üzerinde oluşturulan Vickers sertlik izlerin optik mikroskop görüntüsü Şekil 5.12’ de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi izlerin boyutu borür tabakasında çok düşük altlıkta ise en yüksek olup borür tabakası ile altlık malzeme arasındaki bölgede ise orta büyüklüktedir. Bu sonuçlar üç farklı bölgenin varlığını göstermekte olup bu bölgeler; borür tabakası, geçiş bölgesi ve altlık malzemedir. Bu sonuçlar 900 °C, 1000 °C ve 1100 °C’ de borlanan tüm Fe ve Fe-Si alaşımlar için tipik olup; 900 °C, 1000 °C ve 1100 °C’ de borlanan tüm numunelerin yüzeyinden başlayarak altlık malzemeye doğru mesafeye bağlı elde edilen sertlik değerleri Şekil 5.13’ de verilmiştir.



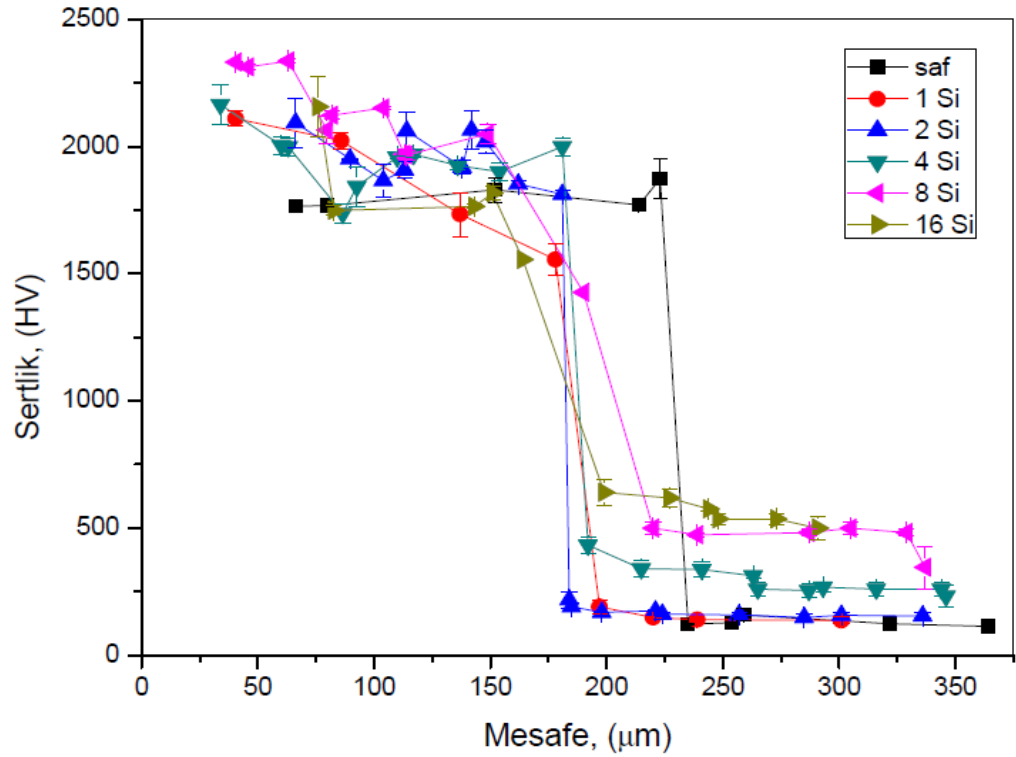
Şekil 5.12 900 °C’ de borlanmış % at. 8 Si içeren Fe-Si numuneye ait borür tabakası, geçiş bölgesi ve matrisin sertlik izleri.



(a)



(b)



(c)

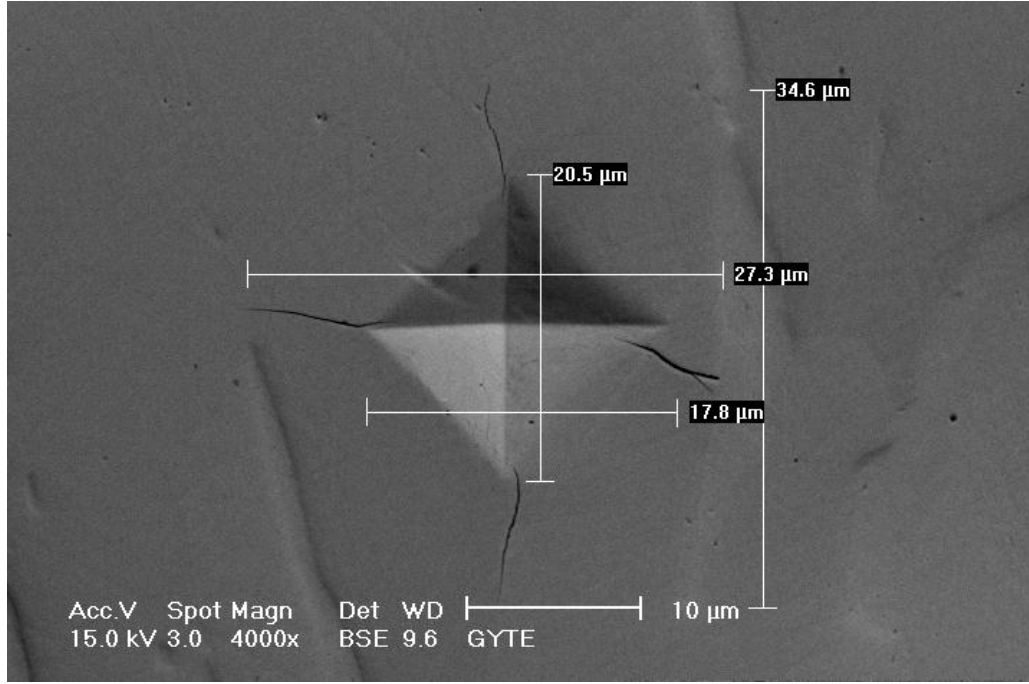
Şekil 5.13 Borlanmış saf demir ve % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si numunelere ait sertlik-kaplama yüzeyinden mesafe ilişkisi; **a)** 900 °C, **b)** 1000 °C, **c)** 1100 °C.

Elde edilen sertlik değerleri ve kaplama yüzeyinden mesafe ilişkilerini gösteren grafikler (Şekil 5.12) incelendiğinde FeB ve Fe₂B fazlarından oluşan borür tabakasının en yüksek sertlik değerine sahip olduğu, kaplama boyunca matrise ilerlenmesiyle ara değerler olarak azaldığı ve nihayetinde altlık malzeme sertliğine yakın değerlere inildiğı görülmüştür. Bu sonuçlar ve Şekil 5.12’deki Vickers izlerin SEM görüntüsü birlikte değerlendirildiğinde üç bölgeden bahsetmek mümkün olmaktadır. Bu üç bölge; borür tabakası, geçiş bölgesi ve altlıktır.

Bu üç farklı bölge sertlik-mesafe grafiklerinden (Şekil 5.13) incelendiğinde; tüm sıcaklıklarda borlanan numunelerin mikrosertlik değerlerinin borür tabakası için 1426-2705 HV, geçiş bölgesi için 431-782 HV, altlık malzemede saf demir için 110 HV civarında ve Fe-Si alaşımlar için ise 118-616 HV arasında değiştikleri görülmüştür. Borür tabakası mikrosertlik değerleri ile borlama sıcaklığı, silisyum içeriğı ve borür tabakası kalınlığı arasında belirgin bir ilişki görülmemiştir. Fe-Si altlık malzeme mikrosertlik değerlerinin ise artan silisyum miktarıyla birlikte arttığı, ancak yine borlama sıcaklığı ve borür tabakası kalınlığı ile belirgin bir ilişkisi görülmemiştir.

5.8 Kırılma Tokluğu

Kırılma tokluğunu tespit etmek üzere borür tabakasında 10 sn süre ve 150 gr yük ile oluşturulan Vickers izin SEM görüntüsü Şekil 5.14’de verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi bu yük altında oluşturulan Vickers izin köşelerinden başlayan çatlaklar görülmektedir.



Şekil 5.14 1100 °C’ de borlanmış % at. 4 Si içeren Fe-Si alaşıma ait 150 gr yük ile oluşturulmuş Vickers izin SEM görüntüsü.

Kırılma toklukları Vickers izleri kullanılarak medyan kırılma yaklaşımına göre (Ishikawa ve Shinkai, 1982) hesaplanmıştır. 4.1 nolu

$$K_{IC} = B \frac{P\sqrt{E/H}}{\sqrt{C_m^3}}$$

medyan/radyal kırılma yaklaşımı eşitliğinde sabit, B=0,028; uygulanan yük, P=100 gr; Fe₂B’ye ait Elastisite Modülü, E=284 GPa, borür tabakası sertliği, H=1950,6552 GPa ve izin merkezinden çatlak ucuna uzunluk Cm=0,0000173 m alınarak aşağıdaki gibi hesaplama yapılmıştır.

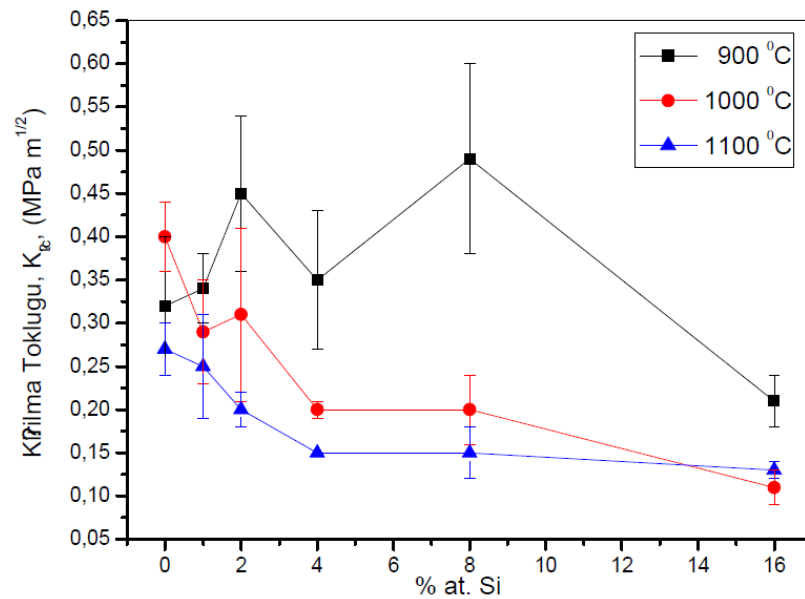
$$K_{IC} = 0,028 \times \frac{10^{-1} \times 9,807 \times 10^{-6} \sqrt{284/1950,6552}}{\sqrt{0,0000173^3}}$$

Sonuçta 1100 °C’ de borlanan % at. 4 Si içeren Fe-Si alaşım için K_{IC} kırılma tokluğu değeri yaklaşık olarak 0,15 MPa m^{1/2} olarak bulunmuştur. Kırılma tokluğu değerleri, tüm numuneler için hesaplanmış ve Tablo 5.4’ de verilmiştir. Medyan/radyal yaklaşıma göre hesaplanmış kırılma tokluğu değerleri 0,11-0,49 MPa m^{1/2} aralığında olduğu ve artan Si içeriğiyle birlikte azaldığı tespit edilmiştir. 900, 1000 ve 1100 °C’ de borlanmış numunelerin ortalama kırılma tokluğu değerleri sırasıyla; 0,36 , 0,25 ve 0,19 MPa m^{1/2} olduğu görülmüştür.

Tablo 5.4 Borlanmış Fe ve Fe-Si numunelerin medyan-radyal yaklaşıma göre hesaplanmış kırılma tokluğu değerleri.

Borlama Sıcaklığı, °C	% at. Si	K_{Ic} , (MPa m ^{1/2})
900	Saf Fe	0,32 ± 0,08
	1	0,34 ± 0,04
	2	0,45 ± 0,09
	4	0,35 ± 0,08
	8	0,49 ± 0,11
	16	0,21 ± 0,03
1000	Saf Fe	0,40 ± 0,04
	1	0,29 ± 0,06
	2	0,31 ± 0,10
	4	0,20 ± 0,01
	8	0,20 ± 0,04
	16	0,11 ± 0,02
1100	Saf Fe	0,27 ± 0,03
	1	0,25 ± 0,06
	2	0,20 ± 0,02
	4	0,15 ± 0,00
	8	0,15 ± 0,03
	16	0,13 ± 0,01

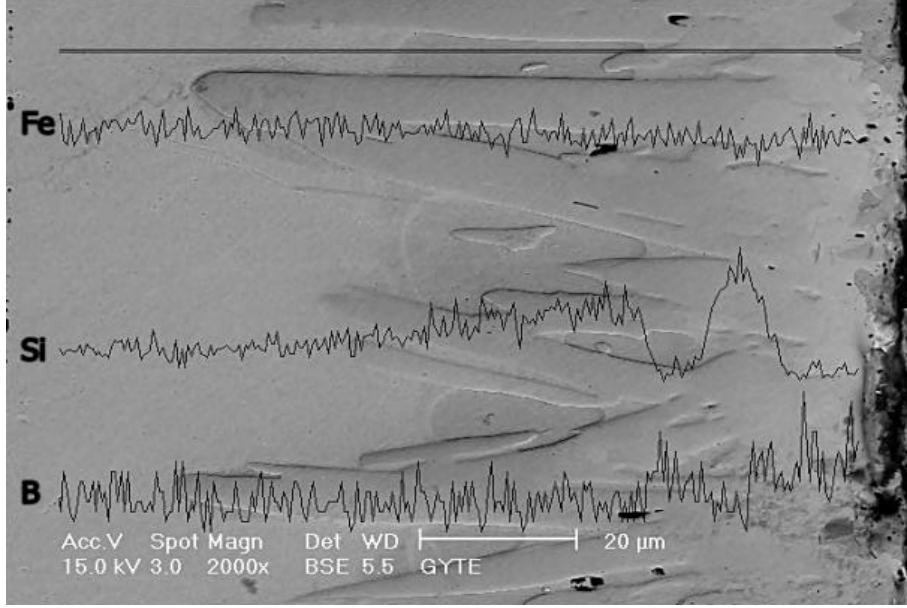
Borlanmış saf demir ve Fe-Si alaşımlara ait kırılma tokluğu grafikleri Şekil 5.15’de verilmiştir.



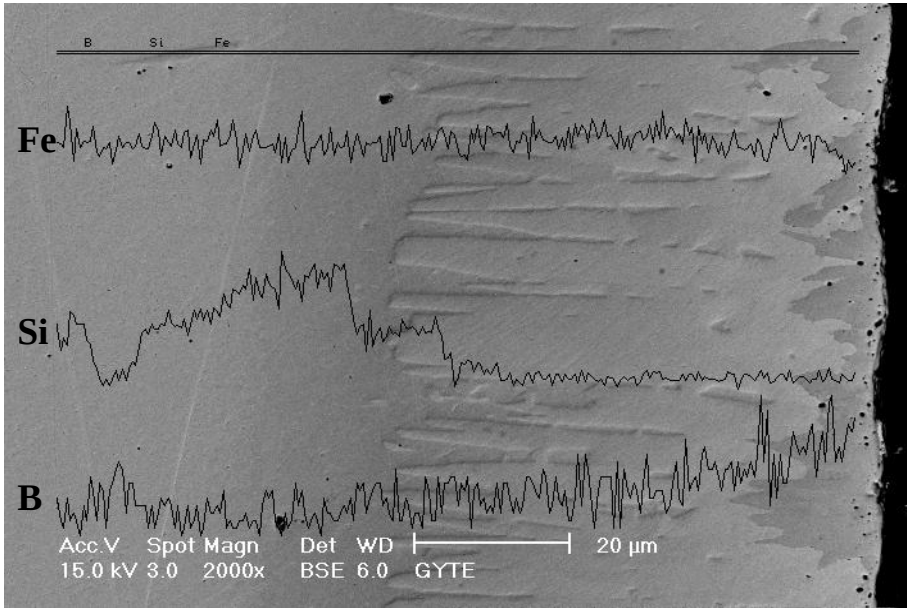
Şekil 5.15 Borlanmış saf demir ve Fe-Si numunelerde borür tabakası kırılma tokluğunun sıcaklıkla değişimi.

5.9 SEM – EDS

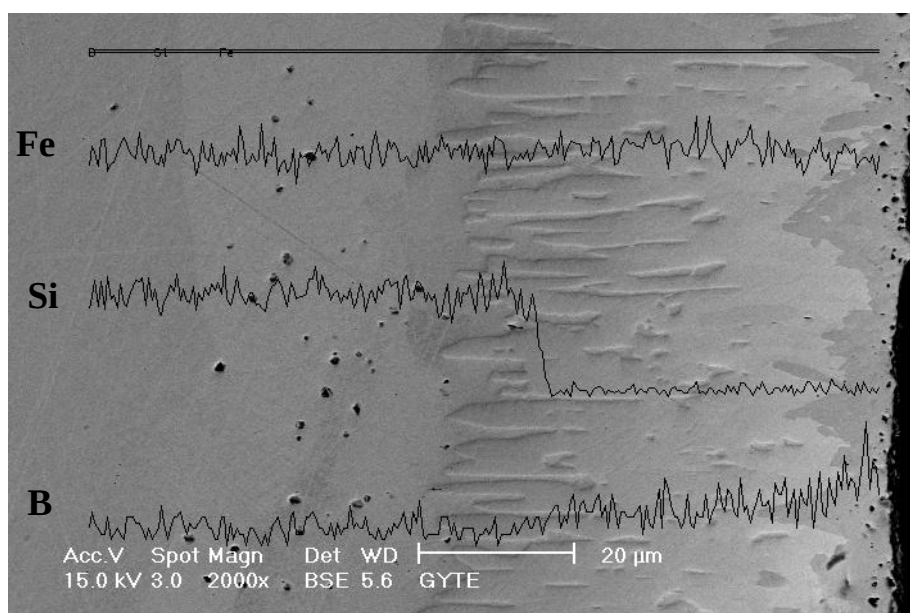
Şekil 5.16’ da çizgi SEM-EDS analizi sonuçları SEM görüntüleriyle birlikte verilmiştir. Kaplama ve altlığın bir kısmını da içerecek şekilde yapılan bu analizlerin sonucunda (Şekil 5.16) Fe, Si ve B’ ye ait mesafeye bağlı göreceli miktar değişimleri verilmiştir. Bu sonuçlar incelendiğinde Fe, Si, B miktarlarındaki değişimlere bağlı olarak bor tabakası, geçiş bölgesi ve altlıktan oluşan 3 bölgeden söz etmenin doğru olduğu teyit edilmektedir.



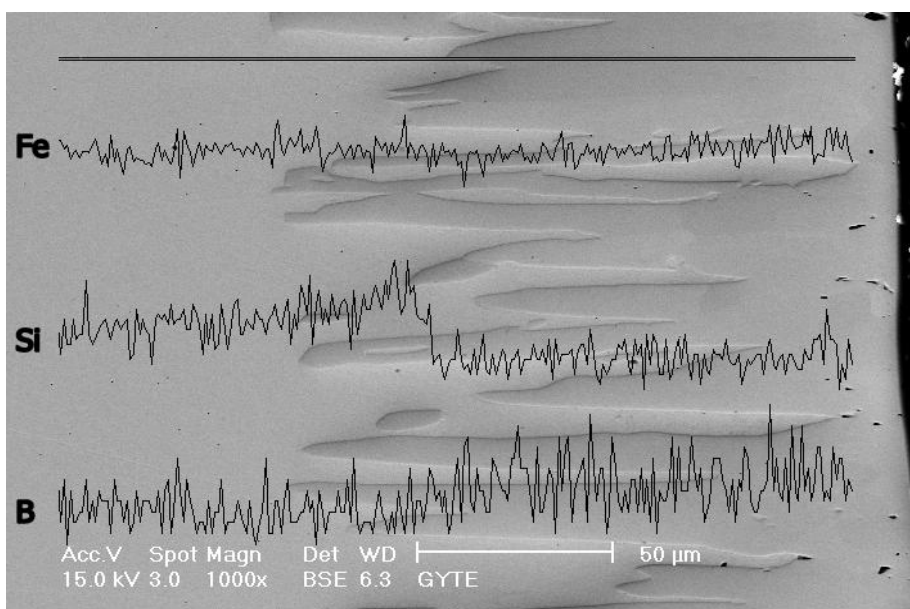
(a)



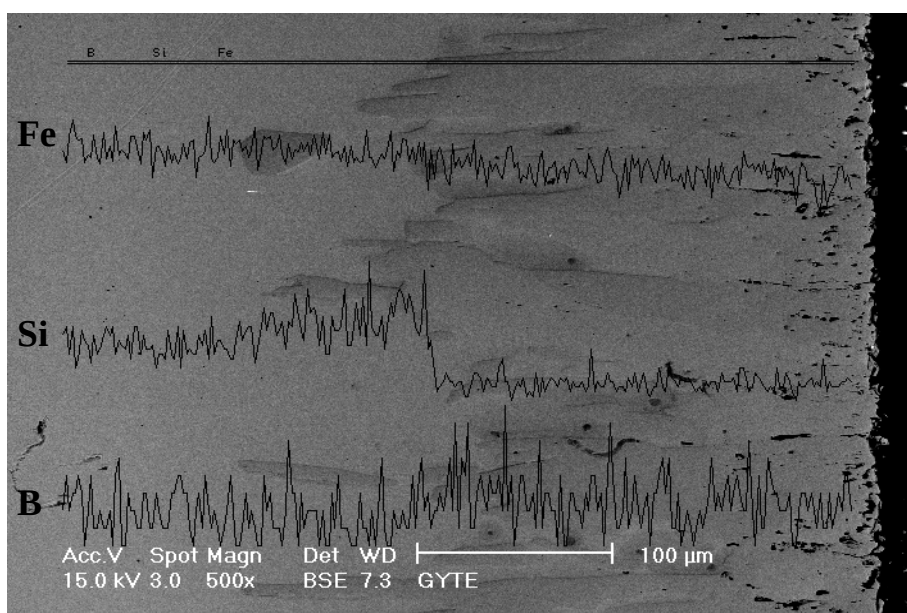
(b)



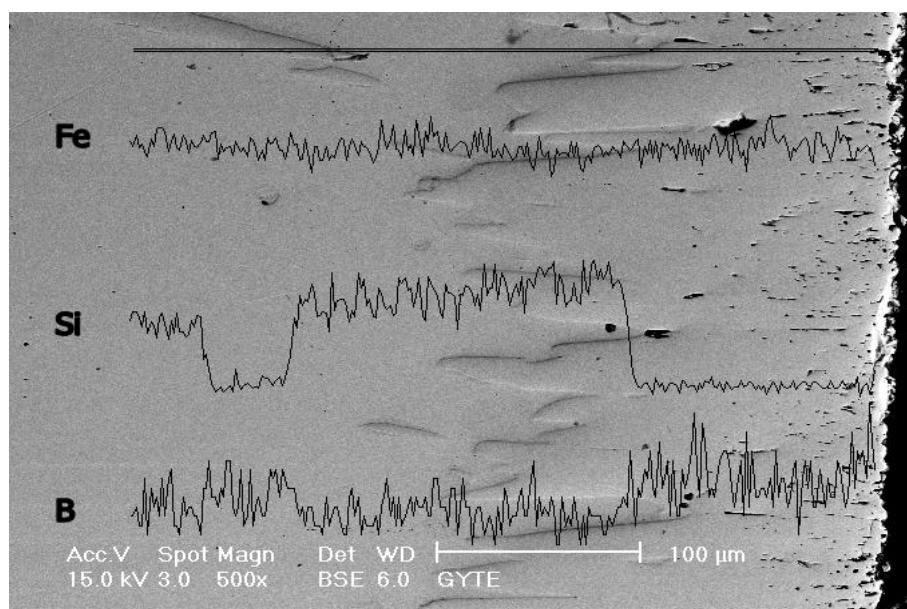
(c)



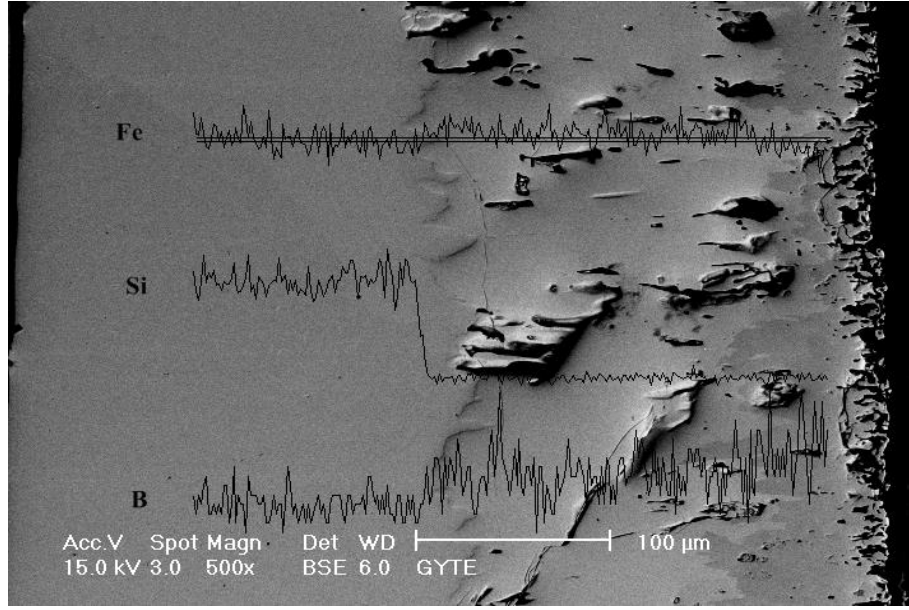
(d)



(e)



(f)



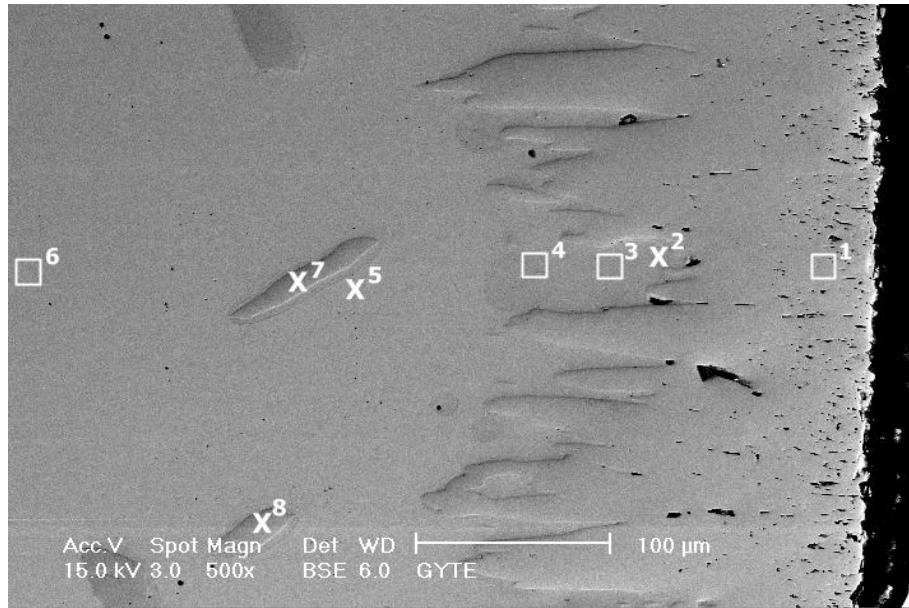
(g)

Şekil 5.16 Borlanmış Fe-Si alaşımların SEM-EDS çizgi analizleri; 900 °C’ de borlanmış % at. Si, **a)** 4, **b)** 8, **c)** 16 ve **d)** 1000 °C’ de borlanmış % at. 2 Si ve 1100 °C’ de borlanmış % at. Si **e)** 4 **f)** 8 **g)** 16.

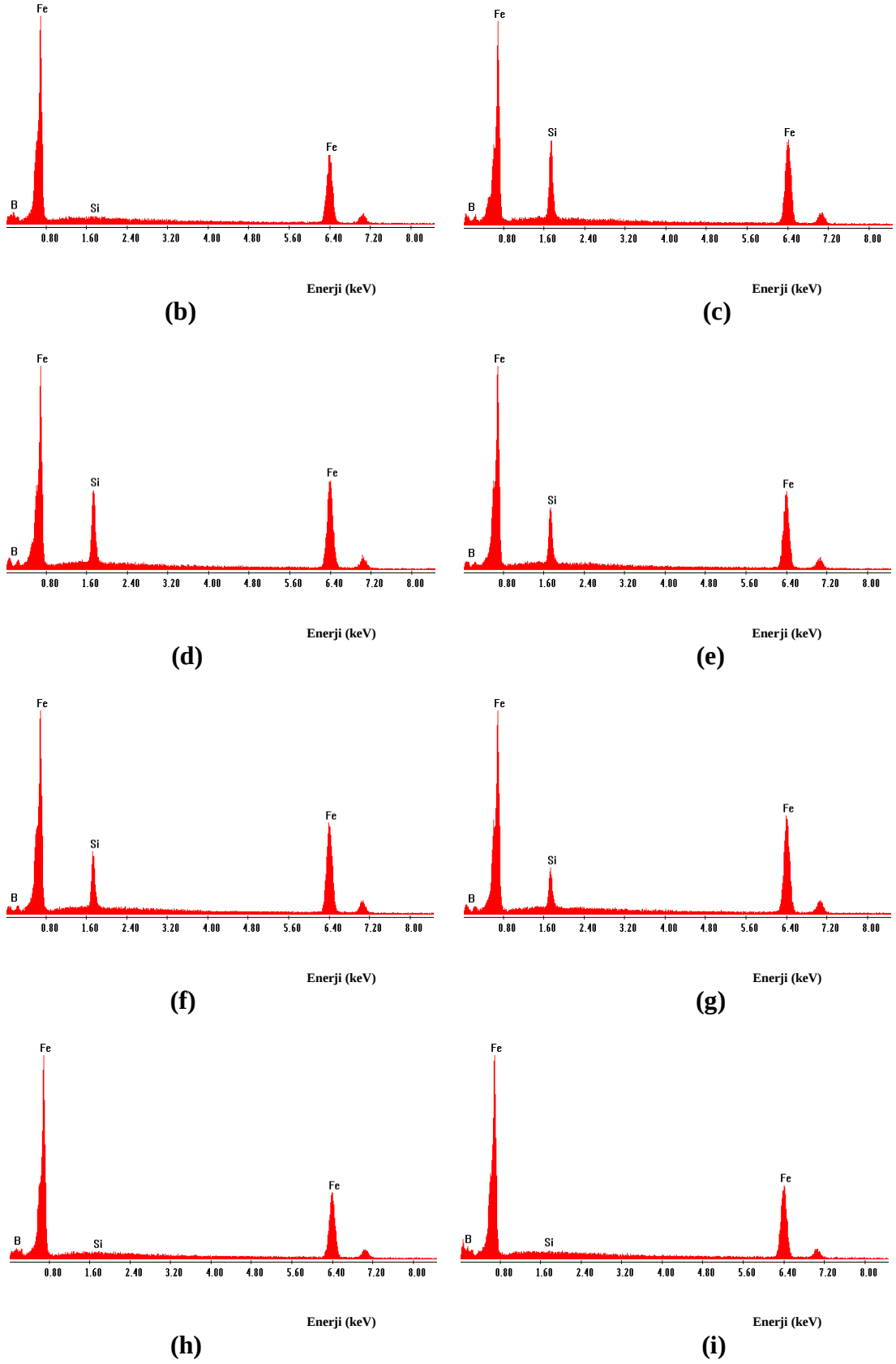
Şekil 5.16.a’ da geçiş bölgesine ve geçiş bölgesindeki silisyum ve bor elementlerinin maksimum-minimum düzeyleri arasındaki ilişkiye dikkat edildiğinde silisyum konsantrasyonunun maksimum değere ulaştığı anda bor konsantrasyonu minimum değerine indiği görülmektedir. Şekil 5.16.b’ de ise kaplama tabakası yüzeyindeki koyu renkli FeB fazı ile sonrasında devam eden Fe₂B fazı arasındaki bor konsantrasyonu farkı ve Fe elementine ait piklerin şiddetlerinin FeB fazının bitip Fe₂B fazının başlamasıyla arttığı görülmektedir. Şekil 5.16.c’ de ise yine silisyum konsantrasyonunun geçiş bölgesindeki ani yükselişi ve FeB fazındaki bor içeriğinin Fe₂B fazına geçişle birlikte azalması görülmektedir. Şekil 5.16.d’ de de benzer sonuçlar olmakla birlikte FeB fazı olmaması nedeniyle bor konsantrasyonu borür tabakası boyunca önemli bir değişiklik göstermemiştir. Şekil 5.16.e’ de ise yine geçiş bölgesiyle birlikte silisyumdaki değişim ve altlık malzemeye geçilmesiyle Fe’ deki artış görülmektedir. Şekil 5.16.f’ de 1100 °C’ de borlanmış % at. 8 Si içeren numunenin borür tabakası yüzeyinden matrise doğru gerçekleştirilmiş lineer elementer analiz grafiği verilmiştir. Şekil 5.16.f incelendiğinde; alaşım elementi silisyum; borür tabakasında yok sayılabilecek düzeyde olup, geçiş bölgesinde artarak en yüksek değerine ulaşmış, altlık malzeme üzerinde görülen çökeltiye benzer adacık üzerinde borür tabakasındaki değerlerine dönerek adacığın geçilmesiyle altlık

malzemedeki değerine yaklaşmıştır. Bor ise FeB' den başlamak üzere Fe₂B' ye geçişle birlikte bir miktar azalmış ve borür tabakası/matris arayüzeyinden geçiş bölgesine ulaşılmasıyla birlikte minimum değerlerine çekilmiş ancak çökeltiye benzer adacık üzerinden geçilirken ise Fe₂B' de görülen değerlerine ulaşmış ve sonrasında altlık malzemedeki değere gelmiştir. Fe miktarı ise borür tabakası ve geçiş bölgesinin aşılmasıyla birlikte artarak altlık malzemedeki değerlerine ulaşmıştır. Şekil 5.16.g' de ise FeB fazının borür tabakası içerisindeki oransal artışına paralel olarak borür tabakasındaki bor konsantrasyonunun yüksekliği görülmekte olup; borür tabakasından geçiş bölgesine geçildiği anda silisyum konsantrasyonunu keskin bir yükselişe sahip olduğu görülmektedir.

Şekil 5.17.a'da ise 1100 °C' de borlanan % at. 8 Si içeren alaşıma ait numunenin SEM görüntüsü üzerinde SEM-EDS analizi yapılan nokta ve alanlar işaretlenerek bu nokta ve alanlardan elde edilen noktasal ve bölgesel SEM-EDS sonuçları Şekil 5.17.a-i' de verilmiştir.



(a)

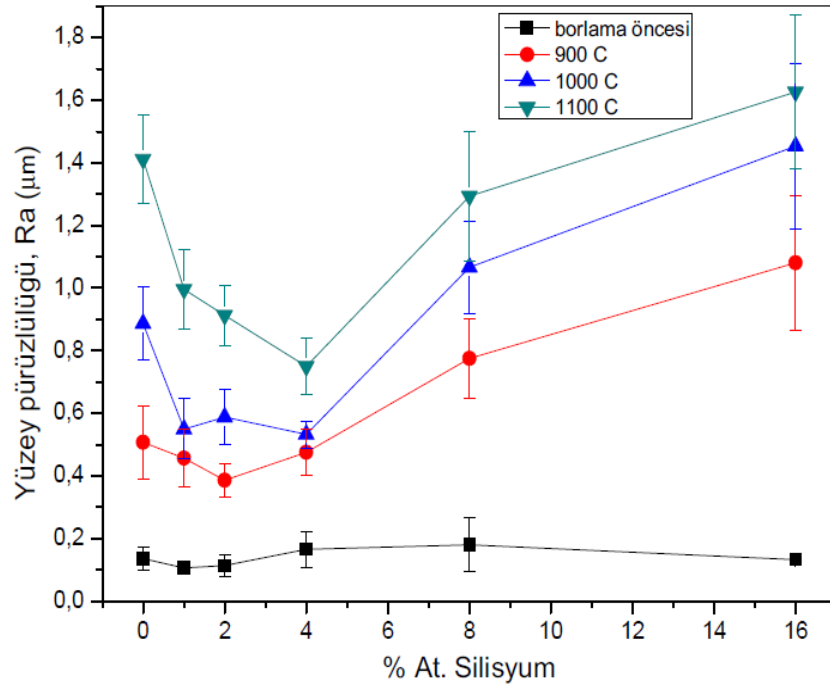


Şekil 5.17 a) 1100 °C’ de 3 saat borlanmış % at. 8 Si içeren Fe-Si numunelere SEM-EDS yapılan nokta ve alanları gösteren kesit SEM görüntüsü; bu nokta ve alanların SEM-EDS spektrumları **b) 1, c) 2, d) 3, e) 4, f) 5, g) 6, h) 7, i) 8.**

6. DEĞERLENDİRME

Tablo 4.2’ de verilen kimyasal analiz sonuçları değerlendirildiğinde sentetik olarak hazırlanan Fe-Si alaşımların kimyasal kompozisyonları ile alaşım hazırlama için tartılan miktarlar paralellik arz etmektedir. Bu durumda kullanılan Fe ve Si miktarları alaşımın kimyasal analizine yaklaşık olarak yansımıştır. Hazırlanan alaşımların homojen bir şekilde karıştıkları ve kompozisyonlarında herhangi bir sapmanın olmadığını söylemek mümkündür.

Şekil 5.1’ deki verilmiş olan saf demir ve Fe-Si numunelere ait borlama öncesi ve sonrası yüzey pürüzlülüğü grafikleri birlikte incelendiğinde Şekil 6.1 elde edilmiş olup bu grafikler incelendiğinde; borlanmış numunelere ait yüzey pürüzlülüğü değerlerinin, borlama öncesi altlık malzeme yüzey pürüzlülüğü değerlerinden yüksek olduğu görülmektedir. Ayrıca artan borlama sıcaklığıyla birlikte borlanmış numunelerin tümünün yüzey pürüzlülüklerinde artış meydana geldiği görülmektedir. Ancak buradaki pürüzlülük artışının çok dikkate değer olmadığı ve birçok mühendislik uygulamasında herhangi bir ilave yapılmadan kullanılabileceğini söylemek zor değildir. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda yüzeye yapışan tozların sinterlenme etkisiyle yüzeyde kaldığından R_a ’nın artmasında etkili olduğu düşünülebilir. Bu sonuçlar ile, artan borlama sıcaklığıyla birlikte tüm numunelerin kaplama kalınlığında artış meydana gelmesi sonucu birlikte değerlendirildiğinde kaplama kalınlığındaki artışın yüzey pürüzlülüğünü artırıcı yönde etkilediği anlaşılmaktadır. Yüzey pürüzlülüğündeki artışın bir diğer nedenin de; artan borlama sıcaklığıyla birlikte kimyasal reaksiyon hızının artması ve böylelikle yüzeyden uzaklaşarak transfer olan reaksiyon ürünlerindeki artış olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.1 Borlama öncesi ve sonrası tüm numunelerin yüzey pürüzlülükleri.

En yüksek yüzey pürüzlülüğü değerlerinin sırasıyla % at. 16 ve 8 Si içeren Fe-Si alaşımlarda görülmektedir. % at. 16 Si içeren alaşıma ait borlanmış numunelerin epoksi kalıba alma öncesi hassas kesimi esnasında kaplamalarının dış yüzeyden pul pul kalkarak dökülmesi ve bu dökülmenin nispeten 1100 °C’ de borlanan % at. 8 Si içeren alaşıma ait numunede de meydana gelmesi yüzey pürüzlülüğü değerlerindeki artışla ilişkilendirilebilir. Her ne kadar kaplamanın pullanarak kalkan kısımları profilometre tarama alanının dışında bırakılmışsa da; hassas kesim işlemi esnasında kesit yüzeyi kenarlarından başlayarak ilerleyen bu kalkma ve kopmaların yarattığı gerilmelerin komşu alanların yüzey kalitesini de etkilediği düşünülebilir. Şekil 6.1 incelendiğinde % at. 8 ve 16 Si içeren alaşımlara ait numunelerin borlama sonrası yüzey pürüzlülüğü değerlerindeki artış ilişkisinin % at. 1, 2 ve 4 Si içeren alaşımlara ait numunelerde aynı sıralama ile görülmemesi yüzey pürüzlülüğü değerlerindeki bu artışa silisyum içeriğinden ziyade kaplamada meydana gelen kalkma ve dökülmelerin neden olduğu düşüncesini güçlendirmiştir. Ancak daha önce de belirtildiği üzere bu artış önemsenecek düzeyde değildir. En yüksek yüzey pürüzlülüğü değeri 1,6 µm olarak ölçülmüş olup birçok endüstriyel uygulama için uygundur.

XRD sonuçları, silisyum içeriği açısından değerlendirildiğinde; artan silisyum içeriğine bağlı olarak Fe₂B fazına ait piklerin şiddeti azalırken, FeB fazına ait

piklerin şiddetlerinde artış görülmektedir. Bu durum özellikle % at. 16 Si içeren alaşıma ait numunede belirgin olmakla birlikte % at. 8 Si içeren numunede de görülmektedir. Sıcaklık yönünden değerlendirildiğinde ise; Fe_2B fazına ait piklerin şiddetleri azalırken FeB fazına ait piklerin şiddetlerinde artış görülmektedir. Örneğin 900 °C ve 1000 °C’ de borlanan numunelerde FeB fazına ait olan ve pek belli olmayan düzlemlere (örneğin; (110), (321), (132), (330) gibi) ait piklerin de 1100 °C’ de borlanan numunelerde şiddetlenerek görülmeye başlanması sıcaklık etkisini desteklemektedir. Benzer şekilde Fe_2B ’ye ait bazı piklerin şiddetlerinde artan borlama sıcaklığıyla birlikte azalma meydana gelmektedir.

Borürler, kristallo-kimyasal olarak iki grupta sınıflandırılmaktadırlar:

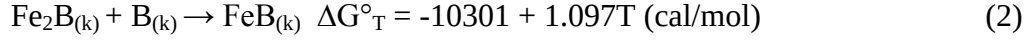
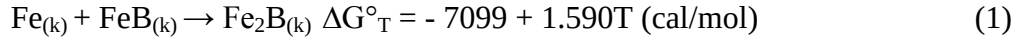
- (i) Düşük bor konsantrasyonuna sahip borürler (M_4B , M_3B , M_2B , M_8B gibi, M= metal),
- (ii) Yüksek bor konsantrasyonuna sahip borürler (MB_2 , MB_4 , MB_6 , MB_{12} , MB_{49} , MB_{66-100} gibi).

Düşük bor konsantrasyonuna sahip borürlerin yapıları latis parametreleriyle belirlenirken, yüksek bor konsantrasyonuna sahip borürlerin yapıları ihtiva ettikleri B- B bağ yapısındaki bor elementlerine bağlıdır (Cutler, 1991; Pradelli, 1989).

Bu teorik bilgi ve elde edilen deneysel sonuçlar beraber değerlendirildiğinde; artan silisyum miktarına bağlı olarak özellikle % at. 16 Si içeren alaşımda borun borür tabakası boyunca ilerleyerek matrise difüzyonunun güçleşmesi ve yüzeyde Fe_2B faz oluşumunu takiben fazla borun FeB fazı oluşumunda kullanılmış olduğu ortaya çıkmaktadır. Aynı şekilde borlama sıcaklığındaki artış ile birlikte bu etkinin daha da güçlenerek silisyumca zengin bölgenin artmasıyla birlikte bor atomlarının borür tabakasında daha fazla hapsolması ve sonrasında FeB oluşumunda kullanıldıkları düşünülmektedir. XRD ve borlama sonrası mikroyapılar incelenerek birlikte değerlendirildiğinde bu durumun alaşımın silisyum değeri arttığında veya aynı silisyum içeriğine sahip alaşımlara ait numunelerden yüksek sıcaklıkta borlananlarda meydana geldiği desteklenmektedir.

1100 °C’ de borlanan saf demir ve Fe-Si ikili alaşımlara ait numunelerin yüzey SEM görüntüleri, yüzey XRD sonuçlarıyla birlikte değerlendirildiğinde yüzey SEM görüntülerinde görülen yapıların FeB fazına ait oldukları belirlenmiştir. FeB ve Fe_2B

fazlarının oluşum sıraları açısından değerlendirildiğinde Barin ve Knocke' nin yapmış oldukları çalışmadaki termodinamik reaksiyonlar incelenmelidir:



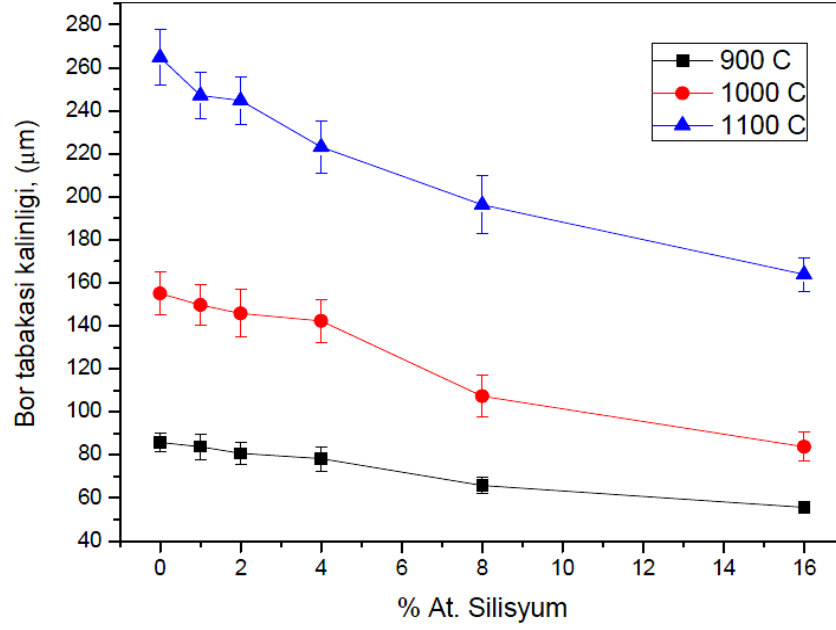
2' nolu reaksiyona göre FeB fazı, daha önceden oluşmuş Fe₂B fazının ortamdaki bor ile reaksiyona girmesi sonucunda oluşmaktadır. Bu reaksiyonun gerçekleşme ihtimali ilk eşitliğe göre ΔG°_T değerinin daha yüksek olması sebebiyle daha yüksektir (Barin ve Knocke; 1973). Böyelikle borür tabakasında fazla bor atomunun birikmesinin borca zengin FeB fazının oluşmasını teşvik ettiği görülmektedir. Bu durumda, silisyum miktarının artışıyla birlikte geçiş bölgesinin oluşması ve geçiş bölgesi kalınlığının artması dolayısıyla bor atomlarının matrise difüzyonu için gerekli aktivasyon enerjinin yükselmesi sonucu borür tabakası içerisinde kalan fazla bor atomu Fe₂B'nin FeB' ye dönüşmesine neden olmaktadır. Literatürdeki benzer çalışmalar incelendiğinde; alaşım elementi olarak krom kullanılan çeliklerin borlanması benzer bir sonuç görülmüş olup; krom miktarının artışına bağlı olarak, Fe₂B fazına nazaran borca zengin reaksiyon ürünü olan FeB tabakasının kalınlığı artmış, Fe₂B fazının kalınlığı ise azalmıştır (Carbucicchio, 1982; Sinha, 1991). Krom, FeB fazı içerisinde çözünmemekle beraber silisyumdan farklı olarak borür (Fe,Cr)₂B bileşikleri şeklinde bulunmaktadır. Bu çalışmada ise alaşım elementi silisyum herhangi bir borür veya bileşik oluşturmayıp geçiş bölgesinde birirmektedir.

Alaşım elementindeki artışın borür büyüme mekanizması ve borür tabakası/matris arayüzeyi morfolojisi üzerinde de etkili olduğu bilinmektedir. SEM görüntüleri incelendiğinde; artan borlama sıcaklığıyla birlikte silisyumca zengin bölgenin artması ve bor atomlarının bu bölgedeki bariyeri aşmaları için gerekli aktivasyon enerjisinin yükselmesi sonucunda borür büyüme mekanizmasının da değiştiği ortaya çıkmıştır. Ancak sonuçlar toplu değerlendirildiğinde 900 °C' de borlanan tüm Fe-Si numunelerde arayüzey morfolojilerinin tamamının testere dişi formunda olması sıcaklığın büyüme mekanizması üzerindeki etkisinin artan silisyum miktarından daha etkin olduğunu da göstermektedir. Zaten çeliklerde yayınma mekanizmasını

etkileyen en önemli faktörün, yayınmanın gerçekleştiği sıcaklık olduğu bilinmektedir. K. Matiasosvsky ve arkadaşları yaptıkları çalışmalarda borür tabakası oluşumundaki en önemli parametrenin sıcaklık olduğunu vurgulamışlardır (Matiasosvsky, 1988). Ancak 900 °C, 1000 °C ve 1100 °C’ de borlanmış saf demirde taraksı yapıda olan arayüzeyin Fe-Si numunelerde artan Si içeriğiyle birlikte taraksı yapıdan düz yapıya geçmesinde alaşım elementi Si’ nin etkisi olduğu açıkça anlaşılmaktadır. Artan Si miktarı ile sıcaklığın kompleks etkisinin de taraksı yapının düz yapıya değişiminde etkili olduğu not edilmelidir.

Artan borlama sıcaklığı ile birlikte serbest ve atomik hale gelen borun altlık malzeme bünyesine demire nazaran daha fazla difüze olmasıyla birlikte porozite de artmaktadır. Çünkü demir-borür içerisinde bor, demire göre daha hızlı difüze olmaktadır ve 1100 °C’ de borlanan numunelerde porozite artışı mikroyapı görüntülerinde belirgin olarak görülmektedir. Ayrıca % at. 16 Si içeren alaşıma ait borlanmış numunelerde porozitenin daha fazla olduğu görülmektedir. Zaten bu numuneler epoksi kalıba alma öncesi hassas kesme cihazında kesilirken kaplamaları çatlayarak yer yer kalkmış ve dökülmüştür, böylelikle porozitedeki artış pratikte de kendini göstermiştir. Bindal’ da yaptığı çalışmalarda tabaka kalınlığındaki fazla artışın kırılganlığı artırmakla birlikte, borlama sıcaklığının artmasının da poroziteyi artırarak borür tabakasının gevrekleşmesine sebep olduğunu ileri sürmüştür (Bindal, 1991). Poroziteye ilaveten yüksek alaşımlı çeliklerdeki taraksı yapının az olmasından dolayı da tabakanın tutma mukavemetinin, düşük alaşımlı veya alaşımsız çeliklerden daha az olduğu ve bu nedenle darbeli zorlamalarda borlu tabakanın pul pul dökülmesinin görülebileceği belirtilmiştir (Selçuk, 1994).

Saf demir ve Fe-Si alaşımlara ait numunelerde kaplama tabakası kalınlığının sıcaklığın bir fonksiyonu olarak arttığı görülmüştür. Her bir numune için borlanma sıcaklığı bir kademe arttığında(900 °C’ den 1000 °C’ ye veya 1000 °C’ den 1100 °C’ ye) kaplama kalınlığı ortalama olarak % 70 artmaktadır. Kaplama kalınlığına silisyum içeriğinin etkisi tüm borlanma sıcaklıkları için Şekil 6.2’ de grafiklerle gösterilmiştir.



Şekil 6.2 Borlanma sıcaklıklarında kaplama kalınlığının silisyum içeriğiyle değişimi.

Şekil 6.2 incelendiğinde; borlanmış saf demir numunenin kaplama kalınlığı en yüksek iken Fe-Si numunelerden % at. 16 Si içeren alaşımın en düşüktür. Silisyum içeriğine göre kaplama kalınlığının azalması borlanmış tüm saf demir ve % at. 1, 2, 4, 8 ve 16 Si içeren Fe-Si numunelerde düzenli bir sırayı takip etmektedir. Bu durumun artan silisyum içeriğiyle birlikte altlık malzemeye difüze olan bor atomlarının sayısının azalması ile ilişkili olduğu bir kez daha görülmüştür. Sıcaklık yönünden değerlendirildiğinde ise; borlanmış saf demir ve Fe-Si alaşımlara ait numuneler için borlama sıcaklığı arttıkça kaplama tabakası kalınlığının arttığı görülmektedir. Ayrıca Si içeriğine bağlı olarak kaplama kalınlığında görülen azalmanın da, artan borlama sıcaklığıyla birlikte daha hızlı bir şekilde gerçekleşmesi de difüzyon kontrollü tüm kaplama ve yüzey işlemlerinde beklenen bir sonuçtur (Badini ve diğ., 1988).

Borlanmış saf demir ve Fe-Si alaşımlara ait numunelerin tümünde sertlik, dış yüzeyden itibaren borür tabakası içerisinde en yüksek değerlerine ulaşmakta ve bor difüzyonunun borür yapmadığı kısımdan itibaren düşüşe geçerek matrisin sertliğine yaklaşma eğilimi göstermektedir. En yüksek sertlik değerlerinin borür tabakasında ölçülmesi ise borun demir ile meydana getirdiği bileşiklerin en sert kısımları

meydana getirmiş olmasıdır. Ancak aynı numunenin borür tabakasında aynı mesafelerden alınan Vickers izlerden hesaplanmış sertlik değerleri arasında farklar olduğu görülmüştür ve bu nedenle ortalamaları alınmıştır. Bu farklılıkların; her bir borürün farklı elastik-plastik davranış göstermesi, oryantasyon farklılıkları ve tabakanın porozite içerip içermesi gibi nedenlerden kaynaklandığı düşünülmektedir (Habig, 1989; Carbucicchio vd., 1984). 1100 °C’ de borlanmış Fe-Si numunelerin borür tabakasından elde edilen değerlerin göreceli olarak düşük olması da bu nedenlerden dolayı olabilir. Zaten borlama sıcaklığı arttıkça özellikle, 1100 °C’ de borlanmış numunelerde, borür tabakasında porozitenin arttığı mikroyapı incelemelerinden görülmüştür. Ayrıca FeB ve Fe₂B fazları arasında da sertlik farkı vardır. Dolayısıyla sertlik ölçümlerinde Vickers ucun hangi faz üzerine düşürüldüğü net bir şekilde tespit edilemediğinden aynı mesafedeki noktaların sertlik değerleri arasında da fark olabilmektedir. Borür dışlarının hemen bitişiğindeki borür tabakası/matris arayüzeyindeki geçiş bölgesine gelindiğinde ise sertlik değerlerinde çok keskin bir düşüş görülmemiştir. Oysaki borür tabakasından matrise geçildiğinde altlık malzeme sertliğinden bir miktar yüksek olmakla birlikte çok keskin bir düşüş beklenir. Bu bir miktar yüksek olmanın nedeni ise bor atomlarının, matrise doğru difüze olmalarından ve katı çözelti sertleşmesi sebebiyle matrisin sertliğini arttırmalarından dolayıdır. Ancak bu çalışmada bor atomlarının matrise difüzyonundan kaynaklı olarak altlık malzeme sertliğinin artmasından daha çok etkili olan mekanizma; geçiş bölgesinde yoğunlaşan silisyumun etkisinden kaynaklıdır. Literatürde karbon elementi gibi silisyumun da borür tabakası içerisinde çözünmediğinden borlama işlemi sırasında çeliğin iç kısımlarına doğru itilerek borür tabakası ile metal arayüzeyinde yoğunlaştığı rapor edilmiştir (Geoeuriot ve diğ., 1982). Silisyum, çelik üzerinde oluşturulan borür tabakasının sertliğini etkilememektedir, ancak geçiş bölgesinin sertliği silisyum artışı ile artmaktadır (Permyakov ve diğ., 1973). Bu çalışmada elde edilen sonuçlarda görüldüğü üzere, borlama sıcaklığı ve silisyum içeriğinin Fe-Si alaşımları üzerindeki borür tabakası sertliği üzerinde belirgin bir etkisi söz konusu değildir. Silisyumun borür tabakası içerisinde çözünmeyip S_xB_y gibi ayrı bir faz oluşturmaması da sertlik artmamasına neden olmuştur.

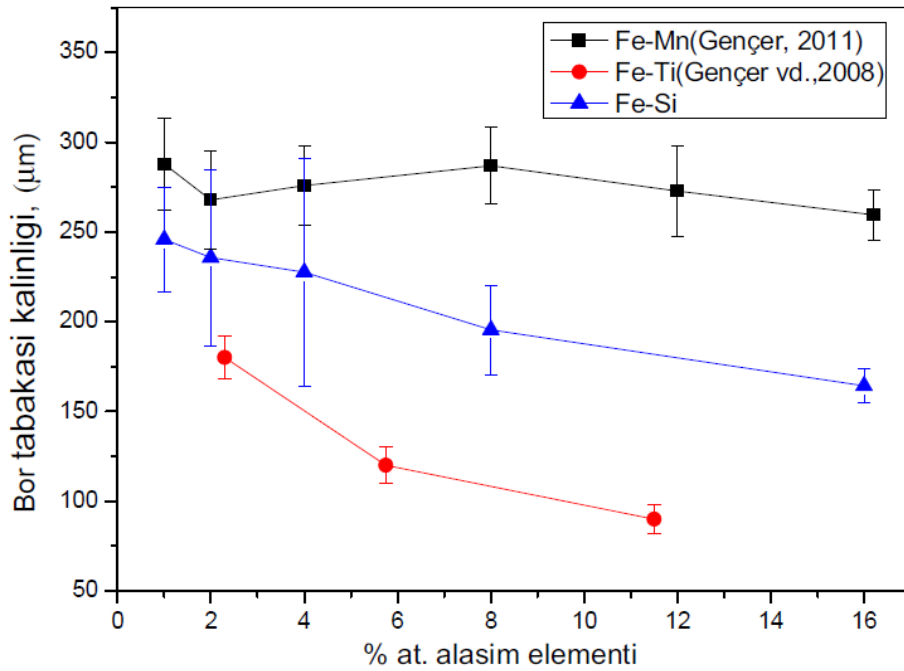
Kırılma tokluğu değerlerinin artan silisyum içeriğine bağlı olarak azaldığı görülmüştür. Silisyumun borür tabakası içerisinde az da olsa çözünmesinin bu

ilişkide belirleyici olduğu ortaya çıkmaktadır. Genel olarak silisyum içeriği ve borlama sıcaklığı arttıkça kırılma tokluğu değerlerinde azalma görülmektedir ve bu sonuçlar borlanmış çeliklerle de uyum içerisindedir. Sade karbonlu ve az alaşımlı çelikler üzerinde yapılan çalışmalarda (Bindal, 1991 ve Özsoy, 1991); alaşım elementlerinin miktarı arttıkça kırılma tokluğu değerlerinin azaldığı ifade edilmiştir. Artan silisyum miktarının, özellikle % at. 16 Si içeren alaşıma ait numunede borür tabakasındaki poroziteyi artırmasının, kırılma tokluğunun azalmasının nedenlerinden biri olduğu düşünülmektedir. Daha önce belirtilen; artan silisyum içeriği ve borlama sıcaklığıyla birlikte, silisyum geçiş bölgesinde yoğunlaşarak bir bariyer oluşturmakta ve bor atomlarının bu bariyeri aşarak matrise difüze olmaları için gerekli olan aktivasyon enerjisi artmakta, böylelikle düşük silisyum içeriğine sahip ve daha düşük sıcaklıklarda borlanan numunelere kıyasla borür tabakasındaki bor elementi miktarı daha fazla olmakta ve böylece FeB fazının oluşumu artmaktadır. Bu artış XRD sonuçlarında başta % at. 16 Si içeren Fe-Si numunelerde belirgin olarak görülmüş ve FeB fazındaki artış silisyum miktarı ve borlama sıcaklığı artışı ile ilişkilendirilmiştir. FeB fazının , Fe_2B ' ye göre daha sert-kırılgan olduğu da bilindiğine göre; kırılma tokluğundaki azalma FeB fazının artışına da bağlanabilir. Çünkü Fe_2B altlık metalde büyüyen bir faz iken FeB, Fe_2B üzerinde büyüyen bir fazdır ve bu iki faz arasındaki gerilme artışı toklukta azalmaya neden olabilir(Palombarini, 1984).

Kaplama tabakası yüzeyinden altlık malzemeye doğru lineer bir çizgi boyunca gerçekleştirilen SEM-EDS elementer analiz sonuçları; borun borür tabakası boyunca konsantrasyonun kaplama tabakası yüzeyinden matrise doğru kademeli olarak azaldığını ve FeB ile Fe_2B fazlarının varlığını doğrulamaktadır. Çizgi elementer analiz sonuçları silisyum atomlarının, borür tabakası/matris arayüzeyine doğru ötelenmesiyle silisyumca zengin bir geçiş bölgesi oluştuğunu da doğrulamaktadır. Silisyum içeriğinin bu bölgede ani olarak artış gösterdiği ve geçiş bölgesinin aşılıarak matrise doğru ilerlenmesi ile konsantrasyonunun azalarak alaşımda varolan değerlerine yaklaştığı görülmüştür. Elementer analiz çizgisinin matris üzerinde görülen ve borür tabakasından koptuğu veya borür tabakasının devamı olduğu düşünülen çökelti benzeri adacıklardan geçmesiyle birlikte Fe ve B elementlerine ait pik şiddetlerinin yükselerek demirborürlerlerdeki değerlerine yaklaştıkları görülmektedir. Dolayısıyla bu parçaların ya borür tabakasından kopmuş parçalar oldukları veya üç boyutlu uzayda borür tabakasının farklı eksenlerdeki çıkıntıları

oldukları anlaşılmaktadır. Bahsettiğimiz bu parçacıklar veya çıkıntılar Şekil 5.17.a’ da 7 ve 8 numaralı işaretlemeler ile gösterilen ve nokta SEM-EDS analizleri yapılmış olan çökelti benzeri adacık olarak tanımlanmıştır.

1100 °C’ de borlanmış Fe-Ti (Gençer vd., 2008) ve Fe-Mn (Gençer, 2011) ikili alaşımları ile hazırlanan benzer çalışmalarda elde edilen kaplama tabakası kalınlıkları ile bu çalışmada 1100 °C’ de borlanan Fe-Si alaşımlarda elde edilen kaplama kalınlığı değerleri Şekil 6.3’ de grafiklerle verilmiştir. Şekil 6.3 incelendiğinde borlanmış Fe-Mn ikili alaşımlarda bor tabakası kalınlığı en yüksek olup, bunu borlanmış Fe-Si ve Fe-Ti alaşımlar takip etmektedir. Bor tabakası kalınlığı her üç çalışmada da genel olarak artan alaşım elementi miktarıyla azalmış olup, alaşım elementi etkisindedir. Artan alaşım elementi miktarına bağlı olarak kaplama kalınlıklarında meydana gelen bu azalma borlanmış Fe-Ti alaşımlarda daha belirgin bir şekilde gerçekleşmektedir.



Şekil 6.3 1100 °C’ de borlanmış Fe-Ti, Fe-Mn ve Fe-Si ikili alaşımlarda elde edilen kaplama kalınlıklarına alaşım elementlerinin etkisi.

7. GENEL SONUÇLAR

1. Borlanmış saf demir için iki farklı bölge mevcut olup bunlar; (i) Fe_2B borür tabakası ve (ii) saf demir altlıktır. Borlanmış Fe-Si alaşımları içinse üç farklı bölge mevcut olup bunlar; (i) FeB ve Fe_2B ' den oluşan çift katlı borür tabakası, (ii) geçiş bölgesi ve (iii) Fe-Si altlıktır.
2. XRD sonuçları Fe_2B tek fazlı borür tabakasının borlanmış tüm Fe-Si alaşımlarında mevcut olduğunu göstermiştir. FeB ve Fe_2B ' den oluşan çift fazlı borür tabakası ise artan Si içeriğiyle birlikte oluşmaktadır. $900\text{ }^\circ\text{C}$ ' de % at. 2 Si içeriğinden itibaren; $1000\text{ }^\circ\text{C}$ ve $1100\text{ }^\circ\text{C}$ borlanma sıcaklıklarında ise % at. 8 Si içeriğinden itibaren belirginleşen FeB fazı ile çift fazlı borür tabakası oluştuğu açığa çıkmaktadır.
3. Borlanmış saf demirde taraksı formda borür tabakası/matris arayüzeyi görülmekte olup borür tabakası porozite ve çatlak içermemektedir. Artan Si içeriğiyle birlikte % at. 8 ve 16 Si içeren Fe-Si alaşımlarda ise testere dişi arayüzey yapısı düz yapıya dönüşürken, borür tabakasında porozite ve çatlaklar görülmeye başlanmaktadır.
4. Borür tabakası kalınlıkları $56\text{-}267\text{ }\mu\text{m}$. aralığında olup artan silisyum içeriğiyle birlikte azalmaktadır. Aynı bileşime sahip numuneler artan borlanma sıcaklığına göre değerlendirildiğinde ise borür tabakası kalınlığı sıcaklıkla artırmaktadır.
5. Ortalama mikrosertlik değerleri; altlık malzemelerden saf demirde 100 HV ve Fe-Si alaşımlarda ise $100\text{-}600\text{ HV}$ aralığında olup geçiş bölgesi için $450\text{-}800\text{ HV}$ ' den borür tabakasında $1450\text{-}2700\text{ HV}$ aralığına yükselmektedir. Bor tabakası sertlik değerleri ile Si içeriği arasında belirgin bir ilişki görülmemektedir.
6. Yüzey pürüzlülüğü borlama prosesi ile artarak yaklaşık $0,1\text{ }\mu\text{m}$ den $1,6\text{ }\mu\text{m}$ değerine kadar yükselmektedir. Fe-Si alaşımlarda Si içeriği ile belirgin bir

ilişki görülmemiştir. Ancak artan borlama sıcaklığıyla birlikte yüzey pürüzlülüğü artmaktadır.

7. Kırılma tokluğu değerleri 0,11-0,49 MPa m^{1/2} aralığında hesaplanmış olup artan Si içeriğiyle birlikte azaldığı görülmektedir.
8. Silisyum bor tabakasında çözünmediği gibi bor ile birlikte herhangi bir bileşik oluşturmamıştır. Si borür tabakasında görülmemiş olup geçiş bölgesinde ise altlık malzemedeki atomik değerinin 2 ve 3 katı aralığında görülmektedir.
9. Borlama başlangıcından itibaren borun saf demir ve Fe-Si numunelerdeki yayınına ait aktivasyon enerjisi ortalama 148 kJ/mol olarak hesaplanmış olup; Si içeriğiyle birlikte belirgin bir değişim görülmemektedir. Ancak at. % 8 ve 16 Si içeren Fe-Si alaşımlarda reaksiyon kinetiğinin değiştiği görülmektedir.

KAYNAKLAR

Akdoğan A., “Demir-Karbon Denge Diyagramı Ders Notu”, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul, s. 6-15, (2008).

Akgündüz T., “Çelikte Alaşım Elementi Olarak Bor ve Borlama ile Yüzey Sertleştirilmesi Yüksek Lisans Tezi”, İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, s.94, (1991).

“ASTM Handbook”, Magnetic and Electrical Materials, Special Purpose Materials, Vol.2, Chapter 2, s.766-768.

Atik E. ve Meriç C., “Borlanmış SAE 1015 ve CrV3 Çeliklerinin Abrasiv Aşınma Dayanımlarının İncelenmesi”, *Makine Malzemesi ve İmalat Teknolojisi Sempozyumu*, Manisa, s.58-62, (1999).

Badini C., Gianoglio C., Pradeli G., *J. Mater. Sci.*, 21, 1721, (1986).

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).

Bain E.C. ve Paxton H. W., “*Alloying Elements in Steel*”, 2nd.ed., American Society for Metals, (1961).

Balart M.J., Davis C.L., Strangwood M., *Mater. Sci. Eng. A.*, 328, 48, (2002).

Barin I. ve Knocke O., “*Thermo-Chemical Properties of Inorganic Substances*”, 1st.ed., Springer-Verlag Berlin Heidelberg, New York, (1973).

Baştürk S. ve Erten M., “Borlama ile Yüzey Sertleştirme Çalışmaları”, *Mühendis ve Makina*, s.57-74, (2006).

Bayça U.S. ve Şahin S., “Borlama”, *Mühendis ve Makina*, s.532, (2004).

Bektes M., Çalık A., Uçar N., Keddami M., “ Pack-boriding of Fe-Mn binary alloys: Characterization and kinetics of the boride layers”, *Materials Characterization*, vol.61, s.233-239, (2010)

Bindal C., “Az Alaşımlı ve Karbon Çeliklerinde Borlama İle Yüzeye Kaplanan Borürlerin Bazı Özelliklerinin Tesbiti”, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, s 27- 28, (1999).

Blanter M.E., Bosedin N. P., “Metalloved”, *Term. Opra. Met.*, Vol 6, p 3-9, (1955).

Bozkurt N., “Bor Yayınımlı Çeliklerde Yüzey Sertleştirme” Doktora Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, 113s., (1984).

Brakman C.M., Gommers A.W.J., Mittemeijer E.J., *J. Mater. Res*, 6, 1354, (1989).

Campos I., Ramirez G., Figueroa U., Martinez J., Morales O., *Appl. Surf. Sci.*, 253, 3469, (2007).

Carbucicchio M., Palombarini G., 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.*, 19, pp. 3732-38, (1984).

Carbucicchio M., Palombarini G., Sambogna G., “Composition and Structure of Boride Layers Grown on Low-Manganese Ternary Iron Alloys”, *J. Mater. Sci.*, 15, pp. 4035-39, (1984).

Chatterjee-Fischer R., “*Boriding and Diffusion Metallizing*”, Institut für Harterei Technik, Bremen, Germany, (1986).

Cutler R.A., “*Engineering Properties of Borides, Engineering Materials Handbook*”, Vol.4, Ceramic and Glasses, ASM International, pp. 787- 803, (1991).

Çalık A., “Türkiye’nin Bor Madenleri ve Özellikleri”, *Mühendis ve Makine*, 508:36-41, (2002).

Çalık A., “Termokimyasal Borlama Yöntemleri ve Önemi”, *4th International Advanced Technologies Symposium*, 839-844, Konya, (2005).

Çalık A., Özsoy A., “Termal Çevirimli Borlama İşleminin Ç1010 Çeliğine Etkileri”, *11. Uluslararası Malzeme Sempozyumu*, İstanbul, (2002).

Çalık A., Delikanlı K., Uzun A.Ç., “1035 Çeliğin Borlama Özelliklerinin İncelenmesi”, *II. Uluslararası Bor Sempozyumu*, Eskişehir, (2004).

Çeçil Ö., Şen Ş., “AISI 8620 Çeliğinin Bor-Vanadyumlanması ve Yüzey Özelliklerinin İncelenmesi”, *Sakarya Ü. Fen Bilimleri Dergisi*, 6, 3, 113-117, Sakarya, (2002).

Çelik M. Y., “*Bor ve Bor Minerallerinin Eko Stratejik Analizi Seminer Notları*”, Dokuz Eylül Üniversitesi, s.6-10, (2006).

Çelebi G., İpek M., Bindal C., “*Borlanmış AISI 8620 Çeliği Yüzeyinde Oluşan Bor Tabakasının Bazı Mekanik Özellikleri*”, 1.Ulusal Metalürji ve Malzeme Günleri, Bildiriler Kitabı, OGÜ Yayın No:099, 27-28 Mayıs Eskişehir, 37- 47, (2004).

Çınkılı M., “*Ulusal Maden Varlığımız ve Bor Gerçeği*”, Ankara Ticaret Odası Yayınları, Ankara, s.196-210, (2001).

Dukarevich I.S., Mozharov M.V., Shigarev A.S., “Redistribution of elements in boride coatings”, *Met. Sci. Heat Treat. (USSR)*, 15, 1-2, 160- 162, (1973).

Eker A., “*Malzeme I Ders Notları*”, Y.T.Ü. Makine Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü, (2008).

Er Ü., Par B., “Bor Yayınımıyla Yüzeyi Sertleştirilmiş AISI 1030 ve AISI 1050 Çeliklerinin Abrasif Aşınma Dayanımlarının İncelenmesi”, *Osmangazi Üniversitesi Müh.Mim.Fak.Dergisi*, C.XVII, S.1, (2004).

Erol M., “*KYM 345 2007-2008 Ders Notları*”, Bl. 4, s.24, Ankara Üniversitesi, Kimya Mühendisliği Bölümü, (2007).

Galibois A., Boutenko O., Voyzelle B., “Mechanisma De Formation Des Couches Borurees Sur Les Aciers a Haut, Carbone-II, Technique Des Pouders”, *Acta Met.*, Vol. 28, pp. 1765- 71, (1980).

Gençer Y., “ Influence of Manganese on the Pack Boriding Behaviour of Pure Iron”, DOI, (2011).

Gençer Y, Tarakçı M, Çalık A., “ Effect of titanium on the boronizing behaviour of pure iron”, *Surface& Coatings Technology*, vol.203, s.9-14, (2008).

Geoeuriot, P., Fillet, R., Thevenot, F., Driver, J.H., Bruyas, H., “The Influence of Alloying Element Additions on The Boriding of Steels”, *Mater. Sci. and Eng.*, Vol.55, pp.9-19, (1982).

Goeuriot, P., Thevenot, F., Driver, J. H., Magnin, T., “Methods For Examining Brittle Layers Obtained by a Boriding Surface Treatment(Borudif)”, *Wear*, Vol.86, pp. 1-10, (1983).

Göy Z., “*Borlama*”,Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 76s, (1983).

Graf A., Matuschka W., “*Borieren*”, Carl Hanser Verlag, München, Wien, pp. 1-87, (1977).

Holmberg K., Matthews A., *Coatings Tribology*, Elsevier Science B.V., pp. 1-33, (1994).

Hutchings, I.M., “*Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*”, Adward Arnold, London, (1992).

Ishikawa H., Shinkai N., “Critical Load for Median Crack Initiation in Vickers Indentation of Glasses”, *Journal of the American Ceramic Society*, vol.65, Issue 8, pp. 124-127, (1982).

James D.H., Smart R.F. ve Reynolds J.A., “Surface Treatments in Engine Component Technology”, *Wear*, 34, 3, 373-382, (1975).

John V.B., “*Mühendislik Malzemeleri*”, (Topuz A., Marşoğlu M., Küçükkaragöz S., Çiğdem M., Çeviri), Macmillan Eğitim Serisi, (1990).

Karaman Y., “*Endüstriyel Borlama ve Tekstil Endüstrisinde Bir Uygulama*”, Y.Lisans Tezi, Süleyman Demirel Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, 121s, Isparta, (2003).

Kartal G., “*Küresel grafitli dökme demirlerin borlanması ve özellikleri*”, Y.Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, (2004).

Kastner B., Przybylowicz K., Grgoruk L., “Unterschungen Von Boridschichten auf Stahlen”, *HTM*, 34, 4, pp. 173- 79, (1974).

Keown S.R., Pickering F.B., “Some aspects of the occurence of Gooran in Alay sheels”, *Metal Science*, 26,7,. H 225-234, (1997).

Kubaschewski O., “*Iron--Binary Phase Diagrams*”, Springer-Verlag, New York, (1982).

Leslie W.C., *The Physical Metallurgy of Steels*, Mc Graw-Hill, NewYork, p.192, (1982).

Liao P.K., Spear K.E., “B-Fe (Boron-Iron) Binary Diagrams of Binary Iron Alloys”, pp. 41- 47.

Lu M.J., “Die Bildungs und Wachstums Kinetik Monophasiger Boridschichten”, *HTM*, 38, pp. 156- 168, (1983).

Massalski T.B., Murray J.L., Bennet L.H., Baker H., “Binary Alloy Phase Diagrams”, *American Society For Metals*, Vol. 1, p. 1100, The United States of America, (1986).

Matiasovsky K., Chrenkova-Paucirova M., Fellner P., Makyta M., “Electrochemical and Thermochemical Boriding”, *Surface & Coatings Technology*, 35, 1-2, 133-149, (1988).

Matuschka A.G., “*Boronizing*”, The Alden Pres Ltd., Oxford, England, s. 11 45-93-100, (1980).

Meléndez E., Campos I., Rocha E., Barrón M.A., “Structural and strength characterization of steels subjected to bonding thermochemical process” *Materials Science Engineering A*, pp. 234–236 (1997).

Meric C., Sahin S., Backir B., Koksall N.S., “Investigation of the boronizing effect on the abrasive wear behavior in cast irons”, *Materials and Design*, vol.27, pp.751-757, (2006).

Oruç Ö., “Termoreaktif Difüzyon Tekniği İle Borlanmış WC–Co Esaslı Kesici Takımların Karakterizasyonu ve Aşınma Davranışının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi”, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, (2006).

Ozbek I., Bindal C., “Kinetics of Boriding AISI W1 steel”, *Material Science and Engineering*, A347, 311-314, (2002).

Özbek İ., “*Borlama Yöntemi ile (AISI M50, AISI M2) Yüksek Hızı Çeliklerinin ve AISI W1 Çeliğinin Yüzey Performanslarının Geliştirilmesi, Doktora Tezi*”, Sakarya Üniversitesi, (2000).

Özbek I., Akbulut H., Zeytin S., Bindal C., Ucisik AH., “The characterization of borided 99,5 % purity nickel”, *Surface Coating Technology*, vol.126, pp.166–70, (2000).

Özbek I., Bindal C., “Mechanical properties of boronized AISI W4 steel”, *Surf. Coat. Technol.*, vol.154, pp.14–20, (2002).

Özbek İ., Sen S., Ipek M., Bindal C., Zeytin S., Ucisik A.H., “A Mechanical Aspect of Borides Formed on the AISI 440C Stainless-Steel”, *Vacuum*, V73, s. 643-648, (2004).

Özsoy A., “Borlama ile İlgili Genel Bir Değerlendirme”, *Endüstriyel Yüzey Teknolojileri Dergisi*, Sayı, 22, 10–13, (2001).

Özsoy A., “*Çeliğin Borlanması Borür Tabakası, Geçiş Zonu ve Ana Matriksin Özelliklerinin İyileştirilmesi, Doktora Tezi*”, Anadolu Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, 101s, Eskişehir, (1991).

Özsoy A., Yaman Y.M., “The Effect of Thermocycling Liquid Boronising on the Thickness of the Boride Layer and the Transition Zone”, *Scripta Met.* Vol.29., pp. 231- 236, (1993).

Palombarini G., Carbucicchio M., “On the Morphology of Thermochemically Produced Fe₂B/Fe Interfaces”, *J. Mater. Sci. Let.*, 3, pp. 791-94, (1984).

Palombarini G., Carbucicchio M., “Growth of Boride Coatings on Iron”, *J. Mater., Sci. Let.*, Vol.6, pp. 415- 416, (1987).

Permyakov V.G., Yakovchuk Y.E., Cherepin V.T., Amirkhanova T.V., Maifet Y.P., “Effect of Silicon on Formation of Boride Coatings”, *Met. Sci. Heat Treat.*, 15: 251-253, (1973).

Pradelli G., Gianoglio C., Elezi D., Badini C., Cocchis F., “Indurimento Superficiale Di Acciai Mediante Borocarburazione”, *La Matallurgia Italiane*, Vol. 81, No. 6, pp. 527- 32, (1989).

Roberts G.A., Krauss G., Kennedy R., Kennedy R.L., “*Tool Steels*”, ASM International, Amerika Birleşik Devletleri, (2000).

Samsanov G.V. ve Epik A.P., “*Coatings on High Temperature Materials*”, Part 1, H. H. Hausner, Ed., Plenum Press, p 7-111, (1966).

Selçuk B., “*Borlanmış AISI 1020 ve AISI 5115 Çeliklerinin Sürtünme ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi*”, Erciyes Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri, (1994).

Shao H., Zhang Q., “The eutectic reaction process of the structure of boriding layer on steel”, *Trans. Met. Heat Treat.*, Vol 16, February, China (Met. Abst. 56-0111 no’daki özeti), (1983).

Signal S.C., “A hard diffusion boride coating for ferrous materials”, *Thin Solid Films*, 45, 321-329, (1977).

Sinha A.K., Boronizing, *ASM Materials Handbook*, 4, ASM International, p.437, (1991).

Smith R., “Boric Oxide, Boric Acid and Borates”, *Ullmann’s Encyclopedia of Industrial Chemistry*, 4:263-280, (1995).

Smith D.L., “*Thin-film deposition: principles and practice*”, McGraw-Hill, New York, (1995).

Şen Ş., “Termokimyasal Borlama İşlemiyle AISI 5140, AISI 4140 ve AISI 4340 Çeliklerinin Yüzey Performanslarının Geliştirilmesi”, Doktora Tezi, SAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, s. 8-12-14-15, (1998).

Şen Ş., Özbek I., Şen U., Bindal C., “Mechanical Behavior of Borides Formed on Borided Cold Work Tool Steel”, *Surface and Coatings Technology*, 135, 173-177, (2001).

Şen Ş., Şen U., Bindal C., “The Growth Kinetics of Borides Formed on Boronized AISI 4140 Steel”, *Vacuum*, 77, pp.195-202, (2005).

Şen U., “Küresel grafitli dökme demirlerin borlanması ve özellikleri”, Doktora Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, (1997).

Taşcı A., “Borlanmış Çeliklerin Aşınma ve Korozyon Dayanımları. İstanbul Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü”, Y.Lisans Tezi, 45 s., İstanbul, (1993).

Tezcan R., “Borlama İşlemi ve Endüstriyel Uygulamaları”, Y. Lisans Tezi, Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir, 46s., (1996).

Tsipas D.N., Rus J., “Boronizing of Alloy Steels”, *J. Mater. Sci. Let.*, 6, pp.118-120, (1987).

Tozan H., “TRD ile Çeşitli Çeliklerin Bor Titanyumlanması ve Özelliklerinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, (2004).

Uluköy A., “Çeliklerin Borlanması”, *Mühendislik Bilimleri Dergisi* 12(2): p.189-198, (2006).

Usta M., Ozbek İ., Bindal C., Uçisik A. H., Ingole S., Liang H.A., “Comparative study of borided pure niobium, tungsten and chromium”, *Vacuum*, 80:1321–5, (2006).

Uzun H.A., “*Borlama İle Yüzeyleri Sertleştirilen Çeliklerin Aşınma ve Korozyona Karşı Dayanımları*”, Yüksek Lisans Tezi, S.D.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, 75 s., Isparta, (2002).

Ürgen M., “*Modern Yüzey İşlem Teknolojileri ve Türkiye’ deki Gelişmeler*”, 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı, Cilt 1, 233-351, 11-15, (1997).

Yapar U., Başman G., Arısoy C.F., Şeşen M.K., “Çeliklerde Borlama Yoluyla Yüzey Sertleştirme”, *Metal Dünyası*, 115, 69-74, (2002).

Yapar U., Başman G., Arısoy C. F., Şeşen M. K., “Çeliklerde Borlamanın Bazı Mekanik Ve Korozyon Özelliklerine Etkisi”, *Metal Makina Dergisi*, 141, 296-301, (2003).

Yapar U., “*Düşük Ve Orta Karbonlu Çeliklerin Termokimyasal Borlama ile Yüzey Özelliklerinin Geliştirilmesi*”, Y. Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, (2003).

Yılmaz A., "Her Derde Deva Hazineimiz Bor", *TÜBİTAK-Bilim veTeknik Dergisi*, Mayıs, 38-48, (2002).

ÖZGEÇMİŞ

12.04.1982 Malatya doğumluyum. Ortaokulu İstanbul Cağaloğlu Anadolu Lisesi'nde; liseyi İstanbul Atatürk Fen Lisesi'nde bitirdikten sonra lisans eğitimimi Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde tamamlayarak yüksek lisans eğitimime Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü'nde devam ettim. İstanbul' da yaşamakta olup; demir-çelik sektöründe iş deneyimlerim mevcuttur.

EKLER

Ek 1 Borlama öncesi numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerleri, Ra.

Ölçüm	Alaşımalar					
	Saf	1Si	2Si	4Si	8Si	16Si
	μm					
1	0,125	0,102	0,086	0,321	0,700	0,114
2	0,107	0,130	0,081	0,258	0,446	0,145
3	0,162	0,092	0,147	0,220	0,211	0,147
4	0,191	0,082	0,108	0,200	0,157	0,128
5	0,144	0,116	0,143	0,227	0,127	0,153
6	0,122	0,084	0,110	0,135	0,261	0,128
7	0,105	0,094	0,089	0,157	0,267	0,132
8	0,105	0,100	0,077	0,151	0,251	0,135
9	0,099	0,100	0,129	0,136	0,180	0,137
10	0,094	0,109	0,092	0,128	0,119	0,155
11	0,139	0,100	0,061	0,154	0,095	0,145
12	0,108	0,109	0,103	0,165	0,072	0,123
13	0,252	0,098	0,160	0,201	0,099	0,147
14	0,123	0,091	0,104	0,107	0,131	0,122
15	0,127	0,124	0,109	0,102	0,158	0,140
16	0,151	0,119	0,208	0,167	0,147	0,139
17	0,130	0,110	0,155	0,112	0,170	0,112
18	0,135	0,114	0,128	0,099	0,176	0,116
19	0,144	0,119	0,091	0,122	0,131	0,112
20	0,143	0,117	0,094	0,140	0,118	0,120
Ortalama	0,135	0,105	0,114	0,165	0,201	0,132
Std.Sapma	0,036	0,013	0,035	0,058	0,144	0,014

Ek 2 Altlık Malzemelerin Kimyasal Bileşimleri (% ağı.)**Saf Fe**

Fe	Si	C	Mn	P	S	Cr	Ni
99,7	0,035	0,023	0,087	0,0049	0,0045	0,019	0,026
Mo	Al	Cu	Co	Ti	Nb	V	W
<0,0020	0,0034	0,043	0,0068	<0,0010	<0,0040	<0,0010	<0,010
Pb	Mg	B	Sn	Zn	As	Bi	Ca
<0,0030	<0,0010	0,0005	<0,0010	<0,0020	<0,0010	0,0038	0,0004
Ce	Zr	La					
0,0042	<0,0015	<0,0010					

% at. 1 Si

Fe	Si	C	Mn	P	S	Cr	Ni
99,3	0,51	0,017	0,078	0,0050	0,0050	0,015	0,026
Mo	Al	Cu	Co	Ti	Nb	V	W
<0,0020	0,020	0,043	0,0062	<0,0010	<0,0040	<0,0010	<0,010
Pb	Mg	B	Sn	Zn	As	Bi	Ca
<0,0030	<0,0010	<0,0005	0,0010	<0,0020	<0,0010	0,0026	0,0003
Ce	Zr	La					
0,0030	<0,0015	<0,0010					

% at. 2 Si

Fe	Si	C	Mn	P	S	Cr	Ni
98,7	1,10	0,014	0,075	0,0042	0,0038	0,015	0,019
Mo	Al	Cu	Co	Ti	Nb	V	W
<0,0020	0,027	0,040	0,0044	<0,0010	<0,0040	<0,0010	<0,010
Pb	Mg	B	Sn	Zn	As	Bi	Ca
<0,0030	<0,0010	<0,0005	0,0010	<0,0020	<0,0010	0,0026	0,0005
Ce	Zr	La					
0,0030	<0,0015	<0,0010					

% 4 at. Si

Fe	Si	C	Mn	P	S	Cr	Ni
97,6	2,16	0,015	0,079	0,0044	0,0045	0,015	0,023
Mo	Al	Cu	Co	Ti	Nb	V	W
<0,0020	0,0096	0,041	0,0059	<0,0010	<0,0040	<0,0010	<0,010
Pb	Mg	B	Sn	Zn	As	Bi	Ca
<0,0030	<0,0010	<0,0005	0,0036	<0,0020	<0,0010	<0,0020	0,0003
Ce	Zr	La					
<0,0030	<0,0015	<0,0010					

% at. 8 Si

Fe	Si	C	Mn	P	S	Cr	Ni
95,4	4,40	0,017	0,081	0,0057	0,0065	0,015	0,019
Mo	Al	Cu	Co	Ti	Nb	V	W
<0,0020	0,0087	0,041	0,0052	<0,0010	<0,0040	<0,0010	<0,010
Pb	Mg	B	Sn	Zn	As	Bi	Ca
<0,0030	<0,0010	0,0007	0,0058	<0,0020	0,0020	0,0025	0,0004
Ce	Zr	La					
0,0037	<0,0015	<0,0010					

% at. 16 Si

Fe	Si	C	Mn	P	S	Cr	Ni
90,2	>6,60	0,016	0,076	0,0054	0,0072	0,012	0,018
Mo	Al	Cu	Co	Ti	Nb	V	W
<0,0020	0,020	0,038	0,0051	<0,0010	<0,0040	<0,0010	<0,010
Pb	Mg	B	Sn	Zn	As	Bi	Ca
<0,0030	<0,0010	0,0007	0,0097	<0,0020	0,0019	<0,0020	0,0004
Ce	Zr	La					
0,0035	<0,0015	<0,0010					