



**YÜKSEK BOR İÇERİKLİ ÇELİK DÖKÜM ALAŞIMLARINDA YAPI VE
ÖZELLİK İLİŞKİSİ**

Ömerfaruk MURATHAN

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

HAZİRAN 2021

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Ömerfaruk MURATHAN

24/06/2021

YÜKSEK BOR İÇERİKLİ ÇELİK DÖKÜM ALAŞIMLARINDA YAPI VE ÖZELLİK İLİŞKİSİ

(Doktora Tezi)

Ömerfaruk MURATHAN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Haziran 2021

ÖZET

Bu çalışmada, ağırlıkça %0,48C, %0,43Si, %1,02Mn ve %11,15 Cr içeren ötektoid altı çelik alaşımına farklı bor (%0,5-5) ilavelerinin mikroyapı, sertlik, aşınma direnci ve tokluk üzerine etkisi araştırılmıştır. Farklı oranlarda bor içerecek şekilde tasarlanan numuneler ağırlıkça %0,5, %1,5, %2,0, %3,0, %4,0 ve %5,0 B içeriği için, Fe-B ilaveleri eşit oranlarda ocakta, potada ve sıvı alaşımın alfa-set reçine bağlayıcılı silis kumu kullanılarak üretilen “Y” blok kalıplara dökülmesi sırasında yapılmıştır. 1050 °C sıcaklıkta 60dk süre ile östenitleme işlemi uygulanan numuneler tuz banyosunda 390 °C sıcaklıkta 3 farklı süre ile (24 saat, 96 saat ve 168 saat) izotermal ısıtılımlarına tabi tutulmuştur. İşlemsiz ve ısıtılımlı işlem görmüş numunelerin mikroyapı (optik mikroskop, elektron tarama mikroskopu, elektron tarama mikroskopu element analizi, x-ışın difraksiyonu) ve mekanik özellikleri (makro/mikro sertlik, aşınma direnci ve darbe dayanımı) belirlenmiştir. Bu çalışmada aşağıda verilen sonuçlar elde edilmiştir; alaşıma yapılan bor ilavelerinde mikroyapıda martensit ile birlikte ağ şeklinde (network) borür ve bor karbürlerin (Fe_2B ve $(Cr, Fe)_7(C, B)_5$) karışımından meydana gelen ötektik faz gözlemlenmiştir. Alaşıma ilave edilen bor miktarı arttıkça borür ve karbürlerin hacim oranı artmış ve ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeren numunelerde sırasıyla %60 ve %69 karbür/borür hacim oranları matris konumunu almışlardır. Bor ilaveleri ile mikroyapıda meydana gelen karbür ve borürler, %2,05’e kadar bor içeren dökümlerde iskeket (fishbone) şekline sahip ve ağ şeklinde dağılım gösterirken daha fazla bor içeriklerinde çubuk (rod/needle) şekline dönüşmüş ve düzensiz dağılım göstermiştir. Alaşımın içerdiği bor miktarı arttıkça makro sertlik ve aşınma dayanımı artmış ancak tokluk düşmüştür. Farklı oranlarda bor içeren ve martensitik matrise sahip numunelerin matris mikroyapısı izotermal ısıtılımları ile değişmemiştir. İzotermal ısıtılımları ağırlıkça %3,10 bor içeriğine kadar makro sertlik ve tokluk değerlerini artırmış ancak aşınma dayanımı üzerinde dikkate değer bir etki göstermemiştir.

Bilim Kodu : 91518

Anahtar Kelimeler : Borlu çeliklerin aşınma dayanımı, Yüksek borlu çelikler, Karbür/borür oranı

Sayfa Adedi : 115

Danışman : Prof. Dr. Kadir KOCATEPE

STRUCTURE PROPERTY RELATIONSHIP OF HIGH BORON CAST ALLOY STEEL

(Ph. D. Thesis)

Ömerfaruk MURATHAN

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

June 2021

ABSTRACT

In this work, the effect of different boron (0.5-5%) additions to a hypoeutectoid steel alloy containing 0.48%C, 0.43%Si, 1.02%Mn and 11.15%Cr by weight on microstructure, hardness, wear resistance and toughness has been researched. For the B content of 0.5%, 1.5%, 2.0%, 3.0%, 4.0% and 5.0% by weight of the samples designed to contain boron in different ratios, Fe-B additions were made in equal proportions in the furnace, in the crucible and during the pouring of the liquid alloy into “Y” block molds produced using silica sand with alpha-set resin binder. The samples, which were austenitized at a temperature of 1050 °C for 60 minutes, were subjected to isothermal heat treatment in a salt bath at a temperature of 390 °C for 3 different periods (24 hours, 96 hours and 168 hours). Microstructure (optical microscope, scanning electron microscope, scanning electron microscope with elemental analysis, x-ray diffraction) and mechanical properties (macro/micro hardness, wear resistance and impact toughness) of untreated and heat treated samples were determined. The following conclusions were obtained in this study; The eutectic phase consisting of a mixture of network boride and boron carbides (Fe_2B and $(\text{Cr, Fe})_7(\text{C, B})_5$) with martensite in the microstructure was observed in boron added alloy. As the amount of boron additions increased, the volume ratio of boride and carbides increased. Samples containing 3.10% and 4.75% boron by weight, 60% and 69% carbide / boride volume ratios, respectively, took the matrix position. Carbides and borides formed in microstructure with boron additions have fishbone shape and network distribution in castings containing up to 2.05% boron, while at higher boron contents they have turned into rod/needle shape and exhibited an irregular distribution. As the boron content of the alloy increased, macrohardness and wear resistance increased, but the toughness decreased. The matrix microstructure of the samples containing varying amounts of boron and martensitic matrix did not change by isothermal heat treatment. Isothermal heat treatments increased the macrohardness and toughness values of alloys up to 3.10 wt% boron content, but did not have a remarkable effect on wear resistance.

Science Code : 91518

Key Words : Wear resistance of boron steel, High boron steels, Carbide/boride volume fraction

Page Number : 115

Supervisor : Prof. Dr. Kadir KOCATEPE

TEŞEKKÜR

Doktora sürecinde her zaman maddi ve manevi destekleri yanımda olan ailem ve arkadaşlarıma teşekkürü borç bilirim.

Çalışmalarım boyunca değerli yardım ve katkılarıyla beni yönlendiren, kıymetli tecrübelerinden faydalandığım danışman hocam Prof. Dr. Kadir KOCATEPE ve tez izleme toplantılarında bilimsel desteklerini esirgemeyen hocalarım Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN ve Prof. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e, tez savunma sunumunda değerli katkılarından dolayı Prof. Dr. Recep ÇALIN ve Dr. Öğr. Üyesi Volkan KILIÇLI'ya teşekkürlerimi sunarım.

Doktora tez çalışmasına verdikleri destek için Gazi Üniversitesi BAP birimine (Proje Kodu: 07/2018-06), deneysel çalışmalarda Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Gazi Üniversitesi İmalat Mühendisliği ve Kırıkkale Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Laboratuvarlarının alt yapısından faydalandığım Bölüm Başkanlıklarına teşekkür ederim.

Numunelerin işlenmesinde yol gösteren Prof. Dr. Ulvi ŞEKER'e, talaşlı imalat sırasında yönlendiren Öğr. Gör. Rıdvan KARAAĞAÇ ve mekanik test numunelerin tel erozyon ile üretilmesinde görevli Arş. Gör. Ömer BAYRAKTAR'a teşekkür ederim. Aşınma test deneylerin yürütülmesinde eşlik eden Arş. Gör. Naci Arda TANIŞ'a teşekkür ederim. Bor analizinin yapıldığı Orta Doğu Teknik Üniversitesi Merkez Laboratuvarına, mikro sertlik testlerinin yapıldığı Kaynak ve Birleştirme Teknolojileri Uygulama ve Araştırma Merkezi'ne (KABTEM), X- Işın Analizlerini yöneten Prof. Dr. Hakan ATEŞ'e, X- Işın Analiz sonuçlarının yorumlanmasında destek olan Doç. Dr. Nurcan AKDURAN'a teşekkürlerimi sunarım.

Elektron tarama mikroskop çalışmalarındaki yardımlarından dolayı Dr. Öğr. Üyesi Meryem POLAT'a, Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezin bünyesinde yapılan dilatometre analizi ve JMatPro ile zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramlarının çiziminde görev alan Yahya Tunç ve deneysel çalışmaları yöneten Doç. Dr. Caner ŞİMŞİR'e teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
TEŞEKKÜR	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ	xii
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xiv
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xx
1. GİRİŞ	1
2. BORLU ÇELİKLER	3
2.1. Borlu Çeliklerin Geliştirilmesi	3
2.1.1. Karbon oranı	3
2.2. Borlu Çeliklerin Sertleşebilirlik Mekanizması.....	4
2.2.1. Östenit tane sınırlarının enerjisini düşürmesi	5
2.2.2. Difüzyonun azalması.....	5
2.2.3. Çekirdeklenme bölgelerindeki azalma	5
2.2.4. Borürlerin üzerinde ferritin çekirdeklenmesi	6
2.3. Borun Sertleşebilirlik Üzerine Elementlerin Etkisi.....	6
2.3.1. Karbon	6
2.3.2. Titanyum, alüminyum ve azot	7
2.3.3. Molibden ve tungsten	8
2.3.4. Fosfor	8
2.4. Borlu Çeliklerin Üretimi Sırasında Borun Korunması	8

	Sayfa
2.4.1. Titanyum ile borun korunması.....	9
2.4.2. Alüminyum ile borun korunması.....	9
2.4.3. Yüksek oranlarda bor ilaveleri ile borun korunması.....	10
2.4.4. Borlu çeliklerin üretiminde karşılaşılan problemler	10
2.5. Borun Çelikler İçerisindeki Çözünürlüğü.....	11
2.5.1. Borun ferrit içinde çözünürlüğü.....	12
2.5.2. Borun östenit içinde çözünürlüğü	13
2.5.3. Bor çözünürlüğünün hesaplanması	15
2.6. Demir İçinde Bor Birikimi ve Termodinamik Süreci.....	16
2.6.1. Borun kararlı segregasyonu	16
2.6.2. Borun kararsız segregasyonu	16
2.7. Borlu Çeliklerde Oluşan Bileşikler	17
2.7.1. Bor oksit (B_2O_3).....	19
2.7.2. Bor nitrür (BN)	19
2.7.3. Bor karbürler.....	21
2.7.4. Borürler	23
2.7.5. Bor içeren karmaşık çökeltiler.....	23
2.8. Yüksek Bor Oranlarına Sahip Ötektik Fe-B Sistemleri.....	24
2.9. Borlu Çeliklerin Katılaşması.....	25
2.9.1. Farklı oranlarda bor içeren çeliğin katılaşması.....	25
2.9.2. Yüksek krom içeren çeliğin katılaşması.....	30
2.9.3. Yüksek krom ve bor içeren çeliğin katılaşması.....	31
2.10. Milyonda Bir Birim (PPM) Oranında Bor İçeren Çelikler	31
2.11. Borlu Çeliklerin Üretiminde Kullanılan Bor Katkıları.....	33

	Sayfa
2.12. Yapıda Bulunan Borun Tespit Edilmesi	34
2.12.1. Yaş yöntem (wet chemical)	34
2.13. Borlu Çeliklerin Mekanik Özellikleri	35
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	41
3.1. Malzeme ve Metot	41
3.1.1. Malzeme	41
3.1.2. Model ve kalıp üretimi	41
3.1.3. Ergitme ve döküm	42
3.1.4. “Y” blok dökümlerin bor analizi	43
3.1.5. “Y” blok dökümlerden numune çıkarılması	43
3.2. Bor İçeren (Ağırlıkça 2,05 B) Çelik Alaşımında Faz Dönüşüm Sıcaklık ve Sürelerinin Belirlenmesi	44
3.2.1. Ağırlıkça %2,05 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin dilatometre analizi ile belirlenmesi	44
3.2.2. Östenit tane boyutunun belirlenmesi	44
3.2.3. Ağırlıkça %2,05 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin JMatPro programı ile belirlenmesi	45
3.2.4. Ağırlıkça %1,18 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin pilot ısıt işlemleri ile belirlenmesi	45
3.2.5. Östenitleme ısıt işlemi	46
3.2.6. İzotermal ısıt işlem	47
3.3. Metalografik Çalışmalar	49
3.4. Karbür/Borür Oranlarının Belirlenmesi	50
3.5. Sertlik Ölçümleri	50
3.6. Darbe Testi	51
3.7. Aşınma Testi	51

	Sayfa
4. DENEYSEL ÇALIŞMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	53
4.1. “Y” Blok Dökümlerin Bor Analizi.....	53
4.2. Mikroyapı Analizi	53
4.2.1. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” blok dökümlerin mikroyapısı	53
4.2.2. EDS ve XRD analizi	60
4.2.3. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” blok dökümlerin karbür/borür oranları	62
4.3. Ağırlıkça %2,05 Bor İçeren Alaşımın Dilatometre Analizi.....	64
4.3.1. Ağırlıkça %1,18 B içeren çelik döküm alaşımın farklı sıcaklıklarda östenitlenme sonucu	67
4.4. Östenit Tane Boyutu.....	70
4.5. Numunelerin TTT Diyagramlarının JMatPro Programı Kullanılarak Çizimi	72
4.6. Pilot Isıl İşlemler	78
4.6.1. Ağırlıkça %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımı için gerçekleştirilen pilot izotermal ısıl işlem sonuçları.....	79
4.6.2. İzotermal ısıl işlem uygulamış bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” blok dökümlerin mikroyapısı.....	81
4.7. İşlemsiz ve Isıl İşlem Görmüş Farklı Oranlarda Bor İçeren Alaşımların Mekanik Özellikleri.....	86
4.7.1. Sertlik test sonuçları.....	86
4.7.2. Darbe testi sonuçları.....	91
4.7.3. Aşınma testi sonuçları	96
5. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	103
5.1. Tez Çalışmasında Elde Edilen Sonuçlar	103
5.2. Öneriler	105
KAYNAKLAR	107

ÖZGEÇMİŞ	115
----------------	-----



ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Borlu çeliklerin ve bor içeren alaşımların uygulama alanları	9
Çizelge 2.2. Borlu çeliklerde bulunan bileşiklerin kristal yapıları	18
Çizelge 2.3. Thermo-Calc programında kullanılan bor içeren ticari çelikler	18
Çizelge 2.4. Çelik içerisine ilave edilen bor katkıları	33
Çizelge 2.5. Bor analiz teknikleri	34
Çizelge 2.6. Yüksek oranlarda bor içeren çeliklerin mekanik özellikleri	36
Çizelge 2.7. Yüksek oranda bor içeren çelikler	38
Çizelge 3.1. Tez çalışmasında kullanılan alaşımın kimyasal kompozisyonu	41
Çizelge 3.2. “Y” Blok dökümlerin kodlandırılması	42
Çizelge 3.3. Deneysel çalışmalar için Y blok üzerinden alınan numunelerin bölgeleri	43
Çizelge 3.4. Ağırlıkça %0,5-5,0 bor içeren numunelere uygulanan izotermal ısı işlemler	49
Çizelge 3.5. Metalografik çalışmalarda kullanılan dağlayıcı listesi	49
Çizelge 4.1. “Y” blok dökümlerinde tasarlanan ve gerçekleşen bor oranları	53
Çizelge 4.2. Bor oranına bağlı karbür/borür dağılım ve şekillerindeki değişim	58
Çizelge 4.3. İşlemsiz numunelerin bor oranına bağlı karbür/borür dağılımı	62
Çizelge 4.4. %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımın östenitleme sonrası sertlik değerleri	67
Çizelge 4.5. Bor oranına bağlı numunelerin östenit tane boyutu	70
Çizelge 4.6. JMatPro programı ile elde edilen faz dönüşüm sıcaklıkları	72
Çizelge 4.7. %2,05 bor içeren numunenin faz dönüşüm sıcaklıkları (JMatPro)	73
Çizelge 4.8. %1,18 bor içeren numunelerin izotermal işlem sonrası sertlik değerleri	80
Çizelge 4.9. Numunelere uygulanan izotermal ısı işlemler	82

Çizelge	Sayfa
Çizelge 4.10. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımın işlemsiz(döküm halinde) ve 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta farklı süre ile izotermal ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerin sertlik değerleri.....	87
Çizelge 4.11. Çelik döküm alaşımında döküm halinde bor oranına göre matrisin ve karbürlerin mikro sertlik değerleri	89
Çizelge 4.12. İşlemsiz ve 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat süre ile izotermal ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerin tokluk değerleri	91
Çizelge 4.13. İşlemsiz ve ısıtıl işlem görmüş farklı oranlarda bor içeren alaşımların aşınma testi sonrası ağırlık kayıpları.....	97

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Karbon oranına bağlı sertleşebilirlik faktörü	4
Şekil 2.2. Bor içermeyen ve bor içeren çelik için ferrit çekirdeklenme bölgeleri	5
Şekil 2.3. Borür çökeltme mekanizması	6
Şekil 2.4. Borun sertleşebilirlik faktörünün alaşım elementleri ile ilişkisi	7
Şekil 2.5. Borun demir ve çelikler içindeki çözünme bölgeleri	11
Şekil 2.6. Thermo-Calc programı kullanılarak elde edilen Fe-B denge diyagramı (100ppm bor'a kadar, ısıtılabilir çelikler için geçerlidir)	13
Şekil 2.7. Dengemsi (Pseudo) ikili Fe-B faz diyagramı (ağırlıkça %0,2 sabit karbon oranı, 100 ppm bor'a kadar, ısıtılabilir çelikler için geçerlidir)	14
Şekil 2.8. Thermo-Calc programı kullanılarak 4 farklı borlu çelik için denge durumunda faz bileşen oranları	20
Şekil 2.9. a) 1-4 numaralı çelikler için denge durumunda bulunan $M_{23}(B,C)_6$ fazının kimyasal kompozisyonu, b) Thermo-Calc programı kullanılarak 2 ve 4 numaralı çelikler için bor-sementit borüründe bulunan elementler.....	23
Şekil 2.10. Yüksek oranda bor içeren yüksek hız çeliğinin Thermo-Calc programı ile hesaplanmış denge konumundaki faz bileşenleri	25
Şekil 2.11. Fe-C-B sisteminin üçlü faz diyagramı	26
Şekil 2.12. Bor ilaveleri ile sertleşebilirliğin optimizasyonu	32
Şekil 2.13. Su verilmiş ve temperlenmiş orta karbonlu düşük alaşımlı çeliklerin mekanik özellikleri	37
Şekil 2.14. Farklı bor oranına ve üretim yöntemlerine sahip çeliklerin sıcaklığa bağlı çekme dayanımı	39
Şekil 2.15. Farklı bor oranına ve üretim yöntemlerine sahip çeliklerin sıcaklığa bağlı uzama-kopma grafiği.....	40
Şekil 3.1. "Y" Blok model ölçüleri	41
Şekil 3.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin numaralandırılması.....	43

Şekil	Sayfa
Şekil 4.1. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren numunelerin XRD analiz sonuçları	61
Şekil 4.2. İşlemsiz numunelerin karbür/borür %oranları	63
Şekil 4.3. %2,05 bor içeren numunenin mühendislik gerinimi/zaman grafiği	64
Şekil 4.4. Ağırlıkça %2,05 bor içeren numunede sıcaklığa bağlı boyut değişimi (siyah renkli eğri) ve çizgisel termal genleşme sabiti (yeşil renkli eğri)	65
Şekil 4.5. %2,05 bor içeren numunede sıcaklık ile gerinim ilişkisi (M_s sıcaklığı)	66
Şekil 4.6. %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımında östenitleme sıcaklığı ile sertlik arasındaki ilişki	69
Şekil 4.7. Bor ilavesiz numunenin TTT ve CCT diyagramları.....	74
Şekil 4.8. Ağırlıkça %0,48 bor içeren numunenin TTT ve CCT diyagramları	75
Şekil 4.9. Ağırlıkça %1,18 bor içeren numunenin TTT ve CCT diyagramları	76
Şekil 4.10. Ağırlıkça %2,05 bor içeren numunenin TTT ve CCT diyagramları	77
Şekil 4.11. Ağırlıkça %2,44 bor içeren numunenin TTT ve CCT diyagramları	78
Şekil 4.12. %1,18 bor içeren numunenin pilot izotermal işlem sonrası sertlik değerleri.....	80
Şekil 4.13. İşlemsiz ve ısıtılmış numunelerde bor içeriği ile makro sertlik değerlerinin ilişkisi	87
Şekil 4.14. Farklı oranlarda bor içeren numunelerin farklı sürelerde uygulanan sabit izotermal ısıtılmış işlem sıcaklığı altında sertlik değerlerindeki değişim	88
Şekil 4.15. İşlemsiz numunelerde bor içeriği ile mikro sertlik değerlerinin ilişkisi	89
Şekil 4.16. İşlemsiz ve ısıtılmış numunelerde farklı oranlarda bor içeren alaşımların tokluk değerlerindeki değişim	92
Şekil 4.17. Farklı oranlarda bor içeren numunelerin farklı sürelerde uygulanan sabit izotermal ısıtılmış işlem sıcaklığı altında darbe tokluk değerlerindeki değişim	93
Şekil 4.18. Farklı oranlarda bor içeren işlemsiz ve 390 °C sıcaklıkta izotermal ısıtılmış işlem uygulanmış numunelerin abrasif aşınma testinde bor oranına göre ağırlık kaybı.....	97

Şekil**Sayfa**

Şekil 4.19. Farklı oranlarda bor içeren numunelerin farklı sürelerde uygulanan sabit izotermal ısıtma işlem sıcaklığı altında aşınma testi sonrası ağırlık kaybı değerlerindeki değişim	98
---	----



RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. $\text{Fe}_{23}(\text{BC})_6$ ara yüzeyine ferrit çekirdeklenmesi TEM görüntüsü.....	6
Resim 2.2. DIN 20MnCrB5 çeliğin TEM görüntüleri	21
Resim 2.3. DIN 20MnCrB5 çeliğinde bulunan ince Nb (B,C,N) parçacığının TEM görüntüsü.....	22
Resim 2.4. DIN 20MnCrB5 çeliğinde BN partikülünün MnS üzerinde çekirdeklenmesi, a) İkincil elektron görüntüsü (secondary electron image), b) TEM	24
Resim 2.5. Ağırlıkça %1,8 bor içeren alaşımın faz kompozisyonu	26
Resim 2.6. Ağırlıkça %0,6 bor içeren alaşımın katılaşma sırasında faz dönüşümleri	27
Resim 2.7. Ağırlıkça %0,6 bor içeren alaşımın mikroyapı görüntüleri, a) Faz kompozisyonu, b) Su verilmiş numune (östenitleme 1000 °C).....	28
Resim 2.8. Ağırlıkça %3,5 bor içeren çeliğin mikroyapıları, a) %0 Cr, b) %5 Cr.....	28
Resim 2.9. Ağırlıkça %1,42 bor içeren numunenin mikroyapı görüntüleri	29
Resim 2.10. Ağırlıkça %1,18 bor içeren su verilmiş çeliğin mikroyapı görüntüsü.....	29
Resim 2.11. Bor içermeyen numunenin mikroyapı görüntüleri	30
Resim 2.12. %0,8 bor ve %12 Cr içeren numunenin mikroyapı görüntüleri	31
Resim 2.13. Düşük karbonlu ve 7 ppm bor içeren numunenin mikroyapı görüntüleri	32
Resim 2.14. Fe-2,2B (a-b) ve Fe-1B-1C (c-d) alaşımlarının yüksek basınç (HIP) gaz atomizasyon ile üretilmiş toz görüntüleri, a-c) 800 °C, b-d) 1000 °C.....	39
Resim 4.1. Bor ilavesi yapılmamış işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit	54
Resim 4.2. Ağırlıkça %0,48 bor içeren işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit	55
Resim 4.3. Ağırlıkça %1,18 bor içeren işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit	55

Resim	Sayfa
Resim 4.4. Ağırlıkça %2,05 bor içeren işlemsiz alaşımların mikroyapısı, M: Martensit	56
Resim 4.5. Ağırlıkça %2,44 bor içeren işlemsiz alaşımların mikroyapısı, M: Martensit	56
Resim 4.6. Ağırlıkça %3,10 bor içeren işlemsiz alaşımların mikroyapısı, M: Martensit	57
Resim 4.7. Ağırlıkça %4,75 bor içeren işlemsiz alaşımların mikroyapısı, M: Martensit	57
Resim 4.8. İşlemsiz çelik döküm alaşımında farklı bor oranlarında mikroyapı; a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B, (M: Martensit)	59
Resim 4.9. %1,18 bor içeren numunenin EDS analiz bölgeleri	61
Resim 4.10. Faz analizinde kullanılan çelik döküm alaşımlarının mikroyapıları, a) Bor ilavesiz, b) %0,48B, c) %1,18B, d) %2,05B, e) %2,44B, f) %3,10B, g) %4,75B.....	63
Resim 4.11. Farklı sıcaklıklarda östenitlenmiş %1,18 B içeren numunelerin mikroyapıları, a) 800 °C, b) 850 °C, c) 900 °C, d) 950 °C, M: Martensit ..	68
Resim 4.12. Farklı sıcaklıklarda östenitlenmiş %1,18 B içeren numunelerin mikroyapıları, a) 1000 °C, b) 1050 °C, c) 1100 °C, d) 1150 °C, M: Martensit	69
Resim 4.13. Numunelerin östenit tane boyutu a) Bor ilavesiz, b) %0,48B, c) %1,18B, d) %2,05B, e) %2,44B, f) %2,44B bölgesel büyütme, Dağlama: Beraha.....	71
Resim 4.14. Farklı sürelerde izotermal ısıtma işlem görmüş %1,18 bor içeren numunelerin mikroyapıları. a) 0,5 saat, b) 1 saat, c) 3 saat, d) 6 saat, e) 9 saat, f) 12 saat, g) 18 saat, h) 24 saat i) 30 saat M: Martensit	79
Resim 4.15. Farklı sürelerde izotermal ısıtma işlem görmüş %1,18 bor içeren numunelerin mikroyapıları, Dağlama: Beraha. a) 0,5 saat, b) 1 saat, c) 3 saat, d) 6 saat, e) 9 saat, f) 12 saat, g) 18 saat, h) 24 saat, i) 30 saat	81
Resim 4.16. 390 °C sıcaklıkta 24 (I), 96 (II) ve 168 (III) saat süre ile izotermal ısıtma işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları; a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B.....	83

Resim	Sayfa
Resim 4.17. 390 °C sıcaklıkta 24 (I), 96 (II) ve 168 (III) saat süre ile izotermal ısıtım işlemi uygulanmış numunelerin mikroyapıları; e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B.....	84
Resim 4.18. 390 °C sıcaklıkta 24 (I), 96 (II) ve 168 (III) saat süre ile izotermal ısıtım işlemi uygulanmış numunelerin SEM mikroyapıları; a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B.....	85
Resim 4.19. 390 °C sıcaklıkta 24 (I), 96 (II) ve 168 (III) saat süre ile izotermal ısıtım işlemi uygulanmış numunelerin SEM mikroyapıları; e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B.....	86
Resim 4.20. Bor ilavesiz numunenin matris ve karbürden alınan mikrosertlik görüntüsü.....	90
Resim 4.21. İşlemsiz numunelerin darbe testi sonrası kırık yüzey görüntüleri, a) Bor ilavesiz numune, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B	94
Resim 4.22. 390 °C’de 168 saat izotermal ısıtım işlemi sonrası numunelerin kırık yüzey görüntüleri, a) Bor ilavesiz numune, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B.....	96
Resim 4.23. Farklı bor oranına sahip işlemsiz numunelerde abrasif aşınma testinde oluşan yüzey görüntüleri, a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B.....	99
Resim 4.24. Farklı bor oranına sahip 390 °C sıcaklıkta 168 saat süre ile izotermal ısıtım işlemi uygulanmış numunelerde abrasif aşınma testinde oluşan yüzey görüntüleri: a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B.....	100
Resim 4.25. Ağırlıkça %4,75 bor içeren numunenin aşınma testi sonrası EDS analizi.....	101
Resim 4.26. Ağırlıkça %4,75 bor içeren numunenin aşınma testi sonrası element dağılım haritası	102

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler

Açıklamalar

a_α	Ferrit kafes parametresi
α	Ferrit
$\alpha_{\text{çizgisel}}$	Çizgisel termal genleşme sabiti
F_β	Borun sertleşebilirlik faktörü
M_s / M_f	Martensit Başlangıç/Bitiş Sıcaklığı
V	%1 martensit dönüşümü sonrası oluşan gerinim
w_i^y	Ağırlık kesri
x_i^a	Ferrit içinde bulunan elementin mol kesri
γ	Östenit
μm	Mikron

Kısaltmalar

Açıklamalar

AISI	American Society for Testing and Materials
ASTM	Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
DIN	Alman Standartlar Enstitüsü
HRC	Rockwell Sertlik
HV	Vickers Sertlik
ICP-OES	Endüktif Eşleşmiş Plazma Kütle Spektrometresi
JMatPro	Malzeme Özellikleri İçin Uygulama Yazılımı
PPM	Milyonda Bir Birim
SEM	Elektron Tarama Mikroskobu
TTT	Zaman Sıcaklık Dönüşüm
XRD	X Işınları Kırınımı

1. GİRİŞ

Bu çalışmada, C, Si, Mn, Cr gibi elementlerin ağırlıkça %oranları sabit tutularak, farklı oranlarda bor ilaveleri ile (ağırlıkça %0,5-5,0) yüksek aşınma dayanımı ve tokluğa sahip çelik döküm alaşımlarının geliştirilmesi amaçlanmıştır.

Yüksek tokluk, sertlik ve aşınma dayanımına sahip çeliklerin geliştirilmesi ile uzun süredir ticari olarak kullanılmaktadırlar. Bu çeliklerin kullanım alanlarından biri olan malzeme işleme sırasında ağır tribolojik yükler altında ve malzeme özelliklerinden ödün vermeden kullanılabilir olmalarıdır. Bu şartların sağlanabilmesi için, çeliklerin mikroyapıları temperlenmiş martensitik matris üzerinde dağılmış karbürler tarafından kontrol edilmektedir. Fakat gelişmiş üretim teknolojileri ve pahalı alaşım elementlerin ihtiyacı üretim maliyetlerini arttırmaktadır [1, 2].

İkinci dünya savaşı sırasında alaşım elementlerinin temininde yaşanan sorunlar sebebi ile araştırmacılar çelik içinde bor kullanarak istenilen mekanik özellikleri elde etmişlerdir [3]. Ağırlıkça %0,001 - 0,003 bor içeren bir çeliğin; ağırlıkça %0,6 Mn, %0,7 Cr, %0,5 Mo veya %1,5 Ni içeren çelik ile kıyaslandığında aynı oranlarda sertleşebilirlik sağladığı belirlenmiştir [3-5]. Sertleşebilirlik mekanizması şu şekilde açıklanabilir; östenit tane sınırlarında ötektoid öncesi oluşan ferritin çekirdekirdeklenme enerjisini düşürmektedir; ferrit oluşumunu baskılamaktadır [3, 4, 6].

Yüksek sertleşebilirliğin yanı sıra, bor güçlü karbür oluşturu bir elementtir. Borun yüksek sertliği (29,1 GPa), düşük yoğunluğu ($2,52 \text{ g.cm}^{-3}$), yüksek erime noktası ($2450 \text{ }^{\circ}\text{C}$) ve yüksek elastik modülü (448 GPa) bor karbürlerin yüksek sıcaklık ve yüksek aşınma dayanımı gerektiren bölgelerde kullanımı için uygundur [7].

Bilim insanları çeliklere genel olarak düşük oranlarda; milyonda bir birim (ppm) bor ilaveleri yapmışlardır ve bu sebeple yüksek borlu çeliklerle yapılan çalışmalar oldukça azdır. Egerov ve Sapozhnikov [8] ağırlıkça %4,9 - 5,1 bor içeren farklı karbon oranlarına sahip (ağırlıkça %0,15 - 1,2 C) döküm çeliğin mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmışlardır. Yaptıkları araştırma sonucu; krom içeren borürler ve karbon-borür fazlarının oluştuğu ve mikrosertlik değerlerindeki küçük değişimin mikroyapısal

değişiklikten kaynaklandığı belirtilmektedir. Diğer bir araştırmada ise, yüksek bor içeren çeliğin (ağırlıkça %1,18 - 3,0 B) aşınma dayanımı Hanguang ve diğerleri [9-11] tarafından araştırılmıştır. Metalik matris üzerinde dağılan bor ağları mikroyapıda tespit edilmiş olup, su verme sıcaklığı arttıkça mekanik özelliklerde iyileşme (sertlik, çekme dayanımı gibi) görülmüş ve mekanik özelliklerdeki değişim mikroyapı bileşenleri ile ilişkilendirilmektedir. Lentz ve Röttger [12, 13] yüksek bor içeren çeliklerin (ağırlıkça %0,23 - 2,02 bor) simülasyon programları ile katılaşmasını araştırmışlardır. Bor miktarındaki artış ile katılaşma sıralamasının değiştiği belirlenmiştir. Yukarıda bahsedilen araştırmalar ile borlu çeliklerin genel olarak aşınma dayanımı ve matris mikroyapıları tartışılmıştır. Fakat yüksek bor ilaveleri sonucu işlemsiz ve ısıtıl işlem görmüş borlu çeliklerin mikroyapısal farklılıklar (karbür ve borürlerin dağılımı, morfolojisi, hacim oranı) ve mikroyapısal farklılık sonucu mekanik özelliklerdeki değişim (makro/mikro sertlik değerleri, aşınma dayanımı, tokluk değerleri) konusunda araştırmalar yetersiz kalmaktadır.

Ticari olarak uzun süredir kullanılan takım çeliklerinin yanı sıra, son yıllarda yüksek tokluk ve aşınma direncine sahip yurt dışından ithal edilen seramik takviyeli kompozit çelik malzemeler, ülkemizde kırıcı ve öğütücü sektörüne üretim yapan döküm firmalarının pazar payını önemli derecede düşürmüştür. Bu nedenle, ülkemizde yüksek tokluk ve aşınma direncine sahip çelik döküm alaşımlarının geliştirilmesi elzem olmuştur. Ülkemizde yüksek aşınma direncine ve tokluk özelliğine sahip çelik alaşımlarının geliştirilmesi ile ithal ikamesi, ilgili döküm sektörünün yurtdışı rekabet gücünün artırılması, bu konuda araştırma ve geliştirme çalışmalarının yönlendirilmesi ve bilime katkısı açısından önemli gelişmeler sağlanması beklenmektedir.

Bu çalışmada, sabit kimyasal bileşime sahip ağırlıkça %0,48C, %0,43Si, %1,02Mn ve %11,15 Cr içeren ötektoid altı çelik döküm alaşımına farklı bor (%0,5 - 5,0) ilaveleri ve izotermal ısıtıl işlemlerinin mikroyapı, sertlik, aşınma direnci ve tokluk üzerine etkisi araştırılmıştır.

2. BORLU ÇELİKLER

2.1.Borlu Çeliklerin Geliştirilmesi

1930'lu yıllarda borlu çeliklerin ticari kullanımı oldukça yavaş ilerlemekteydi. 2. Dünya Savaşı sonrası petrol krizi ile birlikte çelik üretim sektöründeki gelişmeler artmış ve borlu çeliklere daha fazla önem verilmiştir. Bu sebeple düşük karbonlu çeliklere bor ile mikro alaşımlama yapılmasına 1970'li yıllarda başlanmıştır. Borun oksijen ve azota ilgisi oldukça yüksektir. Çelik içinde oksitlenerek B_2O_3 bileşimini ve benzer şekilde azot ile kolaylıkla reaksiyona girerek bor nitrür (BN) oluşturabilir. Bor karbon ile tepkimeye girerek $Fe_{23}(CB)_6$ ve $Fe_3(CB)$ bileşikler de meydana gelebilir. Bu nedenle borlu çelik üretimi sırasında Al veya Si ilave edilerek bor ile oksijenin bileşim oluşturması engellenmelidir. Aynı zamanda bor elementinin N ile kimyasal reaksiyonunu engellemek için çeliğe nitrür oluşturuvcu Zr ve Ti elementleri ilave edilmektedir [3, 14-16]. Borun çeliklerin sertleşebilirlik üzerine etkisi, çelik içinde bulunan karbon oranına bağlıdır. Karbon oranı arttıkça borun sertleşebilirlik etkisi azalmaktadır. Bor, düşük karbonlu (ağırlıkça %0,25 C) ve orta karbonlu çeliklerde (ağırlıkça %0,4 C) çok daha fazla etkilidir. Bor ilavesi ile düşük alaşımlı çeliklerin sertleşebilirlik üzerine olumlu etkileri yapılan çalışmalar ile ispatlanmıştır [3, 14-17]. Güncel çelik üretim teknolojisi ile çelik içinde bulunan bor elementinin kontrolü mümkün olup, borlu çeliklerden beklenen özellikler elde edilebilmektedir.

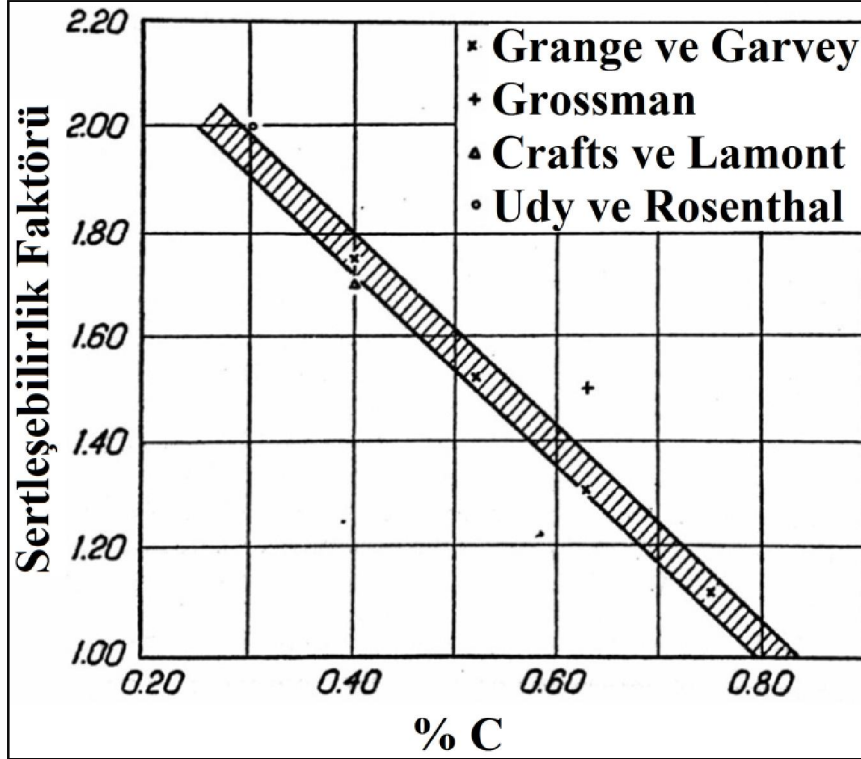
2.1.1. Karbon oranı

Borun çelikler üzerine etkisi, çeliğin kimyasal kompozisyonuna ve özellikle çelik içindeki karbon oranına bağlıdır. 1940'lı yılların sonlarına doğru Rahrer ve Armstrong ticari olarak üretilen karbon oranı ağırlıkça %0,1 ile %1 arasında değişen yalın karbon ve düşük alaşımlı çeliklere bor ilave ederek yaptıkları Ar-Ge çalışmalarında, karbon oranının artması ile borun çeliklerin sertleşebilirliği üzerine etkisinin azaldığını tespit etmişlerdir [3, 16]. Benzer sonuçlar farklı araştırmacılar tarafından da desteklenmektedir [3, 14-18].

Borun çeliklerin sertleşebilirliği üzerine etkisi borun sertleşebilirlik faktörü (F_β) ile Eş. 1.1'de verilmiştir. Ağırlıkça %0,9 C içeren çelikler için borun etkisiz olduğu

görülmektedir [16]. Farklı araştırmacıların karbon oranına bağlı sertleşebilirlik faktörü üzerine etkisini gösteren tablo Şekil 2.1’de verilmiş olup, Eş. 1.1’i desteklemektedir [16].

$$F_p = 1 + 1,5 (0,9 - \%C) \quad (1.1)$$



Şekil 2.1. Karbon oranına bağlı sertleşebilirlik faktörü [16]

2.2. Borlu Çeliklerin Sertleşebilirlik Mekanizması

Milyonda bir birim (PPM) oranlarında bor elementinin düşük alaşımlı ve düşük karbonlu çeliklerin sertleşebilirlikleri üzerine etkisi, diğer alaşım elementlerine (Ni, Mn, Cr ve Mo) göre oldukça yüksektir. Borun düşük alaşımlı ve düşük karbonlu çeliklerin sertleşebilirliklerini ferrit çekirdeklenmesini yavaşlatarak arttırması konusunda 4 ayrı mekanizma ileri sürülmüştür. Bu mekanizmalar; östenit tane sınırlarının enerjisini düşürmesi, difüzyonun azalması, çekirdeklenme bölgelerinde azalma ve borürlerin üzerinde ferritin çekirdeklenmesi olarak açıklanmaktadır [3].

2.2.1. Östenit tane sınırlarının enerjisini düşürmesi

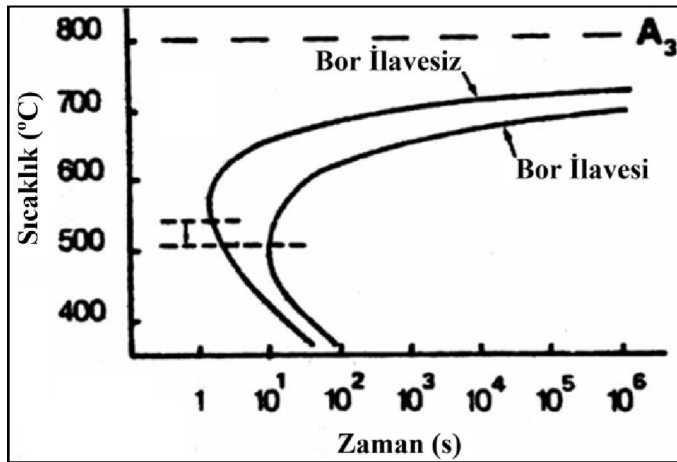
Borun östenit tane sınırlarına difüzyonu tane sınırlarının enerjisini düşürerek ferrit çekirdeklenmesi için gerekli olan tercihli çekirdeklenme bölgelerini azaltır [3].

2.2.2. Difüzyonun azalması

Borun, demirin östenit tane sınırlarına difüzyonunu (self-diffusion) azalttığına dair kanıtlar mevcuttur. Ferrit çekirdeklenme oranı ise demir atomlarının difüzyonu ile orantılıdır. Bununla birlikte, çeliklerde genellikle karbon difüzyon hızını kontrol ettiği varsayılmaktadır. Borun, aynı zamanda, arayer alanlarını (intersititial sites) engelleyerek veya tane sınırı modülünü artırarak karbon difüzyonunu azaltması da mümkündür. Bu sebeple, demirin difüzyonunu yavaşlatan bor elementinin aynı zamanda ferrit çekirdeklenmesini de yavaşlattığı düşünülmektedir. Ancak, bu olasılıklar deneysel olarak doğrulanmamıştır [3].

2.2.3. Çekirdeklenme bölgelerindeki azalma

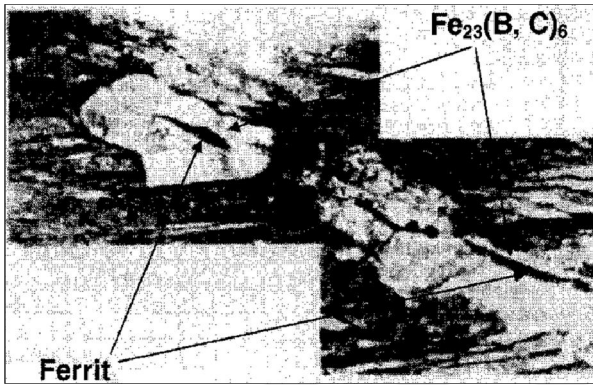
Mikroyapıda bulunan borun ferrit bölgelerine difüzyonu ile ferrit çekirdeklenme bölgelerinin azalmasına ve ilave olarak Zaman Sıcaklık Dönüşüm (TTT) diyagramının sağa doğru kaymasına sebep olmaktadır (Şekil 2.2) [3].



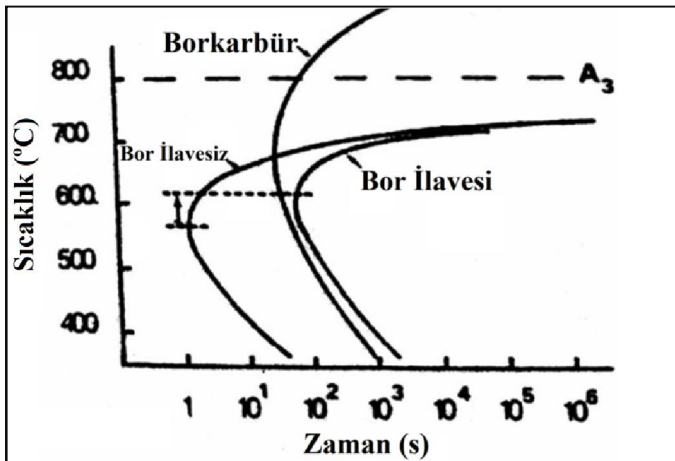
Şekil 2.2. Bor içermeyen ve bor içeren çelik için ferrit çekirdeklenme bölgeleri [3]

2.2.4. Borürlerin üzerinde ferritin çekirdeklenmesi

Bazı araştırmacılar [3, 16], ferrit oluşumu için $\text{Fe}_{23}(\text{BC})_6$ borürünün oluşması gerektiğini belirtmişlerdir, Resim 2.1. Bu sebeple, borürlerin çekirdeklenmesi ve oluşması ferrit çekirdeklenmesini kontrol etmektedir. Borür çökeltme mekanizmasına göre, ferrit çekirdeklenmesi ancak borürlerin kritik boyaya geldikten sonra başladığını göstermektedir (Şekil 2.3).



Resim 2.1. $\text{Fe}_{23}(\text{BC})_6$ ara yüzeyine ferrit çekirdeklenmesi TEM görüntüsü [3]



Şekil 2.3. Borür çökeltme mekanizması [3]

2.3. Borun Sertleşebilirlik Üzerine Elementlerin Etkisi

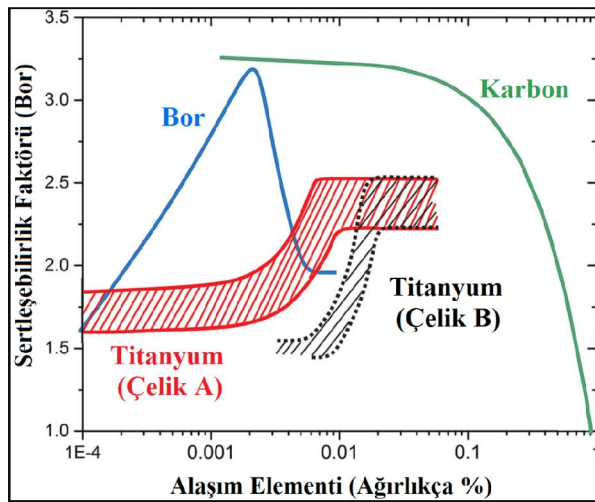
2.3.1. Karbon

Isıl işlem yapılabilir çeliklerin sertleşebilirliğini arttıran bor, karbon oranı ile ters orantılıdır [19]. Yapılan birçok araştırmada, optimum sertleşebilirliğin sağlanabilmesi için

gerekli olan kritik bor miktarının karbon oranına bağlı olduğu ve karbon oranı belirli bir değeri geçtiği zaman (ağırlıkça %0,8 C) borun çeliklerin sertleşebilirlik üzerine herhangi bir etkisinin olmadığı görülmüştür. Bu ters orantı karbon ve borun östenit tane sınırlarına çökeltme eğiliminin yüksek olmasından kaynaklanır. Eğer karbon oranı çok yüksek ise, karbon östenit tane sınırlarının tamamına yerleşir ve borun tane sınır enerjisini düşürme etkisi veya diğer bir ifade ile borun tane sınırlarına çökeltmesi baskılanmış olur [15]. İlave olarak, yüksek karbon oranları bor-karbür oluşturarak borun çözünürlüğünü azaltır ve bor-karbür bileşiklerinin boyutları arttıkça sertleşebilirlik düşer [20].

2.3.2. Titanyum, alüminyum ve azot

Düşük alaşımlı çeliklerde borun sertleşebilirlik üzerine etkisi ilave edilen bor miktarına bağlı olmakla birlikte Ti, Al ve N miktarına da bağlıdır [20]. Nakasa ve Takahashi [21] yaptığı bir çalışmada, sıvıda bulunan serbest azotun bağlanarak TiN oluşması ve etkin borun katı çözelti olarak kalması için en az ağırlıkça %0,02 titanyum ilavesinin gerekli olduğunu belirtilmiştir. Düşük oranlarda C-Mn-B içeren çeliklerin üretiminde, alaşımların titanyum içermemesi durumunda 2'den yüksek bor faktörünün sağlanması için sıvı içinde sadece ağırlıkça 30 - 40 ppm düşük nitrojen ve ağırlıkça 350 - 500 ppm yüksek miktarda alüminyum bulunmasının önemli olduğu vurgulanmıştır [21]. Öncelikli BN oluşumu nedeniyle bor alaşımlı çeliklerin sertleştirilebilirliği için azotun faydalı olduğu düşünülmemektedir [22]. Şekil 2.4'te farklı azot ve alüminyum oranları için, borun sertleşebilirliği üzerine bor, karbon ve titanyumun etkisi verilmiştir.



Şekil 2.4. Borun sertleşebilirlik faktörünün alaşım elementleri ile ilişkisi [20]

2.3.3. Molibden ve tungsten

Molibdenin sertleşebilirlik üzerine etkisi, yapıda bulunan bor ile artmaktadır. Yapılan bir araştırmada, alaşımın bor içermemesi durumunda molibden ile sertleşebilirliğin yarı yarıya olumsuz etkilendiği ve bütün alaşım elementlerinden yalnız molibdenin sertleşebilirlik üzerine bor ile en güçlü sinerji oluşturduğu belirtilmiştir [23]. Bor, ağırlıkça %0,5'e kadar Mo ile birlikte, çokgen ferrit çökmesini geciktirmekte ve belirli bir orana kadar üst beyrit oluşumunu da yavaşlatmaktadır [20]. Ağırlıkça %0,19 C - %0,5 Mo - %0,00124 B içeren su verilmiş bir çelik için, bor ve molibden östenit tane sınırlarına ve martensit/martensit çıta sınırlarına birlikte çökeldiği yapılan bir diğer araştırmada vurgulanmıştır [24]. Enomoto ve diğerleri [25] Mn, Ni, Si, Co ve Mo alaşım elementleri arasında molibdenin östenit tane sınırlarını en yüksek zengileştirme eğiliminde olan bir element olduğu ve bu durumun Mo-B sinerjisini daha da teşvik ettiği açıklanmıştır. Zheng ve diğerleri [26], borun östenit tane sınırlarında kritik değerin üzerinde yoğunlaştığı zaman $(Fe, Mo)_2B$ şeklinde çökeldiğini belirtmişlerdir. Tungsten molibden ile karşılaştırıldığında daha yüksek oranlarda (1,5 kat daha fazla ilave yapılmalı) benzer etkiye sahiptir [20].

2.3.4. Fosfor

McMahon Jr. [27] tarafından yapılan bir araştırmada, çelik alaşımlarının sertleşebilirliğinin artmasında fosforun bordan sonra ikinci bir element olduğu vurgulanmıştır. Fosfor benzer bir segregasyon mekanizması ile östenit tane sınırlarına çökerek ötektoid öncesi ferritin çökmesini engellemektedir. Elde edilen bu sonuç Grange [28] tarafından da doğrulanmıştır [20].

2.4. Borlu Çeliklerin Üretimi Sırasında Borun Korunması

Borlu çelikler üretimleri sırasında borun oksijen ve azot ile bileşik oluşturmaya karşı korunmalıdır. Sıvı çelikte bulunan oksijen ve azotun uzaklaştırılmaması veya elementler ile bağlanmaması durumunda, bor ilavesi ile BN ve B_2O_3 gibi bileşikler meydana gelir. Bu bileşikler mekanik özellikleri olumsuz etkilemekle birlikte bor kayıplarını önemli derecede artırır. Titanyum, alüminyum ve fazla bor ilavesi gibi yöntemler sıvı çelikte borun oksijen ve azot ile bileşik oluşturmaya karşı kullanılmaktadır [3, 16, 20, 29]. Borlu çeliklerin ve bor içeren alaşımların uygulama alanlarını gösteren tablo Çizelge 2.1'de verilmiştir.

Çizelge 2.1. Borlu çeliklerin ve bor içeren alaşımların uygulama alanları [20]

Bor Oranı (Ağırlıkça %)	Bor İlavesi Yapılan Çelikler / Malzemeler	Bor İlavesi Sonucu Gözlenen ve Öngörülen Faydalar
0,0004-0,007	Isıl işlem ile sertleştirilebilen çelikler	Sertleşebilirliği iyileştirerek mekanik özellikleri geliştirir
0,001-0,003	Kabuk sertleştirilen çelikler	Sertleşebilirliği iyileştirerek tokluğu geliştirir
0,002	Press hardening steels	Sertleşebilirliği iyileştirerek yüksek seviyede üst çekme dayanımı sağlar (Ultimate Tensile Strength - UTS)
0,001-0,006	Wire rod steels	Azot sebebi ile gerinim yaşlandırmasını düşürerek işlem (work hard.) sertleşmesini düşürür
0,002-0,004	Soğuk haddelenmiş çelikler	Düşük sıcaklıklarda (-60, -80 °C) tokluğu geliştirir
0,0005-0,005	Ferritik paslanmaz çelikler	Paslanmaz çelik şeritlerinin (strip) yüzey kalitesini iyileştirir
0,01	Östenitik paslanmaz çelikler	Yüksek sıcaklık dayanımını iyileştirir
0,0003-0,004	Yüksek dayanımlı arayer elementleri içermeyen çelikler	İkincil işlem sertleşmesi (work hardening) kırılma dayanımını engeller
0,001-0,014	Sürünme dayanımına sahip çelikler	Sürünme dayanımını geliştirir
0,003-0,025	Süperalaşımlar (Ni yoğunluklu)	Sürünme kopma ömrünü geliştirir
0,8-2,6	Ötektik Fe-B alaşımları	Aşınma dayanımını geliştirir
0,001-0,003	F-12 Mn alaşımları ve Fe-9 Mn çelikleri	Tokluğu geliştirir
0,05-0,4	Ni ₃ Al metaller arası bileşikler	Sinterlenmiş metaller arası bileşikler (intermetallics) bağlanma (bonding) dayanımını artırır

2.4.1. Titanyum ile borun korunması

Borlu çelik alaşımlarında borun korunması için alaşıma Ti ilavesi en yaygın yöntemlerden birisidir. Günümüzde çelik alaşımlarının çoğu alüminyum ile deokside yapıldığı için bir miktar Al içerir. Bu yöntemde Ti+Al birleşik korunması söz konusudur. Alaşıma stokiometrik Ti ilavesi ($Ti/N > 3,4$ ağırlıkça) BN oluşumundan daha kararlı olan TiN oluşumunu sağlar. TiN çökeltileri genellikle kabalaşma eğiliminde olduğu için işlenebilirliğin yanı sıra darbe özelliklerini de olumsuz etkileyebilir ve bu nedenle Ti korunması özellikle yüksek azot seviyelerinde (ağırlıkça > 80 ppm) kullanılır [20]. Simcoe ve diğerleri [30], boru oksijen ve nitrojenden korumak için elektrik ark ocağı (EAF) çelik üretiminde ağırlıkça %0,03 Al ve ağırlıkça%0,03 Ti kombinasyonunu önermiştir.

2.4.2. Alüminyum ile borun korunması

Bu yöntemde, geleneksel yöntemlerden daha yüksek oranlarda ve ağırlıkça $Al/N > 8$ olması durumunda Al kullanılır. Ti ile kıyaslandığında, Al tokluk, işlenebilirlik ve tane büyüme karakteristiği açısından daha avantajlıdır. Fakat gelişmiş çelik üretim teknikleri ve çelik

bleşiminde düşük oranlarında azot bulunması gerekmektedir [20]. Schrieffer, azotun alüminyum ile bağlanarak serbest B ile sertleşebilirliğin artırılmasında, fazla alüminyumun bile yeterli olmadığını öne sürmüştür. Bu durum alüminyum nitrürün (AlN) 930 °C sıcaklıkta yeniden çözünmesi ve bor ile azotun BN oluşturması ile açıklanmıştır [20].

2.4.3. Yüksek oranlarda bor ilaveleri ile borun korunması

Çelik alaşımlarına nitrojene göre fazla miktarda bor ($B/N > 1$) ilavesi BN oluşumunda bir miktar bor kaybı olsa bile serbest borun tutulmasına yardımcı olabilir. Ancak, fazla bor ilavesi alaşımın sıcak haddeleme özelliğini olumsuz etkilediği için çelik üretiminde ve haddelemede işlemi sırasında kontrol edilmelidir [20]. Ağırlıkça %0,006'dan fazla bor ilavelerinin çeliğin sıcak çalışma özelliklerine zararlı olduğu belirtilmiştir [31].

2.4.4. Borlu çeliklerin üretiminde karşılaşılan problemler

Borlu çeliklerin katılaşması sırasında dendritler arası bor birikimi (mikro-segregasyon) sürekli döküm yöntemi ile üretilen parçalarda yüzey çatlaklarına sebep olabilir [32]. Kapadia ve diğerleri [31] ağırlıkça %0,006'dan fazla bor miktarının çelik alaşımlarında sıcak haddeleme hataları ürettiğini belirtmişlerdir. Bu sonuç, ağırlıkça %0,008'den fazla bor içeren çelik alaşımlarında Fe-B ötektikinde 1174 °C sıcaklıkta bölgesel ergime nedeniyle sıcak yırtılma (hot shortness) hatasının meydana geldiğini vurgulayan Grimm [20] tarafından da desteklenmektedir.

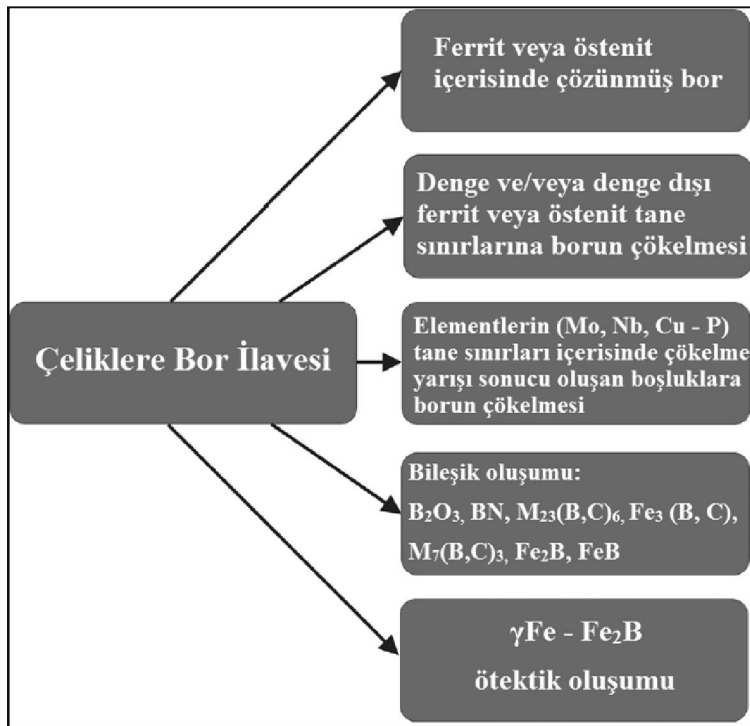
Çelik alaşımlarında çözünen ve östenit tane sınırlarında homojen dağılmayan borun ısıtım işlemi sırasında çarpılmaya (distortion) ve mikroyapıda düzensiz martensit dağılımına neden olduğu bazı araştırmacılar [20] tarafından açıklanmıştır. Yüksek sertleşebilirliğe sahip AISI 80B20 çelik alaşımından üretilen küçük dişlilerde ısıtım işlemi sırasında meydana gelen aşırı çarpılmanın (warp or shape distortion) karbon miktarının azaltılması veya gerilim giderme ısıtım işlemi su verme sıcaklığının düşürülmesi ile giderilebilmektedir. Borlu çeliklerin aşırı ısınma hassasiyetinin arttırdığı da bilinmektedir [20]. Aşırı ısıtılmış (overheated) çelikler düşük süneklik ve tokluk özellikleri sergilemektedir [33].

Field, ağırlıkça %0,003'e kadar bor ilavesi yapılmış SAE 1045 çelik için, aşırı ısınma sıcaklığının düştüğü, bunu engellemek içinde ferrobör içeren özel elementlerin kullanılması gerektiği belirtmektedir [20].

Yağlama özelliğine sahip altıgen BN çökeltileri kesme performansını arttırdığı bildirilmektedir [34]. Filmaşın (wire rod) çeliklerinde azotun neden olduğu yaşlanmayı bor ilaveleri ile BN oluşturarak engellendiği ve çeliğin şekil verilebilirliğini geliştirdiği bildirilmektedir [20]. S31254 paslanmaz çelikte bulunan düşük miktarlarda bor (ağırlıkça %0,004) sigma faz oluşumunu engelleyerek sıcak işlenebilirliği arttırmaktadır [35].

2.5. Borun Çelikler İçerisindeki Çözünürlüğü

Borun çeliklerde sıklıkla kullanılan alaşım elementleri ile benzer atomik karakteristiklerinden dolayı Fe-B sistemlerine ilgi artmış ve borlu çeliklerin ticari olarak kullanımı gerçekleşmiştir [36]. Yüksek borlu çeliklerde, demir borürlerinde içinde olduğu birden fazla ötektik reaksiyon bulunmaktadır. Bu reaksiyonlar, düşük alaşımlı çeliklerde görülen reaksiyonlardan farklı olmakla birlikte yüksek aşınma dayanımına sahip Fe-B alaşımları ve metalik camlar için önemlidir [37].



Şekil 2.5. Borun demir ve çelikler içindeki çözünme bölgeleri [20]

Borun atomik boyutunun demire oranı 0,75'tir [38]. Hume-Rothery kuralına göre, ferrit'e göre atomik boyut oranı 0,60 veya daha düşük ise çözünme arayer, 0,85 veya daha fazla ise çözünme yer alan şeklinde gerçekleşecektir [39]. Bu nedenle, çelik içinde bulunan bor en küçük arayer veya en büyük yer alan alaşım elementi olabilir. Çeliklerin kimyasal kompozisyon ve işlenmelerine bağlı olarak borun çelikler içindeki çözünürlüğü farklılık göstermektedir (Şekil 2.5) [20].

2.5.1. Borun ferrit içinde çözünürlüğü

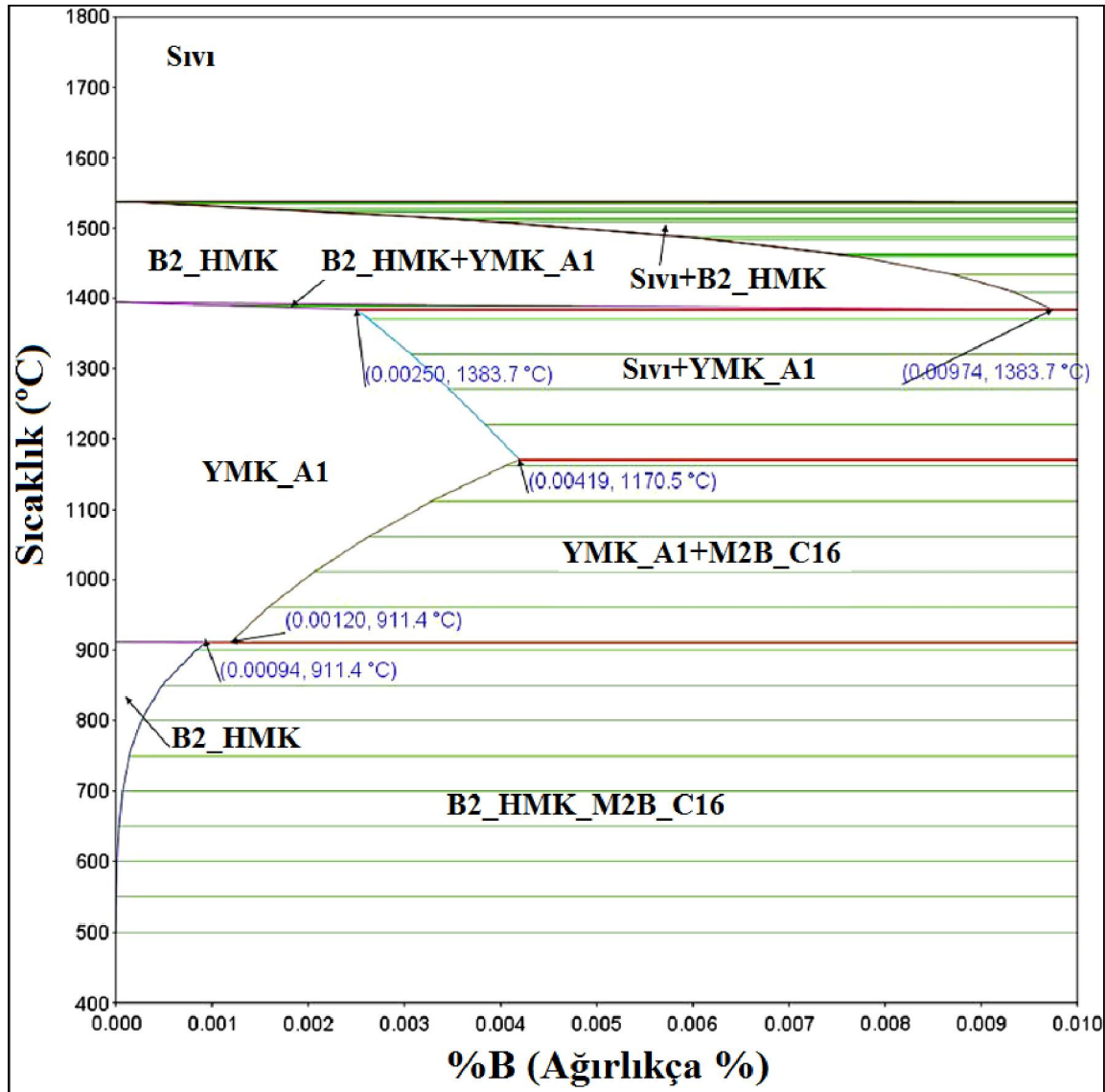
Çelik alaşımlarında borun çözünme şekli (arayer veya yeralan) ferrit referans alınarak yapılmıştır. Hasiguti ve Kamoshita [40], iç sürtünme (internal friction) yöntemi kullanarak borun ferrit fazında arayer olarak çözündüğünü tespit etmiştir. Thomas ve Leak [41] ağırlıkça %0,05 B, %0,002 C ve %0,001 N içeren alaşımda borun ferrit içinde arayer olarak çözündüğünü belirtmişlerdir. Elde edilen bu bulgular, ağırlıkça %8 Cr içeren alaşımlarda XRD analiz, nötron kırınım ve elastik olmayan nötron dağılım analizleri ile Calos ve diğerleri [42] tarafından doğrulanmıştır. İlave olarak, yapılan diğer bir araştırmada da [20] borun ferrit içinde arayer olarak çözündüğü vurgulanmıştır.

Yukarıda elde edilen sonuçların tam tersine, Lucci ve diğerleri [43] borun ferrit içinde arayer olarak çözünmediği sonucunu sönümlendirme (damping) ve dilatometre testleri ile ispatlamışlardır. Borun arayer olarak çözünmediği sonucu iç sürtünme testinde Snoeak pikin oluşmamasına bağlı olarak yorumlanmıştır. İç sürtünme testinde 2. bir pik oluşumunun çelik içinde bulunan karbon miktarına bağlı olduğu ve karbon içermeyen ferrit fazında borun yeralan olarak çözündüğü vurgulanmıştır. XRD analiz yöntemi ile ölçülen örgü katsayıları (lattice parameters) sonucuna göre, borun yeralan olarak çözündüğü Nicolson, Goldhoff ve Spretnak tarafından da belirlenmiştir [44].

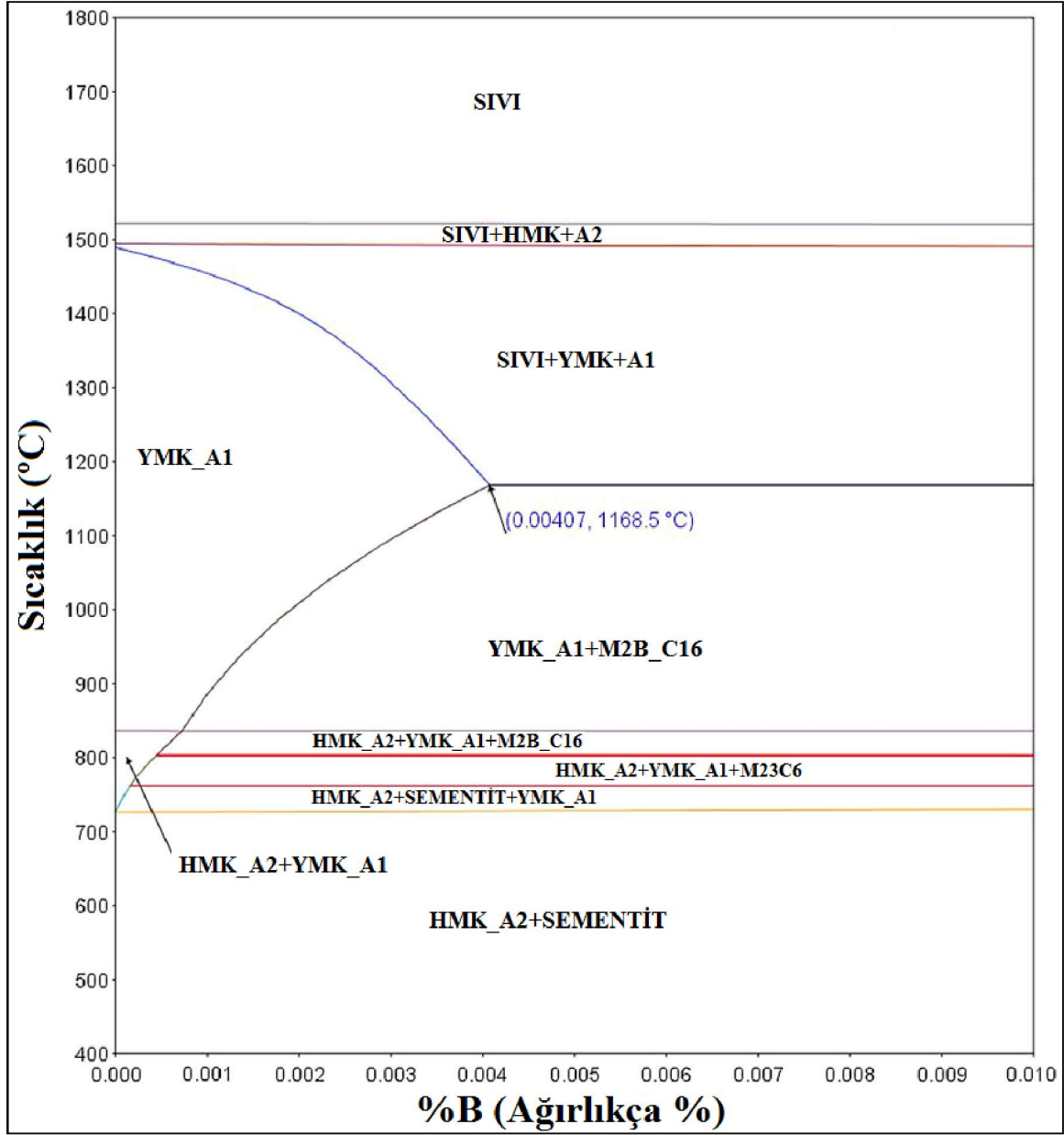
Hayashi ve Sugeno [45] ise, borun ferrit içinde hem arayer hem de yeralan olarak çözündüğünü belirtmişler, bunun sebebi olarak iç sürtünme ölçümlerinde oluşan pikin aşırı küçük ve kararsız olmasını göstermişlerdir. Bu sonuç Lucci ve Venturello [46] tarafından da desteklenmektedir [20].

2.5.2. Borun östenit içinde çözünürlüğü

Busby ve diğerleri [47] östenit içinde bulunan bor, karbon ve azotun difüzyon sabitlerini kıyaslamışlardır. Elde edilen benzer sabitler doğrultusunda, borun arayer olarak östenit içinde çözündüğü tespit edilmiştir. Borun teorik atom çapı ile östenit fazı içinde bulunan atomlar arası mesafe kıyaslandığında, borun arayer olarak çözündüğü sonucu çıkmaktadır [20].



Şekil 2.6. Thermo-Calc programı kullanılarak elde edilen Fe-B denge diyagramı (100 ppm bor'a kadar, ısıtılabilir çelikler için geçerlidir) [20]



Şekil 2.7. Dengemsi (Pseudo) ikili Fe-B faz diyagramı (ağırlıkça %0,2 sabit karbon oranı, 100 ppm bor'a kadar, ısıtılabilir çelikler için geçerlidir) [20]

Ticari ısıtılabilir sıcaklıklarında (ferrit/östenit dönüşüm sıcaklıklarına yakın), düşük alaşımlı bir çelik için borun östenit içinde çözünürlüğü yaklaşık olarak ağırlıkça %0,001'dir. Fakat 925 °C üzerindeki sıcaklıklarda bu değerin hızlı bir şekilde arttığı görülmüştür. 1150 ve 1170 °C sıcaklıklarında borun östenit içinde çözünürlüğü sırasıyla ağırlıkça %0,0055 ve 0,2600 değerlerindedir. Bu değerler Thermo-Calc programı kullanılarak elde edilen veriler ile kıyaslanabilir (Şekil 2.6 ve Şekil 2.7) [20].

2.5.3. Bor çözünürlüğünün hesaplanması

Yapılan literatür araştırmasında, ferrit, östenit ve δ -Fe içinde borun çözünürlüğü üzerine yapılan deneysel çalışmalar ve hesaplamalar arasında belirgin bir dengesizlik olduğu görülmüştür. Wever ve Müller, 915 °C sıcaklığında ferrit içindeki bor çözünürlüğünün östenit içindeki bor çözünürlüğüne göre daha yüksek olduğunu belirlemişlerdir [20]. Nicholson [48] ise elde edilen bu sonucun yanlış olduğunu vurgulayarak çok daha düşük çözünürlük değerleri elde etmiştir. Fakat her iki çalışmada 911 °C sıcaklığında borun ferrit içinde çözünürlüğünün östenite göre daha yüksek olduğu sonucu elde edilmiştir [20]. Fe-B sisteminde denge hesaplamaları yukarıda bahsedilen her iki çalışma ile çelişmekte olup, 911 °C sıcaklıkta ferrit içindeki bor çözünürlüğü en yüksek ağırlıkça %0,00094 ve östenit içindeki bor çözünürlüğü en yüksek ağırlıkça %0,00120'dir (Şekil 2.6). Hesaplanan Fe-B faz diyagramında, borun östenit içindeki bor çözünürlüğünün ferrit'ten daha fazla olması (Şekil 2.6) Hallemans ve diğerlerinin termodinamik hesaplamaları ile uyum göstermektedir. Fakat ferrit içinde hesaplanan bor çözünürlüğü daha önceki çalışmalar ile kıyaslandığında daha düşüktür [20]. Busby ve Wells, difüzyon deneyleri ile borun ferrit içinde 700, 751, 835 ve 850 °C sıcaklıklarında sırasıyla ağırlıkça %0,003, %0,0006, %0,0018 ve >%0,0035 çözündüğünü belirlemişlerdir. Busby daha sonra yaptığı bir çalışmada 835 °C'de ağırlıkça %0,002 borun ferrit içinde çözündüğünü raporlamıştır [20]. 1170,5 °C sıcaklıkta östenit içindeki bor çözünürlüğü en yüksek ağırlıkça %0,00419 olarak hesaplanmıştır. Daha yüksek sıcaklıklarda, 1383,7 °C'de östenit içindeki bor çözünürlüğü ağırlıkça %0,0025'e düşmektedir. Aynı sıcaklıkta δ -Fe içindeki bor çözünürlüğü çok daha fazladır, ağırlıkça %0,00974 (Şekil 2.6) [20].

Fe-0,2C-B sisteminde (Şekil 2.7), borun ferrit ve δ -Fe içindeki çözünürlüğü pratikte sıfırdır. Borun östenit içindeki en yüksek çözünürlüğü 1168,5 °C sıcaklıkta ağırlıkça 0,00407'dir ve bu değer Fe-B sistemi ile kıyaslandığında aralarındaki fark oldukça düşüktür. Aradaki çözünürlük farkı şu sonucu göstermektedir; Fe-B sisteminde bulunan karbon, ferrit ve δ -Fe içindeki bor çözünürlüğünü önemli ölçüde düşürürken östenitte aynı şeyi önemli ölçüde etkilemediği anlamına gelir [20]. Yukarıda bulunan bulgular Luitjohan ve diğerleri [49] tarafından yapılan çalışma sonuçları ile örtüşmektedir.

2.6. Demir İçinde Bor Birikimi ve Termodinamik Süreci

Tane sınırlarında çözünen birikimin yalnızca atomik boyut, uyumsuzluk ve kimyasal etkilere (bağlanma enerjisi) bağlı olmadığı, çözünenlerin elastik etkileşimine de (katsayı etkisi - modulus effect) bağlı olduğu belirtilmiştir [50]. Borun kritik atom boyutu (Fe içinde en büyük arayer veya en küçük yer alan atom olması) östenit içindeki düşük çözünürlüğünü belirler ve böylece östenit tane sınırlarında ayrılma eğilimini açıklar.

2.6.1. Borun kararlı segregasyonu

Belirli bir sistemde, termodinamik olarak gerekli olan toplam Gibbs serbest enerjisini düşürmek için, çözünen veya safsızlık atomların yeniden dağılımı kararlı segregasyon olarak bilinir. Tane sınırlarında çözünen miktarı arttıkça sınır enerjisini azaltır ve bu süreçte sıcaklık artması sonucu tane sınırlarında fazla olan atom (excess solute) miktarı azalır (kararlı segregasyon). Tane sınırlarının kalınlığı ile tane sınırlarında çözünen atomların oluşturduğu katman kalınlığı kıyaslanabilir olmalıdır, diğer bir ifadeyle atomlar arası mesafeler az olmalıdır [51].

2.6.2. Borun kararsız segregasyonu

Borun kararsız segregasyonu şu şekilde oluşmaktadır: boş pozisyon-bor (vacancy-boron) kompleksleri oluşarak, tane sınırları çukurlarına göç ederler. Kararlı segregasyonun tam tersine, sıcaklık yükseldikçe kararsız segregasyon artar. Tane sınırlarında ayrılmış çözünen katmanın kalınlığı, kararsız segregasyon durumunda tane sınırları kalınlığından çok daha büyüktür. Tane sınırlarının kalınlığı ile tane sınırlarında oluşan katman kalınlığı arasındaki fark kararsız segregasyonda oldukça fazladır. Kararsız segregasyonun itici gücü (driving force) boş pozisyonlar (vacancies) ve arayer atomları/safsızlıkların akışıdır [52]. Isıtma, soğutma, deformasyon, ısınma, çökelme ve sinterleme sonucu boş pozisyonların (vacancies) kararsız konsantrasyonun artması tane sınırlarından veya tane tane sınırlarına boş pozisyon (vacancies) akışına neden olabilir. Bu boş pozisyon akışı, sonuçta tane sınırlarında çözünen madde zenginleşmesine veya tükenmesine neden olabilir. Çözünen madde ve boş pozisyonlar arasında iki tür etkileşim meydana gelebilir; çekici etkileşim (bu, taneye göre tane sınırları bölgesinin sertleşmesine yol açar) ve itici etkileşim (tane

sınırları yumuşamasına neden olur). Bu etki ayrıca ölçülebilir ve modellenenebilir. Örneğin, tane sınırlarında su verme sertleşmesi durumunda [51, 53, 54].

Borun çeliklerin tane sınırlarında kümeleşmesi kararsız segregasyon mekanizması ile gerçekleşir ve bunun sonucu çeliklerin sertleşebilirliğini arttırır. Östenit tane sınırlarındaki bor miktarı döküm sonrası veya östenitleme sonrası soğuma hızı ile değişmektedir [20, 55-57]. Williams ve diğerleri [58] tarafından AISI 316 tip paslanmaz çelik döküm sonrası -50 °C/s hızında soğutularak otoradyografi (autoradiography) yöntemi ile incelenmiştir. Deneysel çalışma sonuçlarına göre, çözelti (solution) sıcaklığındaki artış ile (900-1350 °C) borun tane içinde segregasyonunun arttığı belirlenmiştir. İlave olarak, çözelti sıcaklığından bağımsız olarak 500 °C/s soğuma hızında borun taneler içinde kümeleşmediği vurgulanmıştır [20].

Karlsson ve Norden [59], östenitik paslanmaz çeliklerde yaklaşık 800 °C sıcaklıktan hızlı soğuma sonucu borun kararlı segregasyon şeklinde dağıldığını açıklamışlar ve bor östenit tane sınır bağ enerjisinin $0,65 \pm 0,04$ eV olarak hesaplamışlardır. Borun kararsız segregasyonu daha yüksek sıcaklıklardan (1075 veya 1250 °C) soğuma sırasında oluşmaktadır. Farklı bir çalışmada [60], bor segregasyonun yüksek soğuma hızlarında oluşabileceği (530 °C) ve borun 500 °C/s soğuma hızının altında oldukça mobil olduğu belirtilmektedir. Tane sınırlarında olan kararlı ve kararsız segregasyon ayrımı şu şekilde yapılabilir; kararlı segregasyon, tane sınır kalınlığıyla sınırlı olması nedeniyle iç çizgisel tarama ile tane sınırlarındaki bor miktarındaki artış ile belirlenebilir. Fakat kararsız segregasyon tane sınırlarından uzak mesafelere yayılmaktadır (broad peak) [59].

2.7. Borlu Çeliklerde Oluşan Bileşikler

Isıl işlem yapılabilir çeliklerin üretimi ve işlemi sırasında birbirinden farklı bor içeren çökelti bor içeriğinin yanı sıra çelik kimyasal bileşimine bağlı olarak oluşabilir. Çizelge 2.2’de bazı önemli bileşiklerin kristal yapıları ve kafes parametreleri verilmiştir [20]. Ticari bir program olan Thermo-Calc programı kullanılarak dört farklı bor alaşımlı haddelenmiş çeliklerde (östenitik paslanmaz çelik, düşük karbonlu + mikroalaşım içeren ve içermeyen çelikler) bahsi geçen çökelti oluşum sıcaklıkları, kimyasal bileşimleri, faz miktarları ve denge hesaplamaları belirlenmiştir [20].

Keown ve Pickering [61] üç farklı bor alaşımlı çelik ve genellikle yüzey sertleştirilmesi (case hardening) yapılan DIN 20MnCrB5 (ticari ismi ZF7B) çeliği seçilerek kıyaslanmıştır.

Çizelge 2.2. Borlu çeliklerde bulunan bileşiklerin kristal yapıları [20]

Bileşik	Kristal Yapı	Örgü Katsayıları (Lattice Parameter)
BN	Altıgen	a: 0,25500 c: 0,42400
B ₂ O ₃	Altıgen	a: 0,43360 c: 0,83400
Fe ₂₃ B ₃ C ₃	YMK	a: 1,05940
Fe ₃ C	Ortorombik	a: 0,50890 b: 0,67433 c: 0,45235
Fe ₃ B	Ortorombik	a: 0,54280 b: 0,66990 c: 0,44390
Fe ₂ B	Tetragonal	a: 0,51090 c: 0,42490
FeB	Ortorombik	a: 0,55060 b: 0,29520 c: 0,40610

Çizelge 2.3. Thermo-Calc programında kullanılan bor içeren ticari çelikler [20]

Malzeme	Kimyasal Kompozisyon (Ağırlıkça %)												Thermo-Calc Faz Bilgileri
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	N	Nb	Ti	V	B	
Cr-Mo-V Sürünme Dayanımı	0,21	-	0,52	1,04	1,00	0,19	-	0,01	-	0,1	0,68	0,0035	YMK, HMK Sıvı Sementit M ₂₃ C ₆ BN HP4
Mo-B Beynitik	0,15	-	0,64	0,14	0,51	0,18	-	0,01	-	0,1	-	0,0040	YMK, HMK Sıvı Sementit M ₂₃ C ₆ BN HP4
Yüksek Alaşımlı Östenitik Sürünme Dayanımı	0,10	-	6,08	15,52	1,05	10,22	-	0,01	1,03	-	0,25	0,0080	YMK, HMK Sıvı Sementit M ₂₃ C ₆ BN HP4
20MnCrB5	0,20	0,25	1,25	1,15	-	-	0,03	0,01	-	-	-	0,0030	YMK, HMK Sıvı Sementit M ₂₃ C ₆ BN HP4 AIN

Çizelge 2.3'te Thermo-Calc programına girilen kimyasal kompozisyon ve oluşması beklenen fazlar verilmiştir. Bu çelikler için azot miktarları belirtilmediği için ağırlıkça 0,01 değeri alınmıştır. Alüminyum miktarları da belirtilmediği için hesaplamalarda alüminyum için bir değer atanmamış ve kullanılmamıştır. Keown ve Pickering tarafından tespit edilen

çökeltiler; 1. çelik alaşımında: V_4C_3 , $V_4(B_3)$ ve $Ti(C,N)$, 2. Çelik alaşımında: $Fe_3(B,C)$ ve $Ti(C,N)$ ve 3. Çelik alaşımında: dendiritler arası ötektik bor içeren NbC [61].

Thermo-Calc hesaplamaların sonuçları Şekil 2.8’de verilmiştir. 1. çelik alaşımından üç farklı çökelti hesaplanmıştır; $Ti(C,N)$, $V(C,N)$ ve $M_{23}(B,C)_6$. Fakat Keown ve Pickering’in elde ettiği sonuçların tersine vanadyum karbon-nitrür içinde çözünmüş bor tespit edilmemiştir. 2. çelik alaşımında $Ti(C,N)$, $M_{23}(B,C)_6$ ve bor-sementit belirlenmiştir. 3. çelik alaşımında dikklate değer miktarda $(Nb,V)(C,N)$ mevcuttur. 4. çelik alaşımında Ti ilavesi yapılmadığı için BN , AlN , $M_{23}(B,C)_6$ ve düşük sıcaklıklarda bor-sementit oluşmuştur [61].

2.7.1. Bor oksit (B_2O_3)

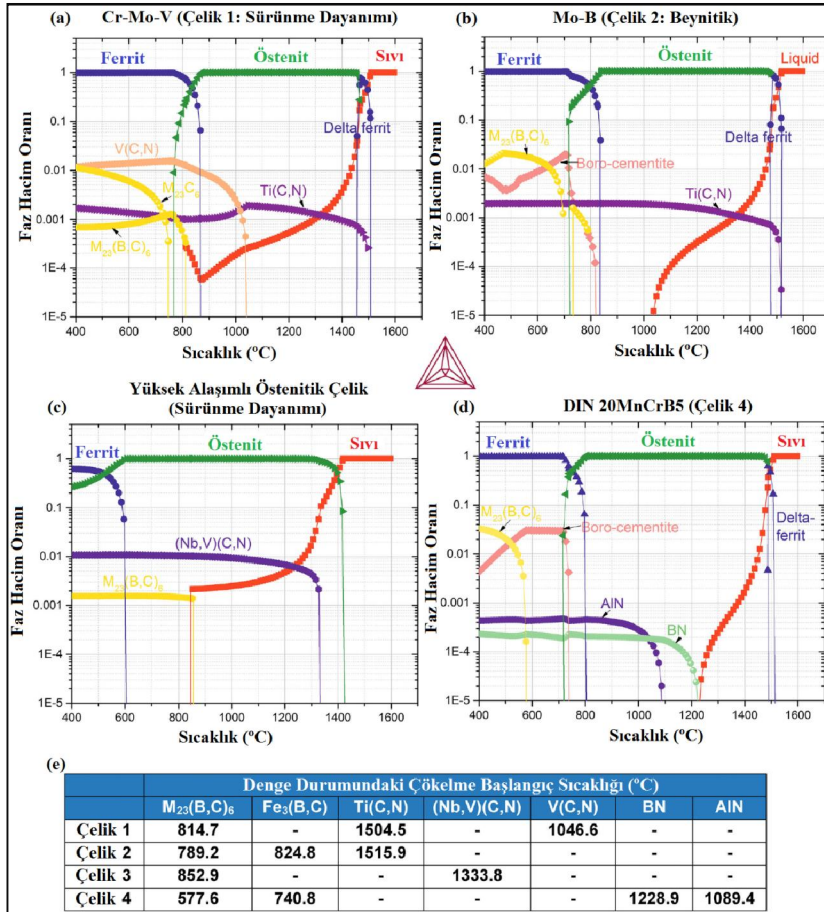
Çelik üretimi sırasında, oksijen giderme işleminin yeterli derecede kontrol edilmemesi sonucu bor oksitler (B_2O_3) oluşabilir. Borun V, Ta, Mn, Cr ve Fe ile kıyaslandığında oksijen ile birleşme eğilimi daha fazladır fakat Si, Ti, Ce, Al ve Zr’un oksijen ile birleşme eğilimleri bordan daha fazladır [20].

2.7.2. Bor nitrür (BN)

Çelik içerisine ilave edilen bor korunmaz ise (Ti ilavesi yapılmaması), azot ile birleşme eğilimi yüksek olan bor yapıda BN oluşturur. BN yüksek termal kararlılığa sahiptir (1600 °C üzerinde çözünür - dissociation) [20]. Fountain ve Chipman yaptıkları çalışmada, bor ilavelerinin azotun aktifliğini azalttığını belirlemiştir. Demir içinde BN oluşumu çözünebilirlik sınırına ulaştığı zaman başlar (sıcaklığa bağlıdır). 850-1150 °C sıcaklıklarında, V (ağırlıkça %0,01), Al (ağırlıkça %0,01) veya Si (ağırlıkça %0,01) ile kıyaslandığında azot çözünürlüğü bor (ağırlıkça %0,001) tarafından daha iyi bir şekilde sınırlanmaktadır. BN oluşumunu Ti ve Zr tamamen baskılayabilmektedirler, fakat Zr’un sıvı içindeki çözünürlüğü düşüktür [31].

Sakuraya ve diğerleri [62], ağırlıkça %0,003 bor ve ağırlıkça %0,07 azot içeren ısıya dayanımlı çelik P122 alaşımında BN yığınlarının 10 ila 30µm arasında olduğunu tespit etmişlerdir. Ek olarak, soğuma hızı ile BN boyutları arasında zıt bir ilişki olduğu raporlanmıştır. Nb ile mikroalaşım yapılmış ve su verme işlemi ile sertleştirilmiş

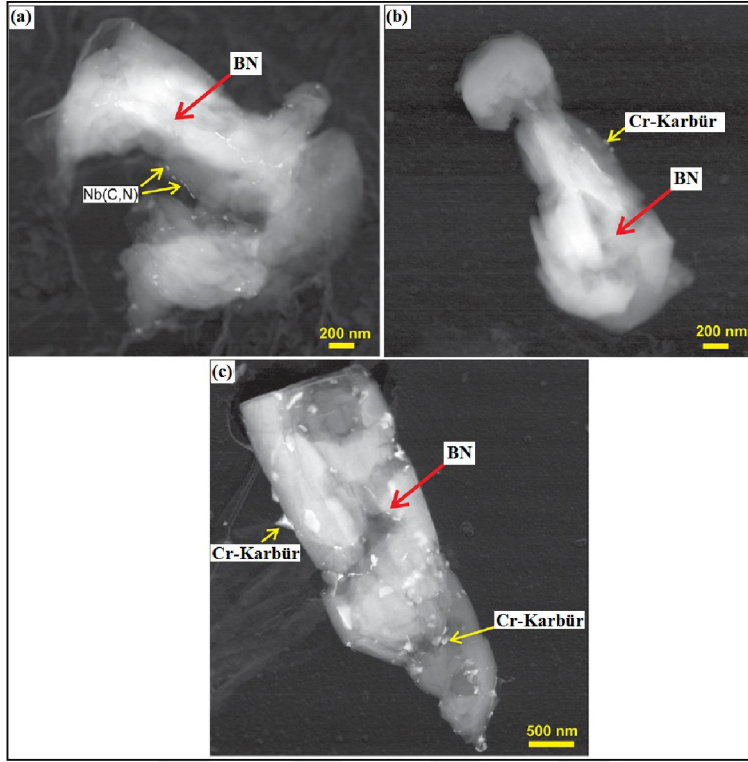
25CrMoNbB (20-36 ppm bor) çelik alaşımının kırık yüzeylerinin SEM-EDS analizinde BN partikülleri görülmüştür. Bor karbürler ile kıyaslandığında, BN termodinamik olarak daha karardır [62]. Wang ve diğerleri [34], orta karbonlu çeliklerde (ağırlıkça %0,33 C, 0,02-0,04 B, 0,02-0,04 N ve 0,03 Ti) BN inklüzyonlarının işlenebilirlik ve kesme özelliğini önemli derecede iyileştirdiğini vurgulamışlardır. BN miktarı ve oluşma sıcaklığı, bor ve azot miktarları ile doğru orantılıdır. Suzuki ve Tanino [63], ağırlıkça %0,19C, %0,22Si, %2,06Mn, %0,0067P ve %0,003S içeren bir çelik alaşımında östenit tane sınırlarında bulunan BN parçacıklarının Auger Elektron Spektrometresi (AES) kullanarak yapılan analizde ağırlıkça %0,0017 B ve %0,011 N içerdiğini tespit etmişlerdir.



Şekil 2.8. Thermo-Calc programı kullanılarak 4 farklı borlu çelik için denge durumunda faz bileşen oranları [20]

DIN 20MnCrB5 çelik alaşımında Thermo-Calc bulguları, BN'ün 1229 °C sıcaklığında çökeldiğini, bor ve azotun stokiometrik olarak eşit mol kesirlerine sahip olduğunu (her biri için 0,5) ve diğer elementlerin BN içinde çözünemediğini göstermiştir (Çizelge 2.3, Şekil 2.8). DIN 20MnCrB5 çelik alaşımının TEM görüntülerinin verildiği Resim 2.2'de,

kaba BN partikül boyutunun birkaç μm olduğu ve bu partiküller üzerinde ince Nb (C,N) ve Cr-karbürlerin çekirdeklendiği sıklıkla görülmektedir [20].

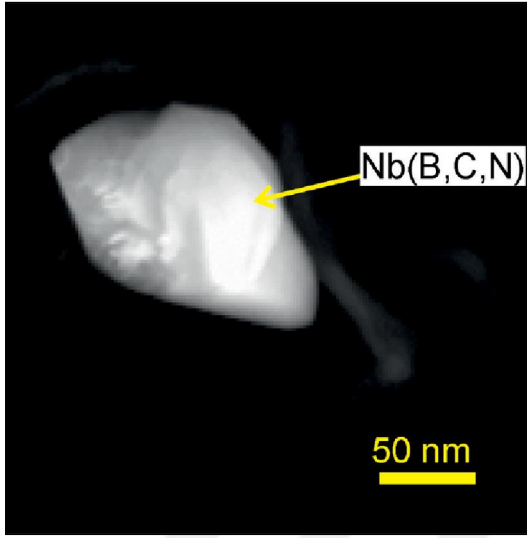


Resim 2.2. DIN 20MnCrB5 çeliğin TEM görüntüleri [20]

2.7.3. Bor karbürler

Çeliklerde oksijen ve azot oranı düşük tutulduğunda, borla alaşımlanmış birçok çelikte bor karbürler ($\text{M}_{23}(\text{B,C})_6$ ve $\text{Fe}_3(\text{B,C})$) oluşmaktadır. Oluşan bor-sementit, ortorombik kristal yapısına sahip sementite benzeyen bir bileşiktir [64]. Düşük karbonlu ve düşük alaşımlı çeliklerde Ti kullanılarak azot'a karşı koruma sağlandığında, bor $\text{Fe}_{23}(\text{B,C})_6$ tipi bor karbür oluşturur [20]. Nicholson [65], 1000 °C sıcaklıkta borun sementit içinde ağırlıkça %5,3 çözündüğünü bulmuştur ve bu durumda %80 oranında karbon bor ile yer değiştirir. Yapılan XRD analizine göre bu yer değiştirme sonucu bor-sementitin ortorombik kafes “b” parametresi (lattice constant) %6 oranında artarken, “a” ve “c” kafes parametreleri azalır ve sonuç olarak birim hücre hacmi artar. Sürünme dayanımına sahip çeliklere bor ile mikroalaşım yapılması sonucu yapıda $\text{V}_4(\text{B,C})_3$ ve $\text{Nb}(\text{B,C})$ boro-karbürlerin olduğu raporlanmıştır. Resim 2.3'te 20MnCrB5 çelik alaşımında $\text{Nb}(\text{B,C,N})$ şeklinde boro-karbo-nitrür tipi bor karbür görülmüştür [20].

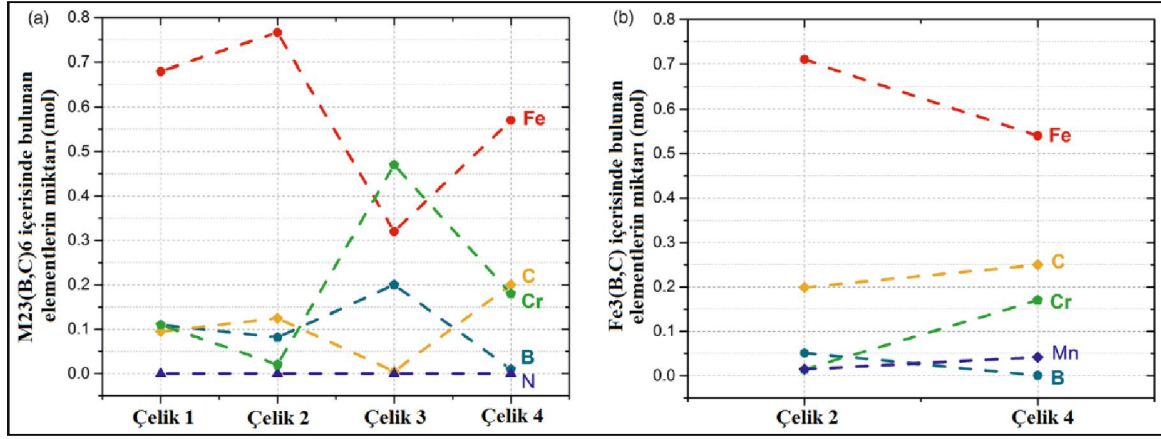
Maitrepierre ve diğerkleri [64], $M_{23}(B,C)_6$ bor karbürün yüzey merkezli kübik yapıya sahip olduğunu ve kafes parametre “a” değerkinin 10,6Å olarak elde edildiğini açıklamışlardır. $M_{23}(B,C)_6$ bor karbürlerinin borca zengin olduğu belirtilmektedir. Bu bileşikte, M değeri genellikle Fe’i temsil etmesine rağmen belirli oranlarda Mo ve Cr da bulunmaktadır. Ek olarak, Cr, Mo ve Nb gibi elementler daha ince $M_{23}(B,C)_6$ tipi bor karbür oluşturmaktadırlar. Bu sonuç Watanbe ve diğerkleri [36] tarafından da doğrulanmaktadır.



Resim 2.3. DIN 20MnCrB5 çeliğinde bulunan ince Nb (B,C,N) parçacığının TEM görüntüsü [20]

$M_{23}(B,C)_6$ bor karbürün 600-950 °C sıcaklıklar arasında östenit>martensit dönüşümünden önce oluşma eğiliminde olduğu bazı araştırmacılar tarafından doğrulanmıştır [19, 64]. Bu çökeltiler ferrit hatta beynit için çekirdeklenme bölgeleri oluşturarak çeliğin sertleşebilirliğini olumsuz etkilemektedir [22]. $M_{23}(B,C)_6$ bor karbürleri östenit>ötektoid ferrit dönüşümünden önce, kararlı ve yarı kararlı östenite çökeliirler [64]. Östenitleme sıcaklığının artması ile östenit tane sınırları azalarak östenit tane boyutu artar. Bu sebeple, her bir östenit tane sınırında bor miktarı da artar ve bu artış sonucu tane sınırlarında $Fe_{23}(B,C)_6$ tipi bor karbür çökeliir [66].

Termo-Calc bulguları, farklı oranlarda bor içeren çeliklerde meydana gelen (Çizelge 2.4), $M_{23}(B,C)_6$ bor karbüründe Fe ve Cr elementlerin yer aldığı ve bu bileşikte Cr miktarının çelik içindeki Cr oranına bağlı olduğunu göstermektedir (Şekil 2.9). Bor-sementit, Fe ve bir miktar Mn dışında düşük mitktar da olsa Cr içermektedir ve benzer şekilde çelik içindeki Cr oranı ile doğru orantılıdır [20].



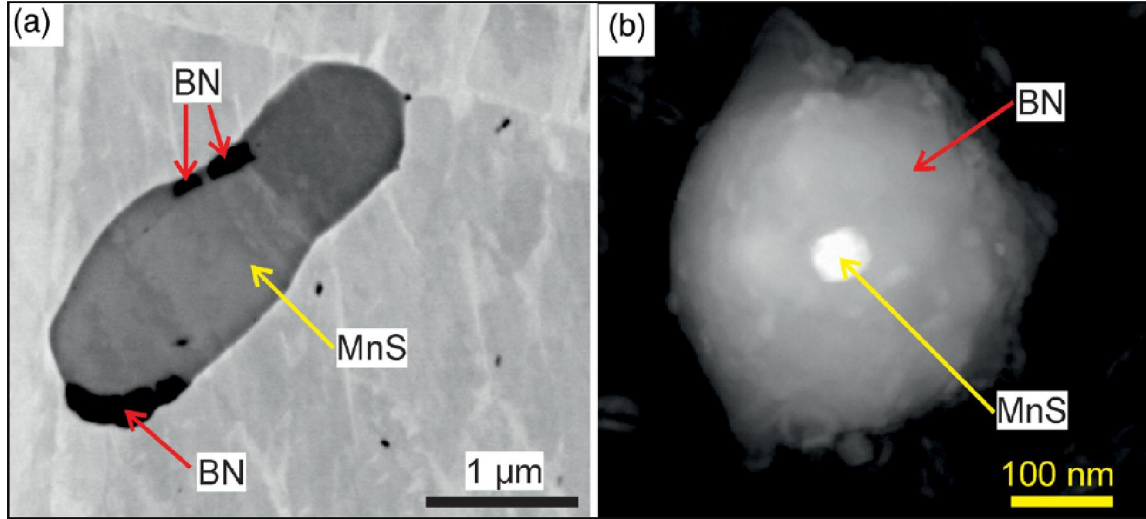
Şekil 2.9. a) 1-4 numaralı çelikler için denge durumunda bulunan $M_{23}(B,C)_6$ fazının kimyasal kompozisyonu, b) Thermo-Calc programı kullanılarak 2 ve 4 numaralı çelikler için bor-sesquioxide borüründe bulunan elementler [20]

2.7.4. Borürler

Keown ve Pickering [61], yaygın olarak kullanılan çeliklere ağırlıkça %0,002 - 0,005) bor ilavelerinin borür oluşturmadığını, Fe_2B , M_3B_2 gibi borürlerin oluşum eğilimi için ağırlıkça %0,04 veya daha yüksek oranlarda bor ilavesinin yapılması gerektiğini belirtmişlerdir. Fakat diğer bir araştırmada [55], ağırlıkça %0,004 bor içeren 316L tipi paslanmaz çelikte, M_2B , M_3B_2 ve M_5B_3 borürler tespit edilmiştir. Paslanmaz çeliklerde bulunan yüksek krom miktarı, bor ile birleşerek krom-borürler oluşturabilmektedir [67]. M_2B tipi borürlerin 20CrMoNbB (M: Fe, Cr veya Mo) çeliğinde de oluştuğu belirtilmektedir. M_2B tipi borürler tetragonal veya ortorombik kristal yapısına sahiptir [55].

2.7.5. Bor içeren karmaşık çökeltiler

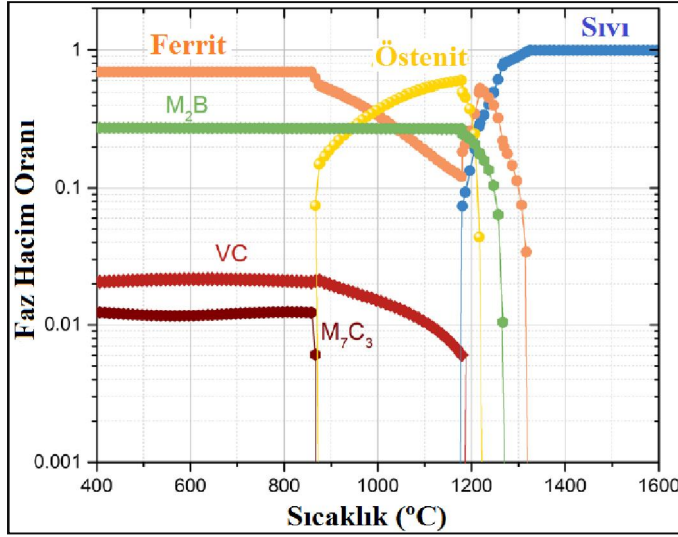
Karmaşık çökeltiler genellikle bor ile alaşımlanmış düşük karbonlu çeliklerde oluşur. Tanino, BN oluşumunun uyumsuz (incoherent) MnS çökeltileri üzerinde gerçekleştiğini, eğer çelik Ti ilavesi ile azota karşı korunmuş ise kompleks $Fe_{23}(B,C)_6$ partiküllerinin TiN veya MnS üzerinde oluştuğunu belirtmiştir. Bor birikimi östenit tane sınırları ile kıyaslandığında MnS uyumsuz çökeltileri üzerinde daha hızlı birikmektedir. Resim 2.4'de DIN 20MnCrB5 çelik alaşımı için karmaşık MnS-BN çökeltileri görülmektedir [20].



Resim 2.4. DIN 20MnCrB5 çeliğinde BN partikülünün MnS üzerinde çekirdeklenmesi, a) İkincil elektron görüntüsü (secondary electron image), b) TEM [20]

2.8. Yüksek Bor Oranlarına Sahip Ötektik Fe-B Sistemleri

Yüksek borlu yüksek hız çeliklerin Cr, Mo, V ve Mn ile alaşımlandırılması $M_2(B,C)$ gibi ötektik borürler, bor-sementit $M_3(B,C)$ ve $M_7(C,B)_3$ oluşumuna destek olur [20]. Fe-Fe₂B ötektiğinin varlığı geçmiş çalışmalarda McBride tarafından belirlenmiştir. Thermo-Calc programı kullanılarak ağırlıkça %Fe-2B-0,4C-6Cr-4Mo-2Al-1Si-1V-0,5Mn çelik alaşımı için yapılan denge hesaplamaları, M_2B (M: Fe ve Cr) çökeltilerinin 1268 °C sıcaklıkta katılaşma henüz tamamlanmadan östenit ile ötektik bileşeni olarak çökeldiğini göstermiştir. M_7C_3 bor-sementit ise tam tersine 875 °C sıcaklıkta katı durumda çökmektedir (Şekil 2.10). Basit ikili Fe-B sisteminde, östenit-Fe₂B ötektik reaksiyonu 1173 °C sıcaklıkta ve ağırlıkça %3,65 bor bileşiminde meydana gelmektedir (Thermo-Calc). Cr içeren bor-karbürler Fe-B-C alaşımlı çeliklerin tokluğunu iyileştirir ve ek olarak aşınma kaybında düşüş sağlar [68]. Bor ile alaşımlandırılmış yüksek hız çeliklerinde, oluşan borürler nedeniyle yüksek sertlik, aşınma dayanımı, sıra dışı termal kararlılık elde edilir. Diğer bir ifade ile matriste çözünen borürler alaşıma mükemmel sertleşebilirlik, çekme ve eğme dayanımı kazandırır [69]. Hızlı katılaştırma ve toz metalurjisi gibi teknikler ile döküm mikroyapısında kaba çökeltilerin oluşumu engellenirken yüksek miktarda bor ve karbon ilaveleri yapılabilir ve bu nedenle daha iyi mekanik özelliklerin elde edilmesine yardım eder [70].



Şekil 2.10. Yüksek oranda bor içeren yüksek hız çeliğinin Thermo-Calc programı ile hesaplanmış denge konumundaki faz bileşenleri [20]

2.9. Borlu Çeliklerin Katılaşması

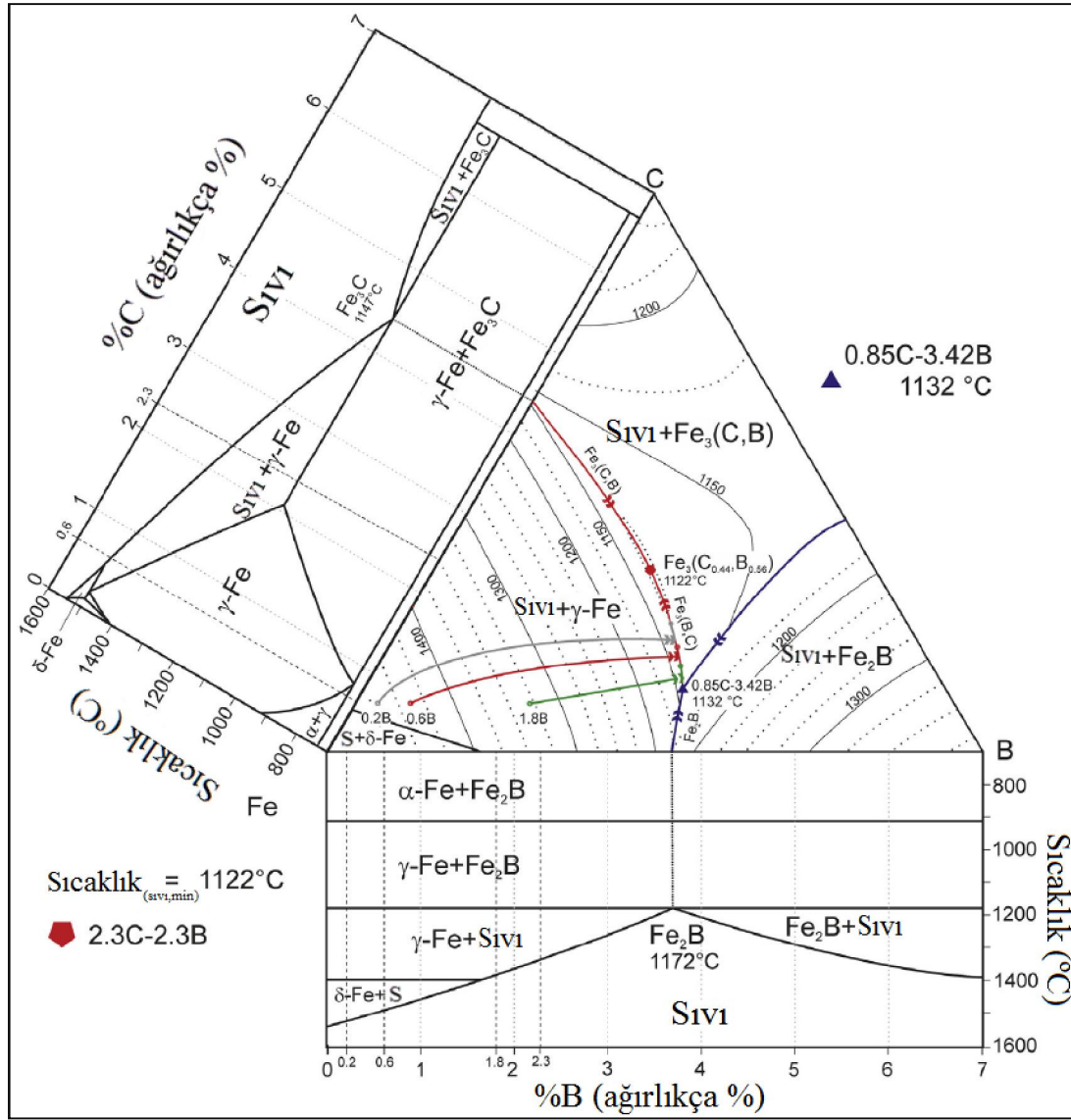
2.9.1. Farklı oranlarda bor içeren çeliğin katılaşması

Lentz ve diğerleri [12] Fe–C–B sisteminin ötektik altı bölgesinde katılaşma ve faz oluşumu üzerine yaptıkları çalışmada, farklı oranlarda bor (ağırlıkça %0,2, %0,6 ve %1,8) içeren orta karbonlu çeliğin katılaşmasında faz oluşum sırasını simülasyon programları ile belirlemişlerdir. Çalışmada kullanılan numunelerin faz diyagramı, Şekil 2.11’de verilmiştir.

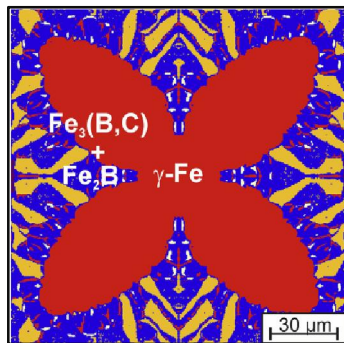
Borun demir içinde çözünürlüğü çok düşüktür (~500 ppm). Katılaşma süreci boyunca sert ötektik fazların; Fe_2B ve $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ sıvı içinde bor oranı fazla olan bölgelerde arttığı belirlenmiştir. Bor oranının artması ile ötektik dönüşüm daha düşük sıcaklıkta gerçekleşir. Soğuma hızının artması ile solidüs sıcaklığında azalma görülmektedir. Ağırlıkça %1,8 bor içeren alaşımın mikroyapısı Resim 2.5’te verilmiştir.

Ağırlıkça %1,8 B içeren alaşımın katılaşma sıralaması aşağıda verilmiştir:

- (1) $\text{Sıvı} \rightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B}$;
- (2) $\text{Sıvı} \rightarrow \gamma\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B} + \text{Fe}_3(\text{B,C})$



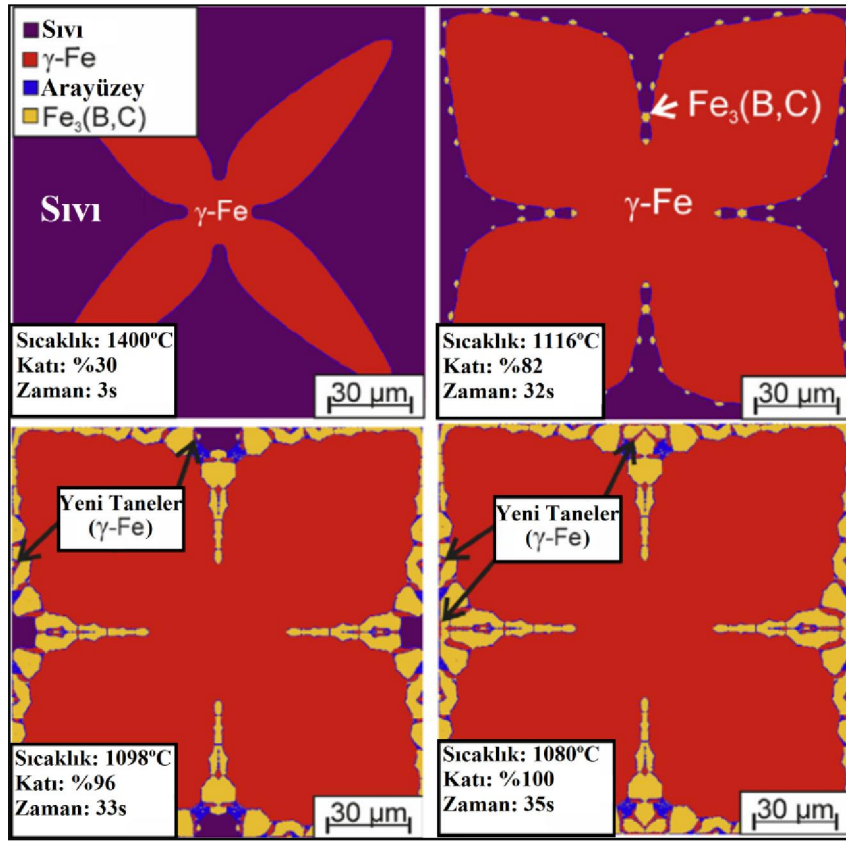
Şekil 2.11. Fe-C-B sisteminin üçlü faz diyagramı [12]



Resim 2.5. Ağırlıkça %1,8 bor içeren alaşımin faz kompozisyonu [12]

Ağırlıkça %0,6 bor içeren alaşımin katılaşması birincil γ fazının dendirit oluşturması ile başlar (Resim 2.6). Katılaşma sürecinde sıvı metal bir miktar C ve ağırlıklı olarak borca

zenginleşir. Ötektik sıcaklığa ulaşınca (1116 °C) $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ ötektik fazın çekirdeklenmesi başlar ve $\gamma\text{-Fe}$ ve sıvı arasında homojen olarak dağılır. $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ ötektik fazı geriye kalan sıvı içine doğru ve $\gamma\text{-Fe}$ /sıvı ara yüzeyine dik olarak büyür. Aynı zamanda $\gamma\text{-Fe}$ fazı, tipik ötektik yapı olan ince kanalların oluştuğu $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ taneleri arasında büyür. Borca zengin $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ fazının oluşumu ile geriye kalan sıvı içinde B azalır ve C miktarı artar. Bu sebepten dolayı $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ fazı büyüme yönünde B miktarında azalma ve C miktarında artış gösterir.

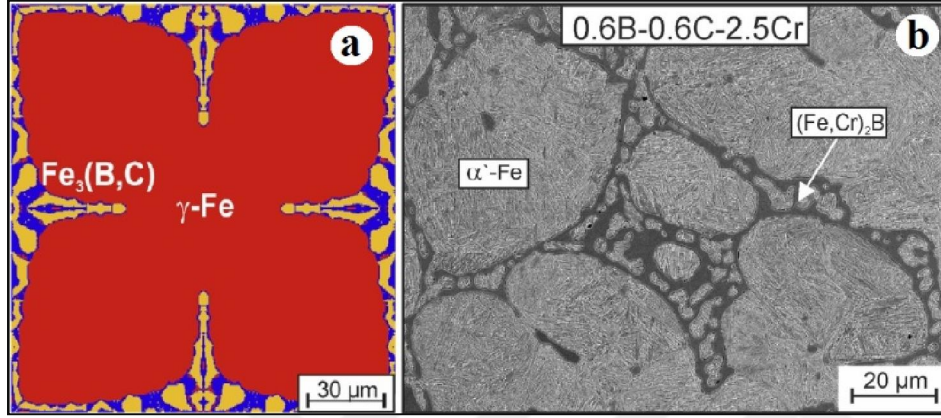


Resim 2.6. Ağırlıkça %0,6 bor içeren alaşımın katılaşma sırasında faz dönüşümleri [12]

Katılaşmanın sona erdiği anda yeni $\gamma\text{-Fe}$ taneleri $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ fazı ve sıvı arasında ara yüzeyde gelişir (1098 °C). Sıvı içinde kalan son kalıntılar alaşımın en son katılaştığı ikincil dendirit kolları arasında yoğunlaşır. Ağırlıkça %0,6 bor içeren alaşımın faz kompozisyonu ve mikroyapı görüntüleri Resim 2.7’de verilmiştir.

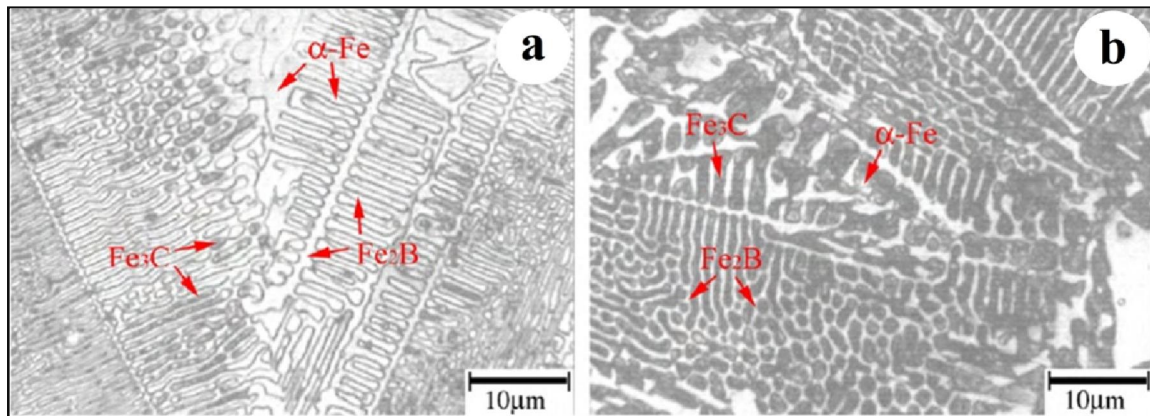
Birincil Fe dendiritlerinin miktarı ve boyutu, bor miktarının artması ile azalmaktadır. Sonuç olarak, sert fazların miktarı alaşımın bor miktarı ile artmaktadır. Ağırlıkça %0,2 ve %0,6 bor içeren alaşımlarda $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ fazı ötektik olarak oluşurken %1,8 bor içeren

alaşımda ilk etapta östenit ve $\text{Fe}_3(\text{B,C})$ fazı katılaşmadan önce Fe_2B fazı oluşur. Bu nedenle, Fe_2B fazı ikincil dendrit kolları arasında yoğunlaşır ve bu bölgelerde ötektik reaksiyon yüksek bor oranlarına sahip sıvı içinde gerçekleşir. Lentz ve diğerlerinin [12] bor içeren çeliklerin katılaşması konusunda açıklamaları diğer araştırmacıların [10, 71, 72] açıklamaları ile uyumluluk göstermektedir.



Resim 2.7. Ağırıkça %0,6 bor içeren alaşımın mikroyapı görüntüleri, a) Faz kompozisyonu, b) Su verilmiş numune (östenitleme 1000 °C) [12]

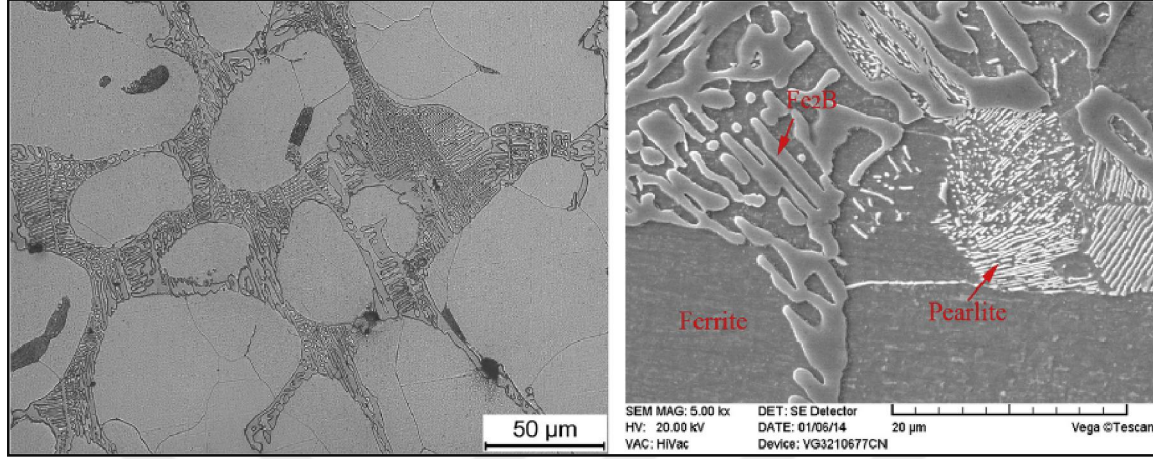
Ma ve diğerleri [72], düşük karbonlu ağırıkça %3,5 bor içeren alaşıma farklı oranlarda Cr ilavelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisini araştırdıkları çalışmada ağırıkça %8'e kadar Cr içeren numunelerin mikroyapılarında Fe_2B , Fe_3C ve $\alpha\text{-ferrit}$ teşekkül ettiğini belirtmişlerdir (Resim 2.8).



Resim 2.8. Ağırıkça %3,5 bor içeren çeliğin mikroyapıları, a) %0 Cr, b) %5 Cr [72]

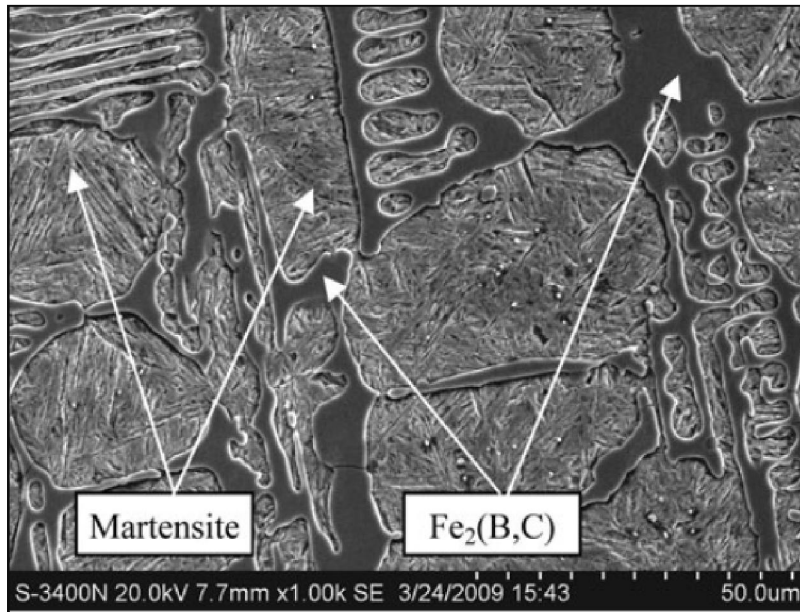
Zheng ve diğerlerinin [71], Fe-B-C-Cr-Al sisteminde düşük karbonlu ağırıkça %1,5 bor içeren numunelerin mikroyapı, kristal yapıları ve mekanik özelliklerini araştırdıkları

çalışmada; işlemsiz numunede matrisin ferrit ve perlit fazlarından oluştuğunu ve mikroyapının Fe_2B tipi borürler ihtiva ettiğini vurgulamışlardır (Resim 2.9).



Resim 2.9. Ağırılıkça %1,42 bor içeren numunenin mikroyapı görüntüleri [71]

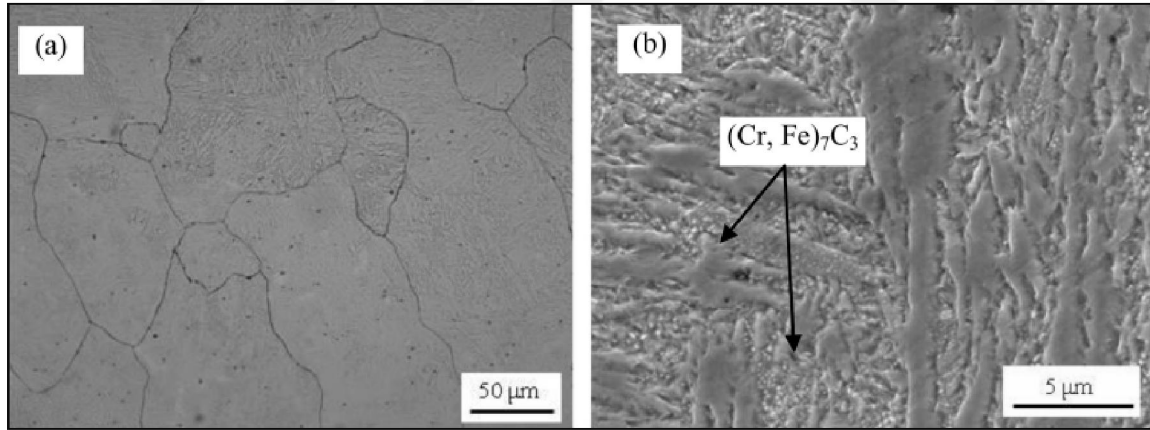
Fu ve diğerlerinin [10], düşük karbonlu ve ağırılıkça %1,18 bor içeren çeliğin aşınma dayanımını araştırdıkları çalışmada, işlemsiz numunenin mikroyapısının ferrit, perlit ve $\text{Fe}_2(\text{B,C})$ 'den oluştuğunu, ısıtıl işlem (1000°C sıcaklıkta östenitleme sonrası yağda su verme) görmüş numunelerin mikroyapısında ise $\text{Fe}_2(\text{B,C})$ yanı sıra matriste çıta tipi martensit (lath) meydana geldiğini açıklamışlardır (Resim 2.10).



Resim 2.10. Ağırılıkça %1,18 bor içeren su verilmiş çeliğin mikroyapı görüntüsü [10]

2.9.2. Yüksek krom içeren çeliğin katılaşması

Zhang ve diğerleri [73] Fe-Cr-B sisteminde ağırlıkça %10-12 krom içeren orta karbonlu (ağırlıkça %0,35 C) bir çeliğe farklı bor ilavelerinin (ağırlıkça %0,4-2) katılaşma üzerine etkilerini araştırmıştır. Deneysel çalışma sonuçlarına göre, bor içermeyen numunenin katılaşmasının basit ve tane boyutu oluşumunda herhangi bir farklılık olmadığı görülmüştür. X ışını difraksiyon (XRD) sonuçları, bor içermeyen çelikte α -Fe ve bir miktar $(Cr, Fe)_7C_3$ karbürün meydana geldiğini, α -Fe'in sahip olduğu 2,86 nm kafes parametresi değerinin martensitin kafes parametresi 2,895 nm değerine yakın olması ve matris fazın 772 HV mikrosertlik değeri ile martensitin karakteristikleriyle tutarlı olduğunu göstermiştir. SEM analizi sonucunda; bor içermeyen alaşımın esas olarak martensitten ve düşük miktarda östenitten oluştuğu belirlenmiştir (Resim 2.11). Ötektoid altı (sub-eutectoid) işlemde, aşırı doymuş kromun birincil östenitten karbonu alarak östenitin kararlılığını düşürdüğü ve M_s (martensit dönüşüm başlangıç sıcaklığı) sıcaklığını yükselttiği ve oda sıcaklığına soğutma sürecinde matrisin martensite dönüştüğü vurgulanmıştır [73].

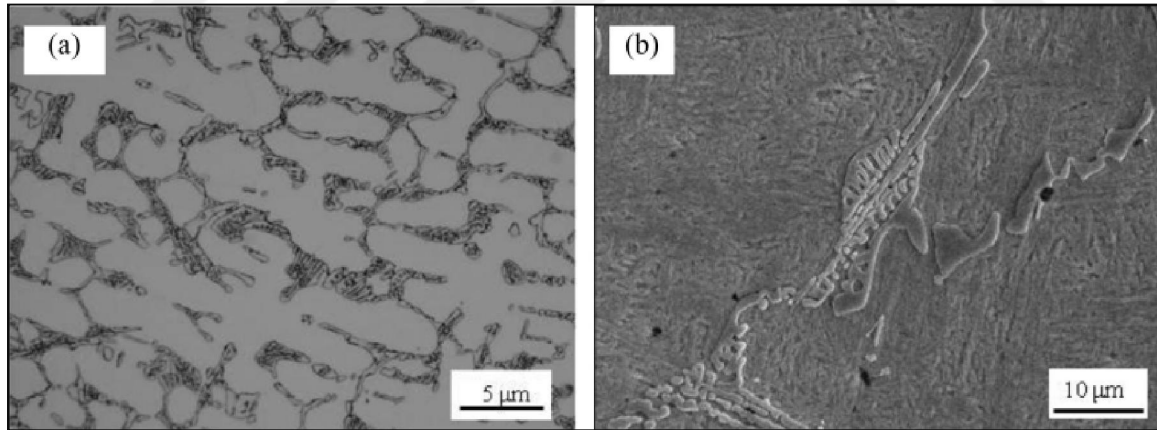


Resim 2.11. Bor içermeyen numunenin mikroyapı görüntüleri [73]

Zhang ve diğerleri [73] Cr/C oranının 28,5'e ulaştığı numunede, $(Cr, Fe)_3C$ oluşum oranının mükemmelleştiğini ve bu oranın M_7C_3 karbür oluşumuna uygun olduğunu açıklamışlardır. Cr_7C_3 ve Fe_7C_3 karbürlerinde atom dizilimlerinin benzer, Fe - Cr kafes birimlerinin birbirine yakın ve çok fazla Cr atomlarının Fe_7C_3 karbürüne sızması sebebi ile bor içermeyen numunede, $(Cr, Fe)_7C_3$ türü karbür oluştuğu belirtilmiştir.

2.9.3. Yüksek krom ve bor içeren çeliğin katılaşması

Yüksek kromlu çeliğe ağırlıkça %0,4 bor ilavesinde, ağ (network) şekline sahip olan ötektik faz tane sınırları boyunca teşekkül etmektedir. Bor miktarı arttıkça, ötektik miktarı da artar. İlave olarak, ötektik faz bürür ve bor karbürlerin karışımından oluşur. Ağırlıkça %0,4 bor içeren numunenin XRD analizinde yapıda α -Fe, Fe_2B ve $(\text{Cr, Fe})_7(\text{C, B})_3$ tespit edilmiştir. Bor içermeyen numune ile kıyaslandığında matriste bir farklılık olmadığı, matrisi martensit ve düşük miktarda kalıntı östenitin meydana getirdiği görülmüştür. Düşük miktardaki bor atomları, karbon ve kroma ilgisinin (affinity) yüksek olması sonucu $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ karbürüne geçer ve $(\text{Cr, Fe})_7(\text{C, B})_3$ karbürleri oluşur. Yapıda bor oranının artması ile oluşan ötektik fazların miktarı da artmaktadır. Bor oranı ağırlıkça %2'ye yükseldiği zaman, ötektik fazın toplam miktarı da hızlıca yükselir. Bor oranı ağırlıkça %0,8'den %2'ye yükselmesi faz kompozisyonunu değiştirmez fakat ötektik fazların birbirine oranlarını değiştirir. Bor miktarının artması, Fe_2B ve $(\text{Cr, Fe})_7(\text{C, B})_3$ fazların miktarını artırır [73]. Ağırlıkça %0,8 bor içeren numunenin mikroyapı görüntüleri, Resim 2.12'de verilmiştir.

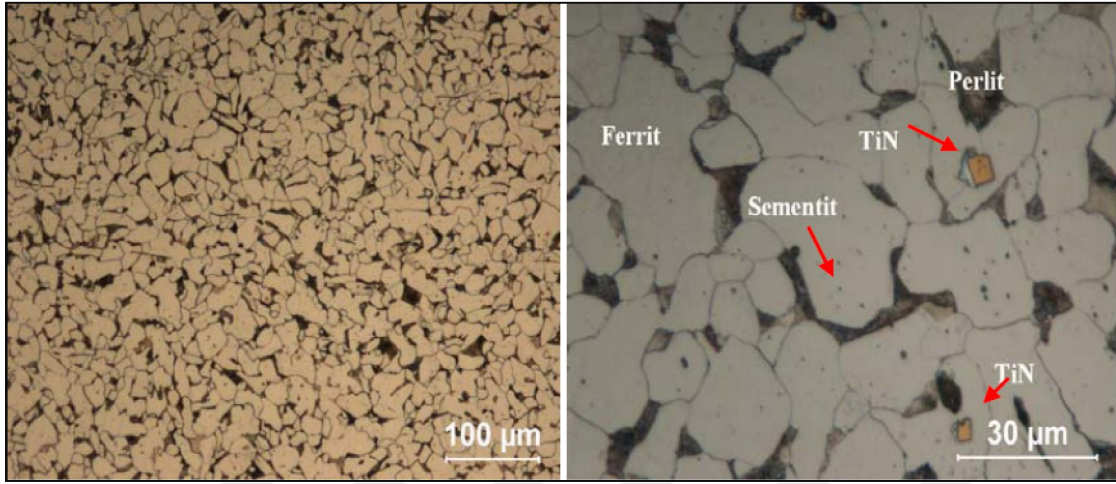


Resim 2.12. %0,8 bor ve %12 Cr içeren numunenin mikroyapı görüntüleri [73]

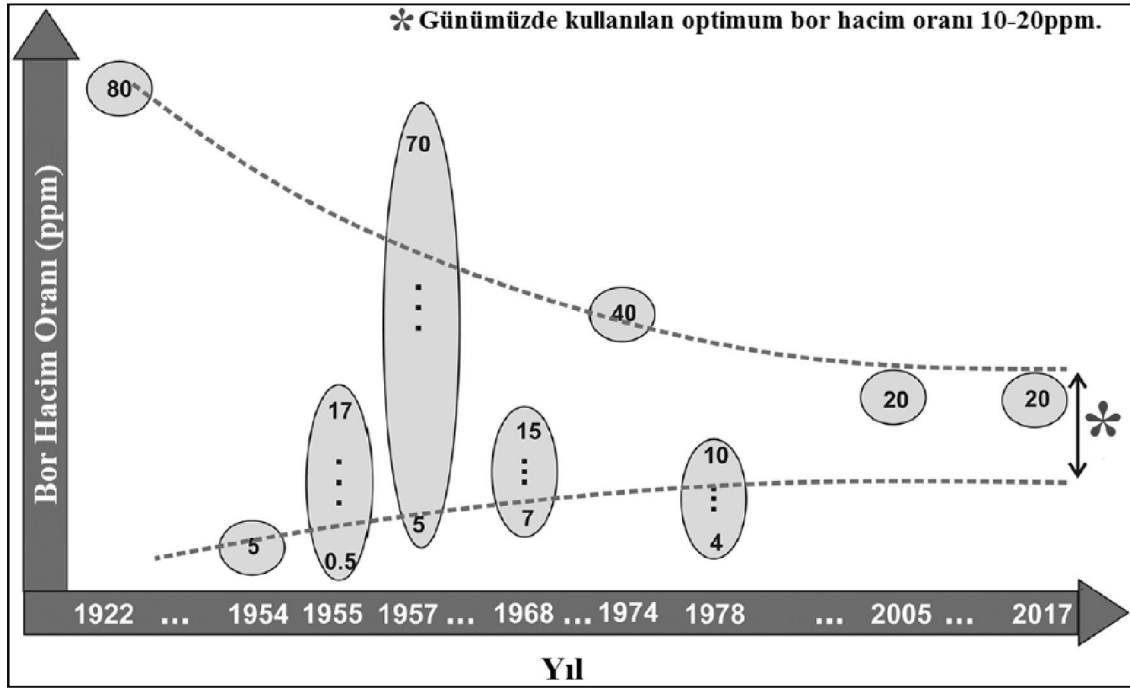
2.10. Milyonda Bir Birim (PPM) Oranında Bor İçeren Çelikler

Isıl işlem uygulanabilir çeliklere bor ilavesinin asıl nedeni, bu çeliklerin sertleşebilirliklerini arttırmak içindir. Diğer alaşım elementleri ile kıyaslandığında (Ni, Mn, Cr, Mo), düşük oranlarda çelik içinde bulunan B elementi, çeliklerin sertleşebilirliklerini oldukça geliştirmektedir [3, 16, 29]. Ekonomik yönünün yanı sıra bor, çeliklerin ekstrüzyon ve işlenebilirlik özelliklerini iyileştirmektedir. Bununla birlikte, bor içeren

çelikler su verme sonrası çatlamalara, çarpılmalara ve kaynaklı işlemlerde ısının tesiri altında kalan bölge çatlamalarına karşı daha iyi tepki göstermektedir. Bu sebeple bor içeren çelikler otomotiv, inşaat ve diğer farklı alanlarda kullanılmaktadırlar. Bu alanlarda kullanılan malzemeler; kalıp, çubuk, tel, sac, şerit, levha boru ve çeşitli dövme ve döküm ürünleridir [74]. Resim 2.13'te, 7 ppm bor içeren düşük karbonlu çeliğin mikroyapı görüntüleri verilmiştir [14].



Resim 2.13. Düşük karbonlu ve 7 ppm bor içeren numunenin mikroyapı görüntüleri [14]



Şekil 2.12. Bor ilaveleri ile sertleşebilirliğin optimizasyonu [20]

1922 - 2017 yılları arasında farklı araştırmacılar tarafından yapılan çalışmalarda, ppm oranlarında bor ilaveleri ile çeliklerin sertleşebilirliklerini arttırmak için uygun oranlarda ilave edilmesi gereken bor oranları Şekil 2.12’de verilmiştir. Günümüzde bu değerin 10-20 ppm’e kadar düştüğü görülmektedir.

2.11. Borlu Çeliklerin Üretiminde Kullanılan Bor Katkıları

Corbortt ve Williams [29], borun çelikler üzerine etkilerini, borlu çeliklerin üretiminde kullanılan bor katkılarının ilaveleri ve verimliliğini araştırmışlardır, Çizelge 2.4.

Çizelge 2.4. Çelik içerisine ilave edilen bor katkıları [29]

Bor Katkıları	Gösterim	Kimyasal Kompozisyon (%)										Döküm Sayısı	Verimlilik (%)
		B	Ti	V	Zr	Al	Si	Mn	C	Diğer	Fe		
Silvaz 3	Silvaz	0,5	10	10	6	6	37	-	-	-	Kalan	4	88
Silcaz 3	Silcaz	0,5	10	-	4	7	37	-	-	%10 Ca	Kalan	7	98,9
Bortam	Bortam	1,7	17	-	-	14	21	22	-	-	Kalan	5	38,5
Carbortam	Carbortam	1	16	-	-	1,5	3	-	7	-	Kalan	4	
Borosil	Borosil	3,5	-	-	-	-	42	-	-	-	Kalan	5	88,7
Titanyum - Borür	TiB	13	50	-	-	-	-	-	14	-	Kalan	13	56,6
Ferro - Bor	FeB	10,2	-	-	-	-	-	-	0,7	-	-	29	79,5
Manganez - Bor	MnB	20,8	-	-	-	-	-	Kalan	-	-	-	7	78
Bor Karbür	BC	78	-	-	-	-	-	-	21	-	-	4	98
Fused Boron Trioxide Glass	B ₂ O ₃	-	-	-	-	-	-	-	0,3	99 B ₂ O ₃	-	-	-
PyroBor	Na ₂ B ₄ O ₇	-	-	-	-	-	-	-	-	100 Na ₂ B ₄ O ₇	-	-	-
Krom - Bor	CrB	71,2	-	-	-	-	-	-	-	Kalan Cr	-	6	72,5
Nikel - Bor	NiB	10,7	-	-	-	-	-	-	-	Kalan Ni	-	3	88,6
C	C	8	-	-	11,2	-	-	-	3,2	-	Kalan	2	49,5
F	F	6,5	-	-	14,5	-	15,5	-	2,8	-	Kalan	1	58,1
G	G	9,8	-	-	42	-	-	-	2,7	-	Kalan	1	32

Bor ilaveleri 3 farklı yöntem ile yapılmıştır; bor katkıları üzerinde curuf bulunmayan sıvı metale ilave edilmiştir (1), bor katkıları bir zarfa konularak, demir çubuk yardımı ile sıvı metale daldırılmıştır (2), bor katkıları demir çubuk ucuna hapsedilerek sıvı metale daldırılmıştır (3). (1) numaralı yöntem deneysel çalışmalarda kullanılarak numuneler üretilmiştir. Bor ilaveleri durgun çeliğe (killed steel) yapılmalıdır. Borun çelik içinde homojen dağılım için, potaya üzerine curuf oluşmadan bölüm bölüm eklenmelidir. Ferro-Boron, diğer bor katkıları ile kıyaslandığında mükemmel bir bor kaynağı olduğu bu çalışmada vurgulanmaktadır.

2.12. Yapıda Bulunan Borun Tespit Edilmesi

Borun sertleşebilirlik mekanizması üzerine etkisinin daha iyi anlaşılıp yorumlanabilmesi için çeşitli bor analizleri kullanılarak, numunelerin mikroyapısında bulunan bor tayin yöntemleri geliştirilmiştir [9]. Bu yöntemler Çizelge 2.5'te verilmiştir.

Çizelge 2.5. Bor analiz teknikleri [3]

Analiz Yöntemi	Demir İçindeki Bor Tayin Limiti (ağırlıkça-ppm)	Yanal Çözünürlük (cm)	Derinlik (cm)	Yıkıcı
Yaş yöntem (Wet Chemical)	<1	$>10^{-1}$	$>10^{-1}$	✓
Otoradyografi (Bor) (Boron Autoradiography)	<1	2×10^{-4}	10^{-4}	✗
İkincil yükünlü kütle görüme gözlem/ spektroskopisi (Secondary Ion Mass Spectroscopy)	10	$>10^{-4}$	5×10^{-7}	✓
Görüntülü atom sondası (Imaging Atom Probe)	50	10^{-8}	10^{-8}	✓
Auger spektroskopisi (Auger Spectroscopy)	75	10^{-4}	10^{-7}	✗
Dizisel elektron erk-yitimi görüme ölçümü (Electron Energy Loss Spectroscopy)	200	10^{-6}	10^{-6}	✗
Elektron incesondası (Electron Microprobe)	200-300	10^{-4}	10^{-4}	✗
Atom sondası (Atom Probe)	500	10^{-8}	10^{-8}	✓

2.12.1. Yaş yöntem (wet chemical)

İlk kullanılan yöntemlerden biri olan yaş kimyasal yöntem, çeliklerde çözünen ve çökelen bor ayrımı yapılmaktadır. Yaş yöntem analizi hem nicel hemde nitel metodlar barındırmaktadır. Borlu çeliklerin analizinde genellikle nicel metodlar (titrasyon, özgül ağırlık ölçümü ve ışık ölçümü gibi) kullanılır ve ışık ölçümü (photometry) yoğun olarak kullanılmaktadır. Işık ölçüm yöntemi ile toplam ve çözünebilir bor oranları görünür ışık spektrumunu kullanılarak tespit edilebilmektedir [20].

Bu yöntemde; ölçüm öncesi numune asit çözeltisi içinde çözündürülür. Yapılan bu işlem sonucu asit içinde çözünen bor ve asit içinde çözünmeyen bor ayrıştırılır. Çözünmeyen bileşikler çözeltiden filtreleme yöntemi ile ayrılmaz ise toplam bor miktarı ± 1 ppm sapma ile hesaplanabilir. Çözünen ve çözünmeyen bor miktarının tespiti sırasında bir miktar sapma bulunmaktadır. Çözünmeyen çökeltiler filtreleme yöntemi ile asit içinde çözünen bileşiklerden ayrılır, fakat bu sırada filtreden geçen asit içinde çözünebilir çok küçük

çökeltiler filtre içinden geçerek yanlış sonuçlara sebep olur. Asit içinde çözünen borun hesaplanması sonucu çelik içinde çözünebilen bor olarak yorumlanır fakat yukarıda bahsedilen filtreleme yöntemindeki tutarsızlık sebebi ile elde edilen sonucuda etkilediği göz ardı edilmemelidir [20].

2.13. Borlu Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Çizelge 2.6’da benzer kimyasal kompozisyona sahip (ağırlıkça %0,22-%0,65 C, %1,27-16,0 Cr, %0,59-%2,5 Si ve %0,4-1,3 Mn) yüksek oranda bor (ağırlıkça %0,8-%5,0) içeren çeliklerin işlemsiz ve ısıt işlem sonrası mekanik özelliklerindeki (makro sertlik, aşınma dayanımı ve tokluk) değişim verilmiştir.

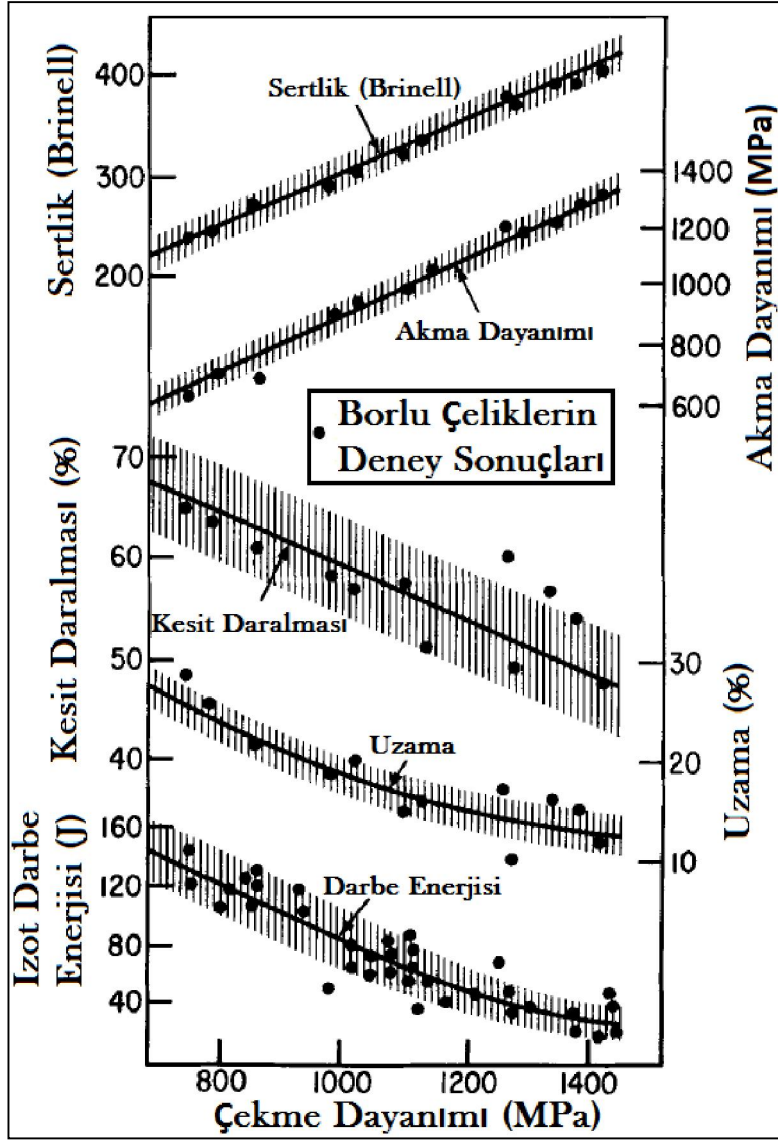
Çizelge 2.6’da listelenen yüksek oranda bor içeren çelik alaşımları döküm, toz metalurjisi [75, 76] ve termo-mekanik [77] yöntemler kullanılarak üretilmiştir. Yapılan çalışmalarda, araştırmacılar düşük karbonlu ve yüksek kromlu çeliklere bor ilavelerinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkilerini araştırmışlardır. Bu çalışmalarda, uygulanan ısıt işlemler ile sertlik değerlerinde belirgin fark olduğu görülmektedir. Östenitleme sonrası su verilen yüksek oranda bor içeren alaşımlarda, matrisin martensite dönüşmesi sonucu makro ve mikro sertlik değerleri artmıştır. Xu ve diğerleri [78] östenitleme sonrası temperlenmiş numunelerin tokluk değerlerinde iyileşme sağlamıştır (Çizelge 2.6).

Kapadia [74], orta karbonlu düşük alaşımlı çeliklere bor ilaveleri ve ısıt işlemlerinin tokluk, sertlik ve çekme özellikleri üzerine etkilerini araştırmış ve Şekil 2.13’te verilen sonuçları elde etmiştir. AISI 10B30, 50B35 ve 94B30 bor içeren çelikler ile bor içermeyen çelik (AISI 8637) alaşımlarının kıyaslandığı deneysel çalışmalarda, ağırlıkça %0,0012 -%0,0018 bor içeriğinin sertleşebilirliği belirgin bir şekilde artırdığı, su verme ve sonra temperleme işlemi ile martensitik matrise sahip alaşımın 35-40 HRC sertlik değerleri ürettiği belirtilmiştir. İlave olarak, temperleme işleminin özellikleri etkilemediği ve bor ilavelerinin tokluk karakteristiğini değiştirmedeği vurgulanmıştır.

Yukarıda belirtilen çalışmada elde edilen sonuçlar bor ilavelerinin martensitik yapıya sahip temperlenmiş çelik alaşımlarında tokluk özelliklerine direkt etki etmediğini göstermektedir. Bu sonuç, ticari olarak geniş bir kullanım alanına sahip bor içeren çeliklerin tokluğu ve yorulma dayanım sonuçları ile desteklenmektedir [74].

Çizelge 2.6. Yüksek oranlarda bor içeren çeliklerin mekanik özellikleri

Kimyasal Kompozisyon	Isıl İşlem	Mikroyapı	Mekanik Özellikler	Kaynak
%0,39 C, %5 B, %3,9 Cr, %0,85 Si	1170 °C'de östenitleme sonrası yağda su verme	İkincil dendirit kolları arasında, ince lamel yapıda ötektik dendiritlerin oluşumu. Çatlak içeren FeB sütünsal iğnemsı yapıda matris içinde bulunmakta. İkincil ve üçüncül dendirit kolları arasında iskeletimsi yapıda bulunmaktadır.	Döküm Hali Sertlik: 54-57 HRC Isıl İşlem Sonrası Sertlik: 65-66 HRC	[8]
%0,25 C, %1,1 B, %1,27 Cr, %0,85 Mn, %0,69 Si	900-1050 °C'de 2 saat östenitleme sonrası yağda su verme	Döküm Hali: Perlit + Ferrit + Fe ₂ (B,C) Isıl İşlem Sonrası: Çıta tipi martensit	- Sertlik: 55-58 HRC Aşınma Testi Sonrası Kayıp: 193-201 mg	[10]
%0,27 C, %1,42 B, %0,89 Mn, %0,81 Si	-	Döküm Hali: Ferrit + Perlit + M ₂ B	Tokluk: 39,2 J.cm ⁻² Sertlik: 30,5 HRC	[71]
%0,22-0,29C, %3,5B, %12 Cr, %0,6-0,8 Si	980 °C'de 1 saat östenitleme + su verme + 200 °C temperleme	Döküm Hali: Ferrit + Martensit + Perlit + (Fe,Cr) ₂ B Isıl İşlem Sonrası: Martensitik matris + M ₂ B + M ₂₃ (C,B) ₆	Sertlik: 350 HV Sertlik: 640 HV Tokluk: 23,2 MPa m ^{1/2}	[72]
%0,35 C, %0,8 B, %10-12 Cr, %0,7-1,0 Mn, %0,5-0,8 Si	-	Döküm Hali: Martensit + Fe ₂ B + (Cr,Fe) ₇ (C,B) ₃	Sertlik: 63 HRC	[73]
%0,65 C, %0,6-0,8 B, %2 Cr, %1,5 Mn, %1,0 Si	980 °C'de 2 saat östenitleme + su verme + 250 °C'de 2 saat temperleme	Döküm Hali: Ferrit + Perlit + Beynit + FeB Isıl İşlem Sonrası: Çıta Tipi Martensit + Fe ₂ B	Tokluk: 5 J.cm ⁻² Sertlik: 43 HRC Tokluk: 7 J.cm ⁻² Sertlik: 56 HRC	[78]
%0,39 C, %1,2 B, %9,16 Cr, %0,83 Mn, %0,49 Si	-	Döküm Hali: Martensit + M ₂ B	Sertlik (HV0,05): 799 HV Aşınma Testi (80N) Sonrası Kayıp: 17 mg	[79]
%1,6 C, %3,2 B, %16 Cr, %0,3 Mn, %2,5 Si	880 °C temperleme + 1050 °C östenitleme sonrası su verme + 500 °C temperleme	Isıl İşlem Sonrası: Martensitik matris + M ₆ C + M ₂ C + MC borürler	Tokluk: 6,7 J.cm ⁻² Sertlik: 62 HRC	[80]
%0,27 C, %2,87 B, %2,46 Cr, %0,53 Mn, %0,59 Si	-	Döküm Hali: Ferrit + Perlit + Fe ₃ C + M ₂ B Isıl İşlem Sonrası: Martensit + M ₂ B	- Aşınma Testi (55N, SiO ₂) Sonrası Kayıp: 8 mg Tokluk: 4,54 MPa m ^{1/2}	[81]
%0,25 C, %1,44 B, %1,32 Cr, %1,04 Mn, %1 Si	920 °C'de 2 saat östenitleme + su verme + 200 °C 1 saat temperleme	Döküm Hali: Perlit + M ₂ B (Dendiritk) Isıl İşlem Sonrası: Çıta tipi martensit + M ₂ B	Sertlik: 35,2 HRC Sertlik: 56,1 HRC Tokluk: 11,4 J.cm ⁻² Çekme Dayanımı: 588 MPa	[82]



Şekil 2.13. Su verilmiş ve temperlenmiş orta karbonlu düşük alaşımlı çeliklerin mekanik özellikleri [74]

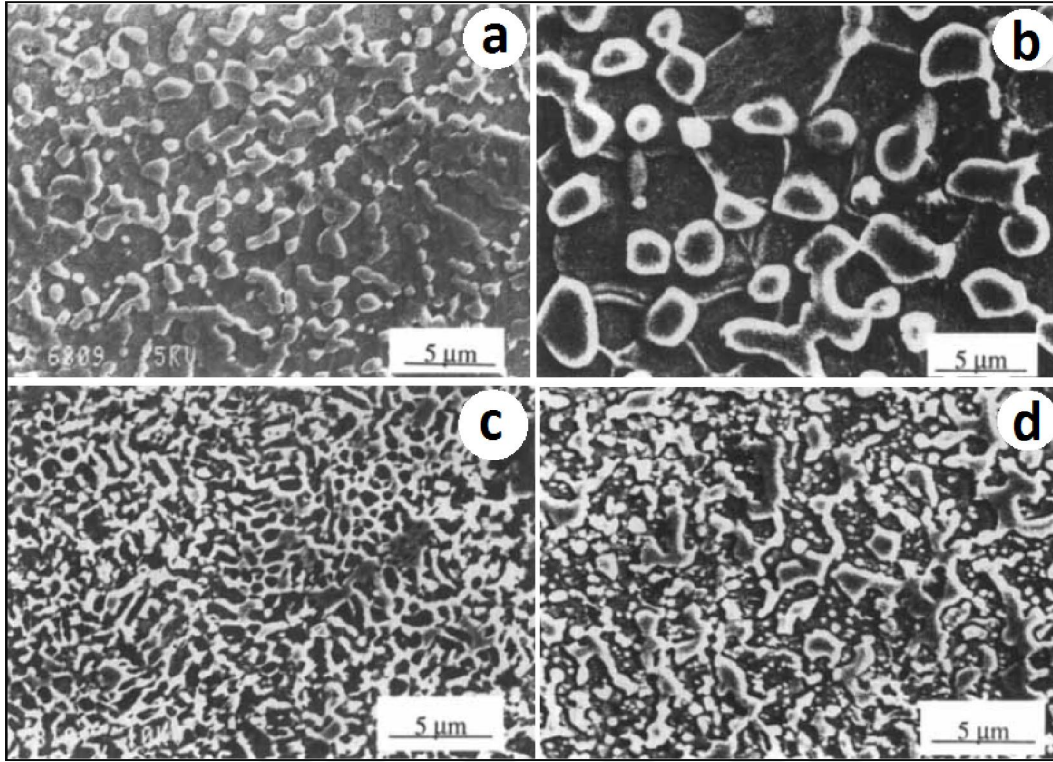
Jimenez ve diğerleri [70], geçmiş yıllarda yapılan araştırmalarda düşük oranlarda (ppm) bor içeren çelik alaşımlarında borürlerin çok az miktarda bulunması sebebi ile borürlerin mekanik özellikler üzerine etkilerinin yeterli derecede dikkate alınmadığını vurgulamışlardır. Fakat kimyasal bileşiminin Çizelge 2.7’de verilen, çok yüksek oranda bor içeren ve toz metalurjisi yöntemi ile üretilen çeliklerin mekanik özelliklerinin ince + kararlı tane boyutu ve borürlerin ince + küresel şekile dönüştürülmesiyle artırılabilceğini açıklamışlardır. İlave olarak, toz metalurjisi ve hızlı soğutma yöntemleri kullanılarak matraste kararlı veya yarı kararlı aşırı ince ve homojen dağılmış ikincil fazların elde edilebileceğini belirtmişlerdir.

Çizelge 2.7. Yüksek oranda bor içeren çelikler [70]

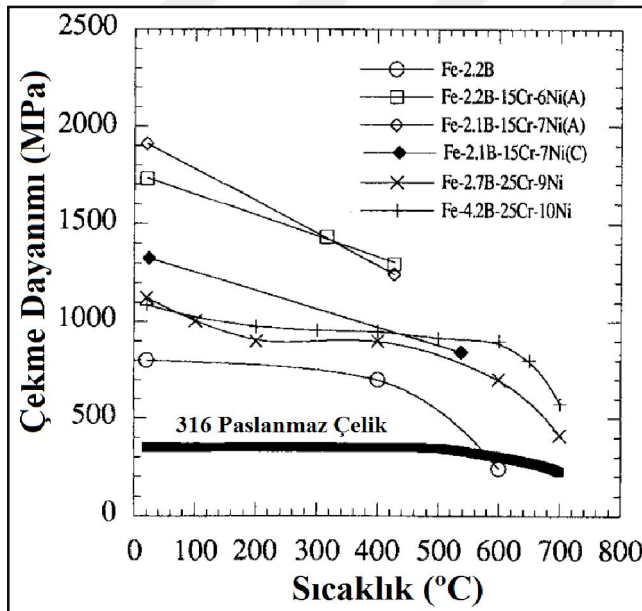
Malzeme	%B	%Cr	%Ni	%Mo	%Al	%V	%Cu	%W	%Si	%Mn	%Cb	%O	%C
Borlu Çelikler (%C < 0,1)													
Fe-2,2B	2,2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,02	0,012
Fe-4,9B	4,9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,02	0,08
Fe-2,6B-24Cr-19Ni	2,6	23,7	19,4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe-4,2B-25Cr-10Ni	4,2	25,1	10,3	2	0,36	-	-	-	0,3	-	-	-	0,01
Fe-2,7B-25Cr-9Ni	2,7	25,2	9,0	-	0,34	-	-	-	0,24	-	-	-	0,01
Fe-2,2B-15Cr-7Ni	2,1	15,1	7,1	2,2	1,2	-	-	-	-	-	-	--	0,07
Fe-2,2B-15Cr-6Ni	2,2	15	6	0,8	-	-	1,5	-	-	-	0,27	-	0,05
Fe-3,1B-18Al	3,1	-	-	-	17,9	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe-4,1B-21Al	4,1	-	-	-	20,8	-	-	-	-	-	-	-	-
Fe-4B-21Al-5Mo	4,0	-	-	4,8	21,3	2,5	-	-	-	-	-	-	-
Bor-Karbon Çelikler													
Fe-1B-1C	1	5,4	-	-	-	5,7	-	5	0,4	0,5	-	0,027	1,24
Fe-0,5C-1,5C	0,5	11,9	-	1,2	-	1,3	-	-	0,3	0,56	-	0,018	1,59
Fe-0,8B-1,3C	0,8	1,6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1,3
Fe-0,7B-1,4C-6W-4Mo	0,65	4,25	-	4,25	-	4,0	-	5,75	-	-	-	-	1,35

Farklı sıcaklıklarda ve yüksek basınç altında (HIP) gaz atomizasyon yöntemi ile üretilen yüksek bor içeren iki alaşımın SEM görüntüleri Resim 2.14'te verilmiştir. Alaşım elementlerine bağlı olarak, 0,2-0,4 µm boyuta sahip ferritik veya östenitik ince taneler borürler ve bor karbürler tarafından ikincil faz olarak çevrelenmiştir. Bu mikroyapı, çelik alaşımlarına mekanik özellikleri geliştirerek farklı yapısal uygulamalarda kullanım alanı sağlamıştır.

Şekil 2.14'te farklı yöntemler ile üretilen ve 5 farklı bor içeren Fe-2,2B (gaz atomize-HIP), Fe-2,1B-15Cr-7Ni ve Fe-2,2B-15Cr-6Ni takım çelikleri (melt spun-ekstrüzyon), Fe-2,7B-25Cr-9Ni ve Fe-4,2B-25Cr-10Ni takım çelikleri (gaz atomizasyon-ekstrüzyon) çelik alaşımlarının sıcaklığa bağlı olarak çekme dayanımları kıyaslanmıştır. Ticari olarak geniş kullanım alanına sahip AISI 316 paslanmaz çelik bu grafiğe eklenmiştir. Hızlı katılaştırılmış şerit üretme + ekstrüzyon (melt spun-ekstrüzyon) yöntemi ile şekillendirilen Fe-2,1B-15Cr-7Ni ve Fe-2,2B-15Cr-6Ni takım çelikleri gaz atomizasyonu + sıcak hidrostatik presleme (HIP) yöntemi ile üretilen Fe-2,2B takım çelik alaşımı ve gaz atomizasyonu + ekstrüzyon yöntemi ile üretilen Fe-2,7B-25Cr-9Ni ve Fe-4,2B-25Cr-10Ni takım çelik alaşımlarına göre çok yüksek çekme dayanımlarına sahiptirler. Klasik yöntem ile üretilen AISI 316 paslanmaz çelik alaşımı yukarıda verilen çelik gurubunda en düşük çekme özelliği sergiler [70].



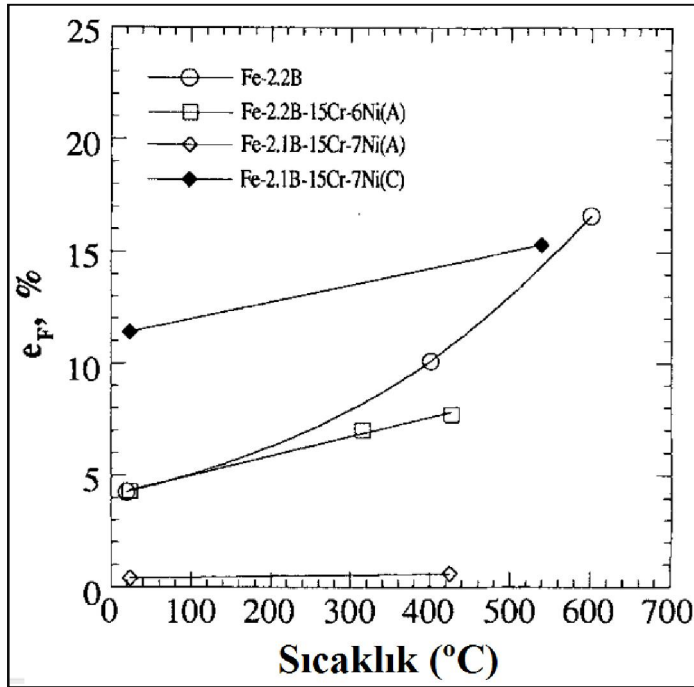
Resim 2.14. Fe-2,2B (a-b) ve Fe-1B-1C (c-d) alaşımlarının yüksek basınç (HIP) gaz atomizasyonu ile üretilmiş toz görüntüleri, a-c) 800 °C, b-d) 1000 °C [70]



Şekil 2.14. Farklı bor oranına ve üretim yöntemlerine sahip çeliklerin sıcaklığa bağlı çekme dayanımı [70]

Ancak hızlı katılaştırılmış şerit üretme + ekstrüzyon (melt spun-ekstrüzyon) yöntemi ile şekillendirilen Fe-2,1B-15Cr-6Ni takım çeliği gaz atomizasyonu + sıcak hidrostatik presleme (HIP) yöntemi ile üretilen Fe-2,2B takım çelik alaşımı ve hızlı katılaştırılmış şerit

retme + ekstrüzyon (melt spun-ekstrüzyon) yöntemi ile killendirilen Fe-2,1B-15Cr-7Ni takım çeliği alaşımlarından daha düşük süneklik özelliği göstermektedir (şekil 2.15). Test sıcaklığının artması ile uzama-kopma değerleri de artmaktadır. En yüksek çekme dayanımına sahip Fe-2,1B-15Cr-7Ni takım çeliği daha düşük süneklik göstermektedir. Çökelme sertleşmesi uygulanan Fe-2,1B-15Cr-7Ni takım çeliğin uzaması %10-15 aralığında iyileşme göstermiştir [70].



şekil 2.15. Farklı bor oranına ve üretim yöntemlerine sahip çeliklerin sıcaklığa bağlı uzama-kopma grafiği [70]

Borlu elikler üretim yöntemlerine, ilave edilen alaşım elementlerine, ısıl işlemleri ve mekanik işlemlere (ekstrüzyon, haddeleme vb.) bağlı olarak mikroyapıdaki farklılıklara göre farklı mekanik özellikler sergilemektedirler. Milyonda bir birim bor içeren çeliklerin sertliğindeki artış, döküm yöntemi ile üretilen yüksek oranlarda bor içeren çeliklerin yüksek sertlik ve aşınma dayanımı, toz metalurjisi-hızlı soğuma yöntemi ile üretilen yüksek borlu çeliklere uygulanan ısıl işlem ve mekanik işlemlerin yüksek çekme ve kopma dayanımının yanı sıra yüksek süneklik sergilemesi farklı araştırmacılar tarafından raporlanmıştır [3, 8, 10, 16, 29, 70, 72, 74, 78, 79].

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Malzeme ve Metot

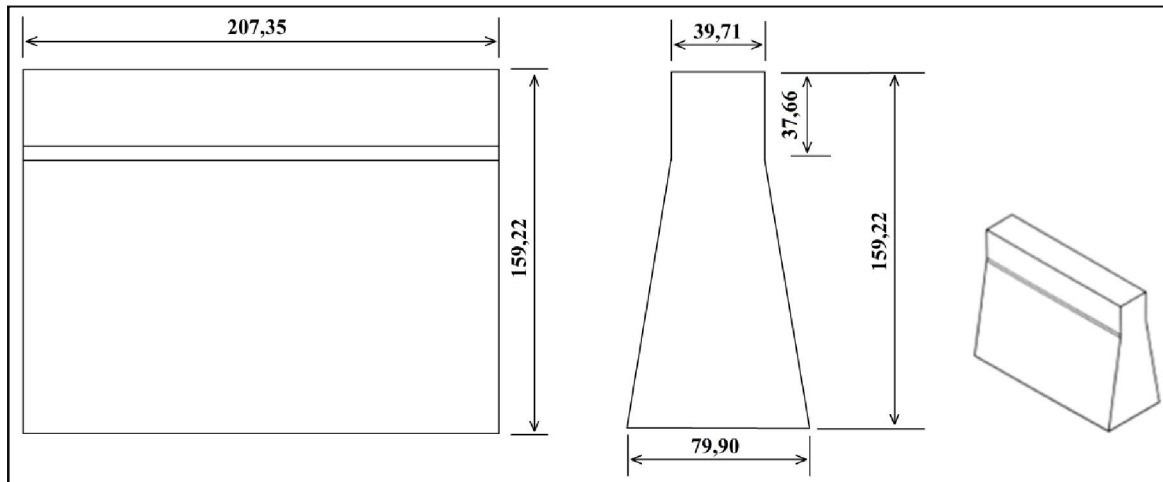
3.1.1. Malzeme

Tez çalışmasında kimyasal bileşimi Çizelge 3.1’de verilen çelik alaşımı kullanılmıştır. Alaşımın üretimi, 430 paslanmaz çelik hurda şarjıyla elde edilen sıvıya alaşım elementlerinin ferro alaşım şeklinde ilave edilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Kimyasal bileşimin belirlenmesinde Bruker Q4-Tasman model optik emisyon spektrometresi kullanılarak 5 farklı noktadan alınan değerlerin ortalaması ile belirlenmiştir.

Çizelge 3.1. Tez çalışmasında kullanılan alaşımın kimyasal kompozisyonu

	Alaşım elementleri (Ağırlıkça %)									
Bor İlavesiz Alaşım	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ti	Ni	S	P	Fe
	0,485	0,434	1,024	11,15	0,436	0,178	0,141	0,0048	0,0075	Kalan

3.1.2. Model ve kalıp üretimi



Şekil 3.1. “Y” Blok model ölçüleri

Deneysel çalışmada gerekli dökümlerin üretimi için DIN 1683 - GTB 18/5 standardına göre “Y” blok modeli ahşap malzemeden imal edilmiştir. Şekil 3.1’de verilen “Y” blok modeli deneysel çalışmada mikroyapı analizi, sertlik ve mekanik testler için gerekli numune sayısı ve boyutları ve belirli bir standart dikkate alınarak seçilmiştir. “Y” Blok

kalıpların üretimi Şekil 3.1’de verilen modelin “alfa-set reçine” bağlayıcılı silis kumu ile kalıplanmasıyla gerçekleştirilmiştir.

3.1.3. Ergitme ve döküm

Deneysel çalışmalarda kullanılan çelik alaşımın dökümü UYC Metal Döküm Makine Mühendislik San. ve Tic. Ltd. Şti.’de yapılmıştır. Ergitme işlemi 500 kg kapasiteli INDUCTOTHERM marka indüksiyon ocağında gerçekleştirilmiştir.

430 paslanmaz çelik hurda şarjıyla başlayan ergitme işleminde döküm öncesi belirlenen kimyasal kompozisyonu elde etmek için ergitme sırasında alaşım elementleri ferro alaşım şeklinde ilave edilmiştir. Sıcaklık kontrollü bir şekilde artırılarak, sıvı sıcaklığı ısıl çift (thermo couple) ile sürekli ölçülmüştür. Ocakta kimyasal analiz sonrası sıvı alaşım sıcaklığı 1550 °C’ye ulaştığında, alaşım içindeki oksijen ve azotu uzaklaştırmak için alüminyum tel ve Fe-Ti kullanılmış ve ardından Fe-B ilaveleri yapılarak sıvı alaşım “Y” blok kalıplara dökülmüş ve soğumaya bırakılmıştır. Daha sonra “Y” blok dökümler yüzey temizleme işlemlerine tabi tutulmuştur.

Deneysel çalışmada alaşıma ağırlıkça %0,5 - 5,0 bor ilavesi yapılmıştır. Her bir ferro bor miktarının %40’ı indüksiyon ocağında, %30’u sıvı alaşımın ocaktan potaya alınması sırasında ve geriye kalan %30’u potadan kalıba dökümü sırasında sıvı alaşıma ilave edilmiştir. Kullanılan potalar paslanmaz çelikten hazırlanmış ve pota refrakter malzemesi olarak şamot astar tercih edilmiştir. Farklı oranlarda bor ilave edilmiş “Y” blok dökümleri Çizelge 3.2’de verildiği şekilde kodlandırılmıştır.

Çizelge 3.2. “Y” Blok dökümlerin kodlandırılması

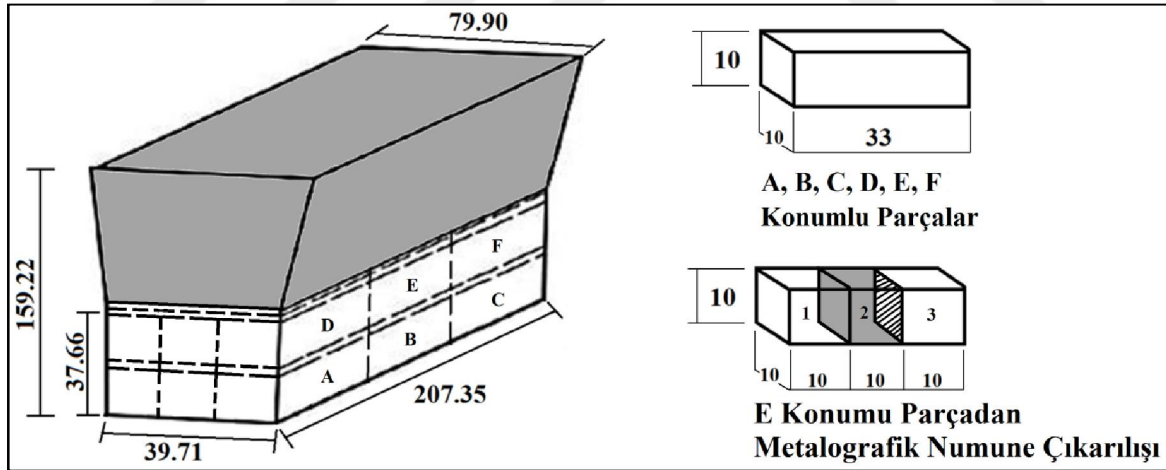
Y Blok Numarası	Tasarlanan Bor Oranı (Ağırlıkça %)
I	-
II	%0,5
III	%1,5
IV	%2
V	%3
VI	%4
VII	%5

3.1.4. “Y” blok dökümlerin bor analizi

Farklı oranlarda bor ilavesi yapılmış “Y” blok dökümlerin bor analizi Çizelge 2.5’te verilen bor analiz tekniklerinden yaş yöntem ile ODTÜ Merkez Laboratuvarı, Endüktif Eşleşmiş Plazma Kütle Spektrometre (ICP-OES) cihazında yapılmıştır.

3.1.5. “Y” blok dökümlerden numune çıkarılması

Deneysel çalışmalarda, bor ilavesiz ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5, 1,5, 2,0, 3,0, 4,0 ve 5,0) bor ilaveli “Y” blok dökümleri, yüzeyleri 2 mm derinlikte freze ile talaş kaldırılarak çil bölgesi arındırılmış ve tel erozyon ile kesim için uygun hale getirilmiştir. Daha sonra “Y” blok dökümleri tel erozyonu ile alt ve üst parçalar olmak üzere ikiye ayrılmıştır. Gri renkli üst parça hurdaya atılırken alt parçadan metalografik numuneler ve sertlik (10x10x10 mm boyutlarında, taranan kısım), mekanik testlerde kullanmak amacıyla numuneler tel erozyonu ile Şekil 3.2’ye göre çıkarılmıştır. Numuneler “Y” bloktan alınma bölgelerine göre detaylı olarak kodlanmıştır, Çizelge 3.3.



Şekil 3.2. Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin numaralandırılması

Çizelge 3.3. Deneysel çalışmalar için Y blok üzerinden alınan numunelerin bölgeleri

Numunelerin alındığı döküm	Metalografik Numuneler	Mekanik Testler		
		Sertlik Testi Numuneleri	Darbe Testi Numuneleri	Aşınma Testi Numuneleri
“Y” Blok	E Konumu 2 Numaralı Parça	E Konumu 2 Numaralı Parça	A, C, D ve F Parçaları	A, B, C, D ve F Parçaları

3.2. Bor İçeren (Ağırlıkça 2,05 B) Çelik Alaşımında Faz Dönüşüm Sıcaklık ve Sürelerinin Belirlenmesi

Döküm “Y” blokların kimyasal kompozisyonun standart çeliklerin kimyasal kompozisyonlarından farklı olması nedeniyle literatürde bulunan TTT diyagramlarının faz dönüşüm sıcaklıklarının belirlenmesi için birebir kullanımı mümkün değildir. Farklı miktarda bor ilaveli herbir alaşımın faz dönüşüm sıcaklıklarının tespit edilmesi maliyet ve zaman açısından pratik olarak mümkün olmadığı için ağırlıkça %2,05 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklıklarının tespiti dilatometre analizi ve JMatPro programı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

3.2.1. Ağırlıkça %2,05 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin dilatometre analizi ile belirlenmesi

Ağırlıkça %2,05 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklıklarının tespiti için ASTM A1033 [83] standardına uygun olarak hazırlanan numuneler üzerinde (Boy: 10mm $\pm$ 0,13 / Çap: 4mm $\pm$ 0,0025mm), Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezinde BAEHR marka deformasyon dilatometresi kullanılarak dilatometre analizi yapılmıştır. Dilatometre ünitesine girilen kimyasal kompozisyon doğrultusunda, östenitleme sıcaklığı 1050 °C olarak belirlenmiştir. Her bir numune, vakum altında 1 °C/sn ısıtma hızında olmak üzere, 1050 °C’de 1 saat süre ile östenitleme sonrası 75 °C/sn soğutma hızında 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 ve 700 °C sıcaklıklarına soğutulmuş ve bu sıcaklıklarda 22 saat süre ile tutulmuştur. Daha sonra numuneler 20 °C/sn hızında 50 °C sıcaklığa soğutulmuştur. Isıtma ve soğutma sırasında elde edilen veriler; zaman (sn), boyut değişimi (μ m), boyut değişimi (%) ile boyut değişimi (μ m) - sıcaklık (°C) ve zaman (sn) - mühendislik gerinimi değerleri elde edilmiştir. Dilatometre analizinde elde edilen değerleri kıyaslamak amacı ile JMatPro programı ile faz dönüşüm sıcaklık ve süreleri tespit edilmiştir.

3.2.2. Östenit tane boyutunun belirlenmesi

JMatPro programı kullanılarak numunelerin TTT ve CCT diyagramları teorik olarak hesaplanabilmektedir. Bunun için alaşımın kimyasal kompozisyonu ve östenit tane boyut verileri programa girilmesi gerekmektedir. Bor içermeyen ve farklı oranlarda

(ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren alaşımlarda atmosferik ortamda 1050 °C sıcaklıkta 60 dk süre ile bekletme ve ardından havada soğutma ile östenitleme işlemi yapılarak dağlama ile östenit tane boyutu ölçümü için hazırlanmıştır. Bu amaçla, bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren östenitlenmiş alaşımlara ait metalografik numuneler 10g potasyum metabisülfid ($K_2S_2O_5$) + 5g sodyum metabisülfid ($Na_2S_2O_5$) + 100ml su karışımı kullanılarak 15-30 sn aralığında dağlanmıştır (Beraha's tint etch) [84]. Dağlanmış numunelerde Leica DM5000M optik mikroskop kullanılarak ASTM E112 [85] standardına uygun östenit tane boyutu belirlenmiştir.

3.2.3. Ağırlıkça %2,05 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin JMatPro programı ile belirlenmesi

Dilatometre analizinde elde edilen değerleri kıyaslamak amacıyla JMatPro programı kullanılarak bor ilavesiz ve farklı oranlarda bor içeren alaşımların TTT ve CCT diyagramları çıkarılmıştır.

3.2.4. Ağırlıkça %1,18 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin pilot ısı işlemleri ile belirlenmesi

Dilatometre analiz sonuçları ve JMatPro programı ile elde edilecek TTT/CCT diyagramları öncesi ağırlıkça %1,18 bor içeren numunelere pilot ısı işlemler uygulanmıştır. Deneysel çalışmada kullanılan çelik alaşımın kimyasal kompozisyonuna yakın kimyasal kompozisyona sahip takım çelikleri ve martensitik paslanmaz çeliklerin TTT diyagramlarının yanı sıra Andrew'in empirik formülleri [2] temel alınarak östenitleme ve izotermal pilot ısı işlemleri yapılmıştır.

Tez çalışmasında, ağırlıkça %1,18 bor içeren numuneler atmosferik ortamda farklı sıcaklıklarda (800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 ve 1200 °C) 60 dk süre ile bekletme ve ardından oda sıcaklığında havada soğutulma sureti ile östenitleme işlemine tabi tutulmuştur. Numunelerin östenitleme sıcaklıkları, kritik sıcaklıklar için Andrew'in empirik formülleri, Eş. 3.1 ve Eş. 3.2 [2, 86, 87] referans alınarak belirlenmiştir.

$$Ac_1 = 723 - 10,7 \text{ Mn} - 16,9 \text{ Ni} + 29,1 \text{ Si} + 16,9 \text{ Cr} + 290 \text{ As} + 6,38 \text{ W} = 953,81 \text{ °C} \quad (3.1)$$

$$Ac_1 = 739 - 22 C + 2 Si - 7 Mn + 14 Cr + 13 Mo + 13 Ni + 20 V = 849,91 ^\circ C \quad (3.2)$$

Bu östenitleme işleminde, 60 dk sürede optimum sıcaklık 1050 °C olarak tespit edilmiştir. Ağırlıkça %1,18 bor içeren numunelere, atmosferik ortamda 1050 °C sıcaklıkta 60 dk süre ile östenitleme sonrası 300 °C sıcaklığa sahip ve %50 KNO₃ + %50 NaNO₃ karışımından oluşan tuz banyosunda, farklı sürelerde (0,5, 1, 3, 6, 9, 12, 18, 24, 27 ve 30 saat) izotermal ısıtım işlemi uygulanmıştır. İzotermal işlem sıcaklığı, kritik sıcaklıklar için Andrew'in empirik formülü Eş. 3.3 [2, 86] referans alınarak belirlenmiştir.

$$M_s = 539 - 423 C - 30,4 Mn - 12,1 Cr - 17,7 Ni - 7,5 Mo = 189,72 ^\circ C \pm 25 ^\circ C \quad (3.3)$$

İzotermal işlem süresi, benzer kimyasal kompozisyonlara sahip çeliklerin (D2 takım çeliği ve 440B paslanmaz çelik) zaman sıcaklık dönüşüm diyagramları [88] referans alınarak belirlenmiştir.

3.2.5. Östenitleme ısıtım işlemi

Östenitleme ısıtım işlemi ile polimorfik dönüşüm olan “α” (ferrit) > “γ” (östenit) dönüşümü, sementit, karbürler, nitürler, metaller arası bileşikler östenit içinde çözünür ve östenit taneleri yeniden kristalleşir. Su verme işlemi öncesi östenitin yapısal özelliği (kimyasal kompozisyon, tane boyutu ve östenitin homojenliği) çeliğin sertleşebilirlik üzerinde belirgin etkisi bulunmaktadır. Yukarıda bahsedilen bu faktörler ise karbon miktarı, alaşım elementlerinin miktarı ve cinsi, su verme sıcaklığı, östenitleme sıcaklığı ve sürelerine bağlıdır [87].

Östenitleme sırasında yüksek oranda karbonun ferrit-karbür karışımından östenit fazına geçmesi amaçlanır. Bu sıcaklık gereken sıcaklıktan yüksek ise tane büyümesi nedeni ile su verme sonrası yüksek kırılgenliğe sebep olur ve parçada çatlaklar oluşur. Su verme sıcaklığı olabildiğince sabit tutulmalı ve östenitleme zamanı parçanın ısınması ve karbürlerin çözüneceği kadar yeterli sürede olmalıdır. Kalın plaka ve büyük taneye sahip olan karbürleri tamamen çözündürmek için daha uzun sürelerde östenitleme yapılması gerekmektedir. Örneğin, karbür oluşturu elementlere sahip çeliklerin östenitleme sıcaklığı “A₃” sıcaklığından yüksek olmalıdır. Östenitleme sıcaklık ve süresi yükseldikçe

kritik su verme sıcaklığı düşmekte; sertleşebilirlik yükselmektedir. Bunun sebebi karbür ve diğer inklüzyonların yeni çekirdeklenme alanları oluşturmalarıdır [87].

Uzun östenitleme süresi, östenit tanelerinde büyümeye neden olur. Perlit dönüşümü östenit tane sınırlarında başlar ve östenit tane sınırlarında büyüme ise kritik su verme hızını düşürerek çeliğin sertleşebilirliğini artırır [87].

Östenitleme işleminin çeliklerin sertleşebilirlik üzerindeki önemli etkisi literatürde [4, 87, 89-91] detaylı olarak açıklanmıştır.

Bu çalışmada, bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren numunelere atmosferik ortamda 1050 °C sıcaklıkta 60 dk süre ile bekletme ve ardından havada soğutma ile östenitleme işlemi uygulanmıştır. Bor ilavesiz ve farklı oranlarda bor içeren çentiksiz darbe test numuneleri, atmosferik ortamda yapılacak östenitleme işlemi öncesi 40 µm kalınlığında bakır ile kaplanarak dekarburizasyon etkisi elimine edilmiştir.

3.2.6. İzotermal ısıl işlem

Literatürde beynit oluşumu yeniden oluşma (reconstructive) veya yer değiştirme (displacive) olmak üzere iki şekilde açıklanmaktadır. Yeniden oluşma; beynit oluşumu/büyümesi, ötektoid bozulma sırasında ferrit ve sementit kenarlarından östenitin içine doğru difüzyonsuz olarak gerçekleşir. Bu açıklamaya göre, dönüşüm kinetiği ara yüzeyde oluşan çıkıntı (ledge) hareketi ile orantılıdır ve bu dönüşüm bütünüyle karbonun difüzyonu ile kontrol edilir. Yer değiştirme; östenitten ferrit alt birimi oluşur ve ferritin karbonca yoğunlaşması yer değiştirme mekanizması ile gerçekleşir. Karbonun östenite difüzyonu daha sonra gerçekleşen bir dönüşümdür. Bu sebeple, genel dönüşüm kinetiği ferrit alt biriminde çekirdeklenmeye bağlıdır [87].

Beynit dönüşümü perlit ve martensit dönüşümlerinin arasında oluşur. Bu dönüşümün yapısı ve kinetiği perlit difüzyonu ve difüzyonsuz oluşan martensit difüzyonu ile gerçekleşir. Beynit dönüşümü sonucunda mikroyapı “ α ” fazı (ferrit) ve karbürlerden oluşur. Beynit dönüşüm mekanizmaları; “ γ ” (östenit) > “ α ” (ferrit) dönüşümünde birim hücrenin yeniden düzenlenmesi, karbonun yeniden dağılımı, karbürlerin çökmesi şeklindedir. Birçok araştırmacı, ferritin östenitten çökmesinin martensitik mekanizma ile

gerçekleştğini savunmaktadır. Bunun sebebi olarak kalıntı östenitin yapı içinde bulunması, alt beynit ve martensitin birbirine morfolojik olarak benzemesi ve üst beynitin düşük karbonlu martensite benzemesi gösterilmektedir [87].

Beynitik dönüşümün perlit ve martensit dönüşümüne benzemesinin sebebi ise aşağıda verildiği şeklide açıklanmaktadır; demir atomlarının difüzyon hareketi beynit dönüşüm aralığında neredeyse tamamen baskılanmaktadır. Sonraki aşamada “ γ ” (östenit) > “ α ” (ferrit) dönüşümü perlit dönüşümü baskılandığı için daha zordur. Fakat karbon difüzyonun aktif olması karbürlerin çökmesine neden olur. Martensit plakalarına benzer şekilde, “ γ ” faz kristalleri coherent olarak büyür. Fakat “ α ” faz plakaları daha yavaş oluşmaktadır. Bu durum, ortalama sıcaklık aralığında “ α ” fazının karbonca fakir “ γ ” fazından çökmesinden kaynaklanmaktadır. Bu nedenle, “ α ” faz kristallerinin büyüme hızı karbonca fakirleşen bölgede karbonların difüzyonuna bağlıdır. Sonuç olarak, östenit içindeki martensit başlangıç sıcaklığı artar ve martensit dönüşümü (“ γ ” > “ α ”) M_s üzerinde gerçekleşir. Martensit dönüşümünün başlarında karbon yoğunluğu değişmez, yalnızca birim hücre değişir ve aşırı doymuş “ α ” çözeltisi oluşur. Karbür çökmesi “ γ ” > “ α ” dönüşümünden sonra başlar [87].

Üst beynit ve alt beynitin belirgin ayrımı beynit oluşum sıcaklığının üst ve alt kısmında oluşmasıyla mümkündür. Endüstriyel uygulamalarda 350 °C sınır sıcaklığı kullanılmaktadır. Üst beynit tüy (feathery), alt beynit ise iğnemsî (acicular) bir yapıya sahiptir ve bu morfoloji martensite benzemektedir. Üst beynit ve alt beynit karbon difüzyonundaki farklılıktan kaynaklanmaktadır. Elektron mikroskop analiz sonuçlarına göre, üst beynitin yapısı düşük karbonlu çeliklerde meydana gelen martensite, alt beynitin yapısı ise yüksek karbonlu çeliklerde meydana gelen martensite benzemektedir. Üst beynitte, karbürlerin çıtaların arasına ve çıtaların içinde teşekkül etmesi karbürlerin direkt olarak östenitten çökeldiğini doğrularken, alt beynitte ise karbürlerin ferrit fazı içinde oluşması karbür oluşumunun aşırı doymuş karbon çözeltisinden meydana geldiğini doğrulamaktadır. Hem üst hem alt beynitte ferrit fazı içinde yüksek yoğunluklu dislokasyon mevcuttur. Karbür, üst beynitte sementit, alt beynitte ise “ ϵ ” karbür şeklinde bulunur. İzotermal bekleme süresi arttıkça karbürün sementite dönüşümü artar [87].

Deneysel çalışmada, ağırlıkça %2,05 bor içeren numunelere yapılan dilatometre analizi sonucu faz dönüşüm sıcaklık ve süreleri elde edilememiştir. Bu nedenle JMatPro programı

ile elde edilen TTT/CCT diyagramları dikkate alınarak farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren numunelere 1050 °C sıcaklıkta 60 dk süre ile östenitleme sonrası 390 °C sıcaklıkta 24 saat, 96 saat ve 168 saat sürelerde izotermal ısıt işlemleri yapılmıştır (Çizelge 3.4).

Çizelge 3.4. Ağırlıkça %0,5-5,0 bor içeren numunelere uygulanan izotermal ısıt işlemler

Isıl İşlem No	Sıcaklık	Süre (Saat)
1	390 °C ± 10 °C	24
2	390 °C ± 10 °C	96
3	390 °C ± 10 °C	168

3.3. Metalografik Çalışmalar

Çizelge 3.5. Metalografik çalışmalarda kullanılan dağlayıcı listesi

Dağlayıcı Adı	Kimyasal Bileşimi	Süre	Referans
Nital (%2-10)	2-10 ml HNO ₃ (Nitrik Asit) 98-90 ml C ₂ H ₅ OH (Etil Alkol)	10sn - 5dk.	[92] (ASTM E407-07)
Pikral (%4)	4gr C ₆ H ₃ N ₃ O ₇ (Pikrik Asit) 96ml C ₂ H ₅ OH (Etil Alkol)	25sn - 3dk.	[92] (ASTM E407-07)
Viella	1gr C ₆ H ₃ N ₃ O ₇ (Pikrik Asit) 5ml HCl (Hidroklorik Asit) 100ml C ₂ H ₅ OH (Etil Alkol)	<35 sn	[92] (ASTM E407-07)
-	10ml HNO ₃ (Nitrik Asit) 3ml HCl (Hidroklorik Asit) 10ml FeCl ₃ 77ml C ₂ H ₅ OH (Etil Alkol)	<35 sn	[92]
Kalling	5gr CuCl ₂ 100ml HCl (Hidroklorik Asit) 100ml C ₂ H ₅ OH (Etil Alkol)	<60 sn	[92] (ASTM E407-07)
Ralph	100ml H ₂ O 200ml C ₂ H ₅ OH (Etil Alkol) 100ml HCl (Hidroklorik Asit) 2gr CuCl ₂ 7gr FeCl ₂ 5ml HNO ₃ (Nitrik Asit)	<60 sn	[92] (ASTM E407-07)
Glyceregia	15ml HCl (Hidroklorik Asit) 10ml Gliserol 5ml HNO ₃ (Nitrik Asit)	-	[92] (ASTM E407-07)

Bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren işlemsiz ve ısıt işlem uygulanmış alaşımlara ait metalografik numuneler, “Y” blok dökümlerden Şekil 3.2’ye göre tel erozyonu yöntemi ile çıkarılmıştır. “Y” blok üzerinden alınan “E” kodlu parça

10x10x10mm boyutlarında abrasif kesme cihazı kullanılarak 3 parçaya bölünmüş ve 2 numaralı numunenin taralı bölgesi mikroyapı analizinde kullanılmak üzere bakalite alınmıştır. Metalografik numuneler, sırasıyla 120-1200 numaralı su zımparaları ile zımparalanmış ve sonra 6 µm ve 3 µm elmas süspansiyon ile parlatılmıştır.

Optik mikroskop ve elektron tarama mikroskobu incelemeleri yapmak amacıyla, Çizelge 3.5'te verilen dağlayıcılardan, işlemsiz ve ısıtılmış işlem görmüş numuneler için Ralph dağlayıcı seçilmiştir. Mikroyapı incelemelerinde Leica DM5000M marka optik mikroskop ve Jeol JEM 6060 LV marka elektron tarama mikroskobu kullanılmıştır. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren işlemsiz ve ısıtılmış işlem görmüş alaşımlara ait metalografik numunelerin mikroyapıları optik mikroskopta ve elektron tarama mikroskobunda farklı büyütme oranlarında gözlemlenmiştir.

XRD analizi metalografik numuneler üzerinde Bruker D8 marka XRD cihazında, 40 kV ve 40 mA monokromatik Cu-K α ışını kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numune yüzeylerinden iki teta (2θ) 5°-80° aralığında 0,02 °/sn hızla tarama yapılmıştır.

3.4. Karbür/Borür Oranlarının Belirlenmesi

Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” Blok Dökümlerine ait metalografik numuneler üzerinde Leica DM5000M optik mikroskop kullanılarak karbür/borür yüzde oranları belirlenmiştir. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” blok dökümlerine ait metalografik numunelerin herbiri için 10 farklı alandan ölçümler yapılmış ve bu değerlerin ortalamaları alınmıştır. Karbür/borür oranlarının belirlenmesinde ASTM E1245 [93] standardı esas alınmıştır.

3.5. Sertlik Ölçümleri

Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren işlemsiz ve ısıtılmış işlem görmüş alaşımlara ait makro sertlik ölçümleri, zımparalama işlemi tamamlanmış metalografik numuneler üzerinde Emco Test Duravision 2000 model sertlik testi cihazı kullanılarak yapılmıştır. Her bir numune için 5 farklı noktadan ölçülen sertlik değerlerinin ortalaması alınmış ve deneysel bulgular kısmında verilmiştir. Optik mikroyapı çalışmalarından sonra, metalografik numunelerin mikrosertlik testleri QNESS Q30M serisi test cihazında

gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümlerinde, her bir numune için 5 farklı noktadan ölçülen mikrosertlik değerlerinin ortalaması alınmıştır.

3.6. Darbe Testi

Bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren alaşımlara ait darbe testi numuneleri, “Y” blok dökümlerden Şekil 3.2’ye göre tel erozyonu yöntemi ile çıkarılmıştır. “Y” bloktan A, C, D ve F konumlu parçalardan alınan darbe testi numuneleri, ASTM E23 [94] standardında belirtilen ölçülere göre (10x10x55mm) hazırlanmıştır. Bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren işlemsiz ve ısıtılmış işlem görmüş darbe testi numuneleri Instron-WolpertPW30 model test cihazında darbe testine tabi tutulmuştur. Darbe testi işleminde, bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren işlemsiz ve ısıtılmış işlem görmüş her bir alaşım için 4 adet darbe testi yapılmış ve ortalama değerler alınmıştır.

3.7. Aşınma Testi

Bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5 - 5,0) bor içeren alaşımlara ait aşınma testi numuneleri, “Y” blok dökümlerden Şekil 3.2’ye göre tel erozyonu yöntemi ile çıkarılmıştır. “Y” bloktan A, C, D ve F konumlu parçalardan darbe testi numunelerinin uç kısımlarından ASTM G99 [95] standardına uygun olarak 10x10x25 mm boyutlarında aşınma testi numuneleri hazırlanmıştır. Bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren işlemsiz ve izotermal ısıtılmış işlem görmüş aşınma testi numunelerine “pin on disk” tipi aşınma testi yapılmıştır. Aşınma testi 10 N yük, 220 kum alümina zımpara, her bir bor içeriği için 5 numuneye 40 metre kayma mesafesinde 1,5 m/s kayma hız parametreleri kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Aşınma testi işleminde, bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren işlemsiz ve ısıtılmış işlem görmüş her bir alaşım için 4 adet aşınma testi yapılmış ve ortalama değerler alınmıştır. Test öncesi ve sonrası ağırlık farkları hesaplanarak numunelerde aşınma kayıpları elde edilmiştir.



4. DENEYSEL ÇALIŞMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. “Y” Blok Dökümlerin Bor Analizi

Farklı oranlarda bor ilavesi yapılmış “Y” blok dökümlerin bor analizi, bor analiz tekniklerinden yaş yöntem ile yapılmıştır. Çizelge 4.1’de görüleceği üzere çelik alaşımında tasarlanan bor miktarı ile ilaveden sonra alaşımın içerdiği bor miktarı, bor kayıpları dikkate alınmasına rağmen farklı gerçekleşmiştir. Bu farklılık, ferro bor miktarının %40’ı indüksiyon ocağında, %30’u sıvı alaşımın ocaktan potaya alınması sırasında ve geriye kalan %30’u potadan kalıba dökümü sırasında sıvı alaşıma ilave edilmesi işleminde sıvı alaşım sıcaklığı, ferro bor partikül boyut dağılımı, ilave ve bekletme süresi gibi parametrelerinin kontrolünde yaşanan zorluklardan kaynaklanmıştır.

Çizelge 4.1. “Y” blok dökümlerinde tasarlanan ve gerçekleşen bor oranları

Tasarlanan Bor Oranı (Ağırlıkça %)	Gerçekleşen Bor Oranı (Ağırlıkça %)
0,5	0,48 ± 0,01
1,5	1,18 ± 0,01
2,0	2,05 ± 0,02
3,0	2,44 ± 0,03
4,0	3,10 ± 0,03
5,0	4,75 ± 0,10

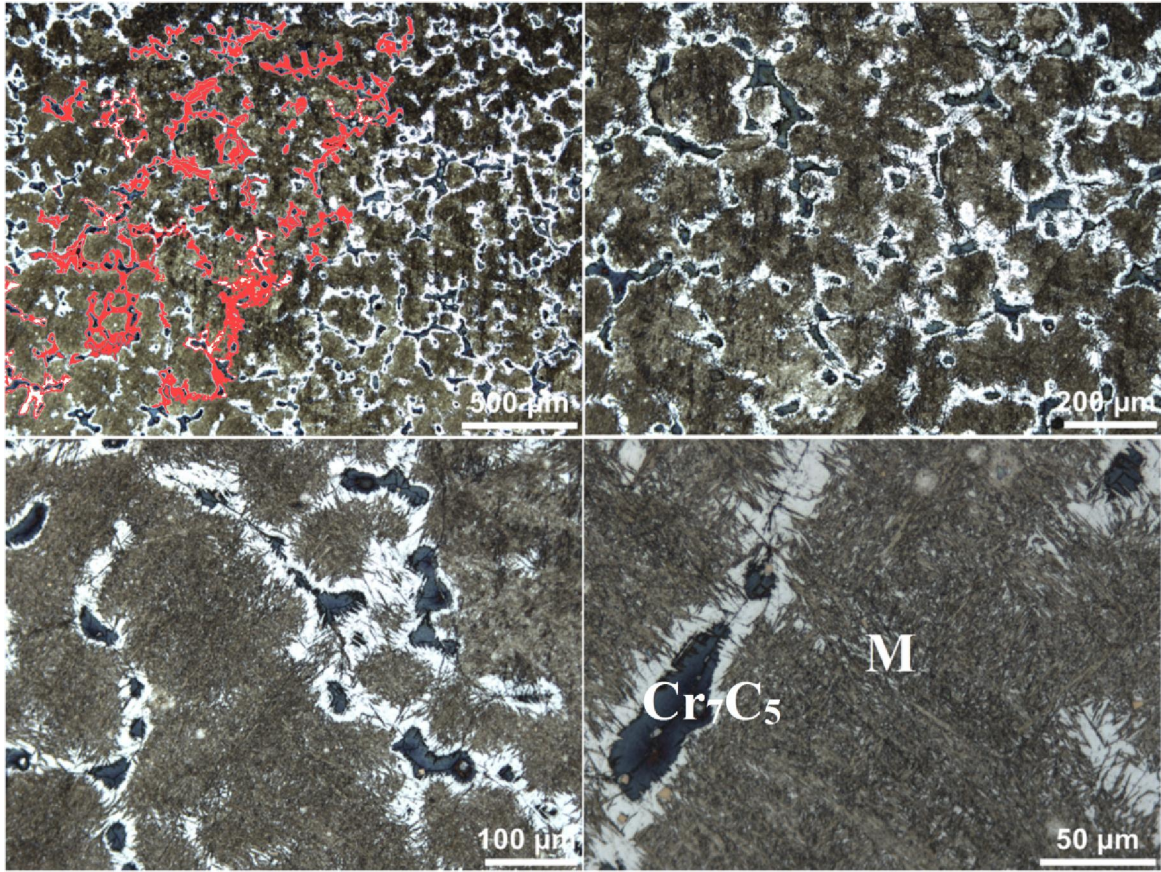
4.2. Mikroyapı Analizi

Bor içermeyen, farklı oranlarda (ağırlıkça %0,48 - 4,75) bor içeren ve ısıtıl işlem uygulanmış alaşımların mikroyapıları; optik mikroskop, SEM ve XRD/EDS ile analiz edilmiştir.

4.2.1. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” blok dökümlerin mikroyapısı

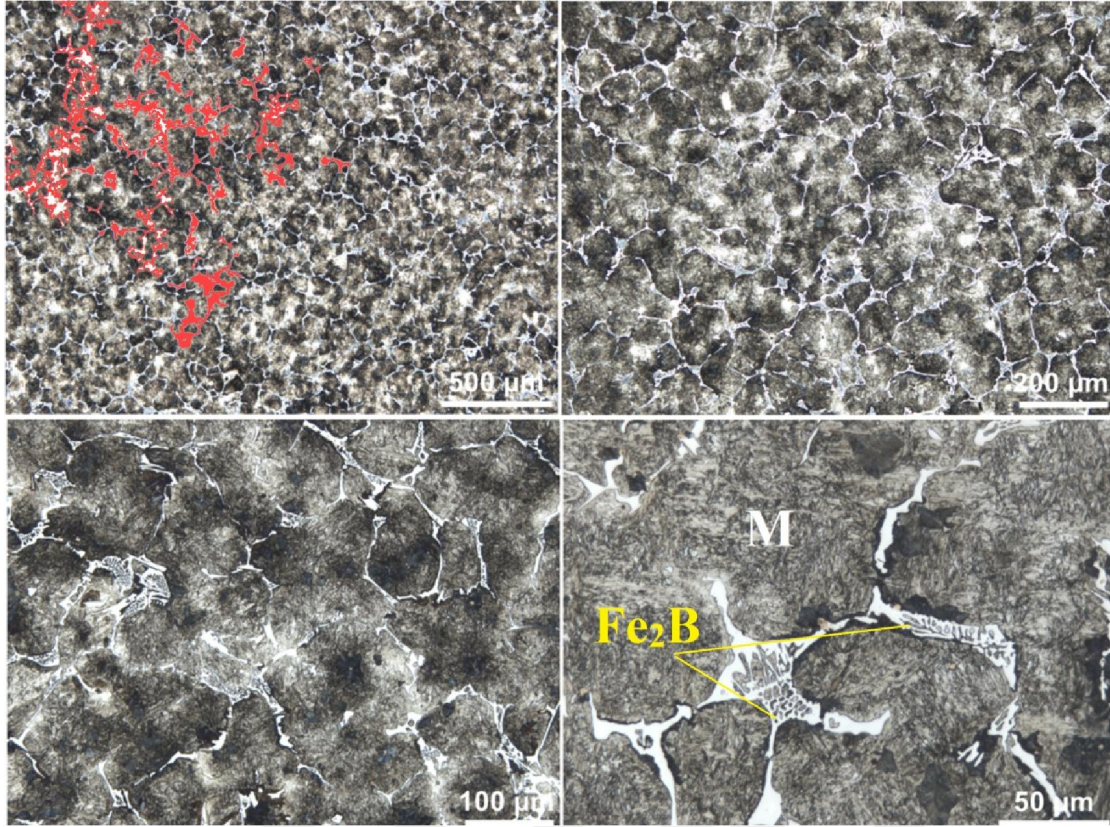
Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” blok dökümlerine ait işlemsiz metalografik numunelerin mikroyapıları optik mikroskopta ve elektron tarama mikroskobunda farklı büyütmelerde gözlemlenerek Resim 4.1 - Resim 4.8’de verilmiştir.

Bor içermeyen işlemsiz alaşımın mikroyapısı martensitik matris ve matris içinde dentritler arası ağ (network) şeklinde teşekkül etmiş sivri uçlu ve keskin köşeli ötektik krom karbürlerden meydana gelmiştir, Resim 4.1 - Resim 4.8. Alaşımın yüksek oranda alaşım elementleri (%11,65Cr ve %1,496Si) içermesi nedeniyle oda sıcaklığına soğuması sırasında martensitik matris oluşumu gerçekleşmiştir. Alaşıma bor ilaveleri, krom karbürlerde inceltme etkisi göstermiştir, Resim 4.2 - Resim 4.7.

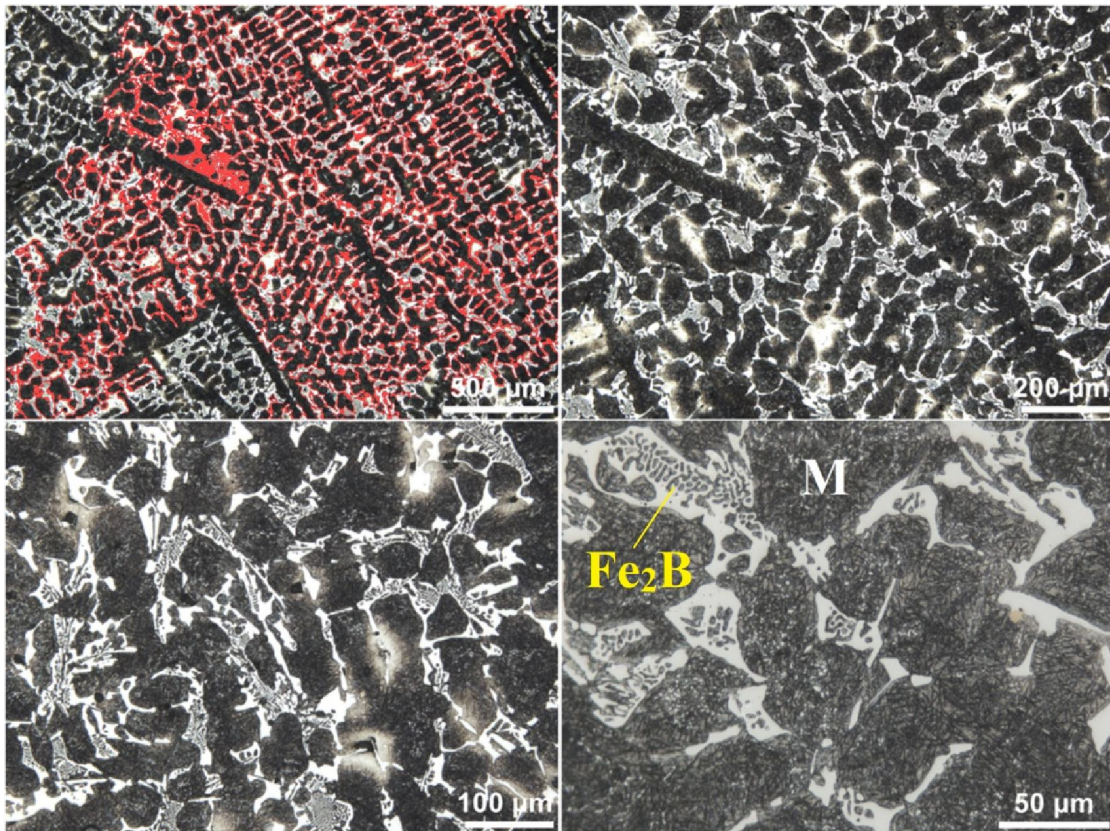


Resim 4.1. Bor ilavesi yapılmamış işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit

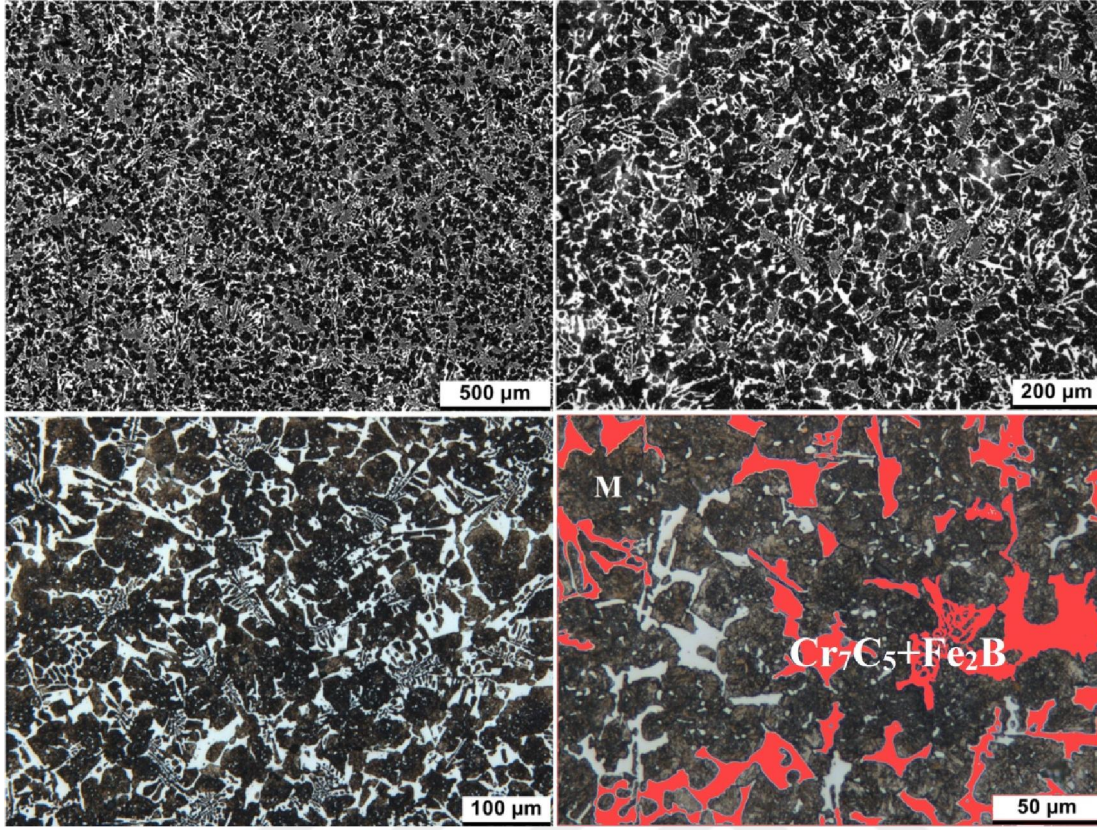
Alaşımında ağırlıkça %0,48-2,05 bor içeriği tane sınırlarında ağ şeklinde krom karbürler ile birlikte ötektik borürlerin oluşumunu sağlamıştır, Resim 4.2 - Resim 4.4. İlave olarak balık iskeleti (fishbone) şeklinde karbür/borürler meydana gelmiştir, Resim 4.8 b-d. Alaşımın ağırlıkça %2,44, %3,10 ve %4,75 bor içerikleri martensitik matriste ağ şeklinden farklı olarak rastgele dağılmış; çubuksu ve iğnemsî (rod/needle) karbür ve borürleri oluşturmuştur, Resim 4.5 - Resim 4.7 ve Resim 4.8 e-g. Karbür ve borürler matriste düzensiz dağılım sergilemiştir. Alaşımında bor miktarı arttıkça karbür/borürlerin dizilimi, hacim oranı ve geometrik şekillerindeki değişim özellikle elektron tarama mikroskopunda yapılan gözlemlerle daha net farkedilmektedir, Resim 4.8 e-g.



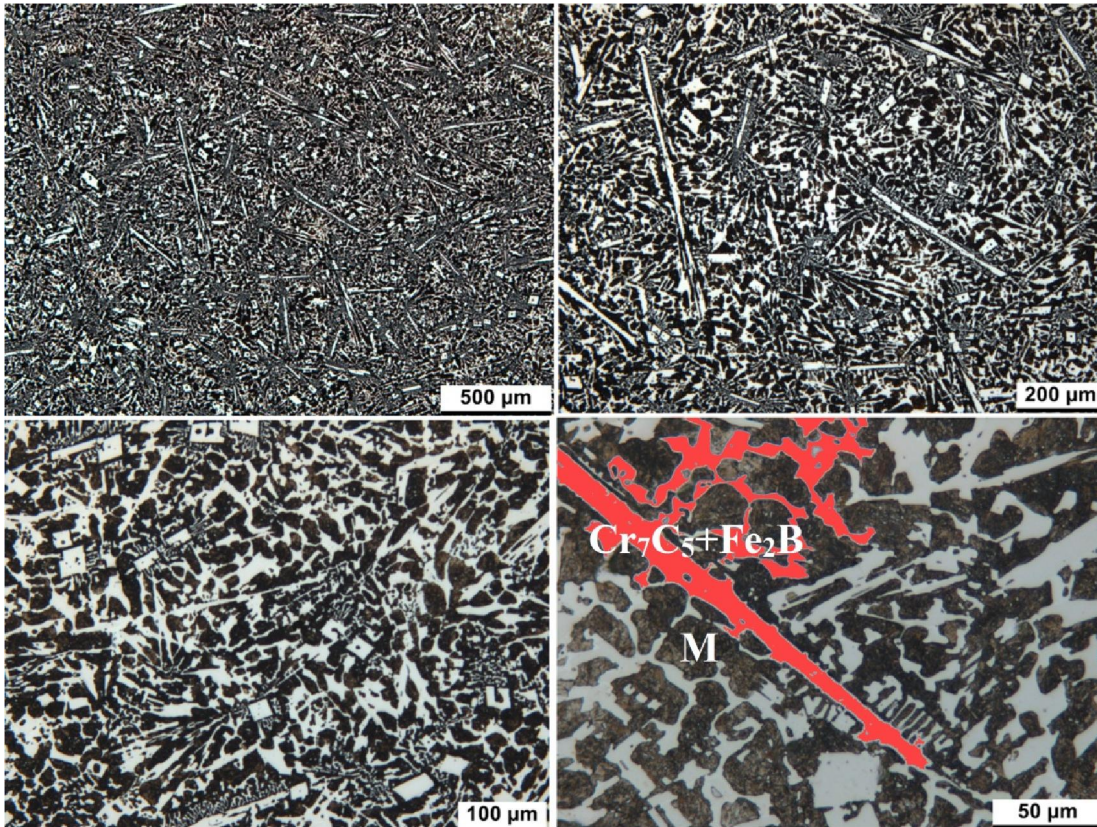
Resim 4.2. Ağırlıkça %0,48 bor içeren işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit



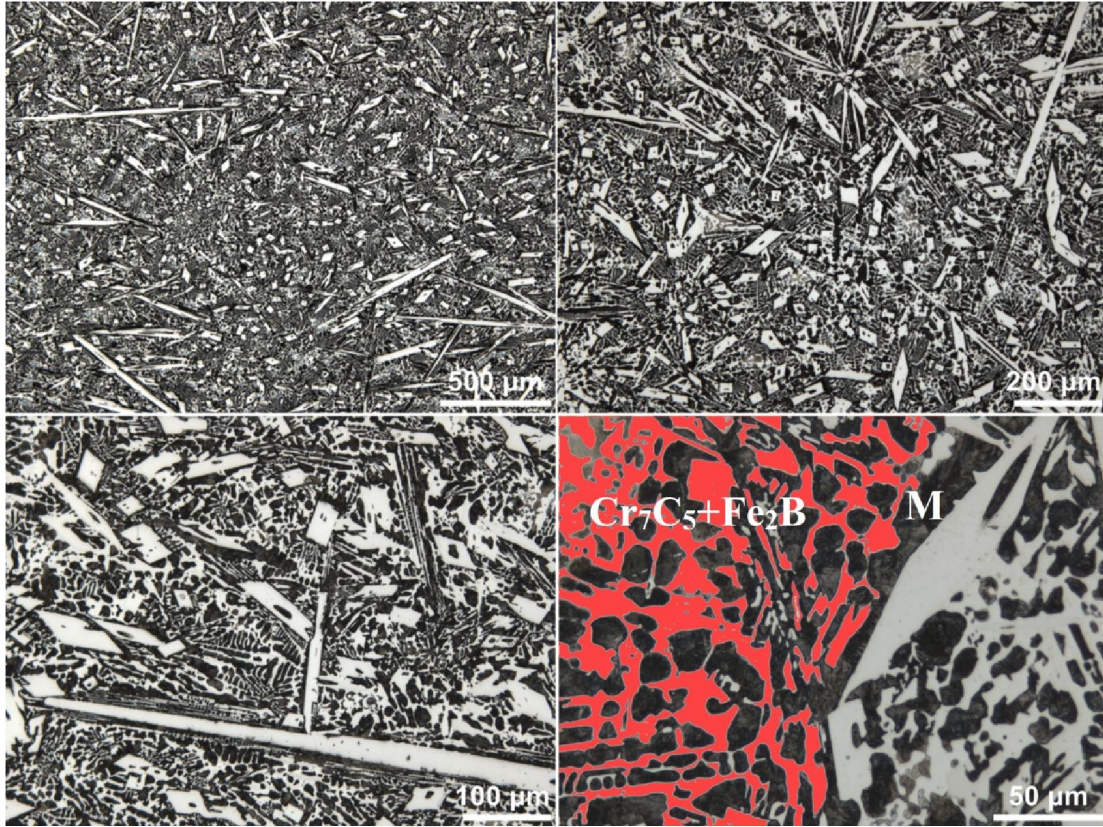
Resim 4.3. Ağırlıkça %1,18 bor içeren işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit



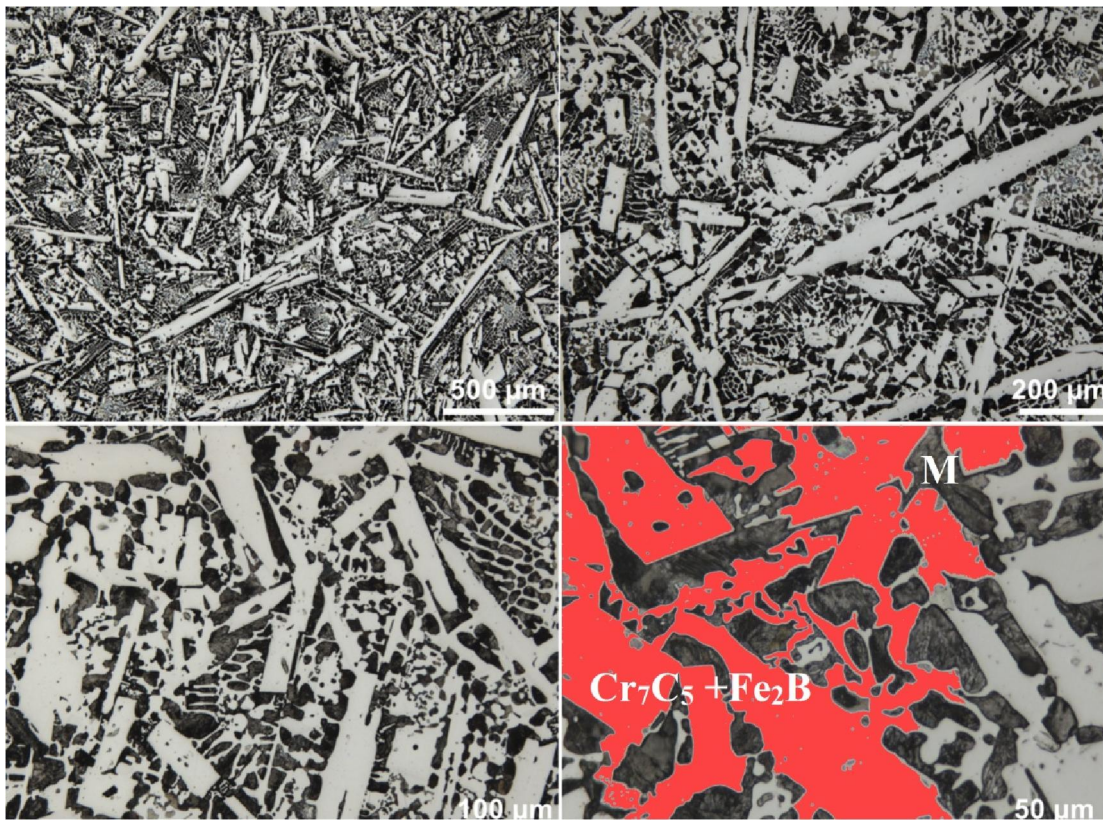
Resim 4.4. Ağırlıkça %2,05 bor içeren işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit



Resim 4.5. Ağırlıkça %2,44 bor içeren işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit



Resim 4.6. Ağırlıkça %3,10 bor içeren işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit



Resim 4.7. Ağırlıkça %4,75 bor içeren işlemsiz alaşımın mikroyapısı, M: Martensit

Matriste bulunan martensit çıtalrı daha yüksek büyötmelerde belirgin bir hâl almaktadır. İlave edilen bor miktarının artması ile aynı büyötmeye sahip olan mikroyapılardaki karbür/borür miktarları ve boyutlarındaki artış dikkat çekmektedir. Martensitik matriste rastgele dağılmış çubuksu ve iğnemsî (rod/needle) karbür/borürlerin oluşumu, bor içeriğinin ağırlıkça %2,05'ten %2,44'e artışında açık bir şekilde görölmektedir. Bor konsantrasyonu arttıkça karbür/borürlerin kalınlığı ve miktarı artmıştır, Resim 4.6, Resim 4.7 ve Resim 4.8 e-g.

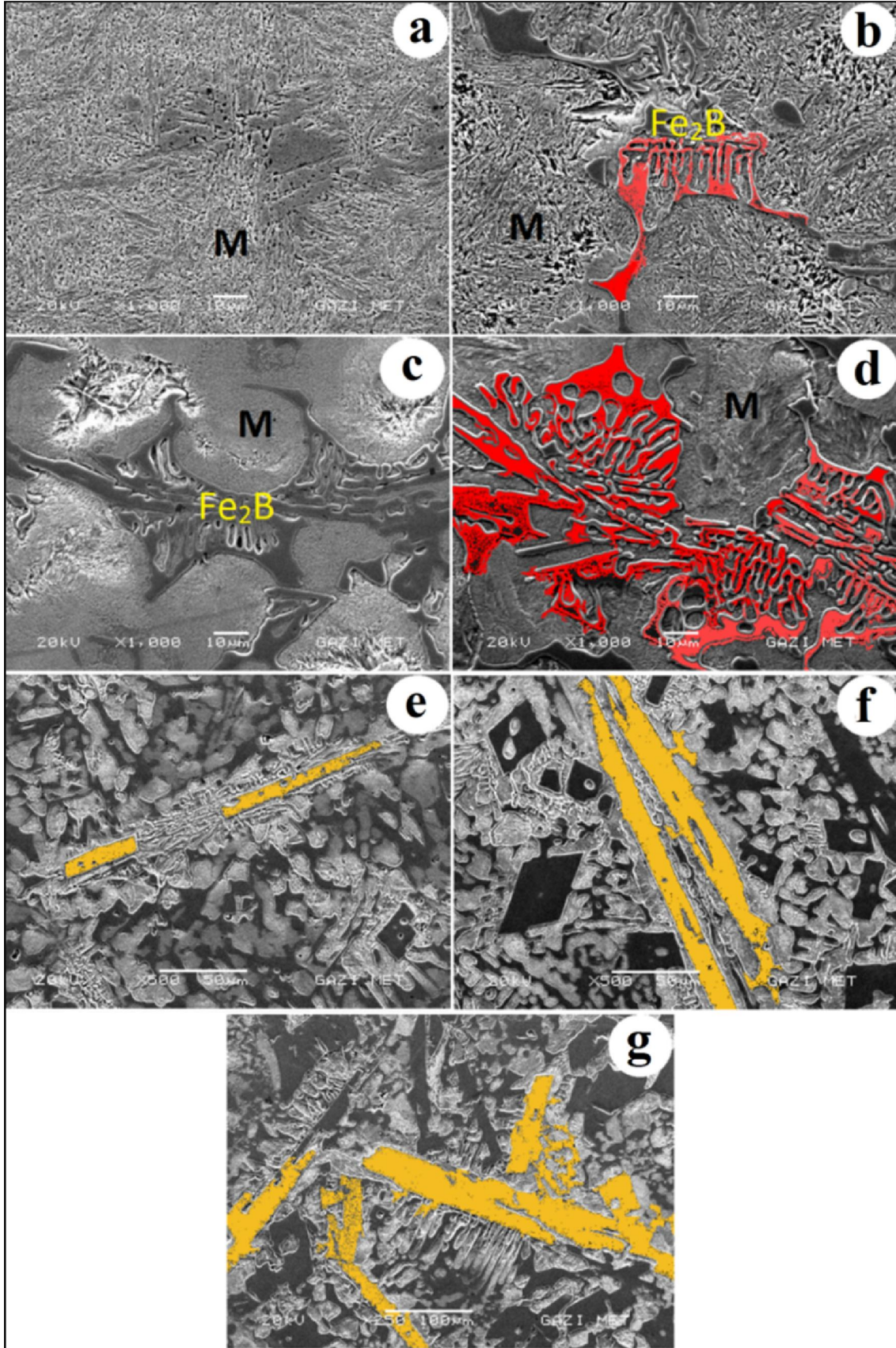
Alaşıma bor ilaveleri ile bor içermeyen alaşımanın mikroyapısında mevcut olan martensitik matrisi değıştirmemiştir. Ancak, ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeriklerinde oluşan karbür/borür oranının artması nedeniyle matris konumuna geçmiştir. Alaşımda bor miktarı arttıkça karbür/borürlerin boyutlarında da artış gözlemlenmiştir. Deneysel çalışmada kullanılan çelik döküm alaşımında bor oranına bağılı olarak meydana gelen karbür/borür dağılım ve şekilleri Çizelge 4.2'de verilmiştir.

Zhang ve diğeri [37] bor içermeyen çelik döküm alaşımanın mikroyapısında esas olarak martensitik matris ve martensitik matris ile birlikte düşük miktarda östenit bulunduğunu, Fe-Cr-B alaşımasının ağırlıkça %0,4 bor konsantrasyonunda tane sınırlarında ötektik fazın ağ şeklinde oluştuğunu, martensitik matrisin ise değışmediğini ve matriste düşük miktarda östenit olabileceğini açıklamıştır.

Çizelge 4.2. Bor oranına bağılı karbür/borür dağılım ve şekillerindeki değışim

Bor Oranı (Ağırlıkça %)	Karbür/Borür Dağılımı	Oluşan Karbür/Borür Şekilleri
-	Ağ Şeklinde	-
%0,48	Ağ Şeklinde	İskelet Şeklinde
%1,18	Ağ Şeklinde	İskelet Şeklinde
%2,05	Ağ Şeklinde	İskelet Şeklinde
%2,44	Dağılık/Düzensiz	Çubuk Şeklinde
%3,10	Dağılık/Düzensiz	Çubuk Şeklinde
%4,75	Dağılık/Düzensiz	Çubuk Şeklinde

Deneysel çalışmada kullanılan çelik alaşıma benzer kimyasal kompozisyonlara sahip yüksek bor ve Cr içeren çelik döküm alaşımlar üzerinde yapılan diğeri çalışmalarda [10, 73, 74, 79, 81, 96], mikroyapının martensitik matris ve matris içinde dendritlerarası ağ (network) şeklinde teşekköl etmiş ötektik borürler ve krom karbürlerden oluştuğı belirtilmiştir.



Resim 4.8. İşlemsiz çelik döküm alaşımında farklı bor oranlarında mikroyapı; a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B, (M: Martensit)

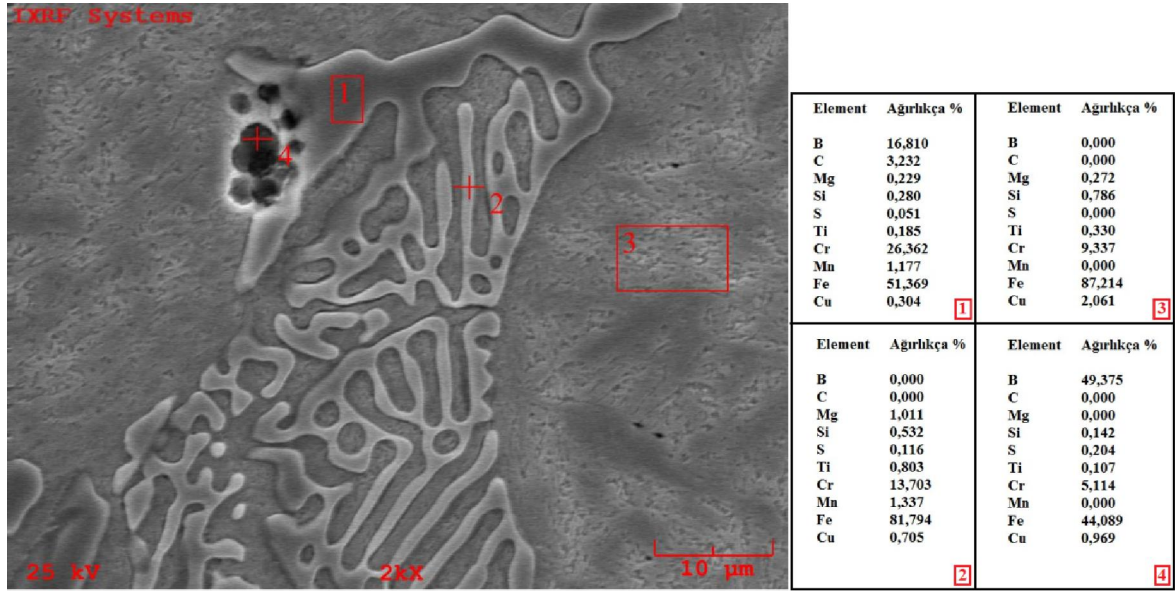
Tez çalışmasında, bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren alaşımların mikroyapısında kalıntı östenit belirgin olarak ayırım yapılması mümkün değildir. Bu durumun, dağlama sonrası kalıntı östenitin renklenmemesinden kaynaklanmaktadır.

Egorov ve Sapozhnikov [8], ağırlıkça %0,39 C ve %5,0 B içeren çelik alaşımında rastgele dağılmış kalın, çubuksu ve iğnemsî (rod/needle) karbür ve borürlerin oluştuğunu vurgulamıştır. Sude Ma ve Jianjun Zhang [37], Fe-Cr-B alaşımının katılaşması dendritik matris ve dendritik matriste ağ şeklinde dendritlerarası M_2B borürleri ürettiğini açıklamışlardır.

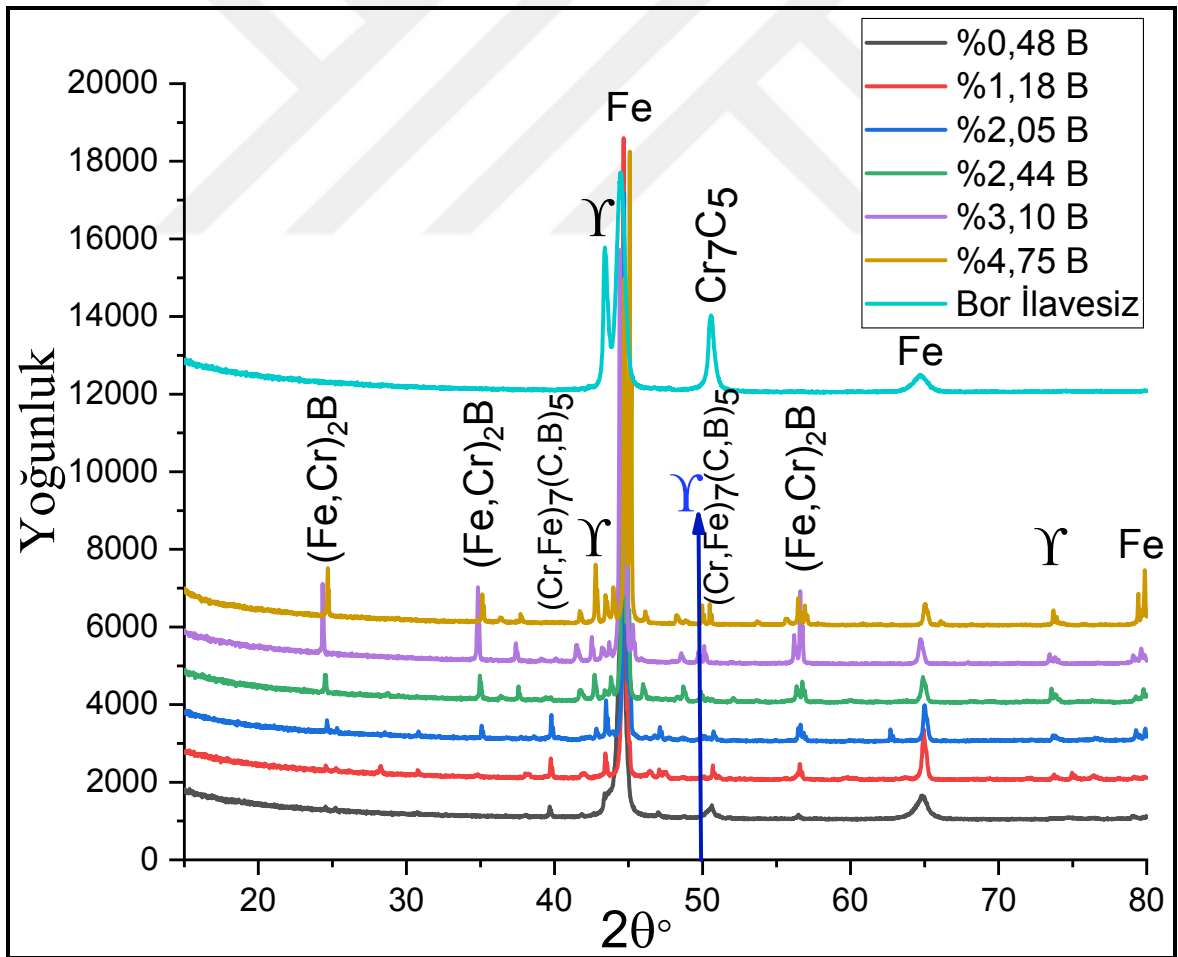
Tez çalışmasında yüksek bor içeren çelik alaşımın mikroyapısı üzerine elde edilen sonuçlar birçok araştırmacının [9, 10, 72-74, 79, 81] elde ettiği sonuçlar ile son derece uyum sağlamaktadır. Metalografik analizde tespit edilen bor oranına bağlı karbür/borürlerin dağılım ve geometrik şekilleri (Çizelge 4.2), Zhuang ve diğerleri [97] tarafından benzer kimyasal bileşime ve bor oranlarına sahip çelik döküm alaşımlarında gözlemlenen karbür/borür dağılım ve geometrik şekilleri ile son derece uyumludur.

4.2.2. EDS ve XRD analizi

Ağırlıkça %1,18 bor içeren “Y” blok döküme ait numunenin EDS analiz bölgeleri Resim 4.9’da verilmiştir. 1 numaralı bölgede bulunan karbürde ağırlıkça %16,8 B, %26,362 Cr elementleri, 2 numaralı bölgede bulunan karbürde ağırlıkça %13,7 Cr tespit edilmiştir. 3 numaralı bölgede matristen alınan sonuçlara göre %9,3 Cr ve 4 numaralı karbürden alınan bölgede %49,3 B ve %5,1 Cr mevcuttur. EDS analiz sonuçlarına göre yapıda bulunan karbürlerin B ve Cr elementlerince zengin olduğu ve bazı karbürler içinde bu elementlerin birbiri içinde çözündüğü görülmektedir. EDS analizindeki bulgular, farklı araştırmacıların [72, 79, 98] yaptığı deneysel çalışma sonuçları ile örtüşmektedir. Cr elementinin Fe_2B borürün içinde bulunan Fe ile yer değiştirerek M_2B türü (M: Fe, Cr) karbür oluşumuna neden olduğu EDS çizgisel analizleri ve XRD analizleri sonucunda tespit edilmiştir.



Resim 4.9. %1,18 bor içeren numunenin EDS analiz bölgeleri



Şekil 4.1. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren numunelerin XRD analiz sonuçları

Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren numunelerin XRD analiz sonuçları Şekil 4.1’de verilmiştir. XRD analiz sonuçlarına göre mikroyapıda 25°, 35° ve 57°’de M_2B türü, 40° ve 52°’de $M_7(C,B)_5$ (M: Fe veya Cr) türü iki farklı karbür tespit edilmiştir. 44° (110), 65° (200) ve 82° (211)’de α -Fe belirlenirken 43° (111) ve 50° (200) östenit fazı saptanmıştır. Yapıyı oluşturan α -Fe fazının kafes parametre değeri 2,8662 nm olarak hesaplanmış olup bu değer martensitin sahip olduğu 2,895 nm kafes parametre değerine yakındır [73]. Bu çalışmada elde edilen XRD sonuçları literatürde [99, 72, 79] benzer kimyasal kompozisyonlara sahip çelik döküm alaşımlarında elde edilen XRD sonuçları ile örtüşmektedir.

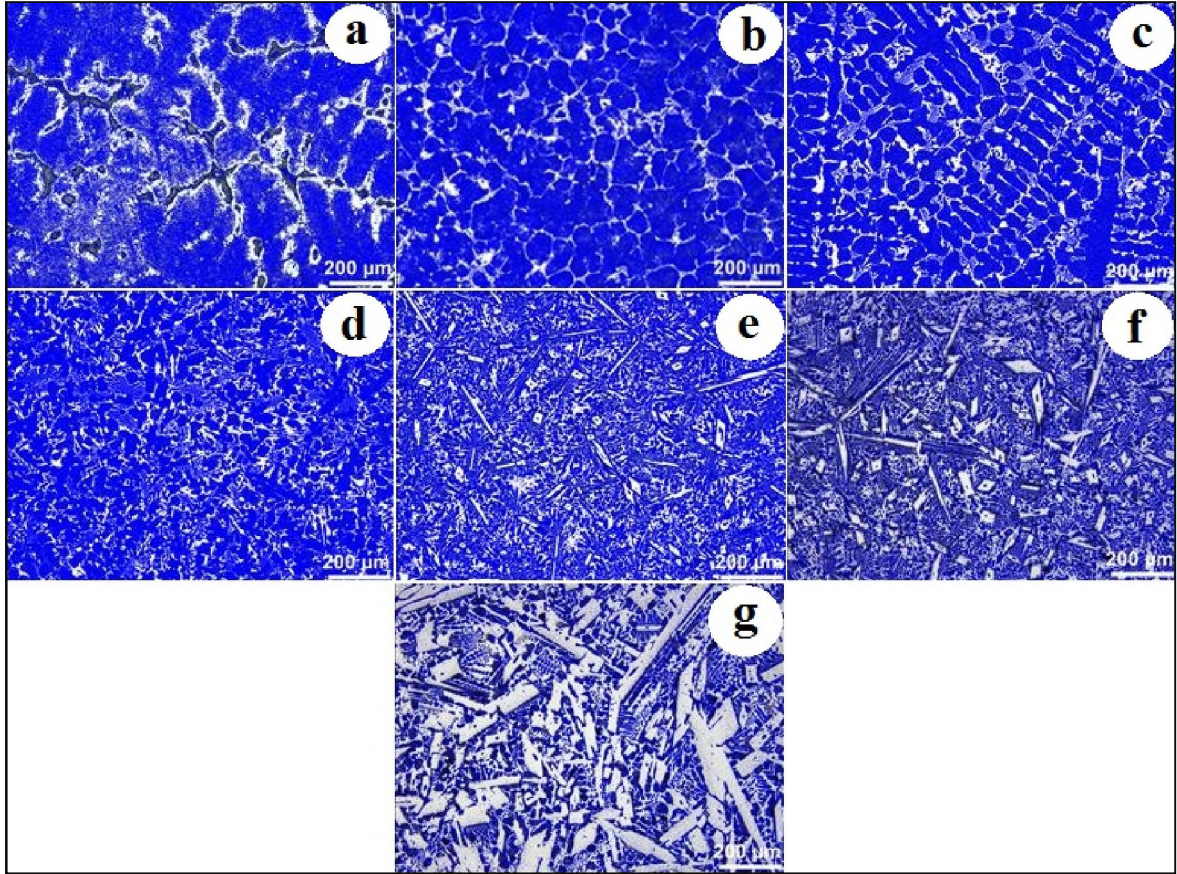
4.2.3. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” blok dökümlerin karbür/borür oranları

Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” Blok Dökümlerine ait metalografik numunelerin herbiri için (Resim 4.10) mikroyapıda 10 farklı bölgeden alınan görüntüler ile karbür/borür oranları belirlenmiş ve bu değerlerin ortalamaları alınmıştır. Karbür/borür oranları Çizelge 4.3’te ve Şekil 4.1’de verilmiştir.

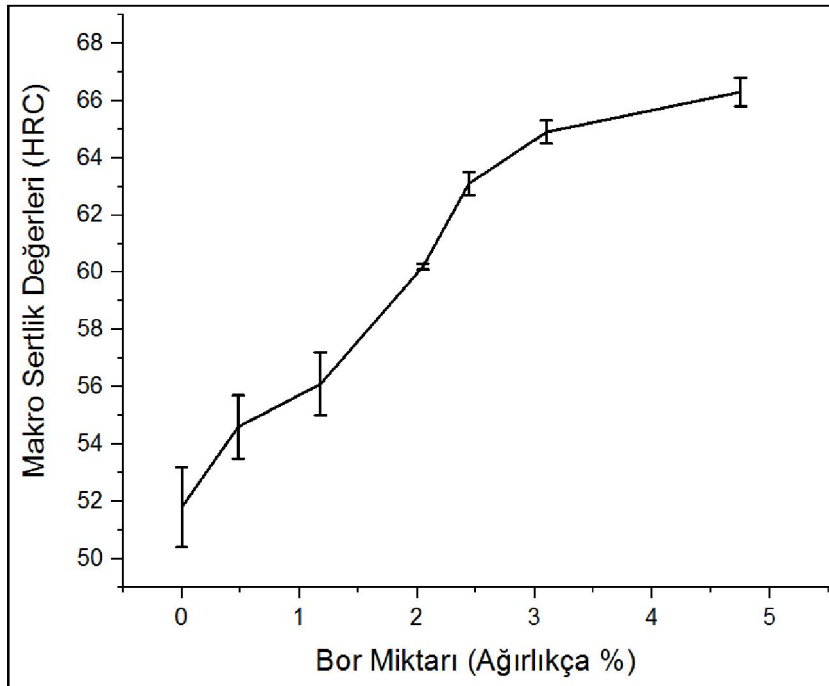
Bor ilavesiz alaşımların krom karbür (Cr_7C_5) / matris oranı %25 olarak belirlenmiştir. Çizelge 4.3 ve Şekil 4.2’den görülebileceği üzere alaşımların bor konsantrasyonu arttıkça matrise göre karbür/borür oranı sürekli olarak artmıştır. Ağırlıkça %0,48 bor içeren alaşımda karbür/borür oranı %27 değeri ile bor ilavesiz alaşıma göre %2 oranında artış göstermiştir. Karbür/borür oranı ağırlıkça %1,18, %2,05 ve %2,44 bor içeren alaşımlarda artmaya devam ederken %3,10 ve %4,75 bor içeren alaşımlarda sırasıyla %60 ve %69 değerleri ile en yüksek seviyelere yükselmiştir. Ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeren alaşımlarda karbür/borürler matris konumunu almıştır.

Çizelge 4.3. İşlemsiz numunelerin bor oranına bağlı karbür/borür dağılımı

Bor Oranı (Ağırlıkça%)	Karbür/Borür Oranı (%)
-	%25 ± 5
%0,48	%27 ± 4
%1,18	%36 ± 5
%2,05	%38 ± 3
%2,44	%42 ± 6
%3,10	%60 ± 3
%4,75	%69 ± 4



Resim 4.10. Faz analizinde kullanılan çelik döküm alaşımlarının mikroyapıları, a) Bor ilavesiz, b) %0,48B, c) %1,18B, d) %2,05B, e) %2,44B, f) %3,10B, g) %4,75B



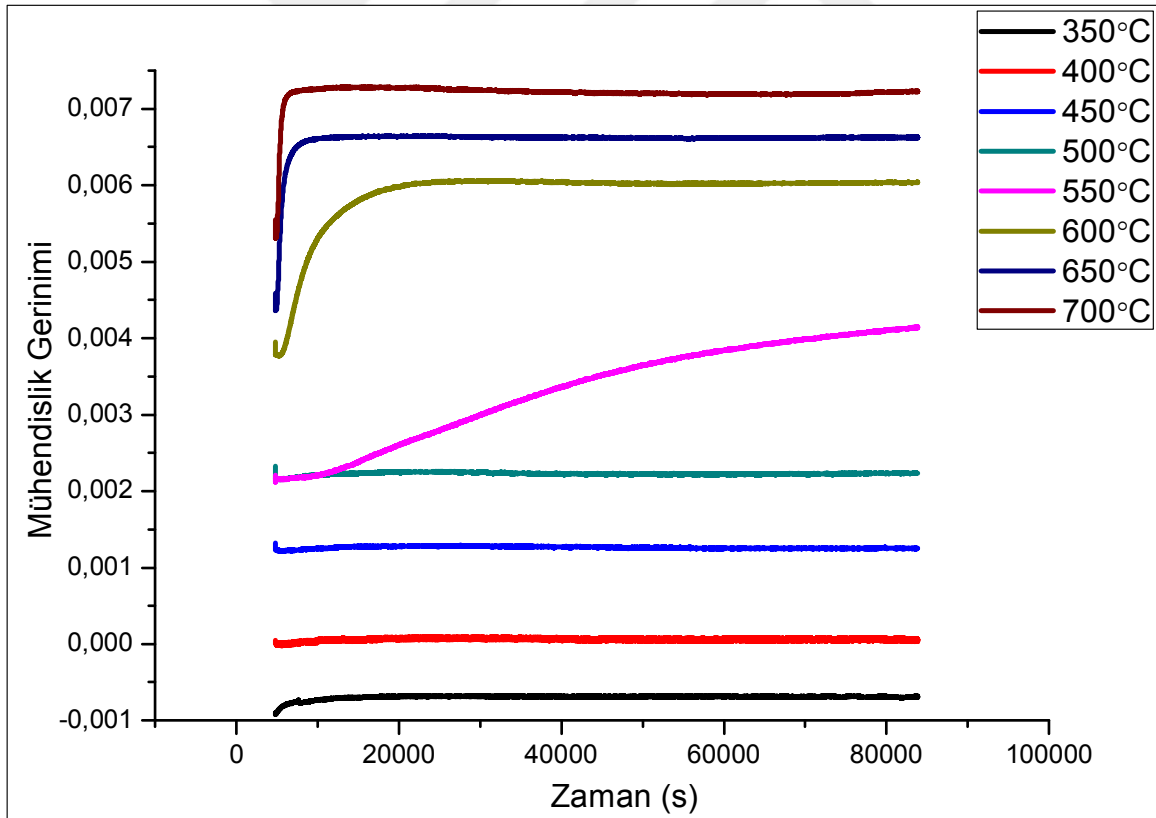
Şekil 4.2. İşlemsiz numunelerin karbür/borür %oranları

Deneysel çalışmada, sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımın içerdiği bor miktarı arttıkça karbür/borür oranının arttığı sonucu elde edilmiştir. Bu sonuç literatürde farklı araştırmacılar [73, 97] tarafından da tespit edilmiştir.

4.3.Ağırlıkça %2,05 Bor İçeren Alaşımın Dilatometre Analizi

Ağırlıkça %2,05 bor içeren numunenin dilatometre analizi ile elde edilen veriler kullanılarak mühendislik gerinimi-zaman (Şekil 4.3), boyut değişimi-sıcaklık (Şekil 4.4) ve gerinim-sıcaklık arasındaki ilişki grafiği (Şekil 4.5) çıkarılmıştır.

Şekil 4.3'te görülebileceği üzere 550 °C ve 600 °C sıcaklıklarında bir faz dönüşümünün gerçekleştiği, ancak 550 °C sıcaklıkta başlayan faz dönüşümünün sona ermediği belirlenmiştir.

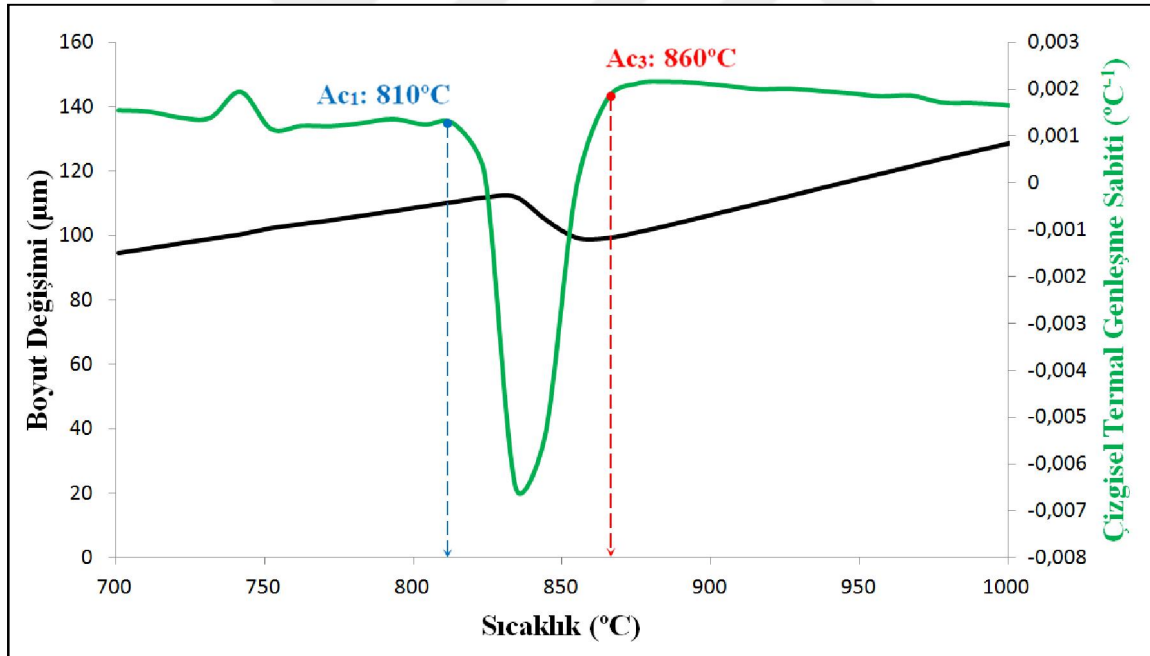


Şekil 4.3. %2,05 bor içeren numunenin mühendislik gerinimi/zaman grafiği

Dilatometre analizi sonucu elde edilen sıcaklık ile boyut değişimi ve çizgisel termal genişleme sabiti ilişkisi Şekil 4.4'te verilmiştir. Bu ilişki verilerinden ağırlıkça %2,05 bor

içeren numunenin Ac_1 ve Ac_3 kritik sıcaklıkları belirlenmiştir. ASTM A1033 [83] standardına göre; sıcaklık arttıkça numunedeki gerininin Ac_1 sıcaklığına ulaşınca kadar artacağı belirtilmektedir. Ac_1 sıcaklığına ulaşıldığında, östenit fazının oluşmaya başlaması sebebi ile numune sıcaklığı artmasına rağmen (dilatometre testi sırasında numune ısıtılmaya devam edilmektedir) gerininin azalmaya başlamaktadır. Ferrit fazının östenit fazına dönüşümünün bittiği sıcaklık olan Ac_3 sıcaklığına ulaşıldığında numunenin artan sıcaklığı ile birlikte azalma eğiliminde olan numune gerinininde artış görüldüğü belirtilmektedir (Şekil 4.4, siyah renkli eğri).

Bu bilgiler doğrultusunda test edilen numunenin Ac_1 ve Ac_3 kritik sıcaklıkları belirlenebilmektedir. Bu çalışmada, ağırlıkça %2,05 bor içeren numunenin, ASTM A1033 [83] referans alınarak Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları sırası ile 830 °C ve 860 °C olarak tespit edilmiştir.



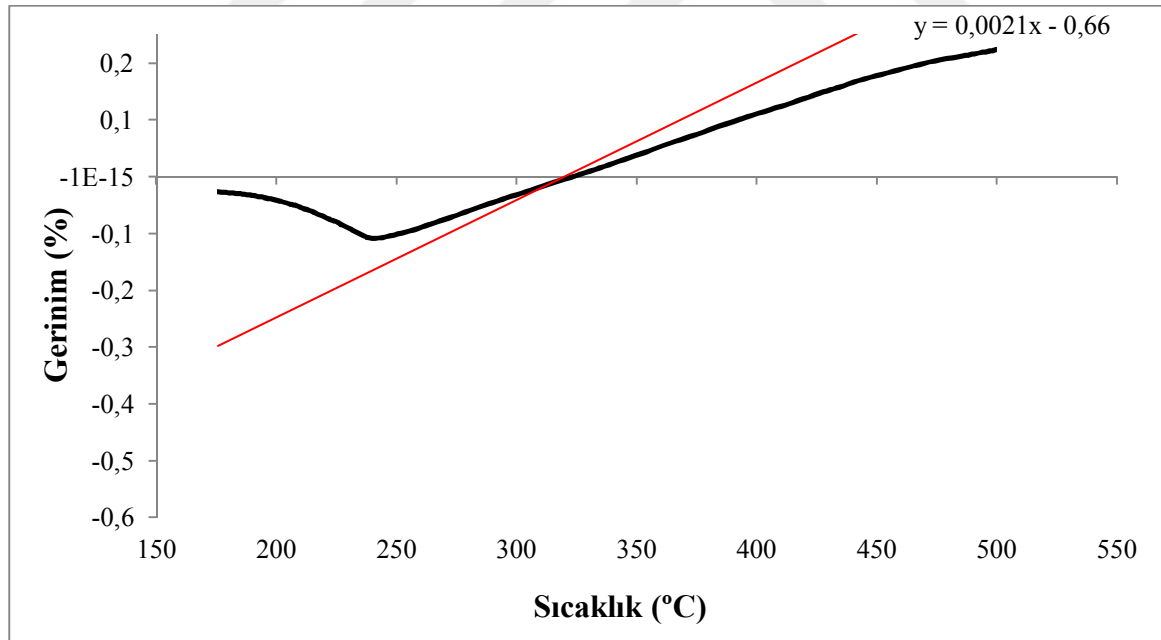
Şekil 4.4. Ağırlıkça %2,05 bor içeren numunedeki sıcaklığa bağlı boyut değişimi (siyah renkli eğri) ve çizgisel termal genleşme sabiti (yeşil renkli eğri)

Liu ve diğerleri [100] ise sıcaklığa bağlı çizgisel termal genleşme sabitindeki değişimi kullanarak Ac_1 ve Ac_3 kritik sıcaklıklarını belirlemişlerdir. Eş. 4.1'de verilen formül ile elde edilen çizgisel termal genleşme sabiti kullanılarak ağırlıkça %2,05 bor içeren numunenin Ac_1 ve Ac_3 sıcaklıkları sırasıyla 810 °C ve 860 °C olarak tespit edilmiştir (Şekil 4.4).

$$\alpha_{\text{çizgisel}} = \frac{1}{L_T} + \frac{dL_T}{dT} \quad (4.1)$$

- $\alpha_{\text{çizgisel}}$: Çizgisel termal genleşme sabiti
- L_T : Numunenin uzunluğu (mm)
- dL_T : Numunenin uzunluğundaki değişim (mm)
- dT : Sıcaklık (°C)

Yang ve Bahdeshia [101], gerilim-gerinim eğrisinde akma dayanımının tespitinde kullanılan dengeleme metodunu (offset method) dikkate alarak Eş. 4.2, Eş. 4.3 ve Eş. 4.4'te verilen denklemler doğrultusunda %gerinim ekseninden çizilen dengeleme çizgisi ile M_s sıcaklığını belirlemişlerdir. Bu çalışmada, Yang ve Bhadeshia'nın dengeleme metodu kullanılarak ağırlıkça %2,05 bor içeren numunenin dilatometre analizinde elde edilen veriler kullanılarak mühendislik gerinim ile sıcaklık arasında ilişkinin verildiği Şekil 4.5'e göre martensit başlangıç sıcaklığı 305 °C olarak belirlenmiştir.



Şekil 4.5. %2,05 bor içeren numunede sıcaklık ile gerinim ilişkisi (M_s sıcaklığı)

$$\alpha_a = 0,28664 + \frac{[(a_{Fe}-0,0279 X_C^a)^2 (a_{Fe}+0,2496 X_C^a)] - a_{Fe}^3}{3a_{Fe}^2} - 0,003X_{Si}^a + 0,006X_{Mn}^a + 0,007X_{Ni}^a + 0,031X_{Mo}^a + 0,005X_{Cr}^a + 0,0096X_W^a \quad (4.2)$$

$$a_a = 0,3573 + \sum_{i=1}^n a_a w_i^y \quad (4.3)$$

$$\sum_{i=1}^n a_a w_i^y = 0,33w_C^y + 0,0095w_{Mn}^y - 0,002w_{Ni}^y + 0,006w_{Cr}^y + 0,031w_{Mo}^y + 0,018w_V^y$$

$$(1 + \varepsilon_0)^3 = a_V^{-3} [2Va_a^3 + (1-V)a_V^3] \quad (4.4)$$

- x_i^a : Ferrit fazı içinde bulunan elementin mol kesri (mole fraction)
- a_a : Ferrit kafes parametresi
- w_i^y : Ağırlık kesri
- V: Hacimce %1 martensit dönüşümü sonrası oluşan gerinim

4.3.1. Ağırlıkça %1,18 B içeren çelik döküm alaşımının farklı sıcaklıklarda östenitlenme sonucu

Farklı sıcaklıklarda östenitleme işlemi uygulanan ağırlıkça %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımının mikroyapıları Resim 4.11 ve 4.12’de verilmiştir. Östenitleme işleminde mikroyapı gözlemleri ile birlikte Çizelge 4.4’te verilen makro sertlik ölçümleri de dikkate alınmıştır.

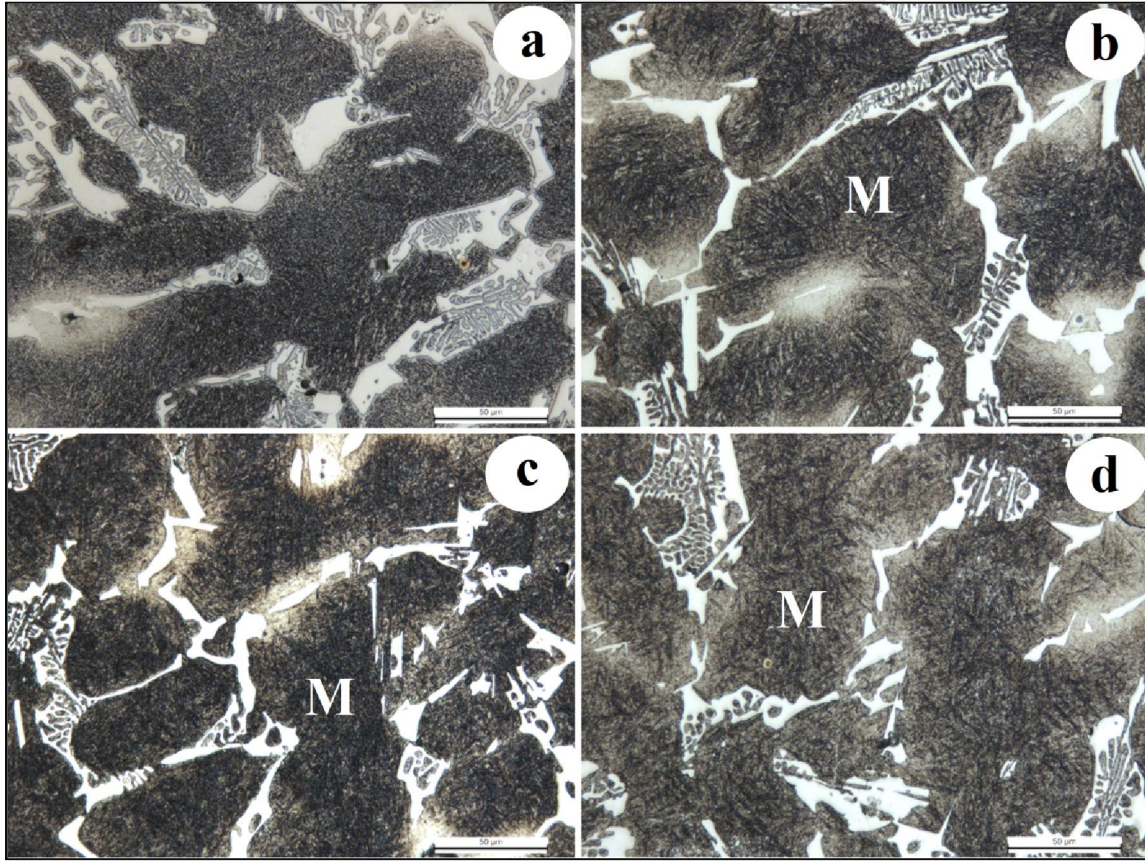
Çizelge 4.4. %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımının östenitleme sonrası sertlik değerleri

Östenitleme Sıcaklığı (°C)	Sertlik (HRC)
800	30,8 ± 0,7
850	45,6 ± 0,9
900	47,8 ± 0,8
950	52,6 ± 0,4
1000	55,7 ± 0,4
1050	57,7 ± 0,3
1100	60,7 ± 0,5
1150	61,9 ± 0,4
1200	37,1 ± 2,7

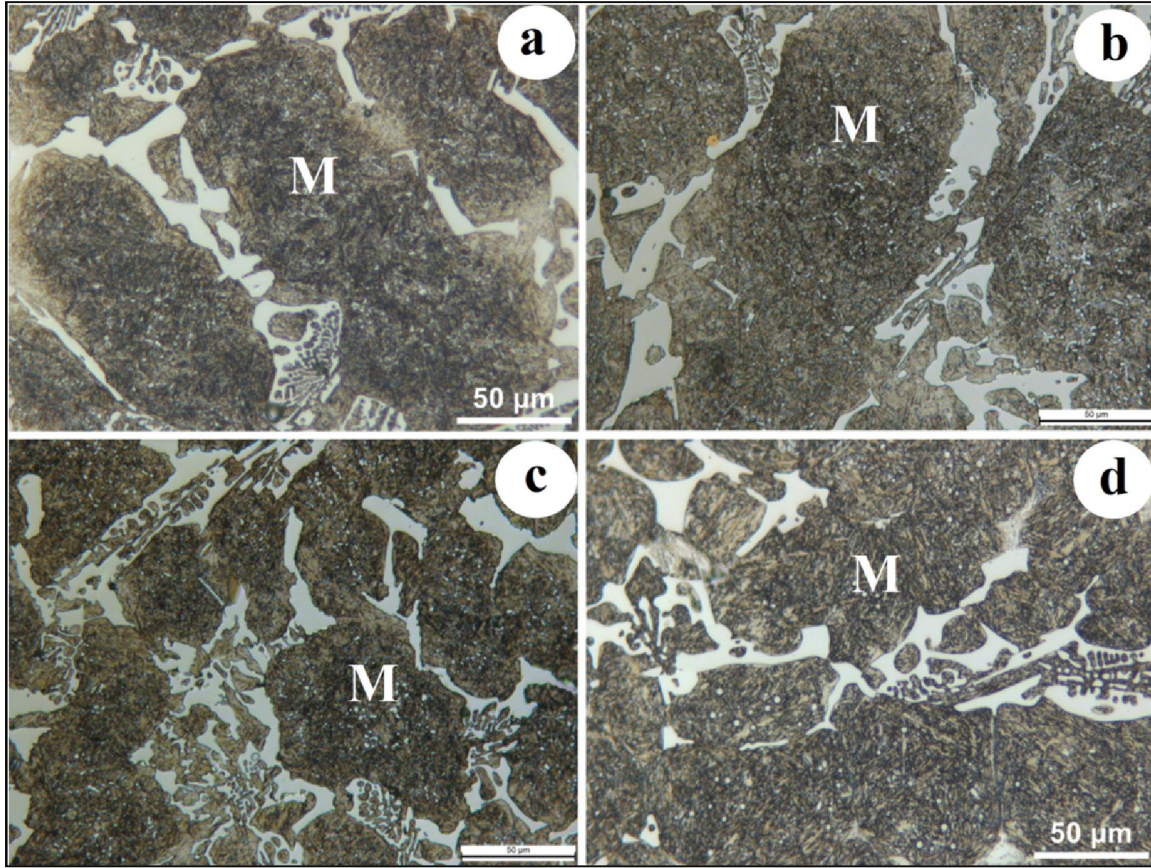
Ağırlıkça %1,18 B içeren çelik döküm alaşımının 800 °C sıcaklıkta östenitleme işlemi mikroyapıda martensitik matris üretmemiştir (Resim 4.11 - a). Bu durumu sertlik test sonuçları da (Çizelge 4.4, Şekil 4.6) desteklemektedir. 800 °C sıcaklığın östenitik bölgenin dışında veya alt sınırında kalması nedeniyle östenitlenmenin yeterli derecede

gerçekleşmediği düşünülmektedir. Matris tamamen östenite dönüşemediğinden mütevellit, martensitik matriste bozulma meydana gelmiştir. Yapılan bu tespiti makro sertlik değeri doğrulamaktadır.

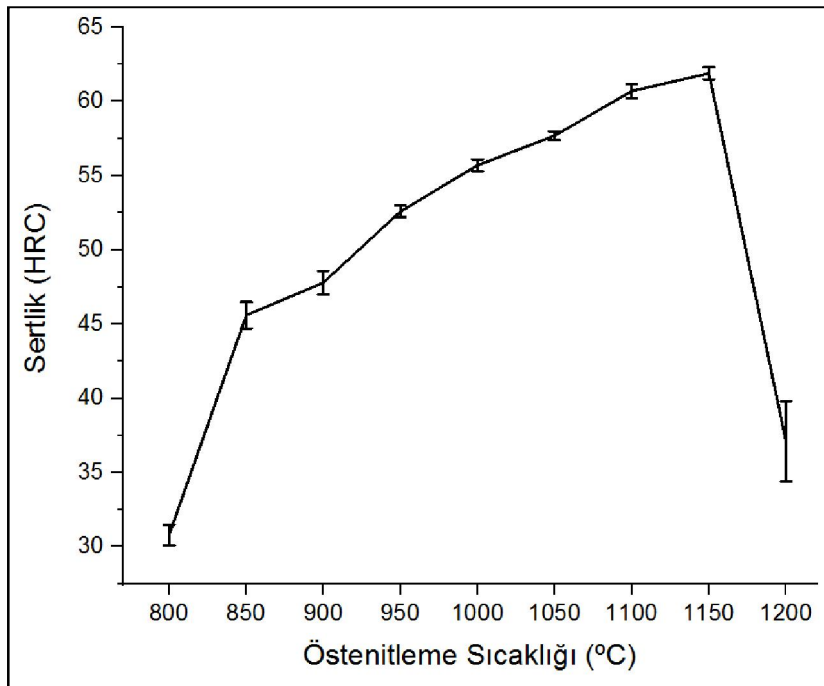
850, 900, 950 °C sıcaklıkta östenitlenmiş numunelerin (Resim 4.11, b-d) mikroyapısında martensitik yapı biraz daha belirgindir. Numunelerin sertlik değerlerindeki değişim göz önüne alındığında (Çizelge 4.4, Şekil 4.6) düşük sıcaklıklardaki östenitleme işleminin yetersiz olduğu görülmektedir. Östenitleme sırasında mikroyapı tamamen östenite dönüşmemesi sonucu oda sıcaklığında yapıda temperlenmiş martensit + kalıntı östenit ihtiva etmektedir. 800-950 °C sıcaklıkları arasında östenitlenmiş numunelerin karbür morfolojisi ve dağılımında herhangi bir farklılık gözlemlenmemiştir.



Resim 4.11. Farklı sıcaklıklarda östenitlenmiş %1,18 B içeren numunelerin mikroyapıları, a) 800 °C, b) 850 °C, c) 900 °C, d) 950 °C, M: Martensit



Resim 4.12. Farklı sıcaklıklarda östenitlenmiş %1,18 B içeren numunelerin mikroyapıları, a) 1000 °C, b) 1050 °C, c) 1100 °C, d) 1150 °C, M: Martensit



Şekil 4.6. %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımında östenitleme sıcaklığı ile sertlik arasındaki ilişki

Daha yüksek sıcaklıklarda (1000, 1050, 1100, 1150 °C) östenitlenmiş numunelerin mikroyapıları Resim 4.12’de verilmiştir. Östenitleme süresi sabit tutularak, sıcaklık arttırıldığında ağ şeklinde iskelete benzer yapıya sahip olan karbürlerde herhangi bir değişim gözlemlenmemiştir ve mikroyapıda martensitik yapı çok daha belirgin hale gelmiştir. 1000-1150 °C östenitleme sıcaklıkları 55,7-60,7 HRC aralığında sertlik değeri vermiştir, Çizelge 4.4. Bu değerler martensitik matrisin sertlik değerine tekabül etmektedir. Numunede 1200 °C östenitleme sıcaklığında ise şekil değişimi meydana gelmiş ve martensitik matris bozulmuştur. Bu durumu sertlik değerinde keskin düşüş doğrulamıştır. Yüksek östenitleme sıcaklıkları aşırı tane büyümesi ile karbürlerin büyümesi-parçalanması ve yapı içinde dağılması gibi mikroyapısal değişimlerden kaynaklanmaktadır [1, 2, 102]. Yukarıda elde edilen sonuçlara göre bu çalışmada kullanılan bor içeren çelik alaşımı için 1050 °C östenitleme sıcaklığının uygun olduğu kanaatine varılmıştır.

4.4. Östenit Tane Boyutu

Bor içermeyen ve farklı oranlarda (ağırlıkça %0,5-5,0) bor içeren alaşımlarda atmosferik ortamda 1050 °C sıcaklıkta 60 dk süre ile bekletme ve ardından havada soğutma ile östenitleme işlemi sonrası östenit tane boyutu ölçüm sonuçlarının Çizelge 4.5’ten görüleceği üzere, östenit tane boyutu bor içermeyen alaşımda 13,86 µm iken ağırlıkça %0,48 ile %2,44 arasında bor içeren alaşımlarda 17,22 µm ile 18,30µm aralığında gerçekleşmiştir (Resim 4.13). Artan bor içeriği ile östenit tane boyutu dikkate değer bir artış göstermemiştir.

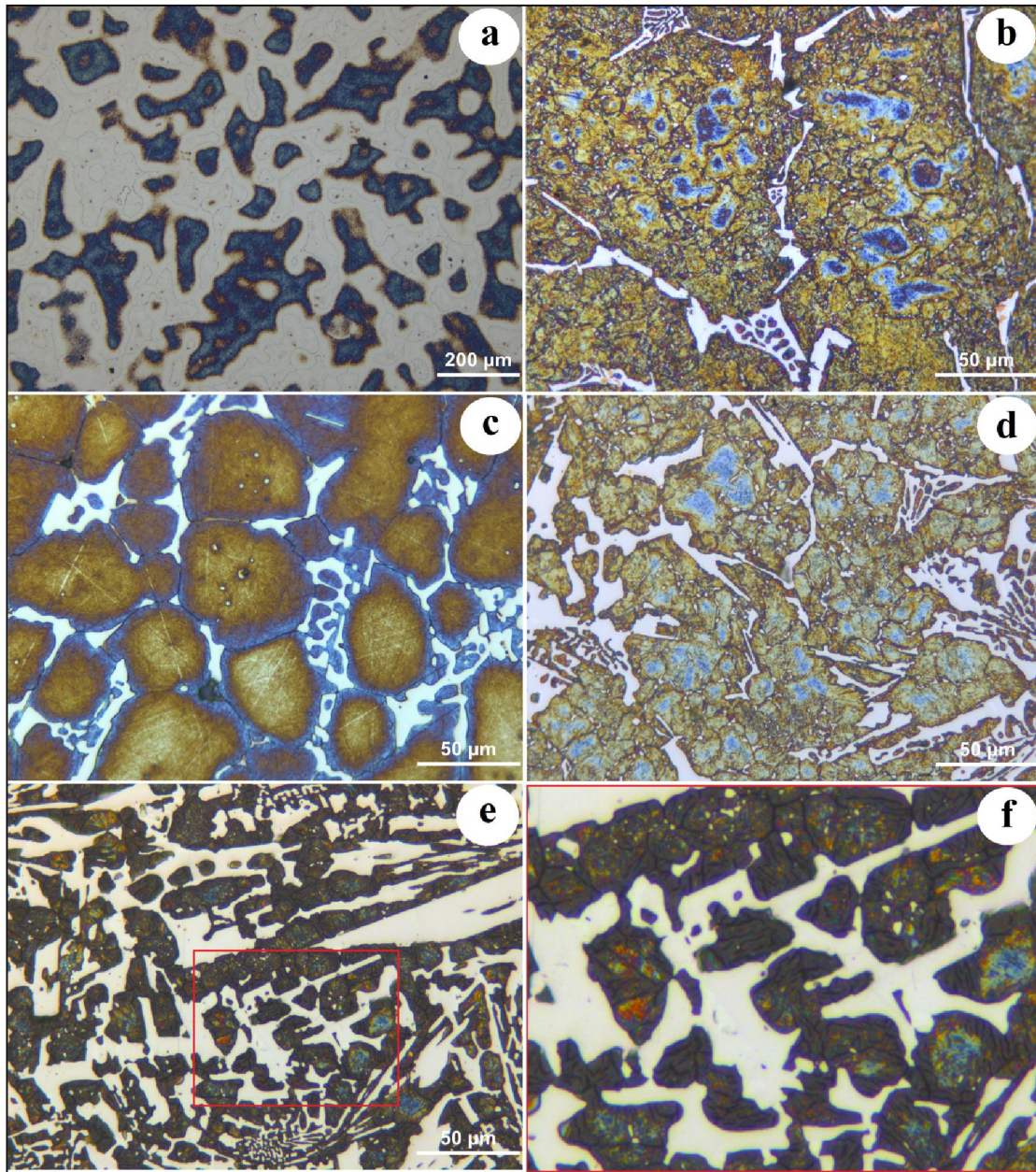
Çizelge 4.5. Bor oranına bağlı numunelerin östenit tane boyutu

Bor Oranı (Ağırlıkça %)	Östenit Tane Boyutu (µm)
-	13,86
0,48	17,24
1,18	17,22
2,05	17,79
2,44	18,30

İlave olarak, ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor oranı daha yüksek olan numunelerde östenit tane boyutunun ölçümü, yüksek karbür/borür oranı, karbür/borürlerin matris yüzeyini kaplaması ve östenit tanelerin karbür/borürlerin altında kalması nedeniyle yapılamamıştır.

Ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeren alaşımlarda karbür/borürler matris konumunu almıştır.

Literatürde yüksek bor oranı-östenit tane boyutu arasındaki ilişkiyi açıklayan çalışmaya yer verilmemiştir. Mikroyapı analizi çalışmalarında, Fe_2B borürlerin östenit tane sınırlarında ağ şeklinde dağıldığı belirlenmiş olup bu sonuç bazı araştırmacılar tarafından da desteklenmektedir [10, 73, 78, 79, 99, 103].



Resim 4.13. Numunelerin östenit tane boyutu a) Bor ilavesiz, b) %0,48B, c) %1,18B, d) %2,05B, e) %2,44B, f) %2,44B bölgesel büyütme, Dağlama: Beraha

4.5. Numunelerin TTT Diyagramlarının JMatPro Programı Kullanılarak Çizimi

Bor içermeyen ve ağırlıkça %0,48, %1,18, %2,05 ve %2,44 bor içeren çelik döküm alaşımlarının kimyasal bileşimi ve birincil östenit tane boyutu dikkate alınarak JMatPro programı ile faz dönüşüm sıcaklıkları (Çizelge 4.6 ve Çizelge 4.7), CCT ve TTT (Şekil 4.7-4.11) diyagramları çıkarılmıştır.

Ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeren alaşımlarda karbür/borürler matris konumunu aldığı için birincil östenit tane boyutu ölçülememiştir. JMatPro programı ile bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren numunelerde elde edilen faz dönüşüm sıcaklıklarının verildiği Çizelge 4.6'ya göre bor oranındaki artış ile martensit dönüşüm başlangıç sıcaklığı (M_s) ve beynit dönüşüm sıcaklıkları artmıştır. Bor içermeyen numunede elde edilen 312,4 °C martensit dönüşüm başlangıç sıcaklığı (M_s) ve 448,8 °C beynit dönüşüm sıcaklığı ağırlıkça %0,48 bor içeren numunede sırasıyla 338,6 °C ve 488,1 °C sıcaklıklarına yükselmiştir. Martensit dönüşüm başlangıç sıcaklığı (M_s) ve beynit dönüşüm sıcaklığı alaşımda bor miktarı arttıkça artmış ve ağırlıkça %2,44 bor içeren numunede sırasıyla 360,9 °C ve 530,5 °C sıcaklıkları ile maksimum seviyeye yükselmiştir.

Çizelge 4.6. JMatPro programı ile elde edilen faz dönüşüm sıcaklıkları

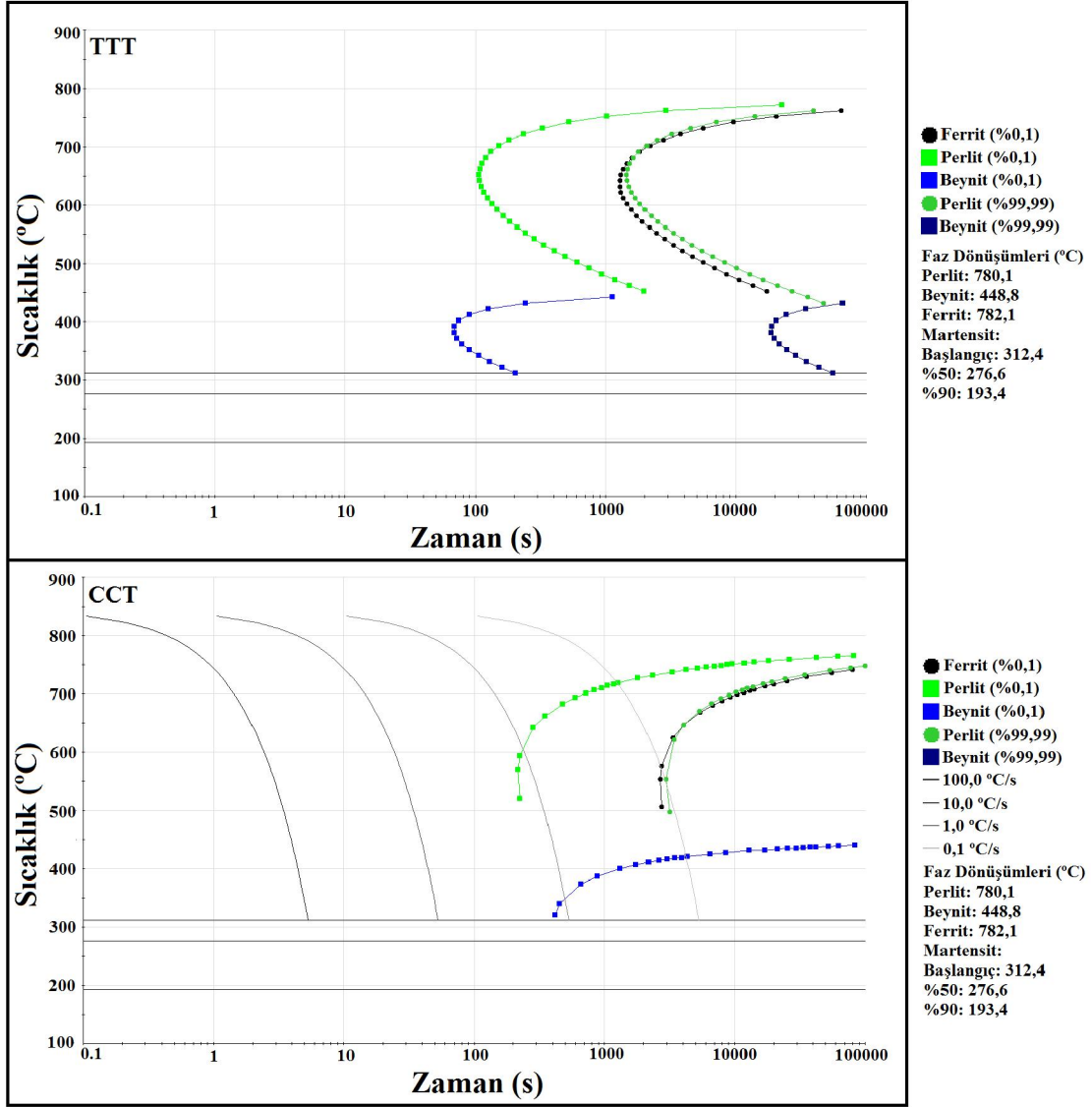
Bor Oranı (Ağırlıkça %)	Ferrit (°C)	Perlit (°C)	Beynit (°C)	M_s (°C)	M_f (°C)	Östenitleme Sıcaklığı (°C)
Bor İlavesiz	782,1	780,1	448,8	312,4	193,4	844,02
0,48	785,9	773,4	488,1	338,6	222,3	848,33
1,18	783,1	769,4	509,0	342,1	226,0	846,13
2,05	793,6	760,4	527,9	356,3	241,6	856,76
2,44	798,7	763,3	530,5	360,9	246,6	860,49

Faz dönüşüm sıcaklıklarının verildiği Çizelge 4.7'ye göre 400 °C ve 500 °C sıcaklık aralığında matrisin martensit fazından beynit fazına dönüşmesi gerekir. Dilatometre analizinde ise ağırlıkça %2,05 bor içeren numuneye 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 350-700 °C sıcaklıklar aralığında 22 saat süre ile izotermal ısı işlem uygulaması, 550 °C ve 650 °C'de bir faz dönüşümünün başladığını fakat 550 °C'de başlayan dönüşümün tamamlanmadığını göstermiştir, (Şekil 4.3). JMatPro programı ile elde edilen verilere göre matriste olması gereken fazlar Çizelge 4.7'de verilmiştir. Dilatometre analizi ve JMatPro programı ile elde edilen faz dönüşüm sıcaklık ve süreleri

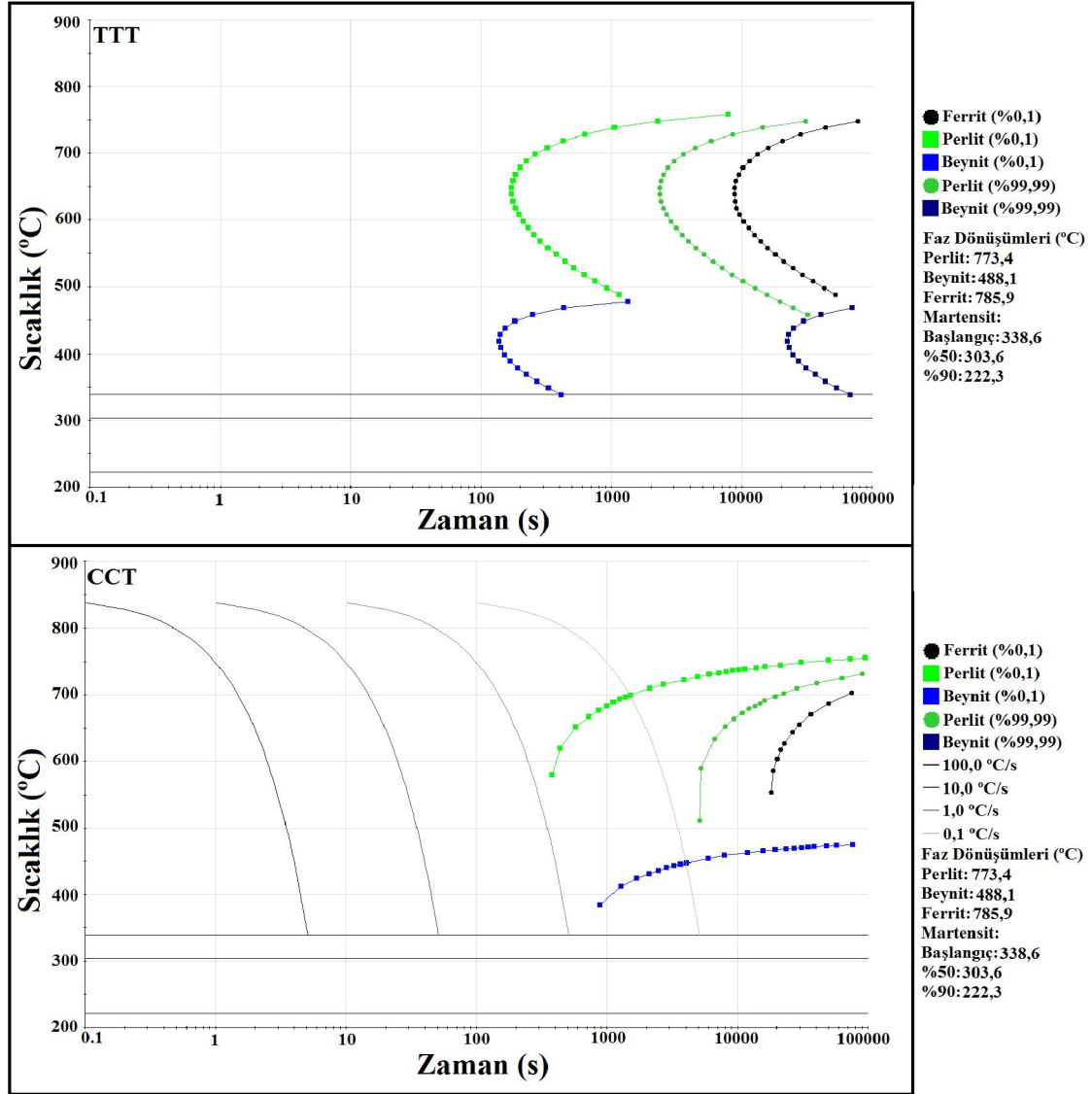
birbiri ile uyumlu değildir. Bu uyumsuzluk nedeniyle takip eden başlık altında verilen pilot ısıt işlemler yapılmıştır.

Çizelge 4.7. %2,05 bor içeren numunenin faz dönüşüm sıcaklıkları (JMatPro)

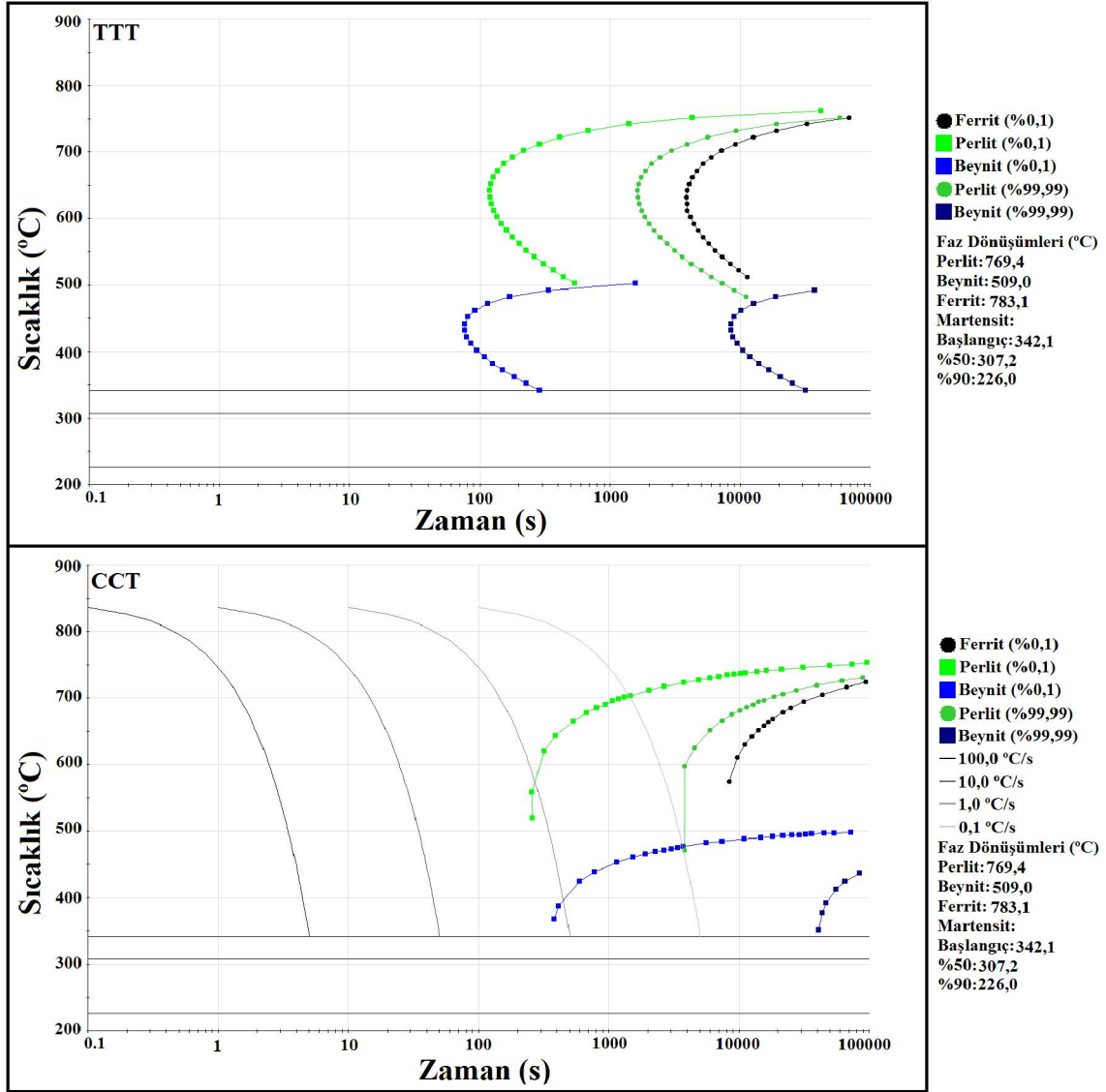
İzotermal Sıcaklık (°C)	Matris
350	Martensit + Temperlenmiş Martensit
400	Alt Beynit
450	Beynit (Alt veya Üst Beynit)
500	Üst Beynit
550	Perlit
600	Perlit
650	Perlit
700	Perlit



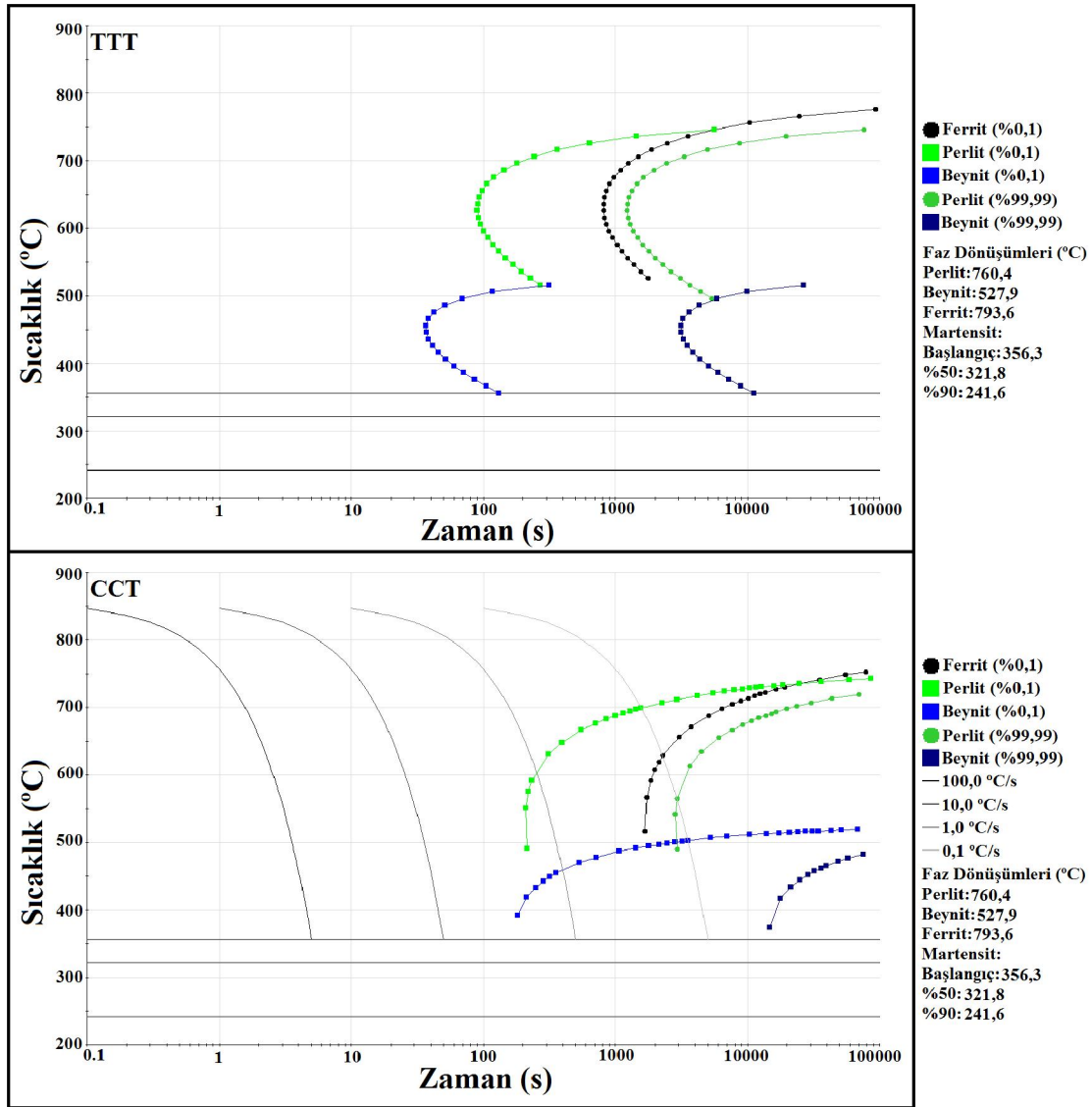
Şekil 4.7. Bor ilavesiz numunenin TTT ve CCT diyagramları



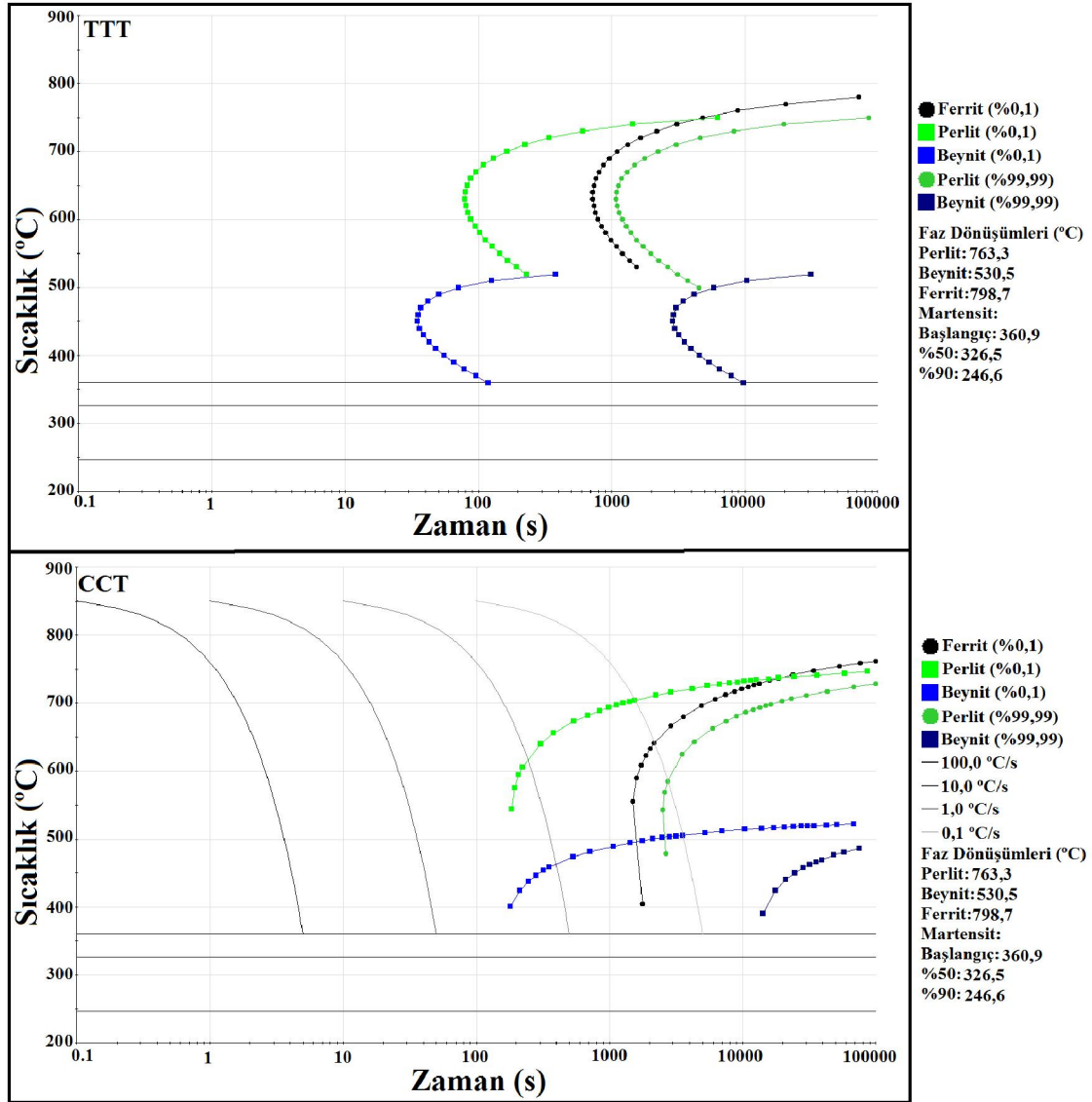
Şekil 4.8. Ağırlıkça %0,48 bor içeren numunenin TTT ve CCT diyagramları



Şekil 4.9. Ağırlıkça %1,18 bor içeren numunenin TTT ve CCT diyagramları



Şekil 4.10. Ağırlıkça %2,05 bor içeren numunenin TTT ve CCT diyagramları



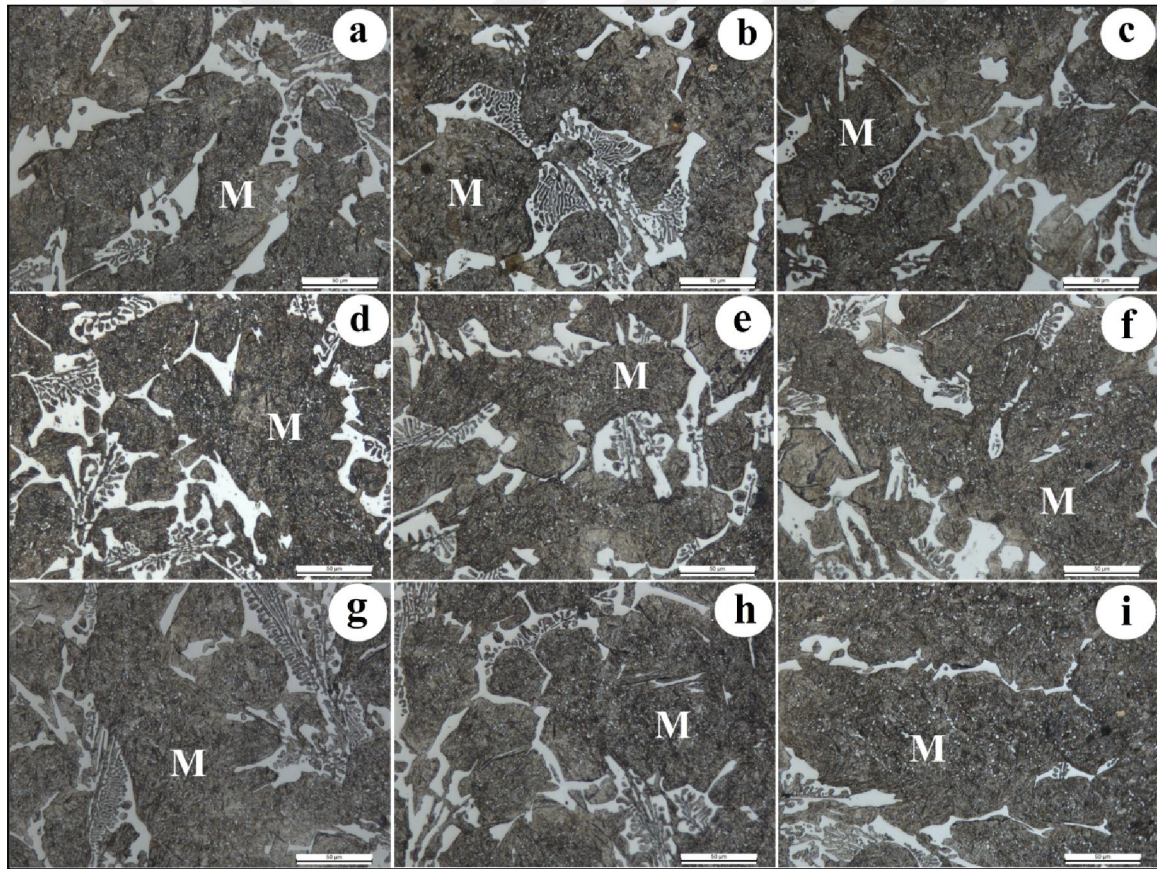
Şekil 4.11. Ağırlıkça %2,44 bor içeren numunenin TTT ve CCT diyagramları

4.6. Pilot Isıl İşlemler

Dilatometre analizi ve JMatPro programı ile elde edilen faz dönüşüm sıcaklık ve süreleri birbirini ile uyumlu değildir. Bu uyumsuzluk nedeniyle ağırlıkça %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımı için gerçekleştirilen pilot izotermal ısıtım işlem sonuçları takip eden başlık altında verilmiştir.

4.6.1. Ağırlıkça %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımı için gerçekleştirilen pilot izotermal ısıt işlem sonuçları

Dilatometre analizi ve JMatPro programı ile elde edilen faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin birbiri ile uyumlu olmaması nedeniyle ağırlıkça %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımı Çizelge 4.8’de verilen 300 °C sıcaklıkta farklı süreler (0,5 - 30 saat) ile izotermal ısıt işlemine tabi tutulmuştur. İzotermal ısıt işlem uygulanmış ağırlıkça %1,18 bor içeren çelik döküm alaşımın mikroyapıları Resim 4.14’te verilmiştir. Martensitik matriste meydana gelebilecek faz dönüşümleri için mikroyapı gözlemlemesi ile birlikte makro sertlik ölçümleri de dikkate alınmıştır.



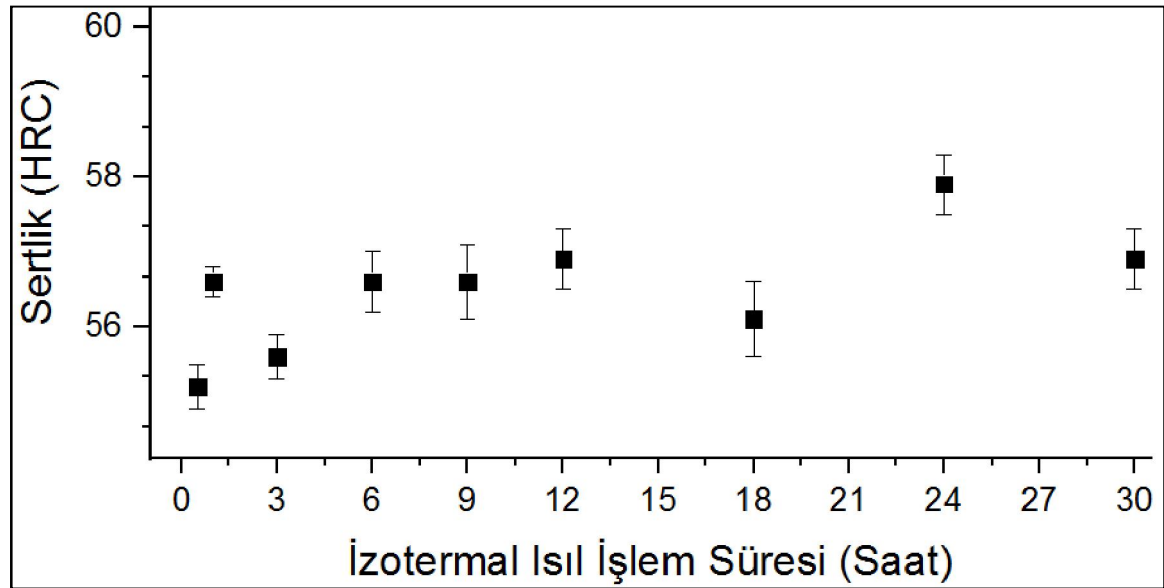
Resim 4.14. Farklı sürelerde izotermal ısıt işlem görmüş %1,18 bor içeren numunelerin mikroyapıları. a) 0,5 saat, b) 1 saat, c) 3 saat, d) 6 saat, e) 9 saat, f) 12 saat, g) 18 saat, h) 24 saat i) 30 saat M: Martensit

Mikroyapı incelemesi ve sertlik ölçümlerinde, 0,5-30 saat sürelerde izotermal ısıt işleminin alaşımın martensitik matrisi, karbür/borür dağılımı (ağ şeklinde dağılım) ve şekilleri (iskelet şekli) üzerinde etkili olmadığını göstermiştir. Bazı araştırmacılar [89, 92], Beraha

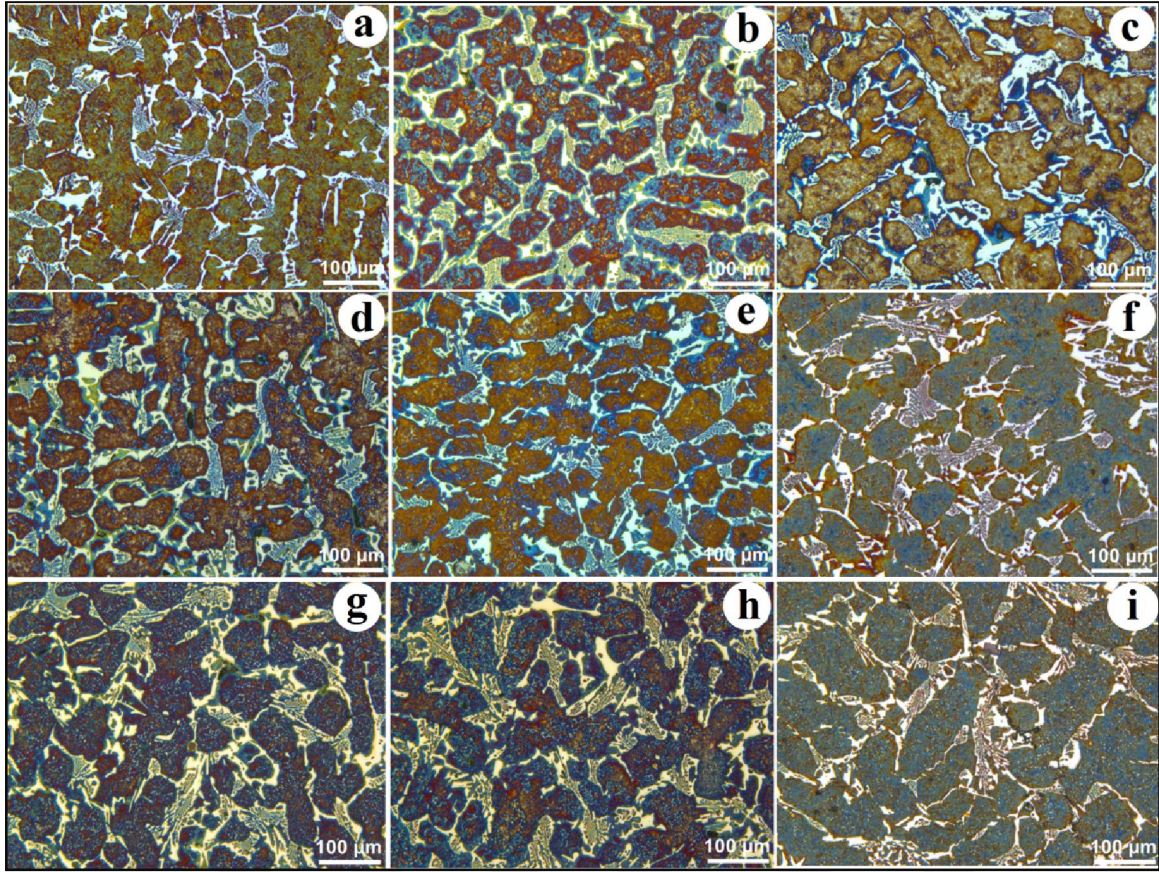
dağlayıcı ile renkli dağlama sonrası martensit fazının kahverengi, beynit fazının mavi tonlarda renklendiğini belirtmişlerdir. Bu nedenle, izotermal ısıtım işlemi uygulanmış numunelerin mikroyapılarında matris bileşenlerini belirleyebilmek için Beraha (0,5-1 ml HCl + 100 mL H₂O + 1g K₂S₂O₅) [89] dağlayıcı ile renkli dağlama da yapılmıştır. Renkli dağlama sonrası mikroyapı görüntülerinin verildiği Resim 4.15'te görüleceği üzere martensit - beynit dönüşümü gerçekleşmemiştir. Bu sonucu Çizelge 4.8 ve Şekil 4.12'de verilen makro sertlik değerleri doğrulamaktadır.

Çizelge 4.8. %1,18 bor içeren numunelerin izotermal işlem sonrası sertlik değerleri

İzotermal Isıl İşlem Süresi (Saat)	Sertlik (HRC)
0,5	55,2 ± 0,3
1	56,6 ± 0,2
3	55,6 ± 0,3
6	56,6 ± 0,4
9	56,6 ± 0,5
12	56,9 ± 0,4
18	56,1 ± 0,5
24	57,9 ± 0,4
30	56,9 ± 0,4



Şekil 4.12. %1,18 bor içeren numunenin pilot izotermal işlem sonrası sertlik değerleri



Resim 4.15. Farklı sürelerde izotermal ısıtılma işlemi görmüş %1,18 bor içeren numunelerin mikroyapıları, Dağlama: Beraha. a) 0,5 saat, b) 1 saat, c) 3 saat, d) 6 saat, e) 9 saat, f) 12 saat, g) 18 saat, h) 24 saat, i) 30 saat

4.6.2. İzotermal ısıtılma işlemi uygulanan bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren “Y” blok dökümlerin mikroyapısı

Deneyisel çalışmada bor içeren çelik döküm alaşımına uygulanan dilatometre analizi, JMatPro programı ve pilot izotermal ısıtılma işlemleri ile elde edilen faz dönüşüm sıcaklıkları ve sürelerinin birbiri ile uyumlu olmadığı sonucu elde edilmiştir. Pilot izotermal ısıtılma işlemlerinde 300 °C sıcaklıkta 30 saat sürede martensit fazın beynitik yapıya dönüşmediği belirlenmiştir. Bu nedenle farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımına 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası, 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat sürelerde izotermal ısıtılma işlemleri uygulanmıştır (Çizelge 4.9). İzotermal ısıtılma işlemi uygulanan numunelerin mikroyapıları Resim 4.16 - 4.19’da verilmiştir.

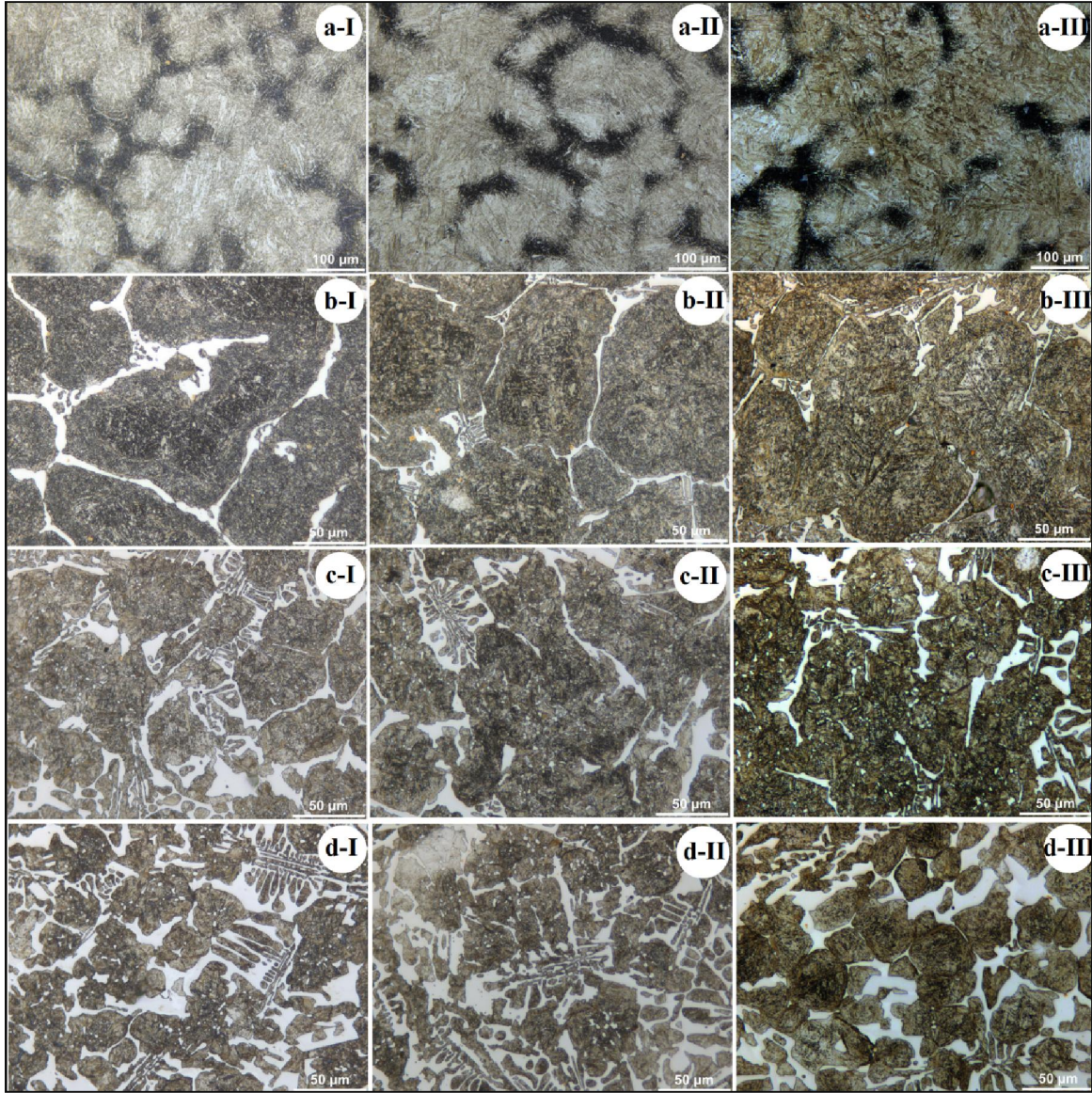
Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımına 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta 24 saat süre ile izotermal ısıtılma

işlemleri mikroyapıda martensitik matrisi, karbür/borür dağılımını (ağ şeklinde dağılım) ve şekillerini (iskelet şekli) değiştirmemiştir (Resim 4.16 - Resim 4.19). İzotermal ısıtılmasında 96 ve 168 saat sürelerinin bile mikroyapıda herhangi bir değişim meydana getirmediği belirlenmiştir, Resim 4.16 - Resim 4.19. Bu sonucu Çizelge 4.10 ve Şekil 4.13'te verilen makro sertlik değerleri doğrulamaktadır. 390 °C sabit sıcaklıkta izotermal ısıtılma süre artışı (168 saat) matrisin sertlik değerinde dikkate değer bir farklılık oluşturmamıştır. Deneysel çalışmada teknik altyapı yetersizliği nedeniyle izotermal ısıtılma süresinde 168 saat aşılamamıştır.

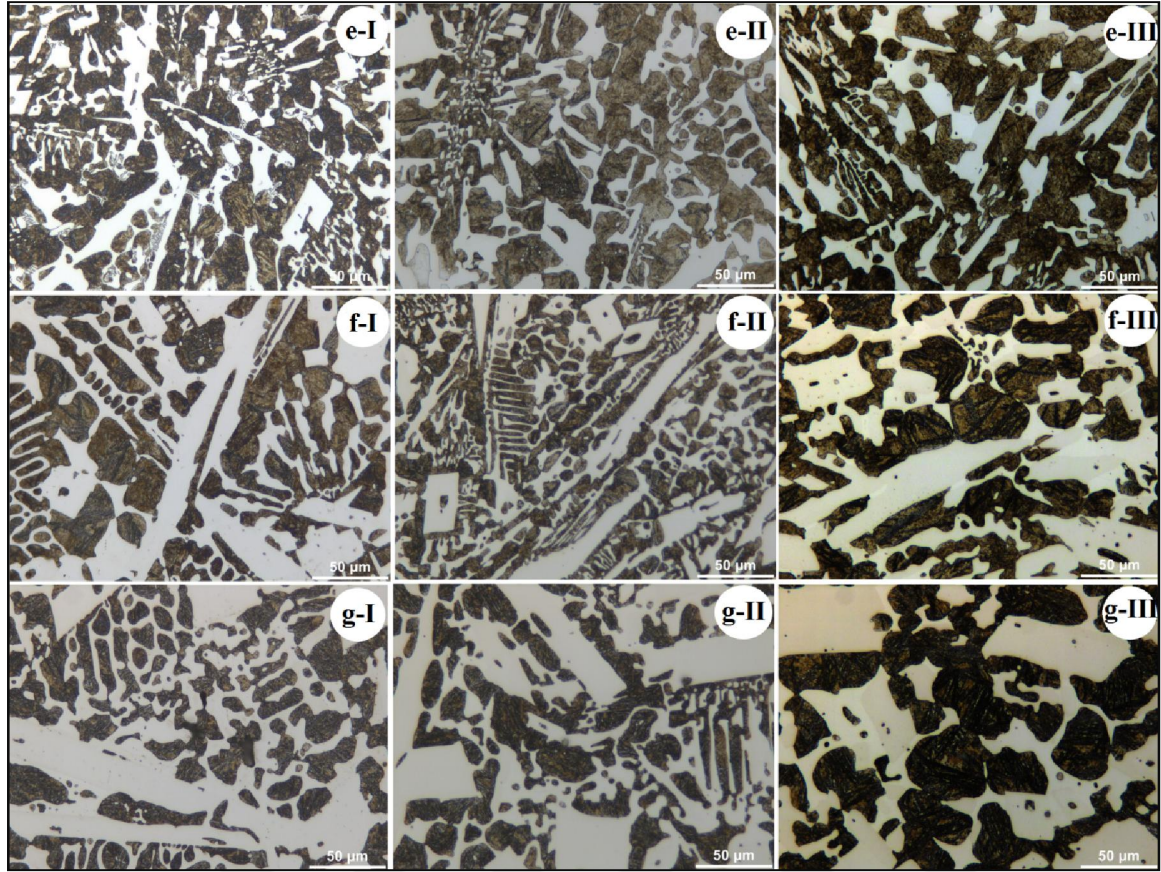
168 saat izotermal ısıtılma sonrası matrisin martensitik yapıda kalmasının temel sebebi, yüksek oranlarda bor ve krom içeren alaşımların TTT diyagramında beynit dönüşüm eğrisini sağa doğru ötelemesinden kaynaklanmaktadır [1, 3, 16, 29].

Çizelge 4.9. Numunelere uygulanan izotermal ısıtılma işlemleri

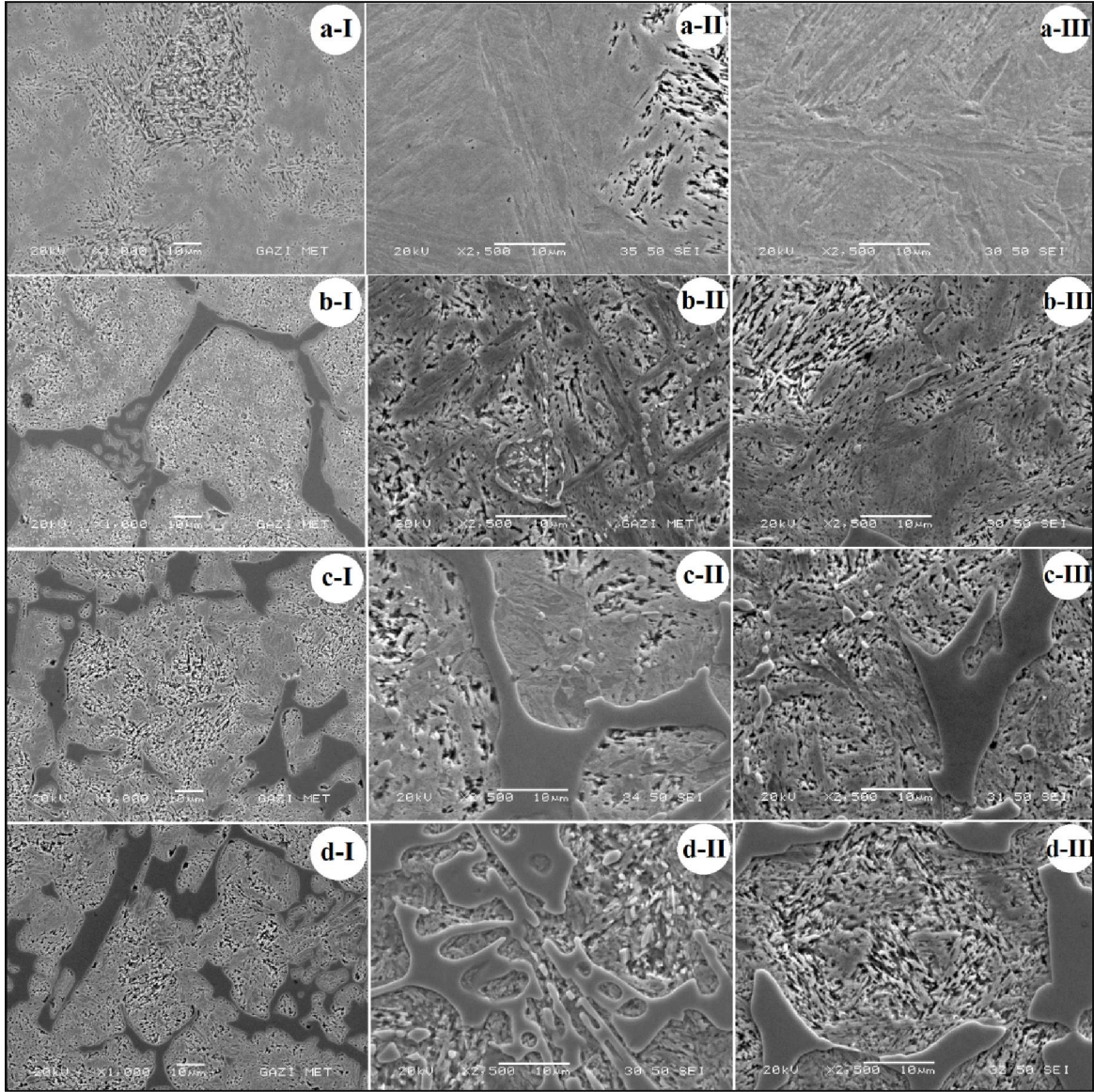
Isıtılma İşlemi Adlandırması	Sıcaklık (°C ± 10)	Süre (Saat)
İzotermal ısıtılma İşlemi	390	24
	390	96
	390	168



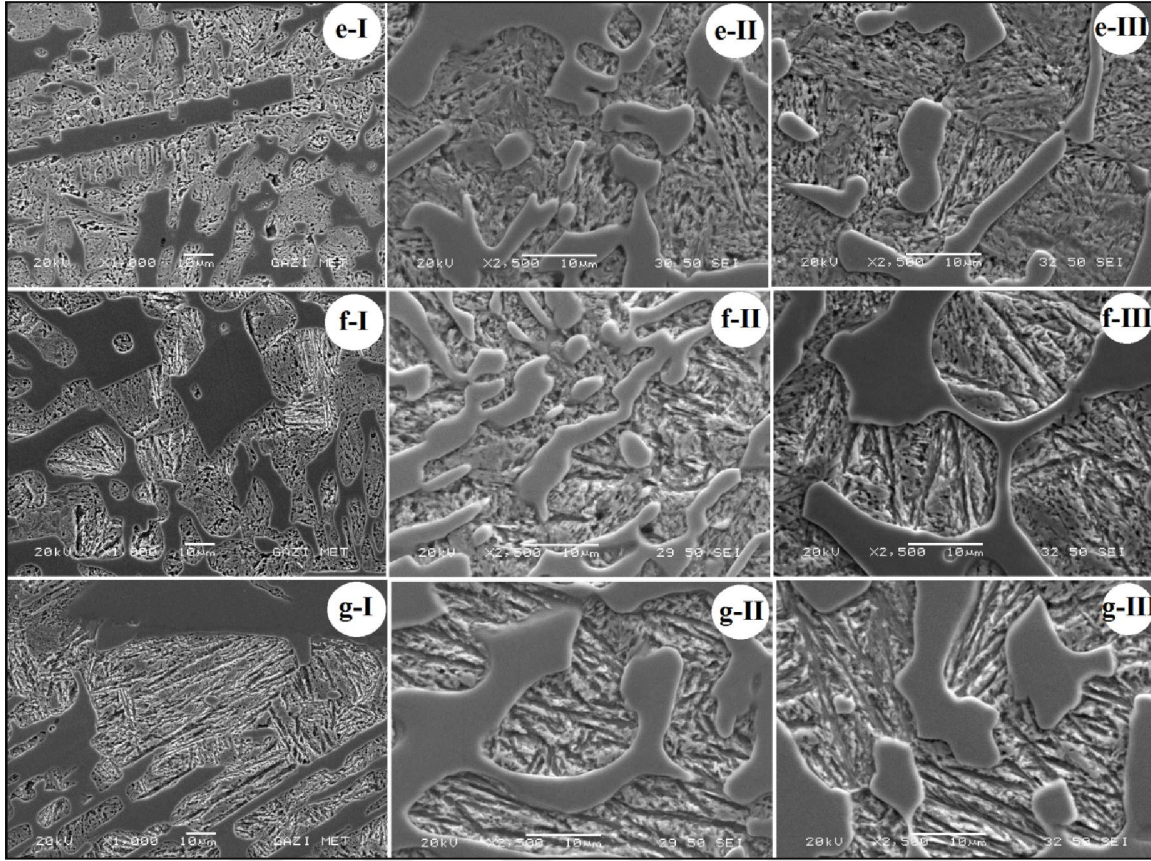
Resim 4.16. 390 °C sıcaklıkta 24 (I), 96 (II) ve 168 (III) saat süre ile izotermal ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları; a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B



Resim 4.17. 390 °C sıcaklıkta 24 (I), 96 (II) ve 168 (III) saat süre ile izotermal ısıt işlem uygulanmış numunelerin mikroyapıları; e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B



Resim 4.18. 390 °C sıcaklıkta 24 (I), 96 (II) ve 168 (III) saat süre ile izotermal ısıtım işlem uygulanmış numunelerin SEM mikroyapıları; a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B



Resim 4.19. 390 °C sıcaklıkta 24 (I), 96 (II) ve 168 (III) saat süre ile izotermal ısıtılmış numunelerin SEM mikroyapıları; e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B

4.7. İşlemsiz ve Isıl İşlem Görmüş Farklı Oranlarda Bor İçeren Alaşımların Mekanik Özellikleri

4.7.1. Sertlik test sonuçları

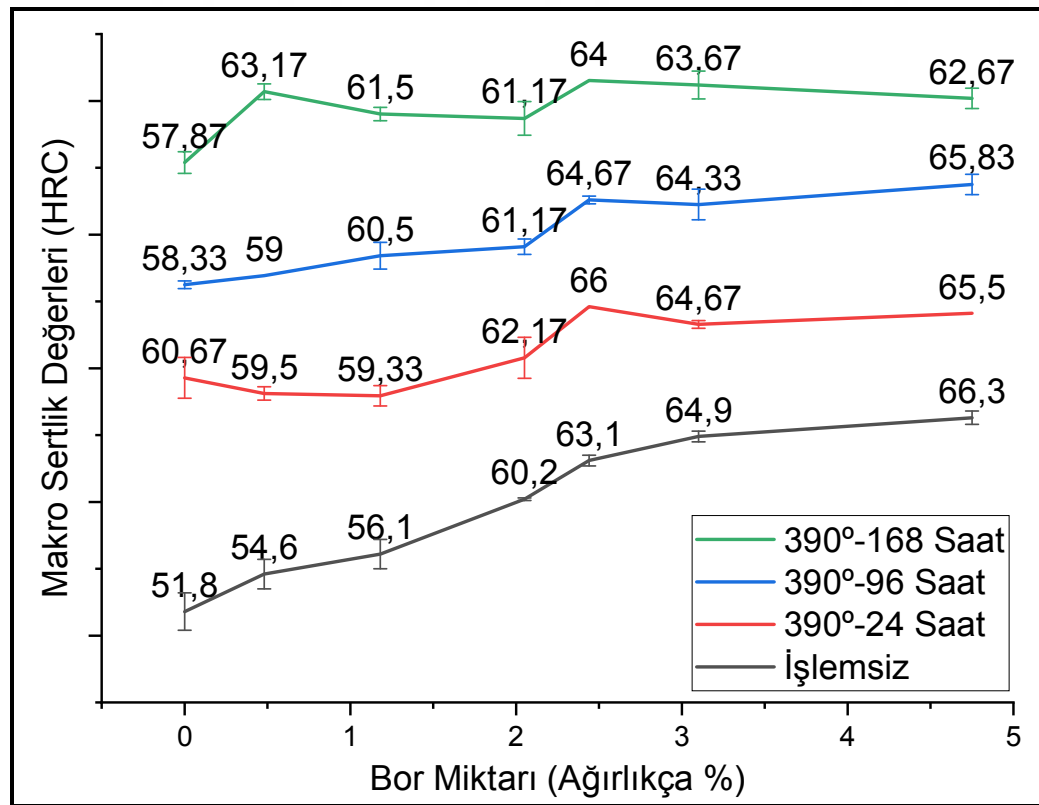
Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımının işlemsiz (döküm halinde) ve 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat süre ile izotermal ısıtılmış numunelerin makro sertlik değerleri Çizelge 4.10 ve Şekil 4.13'te verilmiştir.

Bor içermeyen çelik döküm alaşımının işlemsiz (döküm halinde) 51,8 HRC sertlik değeri, alaşımın bor içeriği arttıkça artmış ve ağırlıkça %4,75 bor içeriğinde 66,3 HRC'ye yükselmiştir. Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımında bu artışın mikroyapıda bor ilavesi ile teşekkül eden borürlerden kaynaklandığı düşünülmektedir. Çünkü daha önce

bölüm 4.2.3'te açıklandığı üzere alaşımın bor içeriği arttıkça karbür/borür oranı da artmış ve ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeren alaşımlarda karbür/borürler matris konumunu almıştır. Literatürde [8, 9, 71-73, 78], deneysel çalışmada kullanılan çelik döküm alaşımına yakın kimyasal bileşime sahip birçok çelik döküm alaşımın sertlik değerleri 40-65 HRC arasında verilmiştir.

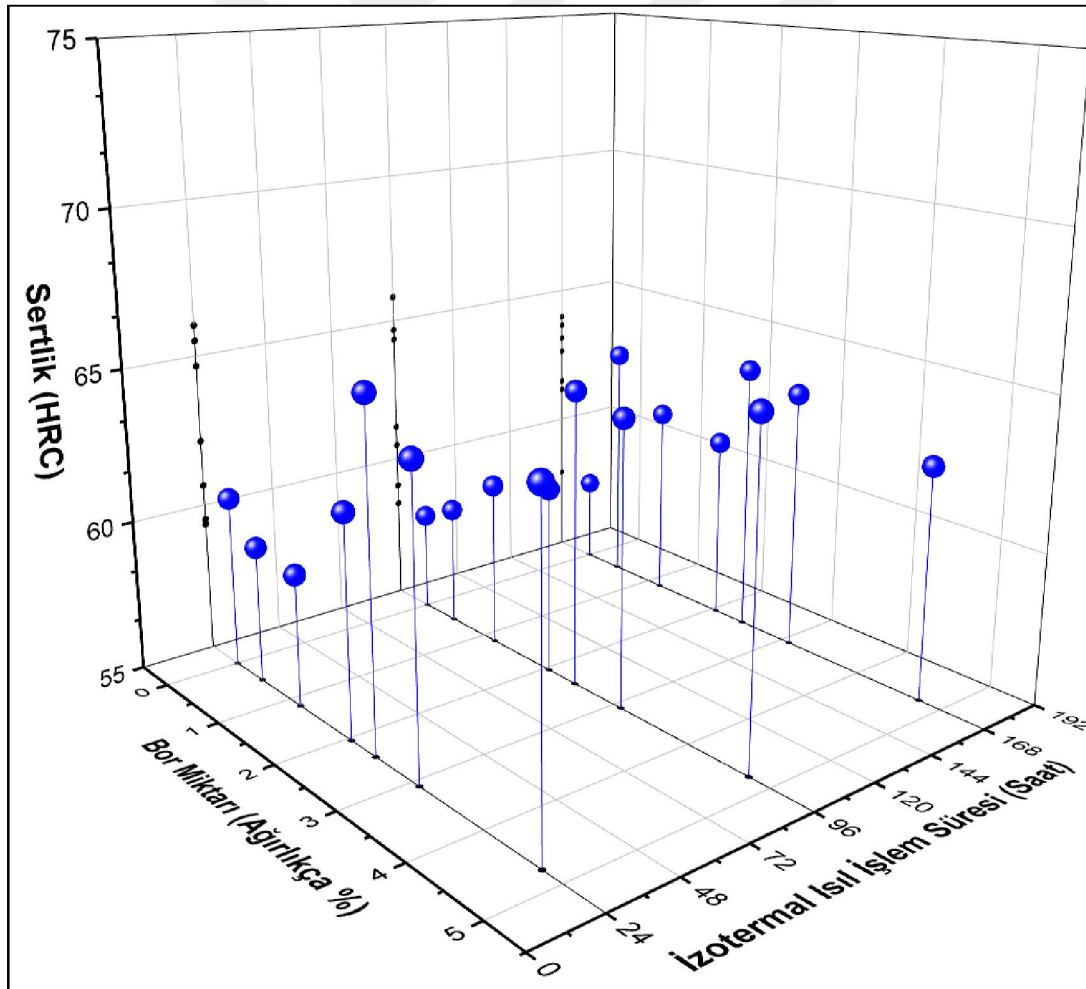
Çizelge 4.10. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımın işlemsiz (döküm halinde) ve 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta farklı süre ile izotermal ısıt işlemi uygulanmış numunelerin sertlik değerleri

Bor Oranı (Ağırlıkça %)	İşlemsiz numunelerin sertlik değerleri (HRC)	390 °C sıcaklıkta izotermal ısıt işlemi uygulanmış numunelerin sertlik değerleri (HRC)		
		24 saat	96 saat	168 saat
-	51,8 ± 1,4	60,67 ± 1,53	58,33 ± 0,29	57,87 ± 0,81
%0,48	54,6 ± 1,1	59,50 ± 0,50	59,00 ± 0,00	63,17 ± 0,58
%1,18	56,1 ± 1,1	59,33 ± 0,76	60,50 ± 1,00	61,50 ± 0,50
%2,05	60,2 ± 0,1	62,17 ± 1,53	61,17 ± 0,58	61,17 ± 1,26
%2,44	63,1 ± 0,4	66,00 ± 0,00	64,67 ± 0,29	64,00 ± 0,00
%3,10	64,9 ± 0,4	64,67 ± 0,29	64,33 ± 1,15	63,67 ± 1,04
%4,75	66,3 ± 0,5	65,50 ± 0,00	65,83 ± 0,76	62,67 ± 0,76



Şekil 4.13. İşlemsiz ve ısıt işlem görmüş numunelerde bor içeriği ile makro sertlik değerlerinin ilişkisi

Bor içermeyen çelik döküm alaşımın sertlik değeri izotermal ısıt işlemi ile yaklaşık olarak %15 oranında yükselmiştir. Ancak izotermal ısıt işlem süreleri sertlik üzerinde dikkate değer bir farklılık meydana getirmemiştir (Şekil 4.14). Ağırlıkça %0,48-2,44 aralığında bor içeren numunelerde sertlik değeri izotermal ısıt işlemi ile yükselme eğilimi göstermiştir. Ağırlıkça %0,48 bor içeren numunenin 54,6 HRC sertlik değeri 24, 96 ve 168 saat izotermal ısıt işlem süreleri ile sırasıyla 59,50, 59,00 ve 63,17 HRC değerlerine yükselmiştir. Ancak izotermal ısıt işlem süreleri ile sertlik değerinde artış ağırlıkça %1,18, 2,05 ve 2,44 bor oranlarında azalmış ve daha yüksek bor oranlarında ise sertlik bir miktar düşmüştür. Bu durumun mikroyapıda katılaşma sırasında meydana gelen mikro-segregasyonun izotermal ısıt işlem ile azaltılmasından kaynaklandığı tahmin edilmektedir. Ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeren alaşımlarda izotermal ısıt işlem süreleri ile sertlik değerinde düşme eğilim sebebinin matrise karbür/borürlerin hakim olması gösterilebilir.



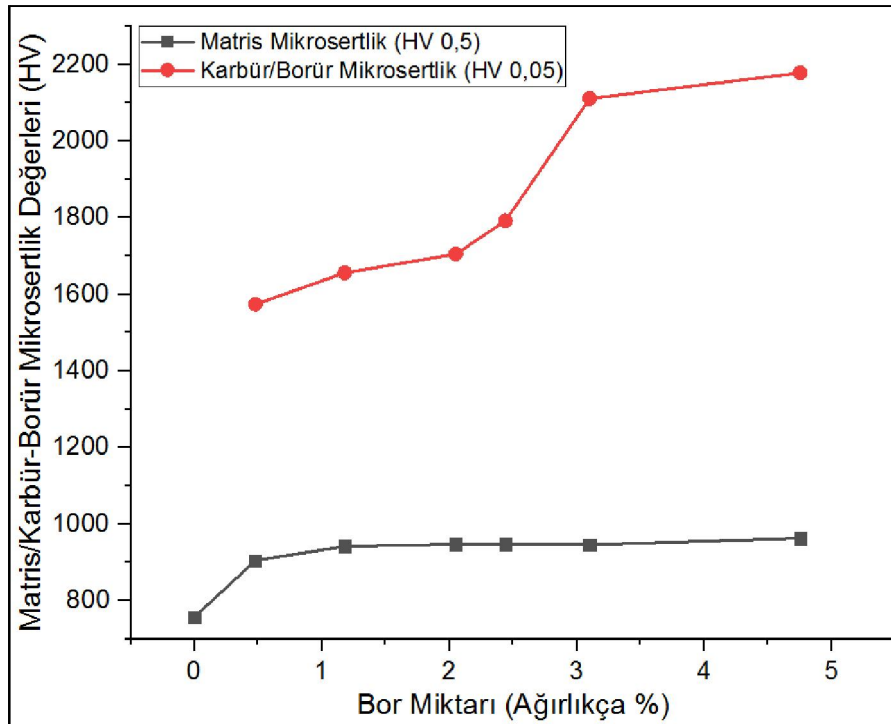
Şekil 4.14. Farklı oranlarda bor içeren numunelerin farklı sürelerde uygulanan sabit izotermal ısıt işlem sıcaklığı altında sertlik değerlerindeki değişim

Takım çeliklerinin üretiminde, homojenizasyon ısı işlemi ile mikro-segregasyon sonucu heterojen yapının giderilmesi ve tane inceltmesi mekanik özellikler üzerinde önemli etkiye sahiptir [87]. Isıl işlem görmemiş dökümlerin mikroyapıları katılaşmanın doğası gereği homojen değildir.

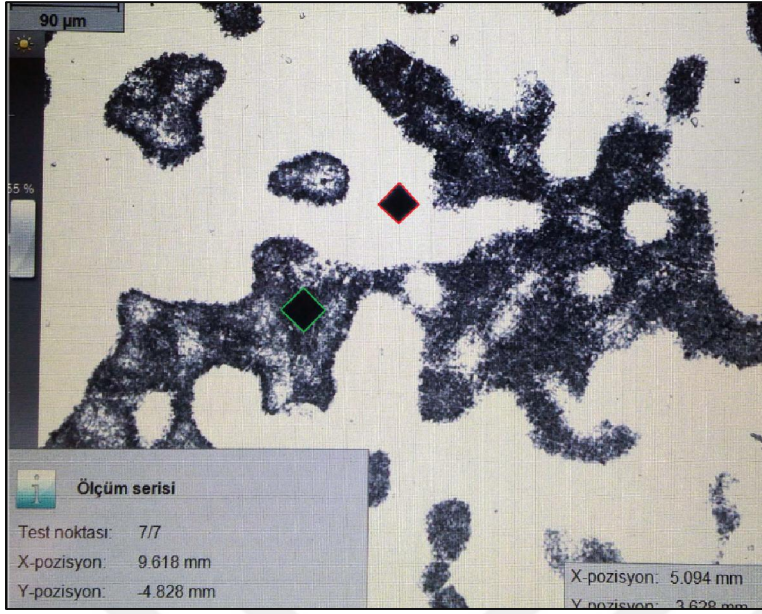
Farklı oranlarda bor içeren numunelerin matris ve karbür mikro sertlikleri bor ilavesi arttıkça artmıştır (Çizelge 4.11 ve Şekil 4.15). Resim 4.20’de bor ilavesiz numunenin matris (yeşil) ve krom karbür (kırmızı) üzerinden alınan mikro sertlik görüntüsü verilmiştir.

Çizelge 4.11. Çelik döküm alaşımında döküm halinde bor oranına göre matrisin ve karbürlerin mikro sertlik değerleri

Bor Oranı (Ağırlıkça %)	Matris (HV 0,5)	Karbür (HV 0,05)
-	757,7 ± 4,9	-
%0,48	905,0 ± 4,2	1574
%1,18	942,0 ± 1,4	1656
%2,05	947,5 ± 3,5	1705
%2,44	947,0 ± 4,2	1792
%3,10	946,5 ± 2,1	2111
%4,75	963,0 ± 1,4	2178



Şekil 4.15. İşlemsiz numunelerde bor içeriği ile mikro sertlik değerlerinin ilişkisi



Resim 4.20. Bor ilavesiz numunenin matris ve karbürden alınan mikrosertlik görüntüsü

Bor içermeyen alaşımda martisin 757,7 HV sertlik değeri ağırlıkça %0,48 bor içeriğinde 905,0 HV'ye yükselmiştir. Martensitik matrisin sertliği ağırlıkça %1,18-3,10 bor içeriklerinde 942,0-946,5 HV aralığında gerçekleşmiş ve %4,75 bor içeriğinde 963,0 HV ile maksimum değere ulaşmıştır. Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımında döküm halinde karbürlerin mikro sertliği bor içeriği arttıkça artmıştır, Çizelge 4.11 ve Şekil 4.14. Ağırlıkça %0,48 bor içeren alaşımda 1574 HV olarak gerçekleşen karbür sertliği alaşımın içerdiği bor miktarı arttıkça artmış ve ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeriklerinde sırasıyla 2111 HV ve 2178 HV'ye yükselmiştir.

Fe-C alaşımlarında su verme sonrası oluşan martensit matrisin hakim olduğu mikroyapının makro sertliği alaşımın karbon oranı, kalıntı östenit ve karbürlerin türü, miktarı, geometrik şekilleri ve dağılımı ile doğrudan ilgilidir. Literatürde [1, 2, 91] ağırlıkça %0,8 karbon içeren bir çelik alaşımda martensitin hakim olduğu mikroyapının makro sertliği 65 HRC olarak verilmiştir. Karbon oranının yanı sıra, kalıntı östenit oranının da martensit matrisin hakim olduğu mikroyapının makro sertliği üzerinde etkisi önemlidir. Çünkü düşük karbonlu çeliklerde martensit oluşumunun tamamlanma (M_f) sıcaklığı oda sıcaklığının altında kalmaktadır. Yüksek karbonlu çeliklerde ise kalıntı östenit oranının artması, martensitin sertliğini düşürmektedir [1, 2, 91]. Deneysel çalışmada yapılan XRD analizlerinde (Şekil 4.2), farklı oranlarda bor içeren tüm numunelerde kalıntı östenit tespit edilmiştir. Fakat metalografik incelemelerde, numunelerdeki kalıntı östenit oranı matris

üzerinde dağılan yoğun karbür ağları ve dağlama sonucu kalıntı östenitin renklenmemesi sebebi ile belirlenememiştir. JMatPro çizimleri ile elde edilen martensit oluşumunun tamamlanma (M_f) verileri (Çizelge 4.6) doğrultusunda, bor oranındaki artış ile M_f sıcaklığının yükseldiği tespit edilmiştir. Bu durumda, numunelerin martensitik matrise ve aynı karbon oranına sahip olması matris mikro sertlik değerlerindeki değişimi yeterince açıklamamaktadır. Martensitik matriste mikro sertlik değerinde meydana gelen artışların matriste teşekkül eden borürlerden kaynaklandığı düşünülmektedir.

4.7.2. Darbe testi sonuçları

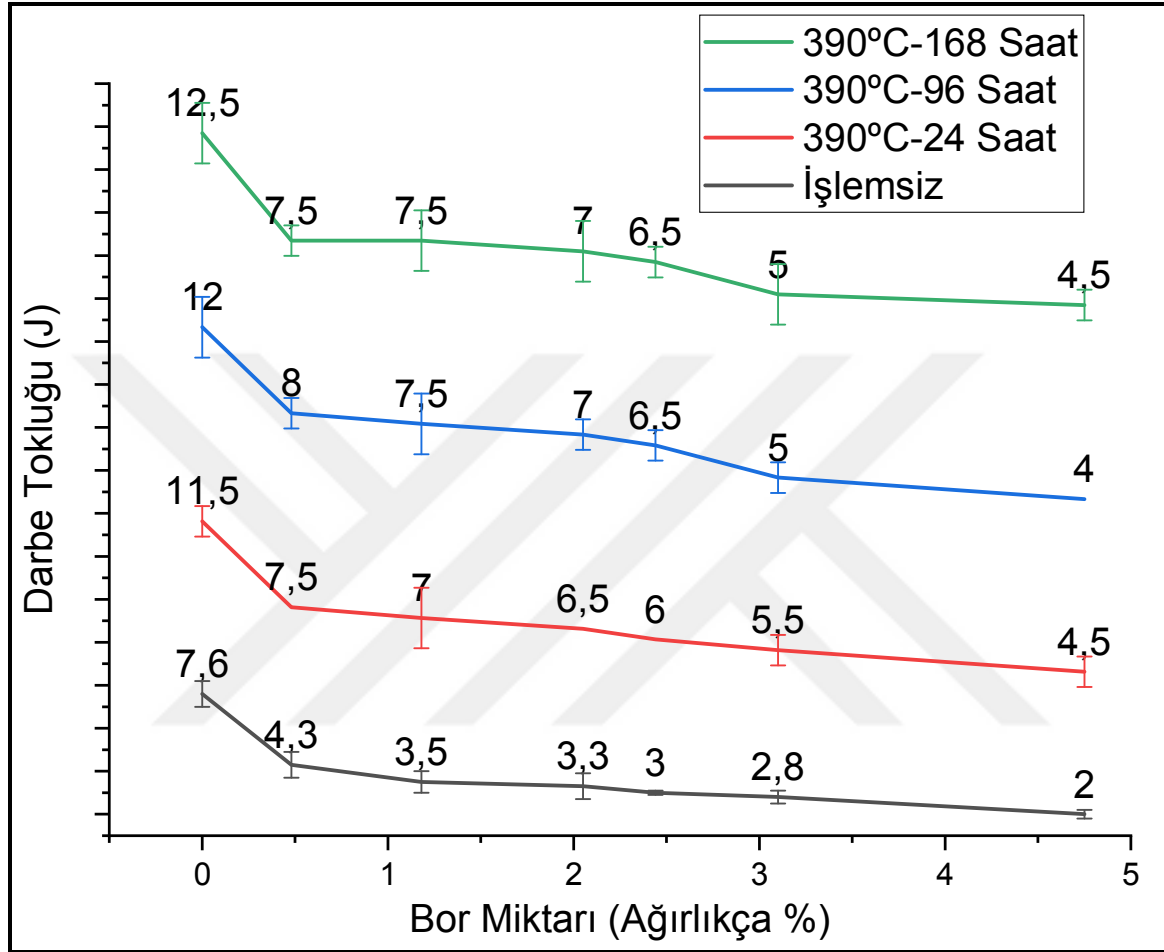
Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımının işlemsiz (döküm halinde) ve 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat süre ile izotermal ısı işlemi uygulanmış numunelerin darbe testi ile belirlenen tokluk değerleri Çizelge 4.12 ve Şekil 4.16’da verilmiştir.

Çizelge 4.12. İşlemsiz ve 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat süre ile izotermal ısı işlemi uygulanmış numunelerin tokluk değerleri

Bor Oranı (Ağırlıkça %)	İşlemsiz numunelerin tokluk değerleri (J)	390 °C sıcaklıkta izotermal ısı işlem uygulanmış numunelerin tokluk değerleri (J)		
		24 saat	96 saat	168 saat
-	7,6 ± 0,6	11,50 ± 0,71	12,00 ± 1,41	12,50 ± 1,41
%0,48	4,3 ± 0,6	7,50 ± 0,00	8,00 ± 0,71	7,50 ± 0,71
%1,18	3,5 ± 0,5	7,00 ± 1,41	7,50 ± 1,41	7,50 ± 1,41
%2,05	3,3 ± 0,6	6,50 ± 0,00	7,00 ± 0,71	7,00 ± 1,41
%2,44	3,0 ± 0,1	6,00 ± 0,00	6,50 ± 0,71	6,50 ± 0,71
%3,10	2,8 ± 0,3	5,50 ± 0,71	5,00 ± 0,71	5,00 ± 1,41
%4,75	2,0 ± 0,2	4,50 ± 0,71	4,00 ± 0,00	4,50 ± 0,71

Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımının tokluk değeri bor içeriği arttıkça azalmıştır. Bor içermeyen işlemsiz çelik döküm alaşımında 7,6 J tokluk değeri ağırlıkça %0,48 bor içeriğinde 4,3 J değerine düşmüştür. Alaşımın tokluğu bor içeriği arttıkça sürekli düşmüş ve en yüksek karbür/borür oranına (%69) sahip ağırlıkça %4,75 bor içeriğinde 2,0 J değeri ile minumum seviyeye gelmiştir. Ancak bor içermeyen alaşımda, 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat süre ile izotermal ısı işlemi uygulanmış numunelerin tokluğu sırasıyla 11,50, 12,00 ve 12,50 J yükselmiştir. Bor içeren alaşımlarda 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat süre

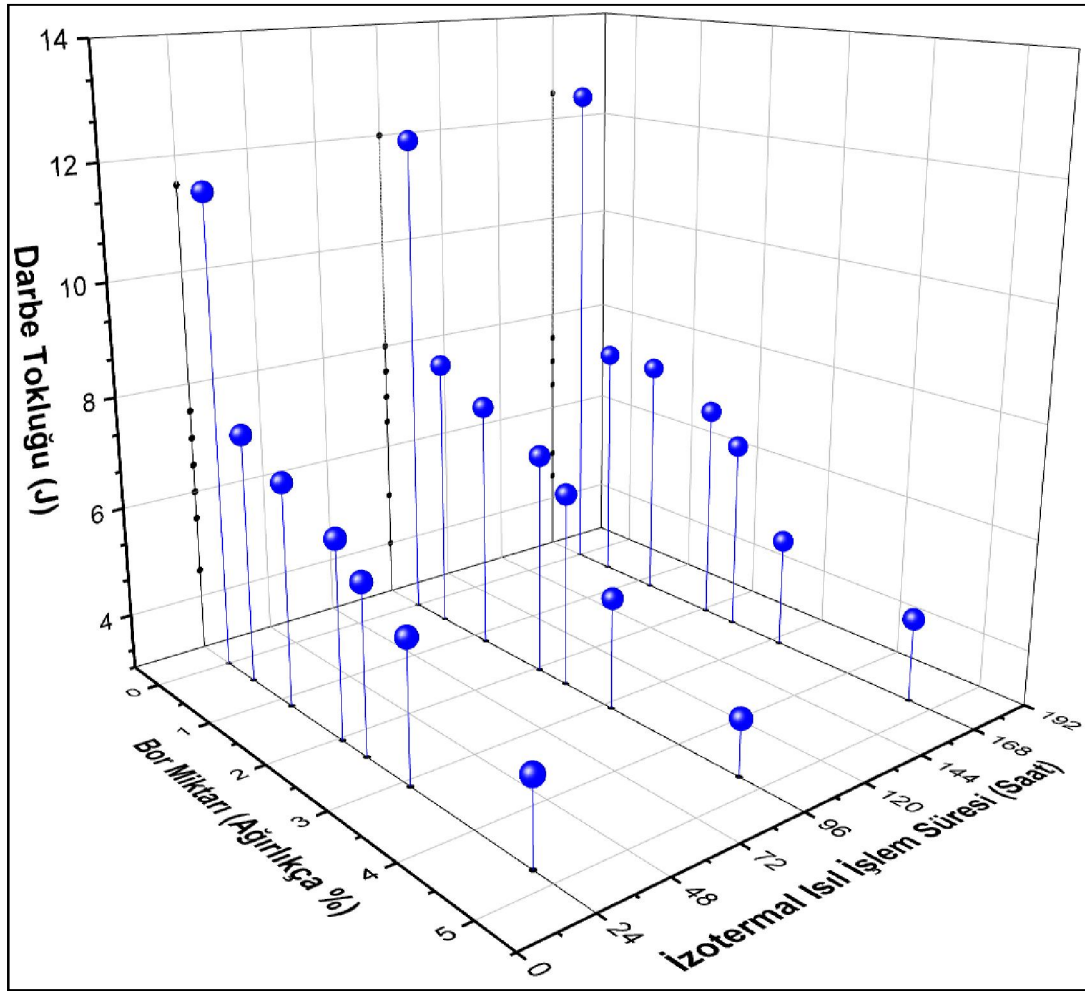
ile izotermal ısıt işlemleri ile toklukta meydana gelen artış bor içermeyen alaşıma göre çok daha fazladır. Ağırlıkça %0,48 bor içeriğinde izotermal ısıt işlemleri ile tokluk değeri yükselirken (4,3 J - 8,00 J), %4,75 bor içeriğinde %125 oranında artış gerçekleşmiştir.



Şekil 4.16. İşlemsiz ve ısıt işlem görmüş farklı oranlarda bor içeren alaşımların tokluk değerlerindeki değişim

Cr, Mn, Ti ve B elementleri Fe-C alaşımlarında çok güçlü karbür oluşturu elementlerdir. Deneysel çalışmada kullanılan çelik döküm alaşımı ağırlıkça %11,15 Cr, %1,024 Mn ve %0,178 Ti içermektedir. Deneysel çalışma kapsamında gerçekleştirilen mikroyapı incelemelerinde, çelik döküm alaşımın işlemsiz halde mikroyapısı martensitik matris ve matriste dentritler arası ağ (network) şeklinde teşekkül etmiş sivri uçlu ve keskin köşeli ötektik krom karbürlerden meydana gelmiştir, Resim 4.1 - Resim 4.8. Alaşımın yüksek oranda alaşım elementi (%11,65Cr) içermesi nedeniyle oda sıcaklığına soğuması sırasında martensitik matris oluşumu gerçekleşmiştir. Alaşıma bor ilaveleri, krom karbürlerde inceltme etkisi göstermiştir, Resim 4.2 - Resim 4.8. Ancak mikroyapıda tane sınırlarında

ağ şeklinde krom karbürler ile birlikte ötektik borürler oluşmuştur, Resim 4.2 - Resim 4.4. İlave olarak balık iskeleti (fishbone) şeklinde karbürler ve borürler meydana gelmiştir, Resim 4.8 b-d. Alaşımın ağırlıkça %2,44, %3,10 ve %4,75 bor içerikleri martensitik matriste ağ şeklinden farklı olarak rastgele dağılmış; çubuksu ve iğnemsî (rod/needle) karbür ve borürleri üretmiştir, Resim 4.5 - Resim 4.7 ve Resim 4.8 e-g. Karbür ve borürler matriste düzensiz dağılım sergilemiştir. Alaşımın %3,10 ve %4,75 bor içeriklerinde karbür/borür oranı artarak matris konumunu almıştır. Bu nedenle alaşımın bor içeriği arttıkça tokluk değerleri düşmüştür.

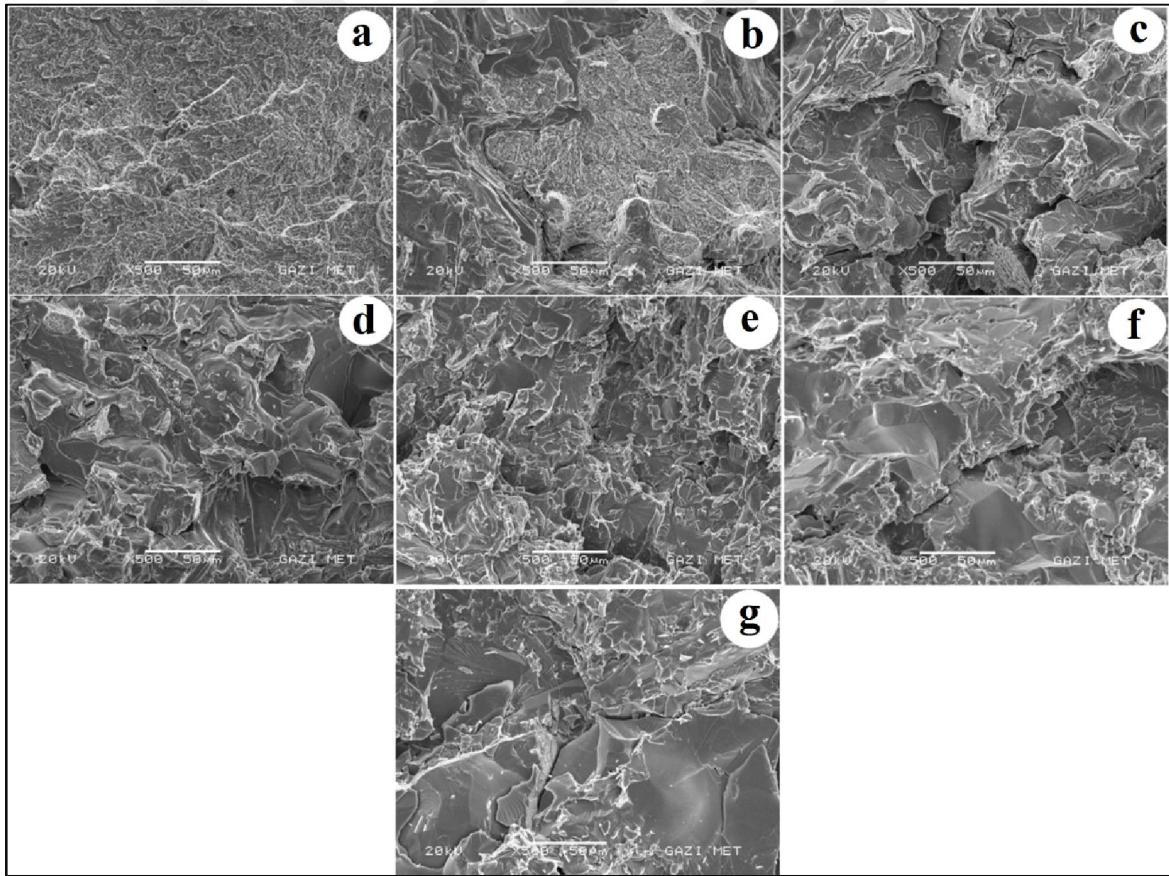


Şekil 4.17. Farklı oranlarda bor içeren numunelerin farklı sürelerde uygulanan sabit izotermal ısıt işlem sıcaklığı altında darbe tokluk değerlerindeki değişim

Şekil 4.17’de farklı oranlarda bor içeren numunelerin izotermal ısıt işlem süresine bağlı darbe tokluk değerlerindeki değişim verilmiştir. İzotermal ısıt işlemler sonucu sabit kimyasal kompozisyona sahip farklı oranlarda bor içeren alaşımın tokluk değerlerinde

belirgin bir iyileşme görülürken, izotermal ısıtma süresinin arttırılması sonucu tokluk değerlerini değiştirmediği görülmektedir.

İşlemsiz numunelerde bulunan yüksek Cr ve B elementleri zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramında faz dönüşüm eğrisini sağa doğru öteleyerek düşük soğuma hızlarında dahi matriste martensit oluşumunu sağlamaktadır. Tüm bu sebeplerden dolayı yüksek sertlikte martensitik matris ve yoğun karbür ağı tokluğu düşürmektedir [1, 2, 87, 88, 91]. Farklı oranlarda bor içeren numunelerin; martensitik matris, yüksek karbür/borür oran ve yüksek sertlik sonucu darbe testi sonrası depoladığı enerji düşük çıkmıştır (Çizelge 4.12). Benzer şekilde farklı araştırmacılar da çelik alaşımlarında yüksek bor oranlarının tokluğu önemli derecede düşürdüğünü belirtmişlerdir [3, 7, 16, 29, 72, 78, 104].



Resim 4.21. İşlemsiz numunelerin darbe testi sonrası kırık yüzey görüntüleri, a) Bor ilavesiz numune, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B

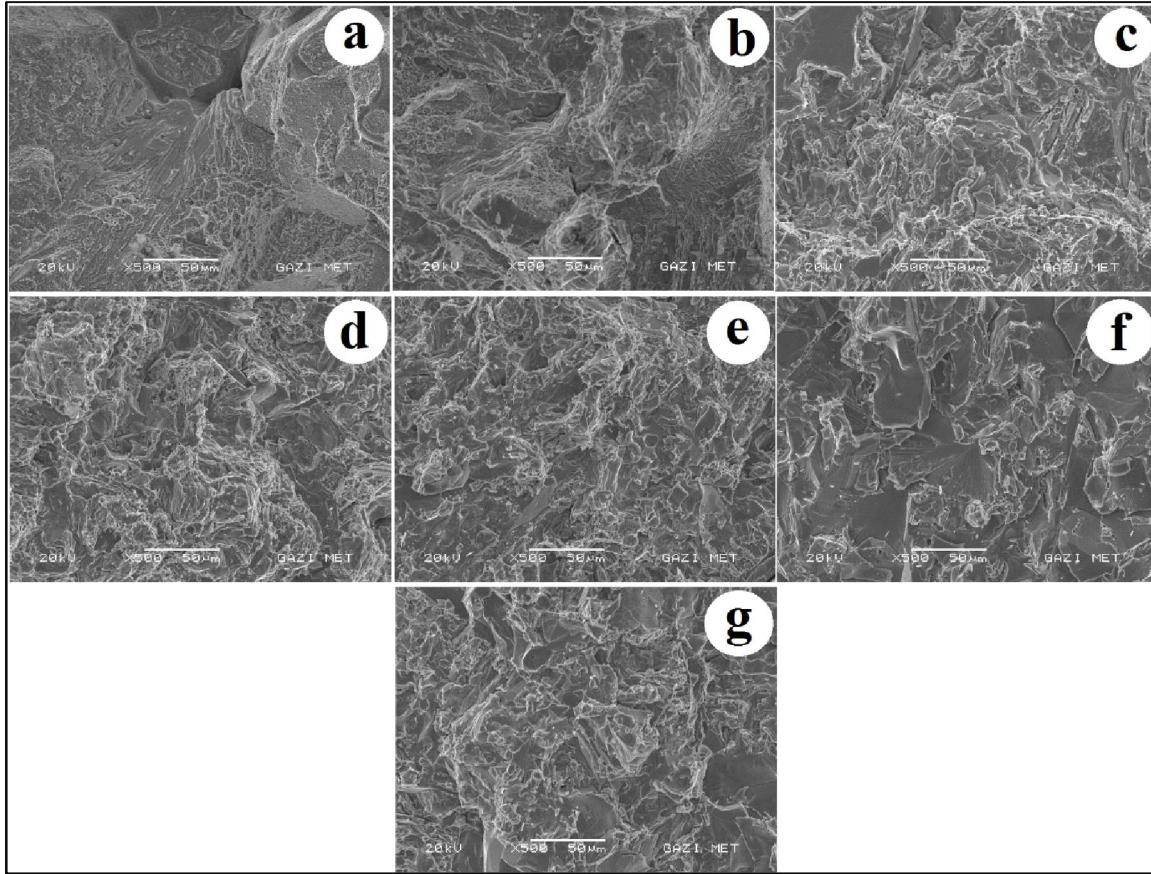
Bor içeremeyen ve farklı oranlarda bor içeren işlemsiz numunelerin SEM kırık yüzey görüntüleri Resim 4.21’de verilmiştir. Tüm numunelerde düzgün yüzey ayrılması

gerçekleşmiştir. SEM mikroyapılarında darbe testi sonrası kırık yüzeylerinde çözünmemiş bor gözlemlenmemiştir.

Mikroyapıda bulunan kalıntı östenit, çeliklerin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Kalıntı östenitin oranı; numunelerin kimyasal kompozisyonu, yapılan ısıtma işlem reçeteleri (östenitleme sıcaklığı, süresi ve temperleme işlemleri) ile değişmektedir. Yapılan araştırmalara göre; M_s sıcaklığını düşüren elementler kalıntı östenit oranını arttırırken, M_s sıcaklığını arttıran elementler ise kalıntı östenit oranını azaltmaktadır, [87]. Çizelge 4.6'da JMatPro ile elde edilen sonuçlara göre bor oranı arttıkça M_s sıcaklığının yükseldiği ve yükselen M_s sıcaklığı sonucunda mikroyapıda kalıntı östenit miktarının azaldığı literatürde bildirilmiştir [87].

XRD analizleri sonucu bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren numunelerin mikroyapısında kalıntı östenit tespit edilmiştir. Metalografik çalışmalar sonucu kalıntı östenitin dağlama sonrası renklenmemesi nedeniyle numunelerin kalıntı östenit hacim oranı hesaplanamamıştır. İzotermal ısıtma işlemler görmüş numunelerde yüksek sertliğe sahip martensitik matris, karbür/borür dağılım ve şekillerinde bir farklılık olmamasına rağmen darbe tokluk değerlerinde önemli artış olmuştur. Bu artışın izotermal ısıtma işlem sırasında mikro-segregasyonlarda azalma, karbür ve borürlerin uç ve kenarlarında keskin köşe etkisinin azalması ve kalıntı östenit hacim oranının azalmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. İlave olarak %4,75 bor içeriğinde izotermal ısıtma işlem ile toklukta %125 oranında artışın olması matriste faz dönüşümünü de ifade edebilir. Fakat matrisin sertlik değeri bu ifadeyi doğrulamamaktadır.

Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren numunelerin sabit sıcaklıkta (390 °C) 168 saat süre ile izotermal ısıtma işlem görmüş numunelerin darbe testi sonrası SEM kırık yüzey görüntülerinde (Resim 4.22) izotermal ısıtma işlem görmemiş numunelere benzer şekilde düzgün yüzey ayrılması gerçekleşmiştir. Isıtma işlem yapılmayan numunelere göre, izotermal ısıtma işlemler ile tokluk değerlerinde önemli derecede iyileşme görülürken, karbür/borür dağılım ve şekillerinde farklılık görülmediği gibi matris mikroyapısında da farklılık olmamıştır. Ortalama 800 HV sertliğe sahip martensit matris üzerinde dağılan ve ortalama 1500HV sertliğe sahip karbür/borürler düzgün yüzey ayrılmasının temel sebebidir.



Resim 4.22. 390 °C'de 168 saat izotermal ısıtım sonrası numunelerin kırık yüzey görüntüleri, a) Bor ilavesiz numune, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B

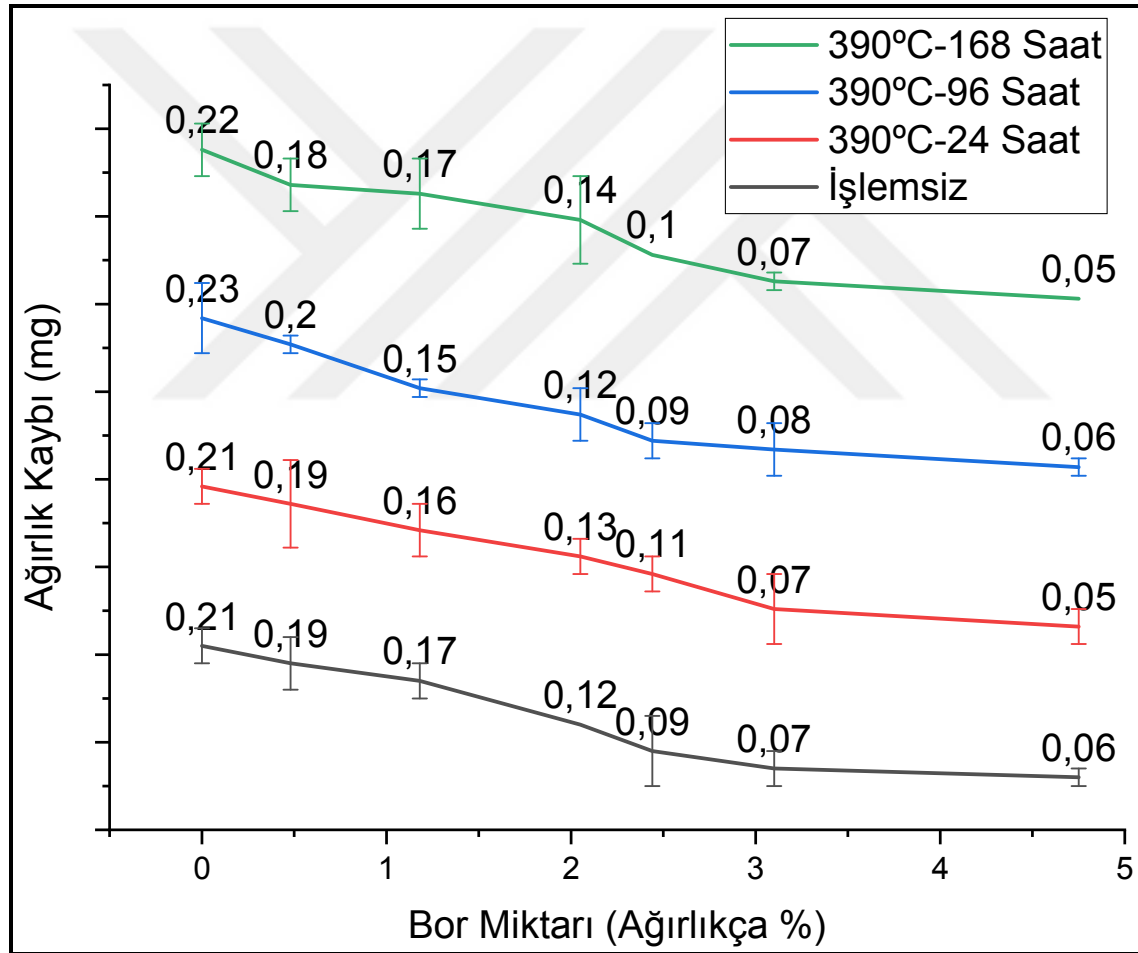
4.7.3. Aşınma testi sonuçları

Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımın işlemsiz ve 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat süre ile izotermal ısıtım işlemi uygulanmış numunelerin aşınma testi sonrası meydana gelen ağırlık kayıpları Çizelge 4.13 ve Şekil 4.18'de verilmiştir.

Aşınma test sonuçlarına göre işlemsiz alaşımın bor içeriği arttıkça ağırlık kaybı azalmıştır. Bor içermeyen işlemsiz çelik döküm alaşımında 0,21 g ağırlık kaybı ağırlıkça %2,05-4,75 bor aralığı bor içeriklerinde önemli derecede düşmüştür. En düşük ağırlık kaybı ağırlıkça 0,06 g ile %4,75 bor içeriğinde meydana gelmiştir. Bor içermeyen alaşımda gerçekleşen ağırlık kaybı %4,75 bor içeren numuneye göre yaklaşık olarak 3,5 kat daha fazladır. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren alaşımlarda izotermal ısıtım işlemlerinin ağırlık kaybı üzerinde etkili olmadığı tespit edilmiştir (Şekil 4.19).

Çizelge 4.13. İşlemsiz ve ısıtılmış ve ısıtılmış farklı oranlarda bor içeren alaşımların aşınma testi sonrası ağırlık kayıpları

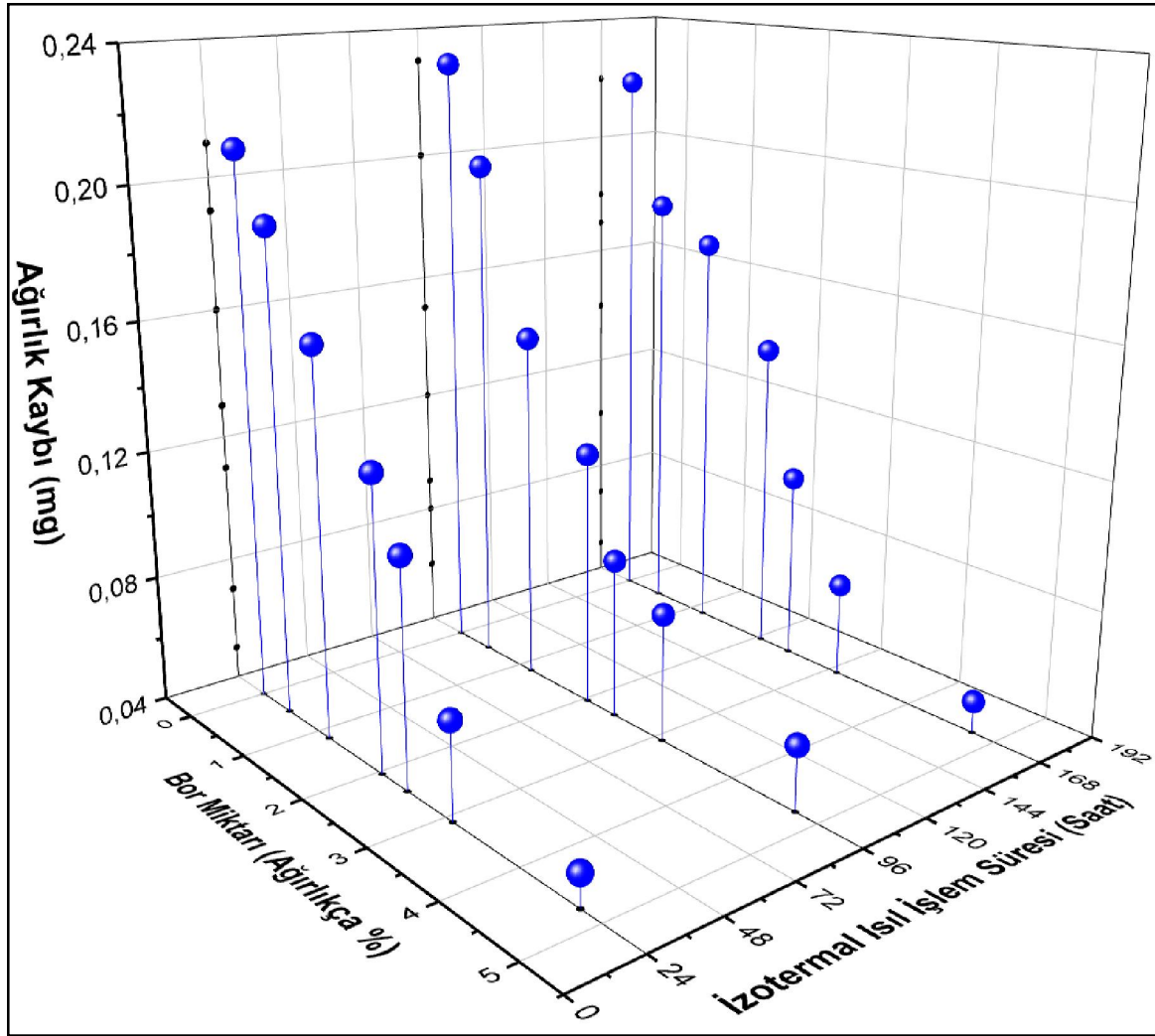
Bor Oranı (Ağırlıkça %)	İşlemsiz alaşımda ağırlık kaybı (g)	390 °C sıcaklıkta izotermal ısıtılmış alaşımlarda ağırlık kaybı (g)		
		24 saat	96 saat	168 saat
-	0,21 ± 0,02	0,21 ± 0,02	0,23 ± 0,04	0,22 ± 0,03
%0,48	0,19 ± 0,03	0,19 ± 0,05	0,20 ± 0,01	0,18 ± 0,03
%1,18	0,17 ± 0,02	0,16 ± 0,03	0,15 ± 0,01	0,17 ± 0,04
%2,05	0,12 ± 0,00	0,13 ± 0,02	0,12 ± 0,03	0,14 ± 0,05
%2,44	0,09 ± 0,04	0,11 ± 0,02	0,09 ± 0,02	0,10 ± 0,00
%3,10	0,07 ± 0,02	0,07 ± 0,04	0,08 ± 0,03	0,07 ± 0,01
%4,75	0,06 ± 0,01	0,05 ± 0,02	0,06 ± 0,01	0,05 ± 0,00



Şekil 4.18. Farklı oranlarda bor içeren işlemsiz ve 390 °C sıcaklıkta izotermal ısıtılmış numunelerin abrasif aşınma testinde bor oranına göre ağırlık kaybı

İşlemsiz bor içermeyen çelik döküm alaşımında aşınma direncini ortalama 800 HV sertlikte martensitik matris ve tane sınırlarında teşekkül eden 1200-2000 HV sertlikte ağ şeklinde krom karbürler tayin etmektedir. Sabit kimyasal kompozisyona sahip alaşıma bor

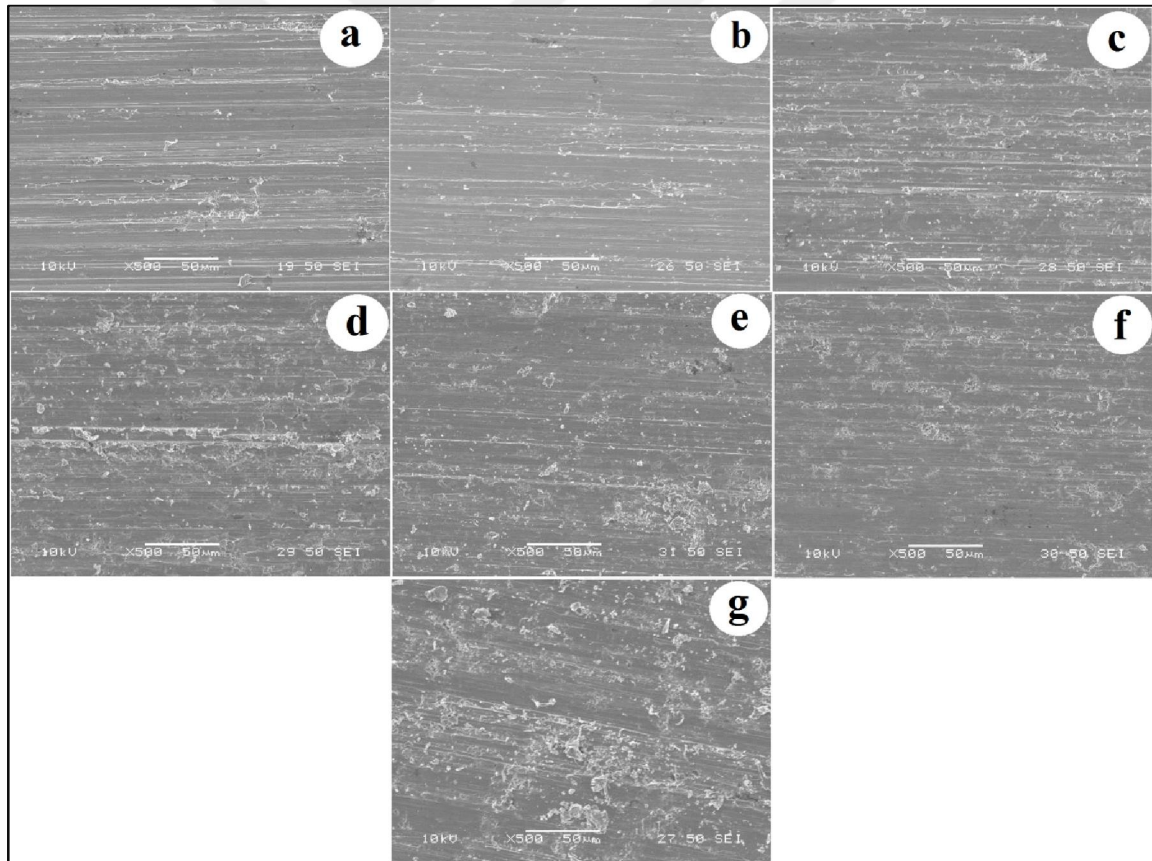
ilavelerinde ise mikroyapıda martensitik matris ve krom karbürler konumunu korumakla birlikte borürler meydana gelmiştir. Bu nedenle sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımında bor ilavesi arttıkça artan borür oranı aşınma direncini önemli derecede iyileştirmiştir. İlave olarak, alaşımın ağırlıkça %2,44, %3,10 ve %4,75 bor içerikleri martensitik matriste ağ şeklinden farklı olarak rastgele dağılmış, çubuksu ve iğnemsî (rod/needle) karbür/borürleri üretmiştir (Resim 4.5 - Resim 4.7 ve Resim 4.8 e-g). Özellikle %3,10 ve %4,75 bor içeriklerinde karbür/borür oranı artarak matris konumuna gelmiştir. Bu sebeple alaşımın %3,10 ve %4,75 bor içeriklerinde aşınma direnci en yüksek seviyeye yükselmiştir.



Şekil 4.19. Farklı oranlarda bor içeren numunelerin farklı sürelerde uygulanan sabit izotermal ısıtma işlem sıcaklığı altında aşınma testi sonrası ağırlık kaybı değerlerindeki değişim

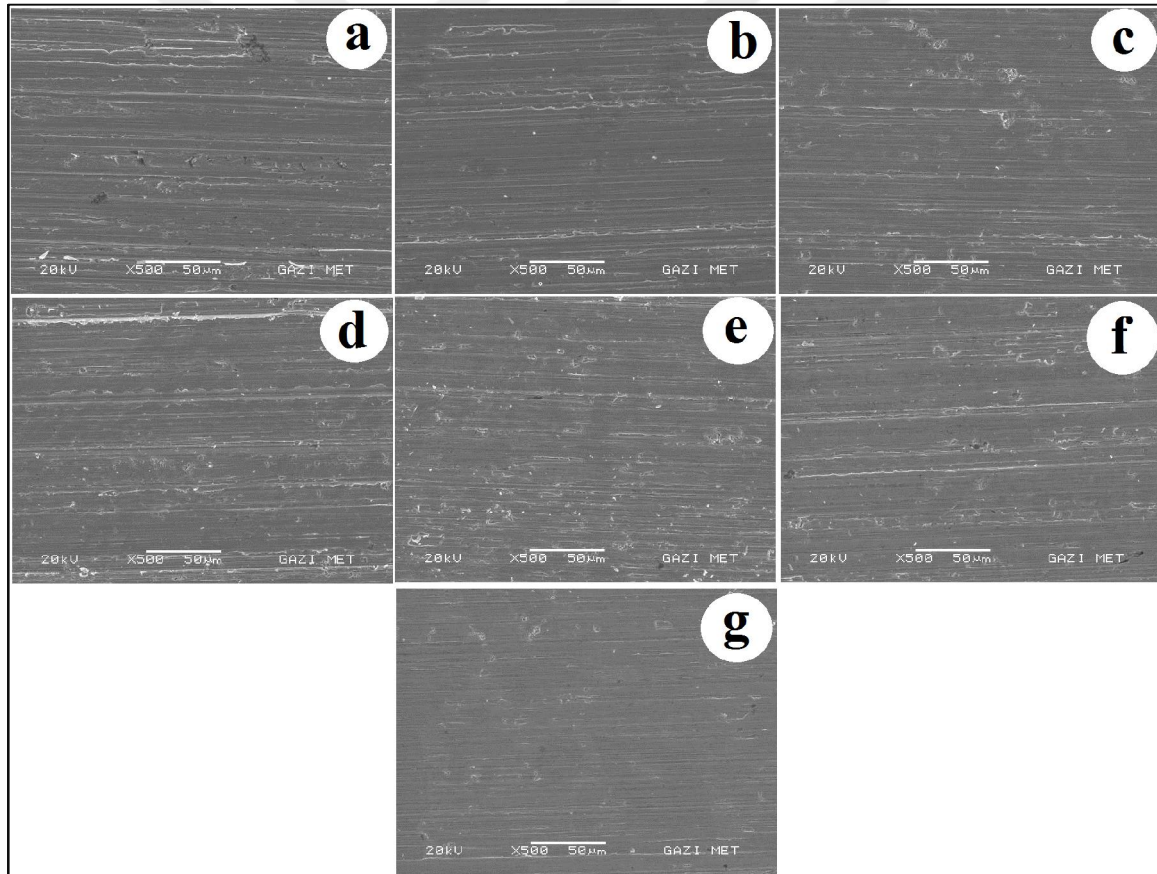
Birçok araştırmacı [10, 37, 97, 105], deneysel çalışmada kullanılan alaşımın kimyasal bileşimine yakın kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımlarında yüksek bor oranlarının abrasif aşınma direncini önemli derecede iyileştirdiğini açıklamıştır.

Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren işlemsiz numunelerin aşınma testi sonrası SEM görüntüleri Resim 4.23'te verilmiştir. Her bir bor oranı için, abrasif aşınma tipi olan sürtünme aşınması (plowing) [106] meydana gelmiştir. Yüksek sertliğe sahip martensitik matriste dağılan karbür/borür ağları nedeniyle abrasif aşınma ile ağırlık kaybı oldukça düşüktür. Birçok araştırmacı [37, 79, 81, 97, 105, 107] deneysel çalışmada kullanılan alaşımın kimyasal bileşimine yakın kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımlarında abrasif aşınma testlerinde yüksek aşınma dayanımı elde etmişlerdir. Literatür çalışmaları ile bu çalışmada elde edilen sonuçlar birbiri ile son derece uyumludur.



Resim 4.23. Farklı bor oranına sahip işlemsiz numunelerde abrasif aşınma testinde oluşan yüzey görüntüleri, a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B

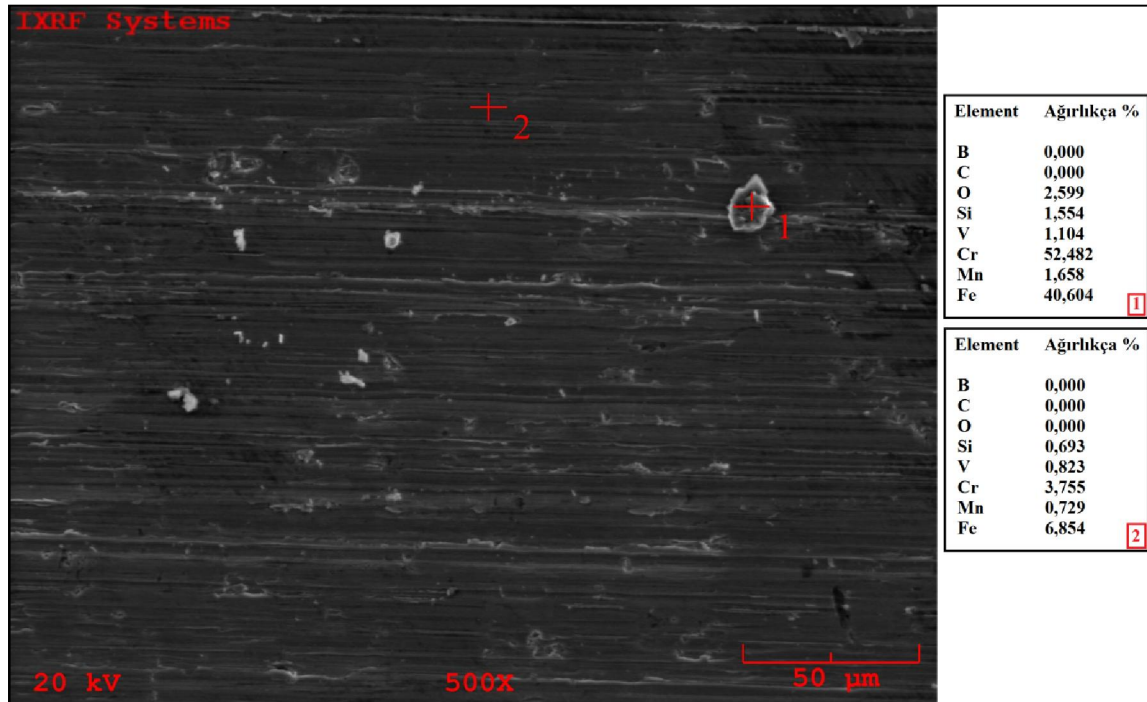
Nispeten büyük boyutlu ve uyumsuz çökeltiler (incoherent precipitates) veya karbürler sürtünme aşınmasının (abrasive wear) azaltılmasında önemli rol oynarlar. Aşınma sürecinde çökeltiler ve karbür/borürlere göre daha düşük sertliğe sahip matris önce aşınır ve uygulanan yükün büyük bir kısmı sert karbürlere doğru kayar. Uyumsuz karbürlerde, sert karbürlerin sürtünerek aşınması ve yorulma sonucu karbürlerin matris ve karbürlerden bağının kopması olmak üzere iki tür yavaş aşınma süreçleri mevcuttur. Yüksek alaşımlı beyaz dökme demirlerin ortalama %30 karbür hacim oranında en iyi sürtünme aşınmasına karşı direnç sağladığı vurgulanmaktadır. Sürtünme aşınmasını güçlendirici ikincil fazların yönelimi, boyutu, elastik modülü, sertliği ve kırılgenlığı aşınma dayanımını etkilemektedir. Bazı alaşımlarda, alaşımlı beyaz dökme demirlerde olduğu gibi, matrsten sert olan ikincil fazlar sürtünme aşınmasına karşı matrisi koruduğı belirlenmiştir [106].



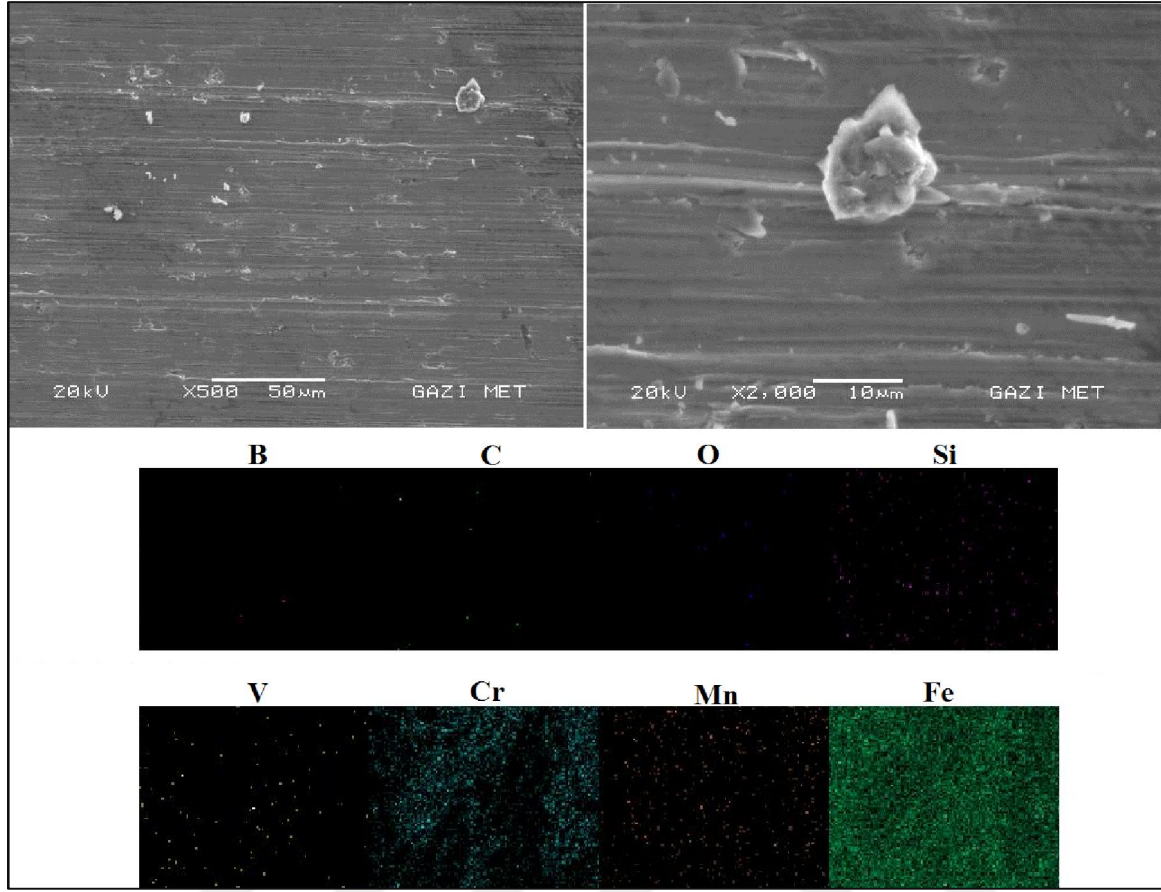
Resim 4.24. Farklı bor oranına sahip 390 °C sıcaklıkta 168 saat süre ile izotermal ısıtım işlem uygulanmış numunelerde abrasif aşınma testinde oluşan yüzey görüntüleri: a) Bor ilavesiz, b) %0,48 B, c) %1,18 B, d) %2,05 B, e) %2,44 B, f) %3,10 B, g) %4,75 B

Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımın östenitleme sonrası 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat süre ile izotermal ısıt işlemlerinin aşınma direncini değiştirmemesinin mikroyapıda faz dönüşümünün gerçekleşmemesi ve karbür/borürlerde dikkate değer bir farklılığın meydana gelmemesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. İzotermal ısıt işlemlerinin, mikro-segregasyonlarda azalma ve bor oranına bağlı olarak M_s sıcaklığındaki değişim sonucu mikroyapıda kalıntı östenit miktarındaki azalma ile alaşımın makro sertlik ve darbe tokluğunu iyileştirirken, karbür/borürlerin dağılım ve şekillerinde herhangi bir farklılık meydana getirmemiştir. Bu durum aşınma test sonuçlarına da yansyarak aşınma üzerinde matristen daha çok yüksek hacim oranına sahip karbür/borürler etkili olmuştur (Resim 4.24).

390 °C sıcaklıkta 168 saat süre ile izotermal ısıt işlem görmüş ağırlıkça %4,75 bor içeren numunenin aşınma testi sonrası EDS analizi ile element dağılımı belirlenmiştir (Resim 4.25 ve Resim 4.26). Resim 4.25'te 1 numaralı bölgenin (parçacığın) ve matrisin kromca zengin olduğu belirlenmiştir. Parçacığın üzerinde olduğu aşınmadan kaynaklanan çizgisel bölge SEM kullanılarak boydan boya incelenmiş ve numuneden kopan bir parça olmadığı tespit edilmiştir.



Resim 4.25. Ağırlıkça %4,75 bor içeren numunenin aşınma testi sonrası EDS analizi



Resim 4.26. Ağırlıkça %4,75 bor içeren numunenin aşınma testi sonrası element dağılım haritası

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

5.1. Tez Çalışmasında Elde Edilen Sonuçlar

Bu çalışmada, sabit kimyasal kompozisyona sahip ağırlıkça %0,48C, %0,43Si, %1,02Mn ve %11,15 Cr içeren ötektoid altı çelik döküm alaşımına farklı oranlarda (%0,5-5) bor ilaveleri ve izotermal ısıt işlemlerinin mikroyapı, sertlik, aşınma direnci ve tokluk üzerine etkisinin araştırıldığı deneysel çalışmalarda aşağıda verilen sonuçlar elde edilmiştir.

1. Bor içermeyen çelik döküm alaşımın mikroyapısı martensitik matris ve tane sınırlarında ağ şeklinde (network) teşekkül etmiş M_7C_5 (M:Cr, Fe) karbürlerden oluşmuştur.
2. Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşıma yapılan bor ilavelerinde mikroyapıda martensitik matris ile birlikte ağ şeklinde (network) borür ve bor karbürlerin (Fe_2B ve $(Cr, Fe)_7(C, B)_5$) karışımından meydana gelen ötektik faz gözlemlenmiştir.
3. Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşıma ilave edilen bor miktarı arttıkça borür ve karbürlerin oranı artmış ve ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeren numunelerde sırasıyla %60 ve %69 karbür/borür oranları matris konumunu almışlardır.
4. Bor konsantrasyonu ağırlıkça %2,05'den yüksek olduğu sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımlarında faz bileşimi değişmemekle birlikte Fe_2B ve $(Cr, Fe)_7(C, B)_5$ miktarı artmıştır.
5. Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımda ağırlıkça %0,48-2,05 bor içeriği martensit tane sınırlarında ağ ve iskelet (fishbone) şekline sahip karbür/borürlerin oluşumunu sağlarken daha fazla bor oranları rastgele dağılmış çubuk ve iğnemi (rod/needle) şeklinde karbür/borürleri meydana getirmiştir.
6. Ağırlıkça %4,75 bor içeren sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımında çubuk şekline dönüşmüş karbür ve borürler kabalaşmıştır.
7. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşıma 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası, 390 °C sabit sıcaklıkta 24, 96 ve 168 saat sürelerde uygulanan izotermal ısıt işlemlerin martensitik yapıya sahip matrisi ve karbür/borürlerin dağılımı ile birlikte geometrik şekillerini değiştirmemiştir.

8. Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımın içerdiği bor miktarı arttıkça makro sertlik artmış ve ağırlıkça %4,75 bor içeriğinde 66,3 HRC ile maksimum değere yükselmiştir.
9. Bor içermeyen sabit kimyasal bileşime sahip işlemsiz çelik döküm alaşımın makro sertlik değeri 51,8 HRC'den izotermal ısıtılma işlemi sonrası 60,67 HRC'ye yükselmiştir.
10. Ağırlıkça %0,48 bor içeren sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımın 54,6 HRC sertlik değeri 24, 96 ve 168 saat izotermal ısıtılma süreleri ile sırasıyla 59,50, 59,00 ve 63,17 HRC değerlerine yükselmiştir. Ancak izotermal ısıtılma süreleri ile sertlik değerinde artış ağırlıkça %1,18, %2,05 ve %2,44 bor oranlarında azalmış ve daha yüksek bor oranlarında ise azalma eğilimi göstermiştir.
11. Farklı oranlarda bor içeren numunelerin matris ve karbürlerin mikro sertlikleri bor ilavesi arttıkça artmış ve %4,75 bor içeriğinde martensitik matris 963,0 HV ve karbürler 2178 HV ile maksimum değerlere ulaşmıştır.
12. Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımın tokluk değeri bor içeriği arttıkça azalmıştır. Bor içermeyen işlemsiz çelik döküm alaşımında 7,6 J tokluk değeri ağırlıkça %0,48 bor içeriğinde 4,3 J değerine düşmüştür. Alaşımın tokluğu bor içeriği arttıkça sürekli düşmüş ve en yüksek karbür/borür oranına (%69) sahip ağırlıkça %4,75 bor içeriğinde 2,0 J değeri ile en düşük seviyeye gelmiştir.
13. Bor içermeyen sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımın darbe tokluğu izotermal ısıtılma işlemi süreleri arttıkça artmış ve 168 saat süre ile izotermal ısıtılma işlemi sonrası 12,5 J değerine yükselmiştir.
14. Bor içeren alaşımlarda izotermal ısıtılma işlemleri ile darbe tokluk değerlerinde meydana gelen artış bor içermeyen numuneye göre çok daha fazladır ve ağırlıkça %4,75 bor içeriğinde 4-4,5 J ortalama değerleri elde edilmiştir. Ancak, izotermal ısıtılma işlemleri ile darbe tokluk değerlerinde elde edilen en yüksek sonuç 8J ile ağırlıkça %0,48 bor içeriğinde gerçekleşmiştir.
15. Bor içermeyen, farklı oranlarda bor içeren işlemsiz ve izotermal ısıtılma işlemi uygulanmış sabit kimyasal bileşime sahip çelik dökümlerin darbe testi sonrası numunelerin kırık yüzeylerinde düzgün yüzey ayrılması gerçekleşmiştir.
16. Sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımın abrasif aşınma direnci bor içeriği arttıkça artmış ve ağırlıkça %4,75 bor içeriğinde en yüksek seviyeye yükselmiştir.
17. Bor içermeyen ve farklı oranlarda bor içeren sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımlarda izotermal ısıtılma işlemlerinin abrasif aşınma direnci üzerinde etkili olmadığı tespit edilmiştir.

18. Bor içermeyen sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşıma uygulanan izotermal ısıtma işlemleri aşınma dayanımını değiştirmeksizin, sertlik ve tokluk değerlerinde iyileşme sağlamıştır.
19. İşlemsiz ve farklı sürelerde izotermal ısıtma işlem görmüş sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımların aşınma testi sonrası ağırlık kayıpları bor oranına bağlı olarak azalmıştır. Yüksek sertliğe sahip numunelerin aşınma yüzeyleri SEM altında incelenmesi sonucu abrasif aşınma tipi olan sürünme aşınması (plowing) meydana gelmiştir.
20. Aşınma testi sonrası ağırlıkça %4,75 bor içeren numune için SEM kullanılarak yüzey haritalaması çıkartılmış ve aşınma testi sırasında numune yüzeyinden herhangi bir parçanın kopmadığı belirlenmiştir.

5.2.Öneriler

1. Ağırlıkça %2,05 B içeren çelik alaşımın faz dönüşüm sıcaklıklarının tespiti için ASTM A1033 [83] standardına uygun olarak hazırlanan numuneler üzerinde (Boy: 10mm $\pm$ 0,13 / Çap: 4mm $\pm$ 0,0025mm), Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme ve Mükemmeliyet Merkezinde BAEHR marka deformasyon dilatometresi kullanılarak dilatometre analizi yapılmıştır. Dilatometre ünitesine girilen kimyasal kompozisyon doğrultusunda, östenitleme sıcaklığı 1050 °C olarak belirlenmiştir. Her bir numune, vakum altında 1 °C/sn ısıtma hızında olmak üzere, 1050 °C’de 1 saat süre ile östenitleme sonrası 75 °C/sn soğutma hızında 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 ve 700 °C sıcaklıklarına soğutulmuş ve bu sıcaklıklarda 22 saat süre ile tutulmuştur. Daha sonra numuneler 20 °C/sn hızında 50 °C sıcaklığa soğutulmuştur. Isıtma ve soğutma sırasında elde edilen veriler; zaman (sn), boyut değişimi (μ m), boyut değişimi (%) ile boyut değişimi (μ m) - sıcaklık (°C) ve zaman (sn) - mühendislik gerinimi değerleri elde edilmiştir. Ancak metalografik incelemelerde dilatometre analizi ile faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin tespit edilemediği belirlenmiştir. Bu nedenle yukarıda verilen şartlarda dilatometre analizi için 22 saatten daha fazla sürelerin kullanılması gerekir.
2. Bu çalışmada kullanılan sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımın ağırlıkça %0,48-4,75 bor içeriklerinde faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin tespiti için 1050 °C sıcaklıkta 1 saat süre ile östenitleme sonrası, 390 °C sabit sıcaklıkta 168 saat süreden daha uzun izotermal ısıtma işlemleri sürelerinin kullanılması önerilir.

3. Bu çalışmada kullanılan sabit kimyasal bileşime sahip çelik döküm alaşımın ağırlıkça %3,10 ve %4,75 bor içeriklerinde karbür/borür oranları artarak matris konumunu almışlardır. Bu nedenle alaşımda izotermal ısıt işlemleri ile faz dönüşümünün belirlenmesi oldukça zordur. İzotermal ısıt işlemleri ile faz dönüşüm sıcaklık ve sürelerinin tespiti için ağırlıkça %3,10 bor içeriğinden daha düşük bor içeriklerinin kullanılması önerilir.
4. Farklı oranlarda bor içeren çelik döküm alaşımlarında meydana gelen borürlerin geometrik şekilleri ve dağılımları TEM analizi ile belirlenmelidir.
5. Yüksek Cr oranı, bor ilaveleri sonucu numunelerin üzerine etkilerini net bir şekilde görülmemesine neden olmuştur. Daha düşük oranlarda Cr oranı önerilmektedir.



KAYNAKLAR

1. Bhadeshia, H. and Honeycombe, R. (2017). *Steels: Microstructure and Properties*. United Kingdom: Elsevier, 1-237.
2. Krauss, G. (2015). *Steels: Processing, Structure, and Performance*. Ohio: American Society for Metals, 15-217.
3. Banerji, S. K. (1979). *Boron in Steel: Proceedings of the International Symposium on Boron Steels*. Milwaukee: The American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 61-120.
4. Hwang, B., Suh, D. W., and Kim, S. J. (2011). Austenitizing temperature and hardenability of low carbon boron steels. *Scripta Materialia*, 64(12), 1118-1120.
5. Llewellyn, D. and Cook, W. (1974). Metallurgy of boron treated low alloy steels. *Metals Technology*, 1(1), 517-529.
6. Davis, J., Mills, K., and Lampman, S. (1990). *Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*. Ohio: American Society for Metals, 300-500.
7. Suri, A., Subramanian, C., Sonber, J. K., and Murthy, T. C. (2010). Synthesis and consolidation of boron carbide: a review. *International Materials Reviews*, 55(1), 4-40.
8. Egorov, M., Sapozhnikov, Y. L., and Shakhnazarov, Y. V. (1989). Effect of carbon content on the structure, hardness, and thermal stability of boron chromium cast steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 31(5), 387-391.
9. Fu, H. G., Fu, D. M., and Xing, J. D. (2008). Investigations on the cast boron steel guide roller and its application in steel wire rod mill. *Materials and Manufacturing Processes*, 23(2), 123-129.
10. Fu, H. G., Xing, J. D., Lei, Y. P., and Huang, L. M. (2011). A study on the wear behavior of cast boron steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(9), 1665-1670.
11. Fu, H., Wu, Z., and Xing, J. (2007). Investigation of quenching effect on mechanical property and abrasife wear behaviour of high boron cast steel. *Materials Science and Technology*, 23(4), 460-465.
12. Lentz, J., Röttger, A., and Theisen, W. (2015). Solidification and phase formation of alloys in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system. *Acta Materialia*, 99, 119-129.
13. Röttger, A., Lentz, J., and Theisen, W. (2015). Boron alloyed Fe–Cr–C–B tool steels - thermodynamic calculations and experimental validation. *Materials & Design*, 88, 420-429.

14. Çarboğa, C. (2010). *Düşük Karbonlu Çeliklere Bor İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
15. Lin, H. R. and Cheng, G. H. (1990). Analysis of hardenability effect of boron. *Materials Science and Technology*, 6(8), 724-730.
16. Organisation for European Economic Co-Operation. (1953). *Boron steel*. United States of America: California University, 1-140.
17. Düzcükoğlu, H. and Çetintürk, S. (2015). Effect of Boron addition on mechanical properties of 60SiCr7 steel. *International Journal of Materials, Mechanics and Manufacturing*, 2, 117-120.
18. El-Shennawy, M., Farahat, A. I., Masoud, M. I., and Abdel-Aziz, A. I. (2016). Effect of boron content on metallurgical and mechanical characteristics of low carbon steel. *International Journal of Mechanical Engineering*, 5 (2), 1, 14.
19. Melloy, G., Summon, P., and Podgursky, P. (1973). Optimizing the boron effect. *Metallurgical Transactions*, 4(10), 2279-2289.
20. Sharma, M., Ortlepp, I., and Bleck, W. (2019). Boron in heat treatable steels: a review. *Steel Research International*, 90(11), 1900133.
21. Nakasato, F. and Takahashi, M. (1979). Effects of boron, titanium, and nitrogen on the hardenability of boron treated steels for heavy machinery. *Metals Technology*, 6(1), 102-105.
22. Yamanaka, K. and Ohmori, Y. (1977). Effect of boron on transformation of low carbon low alloy steels. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 17(2), 92-101.
23. Ueno, M. and Itoh, K. (1988). New empirical formula for estimation of hardenability from chemical compositions. *Tetsu-to-Hagané*, 74(6), 1073-1080.
24. Li, Y. J., Ponge, D., Choi, P., and Raabe, D. (2015). Segregation of boron at prior austenite grain boundaries in a quenched martensitic steel studied by atom probe tomography. *Scripta Materialia*, 96, 13-16.
25. Enomoto, M., White, C., and Aaronson, H. (1988). Evaluation of the effects of segregation on austenite grain boundary energy in Fe-Cx alloys. *Metallurgical Transactions A*, 19(7), 1807-1818.
26. Zheng, Y., Wang, F., Li, C., and He, Y. (2017). Dissolution and precipitation behaviors of boron bearing phase and their effects on hardenability and toughness of 25CrMoNbB steel. *Materials Science and Engineering: A*, 701, 45-55.
27. McMahon, C. (1980). The role of solute segregation in promoting the hardenability of steel. *Metallurgical Transactions A*, 11(3), 531-535.
28. Grange, R. (1973). Estimating the hardenability of carbon steels. *Metallurgical Transactions*, 4(10), 2231-2244.

29. Corbett, R. and Williams, A. (1945). *Effects of Boron in Steel*. United States of America: Bureau of Mines, 1-21.
30. Simcoe, C., Elsea, A., and Manning, G. (1955). Study of the effect of boron on the decomposition of austenite. *Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, 7(1), 193-200.
31. Kapadia, B., Brown, R., and Murphy, W. (1968). The influence of nitrogen, titanium, and zirconium on the boron hardenability effect in constructional alloy steels. *Transactions of the Metallurgical Society*, 242.
32. Zhu, H., Sun, J., Wang, W., Wang, W., Lei, J., and Xue, Z. (2019). Experimental investigation on segregation and remelting behaviors of boron containing steel with low carbon. *Results in Physics*, 12, 67-72.
33. Hale, G. and Nutting, J. (1984). Overheating of low alloy steels. *International Metals Reviews*, 29(1), 273-298.
34. Wang, Y. N., Bao, Y. P., Wang, M., Zhang, L. C., and Chen, Y. N. (2013). Basic research on precipitation and control of BN inclusions in steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 44(5), 1144-1154.
35. Bai, J., Cui, Y., Wang, J., Dong, N., Saqlain Qurashi, M., Wei, H., and Han, P. (2018). Effect of boron addition on the precipitation behavior of S31254. *Metals*, 8(7), 497.
36. Watanebe, S., Ohtani, H., and Kunitake, T. (1983). The influence of dissolution and precipitation behavior of M₂₃(C,B)₆ on the hardenability of boron steels. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 23(2), 120-127.
37. Ma, S. and Zhang, J. (2016). Wear resistant high boron cast alloy-a review. *Review on Advanced Materials Science*, 44, 54-62.
38. Barrett, C. S., CS, B., and TB, M. (1980). *Structure of Metals: Crystallographic Methods, Principles and Data*. United States of America: Pergamon, 30-150.
39. Hume-Rothery, W. and Raynor, G. V. (1936). *The Structure of Metals and Alloys*. London: Institute of Metals, 5-30.
40. Hasiguti, R. R. and Kamoshita, G. I. (1954). Internal friction of alpha-iron due to boron atoms. *Journal of the Physical Society of Japan*, 9(4), 646-647.
41. Thomas, W. and Leak, G. M. (1955). Condition of boron in alpha iron. *Nature*, 176(4470), 29-31.
42. NJ, C., Graham, E., Christodoulou, P., LK, B., and SF, P. (2001). Mode of boron solubility in ferrous alloys. *Materials Transactions*, 42(3), 496-501.
43. Lucci, A., Della Gatta, G., and Venturello, G. (1969). On the solubility of boron in high purity alpha iron. *Metal Science Journal*, 3(1), 14-17.

44. Goldhoff, R. and Spretnak, J. (1957). Distribution of boron in gamma iron grains. *Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, 9(10), 1278-1283.
45. Ino, H., Takagi, S., and Sugeno, T. (1967). On the relaxation strength of the snoek peak. *Acta Metallurgica*, 15(1), 29-34.
46. Lucci, A. and Venturello, G. (1971). Comments on the condition of boron in α -iron. *Scripta Metallurgica*, 5(1), 17-24.
47. Busby, P. E., Warga, M. E., and Wells, C. (1953). Diffusion and solubility of boron in iron and steel. *Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, 5(11), 1463-1468.
48. Nicholson, M. (1954). Constitution of iron boron alloys in the low boron range. *Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, 6(2), 185-190.
49. Luitjohan, K. E., Krane, M. J. M., Ortalan, V., and Johnson, D. R. (2018). Investigation of the metatectic reaction in iron boron binary alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 732, 498-505.
50. White, C. and Coghlan, W. (1977). The spectrum of binding energies approach to grain boundary segregation. *Metallurgical Transactions A*, 8(9), 1403-1412.
51. Aust, K. (1974). Selective segregation at grain boundaries. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 13(1), 133-143.
52. Harries, D. and Marwick, A.. (1980). Non equilibrium segregation in metals and alloys. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 295(1413), 197-207.
53. Aust, K. T., Hanneman, R. E., Niessen, P., and Westbrook, J. H. (1968). Solute induced hardening near grain boundaries in zone refined metals. *Acta Metallurgica*, 16(3), 291-302.
54. Bercovici, S., Hunt, C., and Niessen, P. (1970). A model of vacancy flux induced segregation to grain boundaries during cooling. *Journal of Materials Science*, 5(4), 326-330.
55. Karlsson, L. and Norden, H. (1986). Grain boundary segregation of boron - an experimental and theoretical study. *Le Journal de Physique Colloques*, 47(C7), C7-257-C257-262.
56. Shigesato, G., Fujishiro, T., and Hara, T. (2014). Grain boundary segregation behavior of boron in low alloy steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(4), 1876-1882.
57. Wang, X. and He, X. (2002). Effect of boron addition on structure and properties of low carbon bainitic steels. *Iron and Steel Institute of Japan International*, 42, 38-46.

58. Williams, T., Stoneham, A., and Harries, D. (1976). The segregation of boron to grain boundaries in solution treated type 316 austenitic stainless steel. *Metal Science*, 10(1), 14-19.
59. Karlsson, L. and Norden, H. (1988). Non equilibrium grain boundary segregation of boron in austenitic stainless steels-I fine segregation behaviour. *Acta Metall*, 36, 13-27.
60. Karlsson, L., Norden, H., and Odelius, H. (1988). Non equilibrium grain boundary segregation of boron in austenitic stainless steel-I large scale segregation behaviour. *Acta metallurgica*, 36(1), 1-12.
61. Keown, S. and Pickering, F. (1977). Some aspects of the occurrence of boron in alloy steels. *Metal Science*, 11(7), 225-234.
62. Sakuraya, K., Okada, H., and Abe, F. (2006). Influence of heat treatment on formation behavior of boron nitride inclusions in P122 heat resistant steel. *Iron and Steel Institute of Japan International*, 46(11), 1712-1719.
63. Suzuki, S. and Tanino, M. (2007). Role of grain boundary segregation in austenite decomposition of low alloyed steel. *Trans Tech Publications*, 965-970.
64. Maitrepierre, P., Thivellier, D., and Tricot, R. (1975). Influence of boron on the decomposition of austenite in low carbon alloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, 6(2), 287.
65. Nicholson, M. (1957). Solubility of boron in Fe₃C and variation of saturation magnetization, curie temperature, and lattice parameter of Fe₃(C,B) with composition. *Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, 9(1), 1-6.
66. Suski, C. and de Oliveira, C. (2013). Effects of austenitization temperature on the microstructure of 15BCr30 and P122 boron steels. *Materials Research*, 16(4), 803-810.
67. Sourmail, T., Okuda, T., and Taylor, J. (2004). Formation of chromium borides in quenched modified 310 austenitic stainless steel. *Scripta Materialia*, 50(10), 1271-1276.
68. Xing, J., Yang, Y., and Tang, S. (2017). Effect of boron concentration on microstructures and properties of Fe-B-C alloy steel. *Journal of Materials Research*, 32(16), 3078-3088.
69. Astini, V., Prasetyo, Y., and Baek, E. (2012). Effect of boron addition on the microstructure and mechanical properties of 6.5%V-5%W high speed steel. *Metals and Materials International*, 18(6), 923-931.
70. Jiménez, J. A., González-Doncel, G., and Ruano, O. A. (1995). Mechanical properties of ultrahigh boron steels. *Advanced Materials*, 7(2), 130-136.
71. Lv, Z., Fu, H., Xing, J., Ma, S., and Hu, Y. (2016). Microstructure and crystallography of borides and mechanical properties of Fe-B-C-Cr-Al alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 662, 54-62.

72. Ma, S., Xing, J., Liu, G., Yi, D., Fu, H., Zhang, J., and Li, Y. (2010). Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe-3.5 B alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 527(26), 6800-6808.
73. Zhang, H., Fu, H., Jiang, Y., Guo, H., Lei, Y., Zhou, R., and Cen, Q. (2011). Effect of boron concentration on the solidification microstructure and properties of Fe-Cr-B alloy. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 42(8), 765-770.
74. Kapadia, B. (1987). Effect of boron additions on the toughness of heat treated low alloy steels. *Journal of Heat Treating*, 5(1), 41-53.
75. J Jiménez, J. A., González-Doncel, G., Acosta, P., and Ruano, O. A. (1994). Superplastic behavior of two ultrahigh boron steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25(6), 1241-1248.
76. Li, F. and Li, Z. (2014). Study on improvement of hard phase morphology and properties of hypoeutectic Fe-C-B alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 587, 267-272.
77. Hardell, J., Pelcastre, L., and Prakash, B. (2010). High temperature friction and wear characteristics of hardened ultra high strength boron steel. *Journal of Engineering Tribology*, 224(10), 1139-1151.
78. Xu, L. J., Zhang, G. S., Li, J. W., Dong, Z. W., and Wei, S. Z. (2011). Research on microstructure and mechanical properties of high boron cast steel, *Advanced Materials Research*, 3968-3971.
79. Zhang, J., Gao, Y., Xing, J., Ma, S., Yi, D., and Yan, J. (2011). Effects of chromium addition on microstructure and abrasion resistance of Fe-B cast alloy. *Tribology Letters*, 44(1), 31.
80. Yong, X., Zhiguo, C., Xiang, W., and Zhongjia, W. (2015). Influence of Ce on microstructure and properties of high carbon high-boron steel. *Rare Metal Materials and Engineering*, 44(6), 1335-1339.
81. Jian, Y., Huang, Z., Xing, J., Liu, X., Sun, L., Zheng, B., and Wang, Y. (2016). Investigation on two body abrasive wear behavior and mechanism of Fe-3.0 wt% B cast alloy with different chromium content. *Wear*, 362, 68-77.
82. Liu, Z. L., Xiang, C., Li, Y. X., and Hu, K. H. (2009). High boron iron based alloy and its modification. *Journal of Iron and Steel Research*, 16(3), 37-54.
83. American Society for Testing Materials. (2004). *1033-04: Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low Alloy Steel Phase Transformations*. United States of America: American Society for Testing Materials, 1-14.
84. Vander Voort, G. F. (1999). *Metallography, Principles and Practice*. United States of America: American Society for Metals, 268-355.

85. American Society for Testing Materials. (2004). *E112-96: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, United States of America: American Society for Testing Materials, 1-26.
86. Andrews, K. (1965). Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. *The Journal of the Iron and Steel Institute*, 721-727.
87. Totten, G. E. (2006). *Steel Heat Treatment Handbook*. New York: CRC Press, 45-93.
88. Vander Voort, G. F. (1991). *Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels*. United States of America: American Society for Metals, 453-520.
89. American Society for Metals. (2004). *Metallography and Microstructures*. United States of America: American Society for Metals, 229-310.
90. Mun, D. J., Shin, E. J., Choi, Y. W., Lee, J. S., and Koo, Y. M. (2012). Effects of cooling rate, austenitizing temperature and austenite deformation on the transformation behavior of high strength boron steel. *Materials Science and Engineering: A*, 545, 214-224.
91. Roberts, G. A., Kennedy, R., and Krauss, G. (1998). *Tool Steels*. United States of America: American Society for Metals, 67-108.
92. American Society for Testing Materials. (2015). *E407-07: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*. United States of America: American Society for Testing Materials, 1-22.
93. American Society for Testing Materials. (2003). *E1245-03-Standard Practice for Determining the Inclusion or Second Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis*. United States of America: American Society for Testing Materials, 1-8.
94. American Society for Testing Materials. (2009). *E23-18: Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. United States of America: American Society for Testing Materials, 1-26.
95. American Society for Testing Materials. (2006). *G99-17: Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*. United States of America: American Society for Testing Materials, 1-6.
96. Murathan, Ö. F., Kocatepe, K., and Erdoğan, M. (2020). The effect of high boron additions on the microstructure of cast steel. *Bor Dergisi*, 5(2), 108-114.
97. Zhuang, M., Li, M., Wang, J., Ma, Z., and Yuan, S. (2017). Study on composition, microstructure and wear behavior of Fe-BC wear resistant surfacing alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(12), 6182-6192.
98. Liu, Z., Li, Y., Chen, X., and Hu, K. (2008). Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 486(1-2), 112-116.

99. Guo, C. and Kelly, P. (2003). Boron solubility in Fe-Cr-B cast irons. *Materials Science and Engineering: A*, 352(1-2), 40-45.
100. Liu, T., Long, M., Fan, H., Chen, D., Chen, H., Duan, H., and He, W. (2018). Dilatometric determination of four critical temperatures and phase transition fraction for austenite decomposition in hypo eutectoid steels using peak separation method. *Journal of Materials Research*, 33, 967-977.
101. Yang, H. S. and Bhadeshia, H. (2007). Uncertainties in dilatometric determination of martensite start temperature. *Materials Science and Technology*, 23(5), 556-560.
102. Totten, G. E. and Howes, M. A. H. (1997). *Steel Heat Treatment Handbook*. United States of America: Taylor & Francis, 157.
103. Zhang, J., Gao, Y., Xing, J., Ma, S., Yi, D., Liu, L., and Yan, J. (2011). Effects of plastic deformation and heat treatment on microstructure and properties of high boron cast steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(9), 1658-1664.
104. Jian, Y., Huang, Z., Xing, J., Zheng, B., Sun, L., Liu, Y., and Liu, Y. (2016). Effect of improving Fe₂B toughness by chromium addition on the two body abrasive wear behavior of Fe-3.0 wt% B cast alloy. *Tribology International*, 101, 331-339.
105. Yi, D. W., Xing, J. D., Fu, H. G., Zhang, Z. Y., Chen, J., Zhang, J. J., and Shi, Y. P. (2017). Effect of Fe₂B boride orientation on abrasion wear resistance of Fe-B cast alloy. *China Foundry*, 14(4), 272-278.
106. American Society for Metals. (1992). *Friction, Lubrication, and Wear Technology*. Ohio: American Society for Metals, 18, 127-160.
107. Yi, Y., Xing, J., Lu, Y., Fu, H., Wan, M., Yu, L., and Ya, C. (2018). Investigations on microstructure, mechanical properties and abrasion resistance of 4wt%Cr-2wt%Mn-2wt% Cu-Fe-B alloy. *Materials Characterization*, 137, 222-230.



GAZİ GELECEKTİR..