

**T.C.**  
**NEVŞEHİR HACI BEKTAŞ VELİ ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**FARKLI ORANLARDA BOR İLAVE EDİLMİŞ YÜKSEK MANGANLI  
ÇELİKLERİN ISIL İŞLEM VE KARAKTERİZASYONU**

**Tezi Hazırlayan**  
**Ayşegül DURUKAN**

**Tez Danışmanı**  
**Dr. Öğr. Üyesi Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ**  
**Doç. Dr. Cemal ÇARBOĞA**

**Malzeme-Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı**  
**Yüksek Lisans Tezi**

**Mayıs 2023**

**NEVŞEHİR**

**T.C.**  
**NEVŞEHİR HACI BEKTAŞ VELİ ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**FARKLI ORANLARDA BOR İLAVE EDİLMİŞ YÜKSEK MANGANLI  
ÇELİKLERİN ISIL İŞLEM VE KARAKTERİZASYONU**

**Tezi Hazırlayan**  
**Ayşegül DURUKAN**

**Tez Danışmanı**  
**Dr. Öğr. Üyesi Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ**  
**Doç. Dr. Cemal ÇARBOĞA**

**Malzeme-Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalı**  
**Yüksek Lisans Tezi**

**Mayıs 2023**

## KABUL ONAY SAYFASI

Dr. Öğr. Üyesi Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ ve Doç. Dr. Cemal ÇARBOĞA danışmanlığında Ayşegül DURUKAN tarafından hazırlanan " **Farklı Oranlarda Bor İlave Edilmiş Yüksek Manganlı Çeliklerin Isıl İşlem Ve Karakterizasyon**" başlıklı bu çalışma, jürimiz tarafından Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme-Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalında **Yüksek Lisans Tezi** olarak kabul edilmiştir.

../../20..

### JÜRİ

**Başkan** : Prof. Dr. Bülent KURT

**Üye** : Prof. Murat ESKİL

**Üye** : Dr. Öğr. Üyesi Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ

ONAY:

Bu tezin kabulü Enstitü Yönetim Kurulunun.....tarih ve..... sayılı kararı ile onaylanmıştır.

../../20..

Doç. Dr. Cemal ÇARBOĞA

Enstitü Müdürü

## **BİLDİRİM SAYFASI**

Tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada yer alan bütün bilgilerin bilimsel ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu ve bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

**Ayşegül DURUKAN**



## TEŞEKKÜR

Bu çalışmada konu seçimi ile başlayıp çalışma sürecinde de desteklerini ve engin tecrübelerini esirgemeyen değerli danışman hocalarım Dr. Öğr. Üyesi Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ'ye, ve Doç. Dr. Cemal ÇARBOĞA'ya teşekkür ediyorum. Ayrıca Erzincan Binali Yıldırım Üniversitesi'nden Rektör Yardımcısı Prof.Dr. Çağrı ÇIRAK hocama SEM ve XRD analizleri için minnettarım. Nevşehir Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi'nden Dr. Öğr. Üyesi Serkan DAL ve Meslek Yüksekokulu'ndan Öğr. Gör. Dr İsmail ÇALIKUŞU'ya desteklerinden dolayı teşekkür ederim. Ayrıca, Nevşehir Üniversitesi Genel Sekreteri Nihat ÇAVUŞOĞLU'na manevi destek ve motivasyonları için teşekkür ederim.

Her an desteklerini her zaman hissettiğim anne ve babama, emeğini ve zamanını benden esirgemeyen değerli kardeşim Alperen DURUKAN'a bütün kalbimle teşekkür ederim.

## ÖZET

Bu çalışmada, daha önce üretilen farklı bor katkı (11ppm, 53 ppm ve 374 ppm bor katkı) yüksek manganlı çelikler tedarik edilerek kesme işleminden sonra farklı sıcaklıklarda ısıtılma işlemine tabi tutulmuştur. Uygulanan ısıtılma işlem sıcaklıklarının numunelerin mikroyapısal ve mekanik özelliklerine etkileri incelenmiştir.

Açık hava ortamında döküm yapılarak üretilmiş bor katkı yüksek manganlı çelik numunelere 900, 1000 ve 1100°C sıcaklıklarda ısıtılma işlemine tabi tutulmuştur. Isıtılma işlemi yapılan ve yapılmayan numunelerin optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskopu (SEM) analizi ile mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiş ve tane sınırlarında dendritik yapıda sementit çökeltilerinin varlığı tespit edilmiştir. Isıtılma işlem sıcaklığının artmasıyla karbür çökeltilerinin dendritik yapıdan küresel forma dönüştüğü anlaşılmıştır. X-ışını difraktometre analizi (XRD) ile elde edilen verilere göre ısıtılma işlemi uygulanan ve uygulanmayan numunelerde östenitik faz yapısının  $\gamma \rightarrow \alpha'$  martenzit ve  $\gamma \rightarrow \epsilon$  martenzit faz yapılarına dönüştüğü gözlenmiştir. SEM analizi, EDS analizi, optik mikroskop analizi ve XRD analizinden elde edilen verilerin birbiri ile tutarlı olduğu görülmektedir. Optik mikroskopta görülen köşegenli yapıların EDS analizi sonucunda TiN çökeltilerinin olduğu gözlenmiştir. SEM ile elde edilen mikroyapı görüntülerde görülen siyah çökeltilerin EDS analizi ile elde edilen verilere göre AlN çökeltilerinin olduğu düşünülmektedir. Isıtılma işlemli ve ısıtılmayan numunelerin sertlik değerleri ölçülerek farklı bor katkı yüksek manganlı çeliklere uygulanan ısıtılma işlem sıcaklıklarına bağlı olarak mekanik özelliklerindeki değişimler gözlenmiştir. Ancak numunelere uygulanan ısıtılma işlem sıcaklığına bağlı olarak sertlikte önemli bir değişim gerçekleşmediği belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar literatürle karşılaştırılarak tartışılmıştır.

**Anahtar kelimeler:** *yüksek manganlı çelik, ısıtılma işlemi, bor ilavesi, XRD, SEM*

**Tez Danışman :** **Dr. Öğr. Üyesi Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ**  
**Doç. Dr. Cemal ÇARBOĞA**

**Sayfa Adeti:122**

## ABSTRACT

In this study, high manganese steel samples with different boron-doped (boron additives of 11 ppm, 53 ppm, and 374 ppm) were heat treated at different temperatures after cutting. The effects of applied heat treatment temperatures on the microstructural and mechanical properties of the samples were investigated.

Different boron-doped high-manganese steel samples were produced by casting in an open-air environment. The samples were heat treated at 900, 1000 and 1100°C. Microstructure examinations were carried out by optical microscope and scanning electron microscope (SEM) analysis of the samples with and without heat treatment, and the presence of dendritic cementite precipitates at the grain boundaries was determined. It was understood that the carbides changed from a dendritic structure to a spherical form with the increased heat treatment temperature. According to the data obtained by X-ray diffractometry analysis (XRD), it was understood that the östenitik phase structure transformed into  $\gamma \rightarrow \alpha'$  martenzit and  $\gamma \rightarrow \epsilon$  martenzit phase structures in heat-treated and without heat-treated samples. It is seen that the data obtained from SEM analysis, EDS analysis, optical microscope analysis, and XRD analysis are consistent with each other. The yellow diagonal structure seen in the images obtained by optical microscope analysis was determined to be TiN precipitate as a result of EDS analysis. The black precipitates seen in the microstructure images obtained from SEM analysis are thought to be AlN precipitates by EDS analysis. By measuring the hardness values of the heat-treated and untreated samples, the changes in the mechanical properties of boron-doped different high manganese steels depending on the heat treatment temperatures were seen. However, it was determined that there was no significant change in the hardness of the samples depending on the heat treatment temperatures applied to the samples. The obtained results were discussed by comparing with the literature.

**Keywords—** *High manganese steel, heat treatment, boron doped, XRD, SEM*

**Thesis Supervisor:** Dr. Öğr. Üyesi Nilüfer KÜÇÜKDEVECİ  
Doç. Dr. Cemal ÇARBOĞA

**Page Number:**122

## İÇİNDEKİLER

KABUL ONAY SAYFASI .....	i
BİLDİRİM SAYFASI .....	ii
TEŞEKKÜR .....	iii
ÖZET .....	iv
ABSTRACT .....	v
İÇİNDEKİLER .....	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ .....	ix
TABLolar LİSTESİ .....	xiv
SİMGE VE KISALTMALAR .....	xvi
1. BÖLÜM .....	1
GİRİŞ .....	1
1.1 Amaç ve Kapsam .....	1
2. BÖLÜM .....	4
ÇELİKLER .....	4
2.1 Giriş .....	4
2.2 Çeliklerin Sınıflandırılması .....	4
2.2.1 Karbon Çeliği .....	5
2.2.1.1 Düşük Karbonlu Çelikler .....	5
2.2.1.1.1 Çok Yumuşak Çelikler .....	5
2.2.1.1.2 Yumuşak Çelikler .....	5
2.2.1.1.3 Orta Karbonlu Çelikler .....	5
2.2.1.2 Yüksek Karbonlu Çelikler .....	6
2.2.1.3 Yüksek Karbonlu Takım Çelikleri .....	6
2.2.2 Kimyasal Bileşimine Göre Çelikler .....	6
2.2.2.1 Alaşimsız Çelikler .....	7
2.2.2.2 Alaşımli Çelikler .....	7
2.2.2.2.1 Düşük alaşımli çelikler .....	8
2.2.3 Borlu Alaşım Çelik .....	9
2.2.4 Takım Çeliği .....	9
2.2.4.1 Suda Sertleştirilmiş Takım Çeliği .....	9
2.2.4.2 Soğuk Takım Çeliği .....	10
2.2.4.3 Yüksek Hız Takım Çeliği .....	10



2.2.4.4	Sıcak Takım Çeliği.....	11
2.2.5	Paslanmaz Çelikler.....	11
2.2.5.1	Martenzitik Paslanmaz Çelikleri.....	12
2.2.5.2	Ferritik Paslanmaz Çelikler .....	12
2.2.5.3	Dubleks Çelikler .....	12
2.2.5.4	Çökeltme Paslanmaz Çelik.....	13
2.2.5.5	Östenitik Paslanmaz Çelikler.....	13
2.2.5.5.1	Östenitik paslanmaz çeliğin özellikleri.....	13
2.2.5.5.2	Östenitik paslanmaz çeliğin üretimi ve işlenmesi .....	14
3.	BÖLÜM	15
	ÇELİKLERDE BORUN KULLANIMI .....	15
3.1	Alaşım elementi olarak Bor Kullanımı .....	15
3.2	Borlu Çeliklerin Isıl İşlemleri.....	16
3.3	Borlu Çeliklerin mekanik ve işlenebilirlik özellikleri.....	17
3.4	Borun Çelikte Kullanım Yerleri .....	18
3.4.1	Çelikte Borun Alaşım Elementi Olarak Kullanımı .....	18
3.4.2	Kaplama (Borlama).....	19
3.4.2.1	Borlama Yöntemleri.....	20
3.4.2.2	Borlama işleminin avantajları;.....	20
3.4.2.3	Borlama işleminin dezavantajları .....	21
3.4.3	Borun Cüruf Yapıcı Olarak Kullanımı.....	22
3.5	Borlu Çeliklerin Genel Kullanım Alanları .....	23
4.	BÖLÜM	25
	YÜKSEK MANGANLI ÇELİKLER .....	25
4.1	Yüksek Manganlı Çeliğin Mikro Yapısı .....	27
4.2	Yüksek Manganlı Çeliklerin Alaşım Elementleri.....	28
4.2.1	Karbon(C).....	28
4.2.2	Manganez (Mn).....	29
4.2.3	Silisyum (Si) .....	30
4.2.4	Krom (Cr) .....	30
4.2.5	Molibden .....	31
4.2.6	Kükürt .....	31
4.2.7	Fosfor .....	31

4.2.8	Azot.....	32
4.3	Yüksek Manganlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	32
4.4	Yüksek Manganlı Çeliklerin Isıl İşlemleri .....	33
4.5	Yüksek Manganlı Çeliklerin Uygulama Alanları .....	37
4.5.1	Metallurjik Uygulamaları .....	37
4.5.2	Metallurjik Olmayan Uygulama Alanları.....	38
4.6	Yüksek Manganlı Çeliklerin Aşınma Uygulamaları.....	40
5.	BÖLÜM	42
	DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	42
5.1	Malzeme Seçimi .....	43
5.2	Numune Hazırlama ve Optik Mikroskop ile İnceleme .....	44
5.3	Isıl İşlem.....	45
5.4	Sertlik Deneyi.....	47
5.5	XRD Analizi .....	48
5.6	Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile İnceleme .....	48
6.	BÖLÜM	50
	DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	50
6.1	Optik Mikroskop İncelemeleri .....	50
6.2	Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri.....	56
6.3	X-Işını Kırınım yöntemi (XRD) İncelemeleri .....	94
6.4	Sertlik Deneyi Sonuçları Tartışma.....	110
7.	BÖLÜM	114
	SONUÇ VE ÖNERİLER .....	114
	KAYNAKLAR.....	116
	ÖZGEÇMİŞ.....	123

## ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 3.1 Borlu düşük alaşımlı çeliklerin (13MnCrB5) borsuz çeliğe (16MnCr5) kıyasla sertleşebilirlik eğrileri [19].	16
Şekil 4.1 Bileşimdeki C ve Mn yüzdelerinin değişimine göre elde edilen çelik cinsleri [1, 2].	25
Şekil 4.2 Farklı çelik kalitelerinin mukavemet ve uzama değerlerinin kıyaslanması [10].	26
Şekil 5. 1 Deneysel Çalışma Sistematığının Şematik Gösterimi	43
Şekil 5.2 Tel Erozyon Kesme Cihazı	45
Şekil 5.3 Optik Mikroskop	45
Şekil 5.4 Isıl İşlem Fırını	46
Şekil 5.5 Zımparalama Cihazı	47
Şekil 5.6 Sertlik Cihazı	47
Şekil 5.7 XRD Cihazı	48
Şekil 5.8 Taramalı elektron mikroskobu (SEM)	49
Şekil 5.9 Taramalı elektron mikroskobu (SEM)	49
Şekil 6.1 Isıl işlemsiz S1, S2 ve S6 numunelerinin 50X büyütmede mikroyapıları	51
Şekil 6.2 900, 1000 ve 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S1 numunelerinin 50X büyütmede mikroyapıları	52
Şekil 6.3 900, 1000 ve 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunelerinin farklı büyütme oranlarında mikroyapıları	53
Şekil 6.4 900, 1000 ve 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunelerinin 50X büyütmede mikroyapıları	55
Şekil 6.5 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü	56
Şekil 6.6 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin optik mikroskop görüntüsü ve EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü	56
Şekil 6.7 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin 1. Nokta EDS analizi	57
Şekil 6.8 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü	58
Şekil 6.9 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta c) 3. Nokta EDS analizi	58
Şekil 6.10 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping	59
Şekil 6.11 Isıl İşlemsiz S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü	60

Şekil 6.12 Isıl İşlemsiz S2 numunesinin EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü ..	60
Şekil 6.13 Isıl İşlemsiz S2 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta EDS kimyasal analiz ..	61
Şekil 6.14 Isıl İşlemsiz S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping .....	62
Şekil 6.15 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı ...	63
Şekil 6.16 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü ..	64
Şekil 6.17 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta c) 3. Nokta ve d) 4. Nokta EDS kimyasal analiz .....	64
Şekil 6.18 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping .....	65
Şekil 6.19 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü .....	66
Şekil 6.20 900 °C ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü .....	66
Şekil 6.21 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta ve c) 3. Nokta EDS kimyasal analiz.....	67
Şekil 6.22 900°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping .....	68
Şekil 6.23 900°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü .....	69
Şekil 6.24 900°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü.....	69
Şekil 6.25 900°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta c) 3. Nokta ve d) 4. Nokta EDS kimyasal analiz .....	70
Şekil 6.26 900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM incelemesinden elde edilen mapping .....	71
Şekil 6.27 900 °C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM elde edilen a)1000X büyütme ve b)2000X büyütme mikro yapı görüntüleri .....	72
Şekil 6.28 900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin EDS nokta analizinin .....	72
Şekil 6. 29 900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta ve c) 3. Nokta EDS kimyasal analiz.....	73
Şekil 6.30 900 °C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping .....	74
Şekil 6.31 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü .....	75

Şekil 6.32 1000°C’de ısıtılmış S1 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü.....	75
Şekil 6.33 1000°C’de ısıtılmış S1 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta ve c) 3. Nokta EDS kimyasal analiz.....	76
Şekil 6.34 1000°C’de ısıtılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping.....	77
Şekil 6.35 1000 °C’de ısıtılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü .....	78
Şekil 6.36 1000°C’de ısıtılmış S2 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü.....	78
Şekil 6.37 1000°C’de ısıtılmış S2 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta ve d)4. Nokta EDS kimyasal analiz.....	79
Şekil 6.38 1000°C’de ısıtılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping.....	80
Şekil 6.39 1000°C’de ısıtılmış S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü .....	81
Şekil 6.40 1000°C’de ısıtılmış S6 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü.....	81
Şekil 6.41 1000°C’de ısıtılmış S6 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta, d) 4. Nokta ve e) 5. NoktaEDS kimyasal analiz.....	82
Şekil 6.42 1000°C’de ısıtılmış S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping.....	83
Şekil 6.43 1100°C’de ısıtılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü .....	84
Şekil 6.44 1100 °C ısıtılmış S1 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü.....	84
Şekil 6.45 1100°C’de ısıtılmış S1 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta ve d) 4. Nokta EDS kimyasal analiz.....	85
Şekil 6.46 1100°C’de ısıtılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping.....	87
Şekil 6.47 1100°C’de ısıtılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü .....	87

Şekil 6.48 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü.....	87
Şekil 6.49 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta ve d)4. Nokta EDS kimyasal analiz.....	88
Şekil 6.50 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping.....	89
Şekil 6.51 1100 °C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM analizi ile elde edilen a)1000X büyütme, b)2000X büyütme, c)10000X büyütme, d)20000X büyütme ve e)30000X büyütmedeki mikro yapı görüntüleri.....	90
Şekil 6.52 1100 °C ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü.....	91
Şekil 6.53 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta ve d)4. Nokta EDS kimyasal analiz.....	92
Şekil 6.54 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping.....	93
Şekil 6.55 Birim hücre sementitte bulunan atom konumları (a) Prizmatik (b) Oktahedral .....	94
Şekil 6.56 (100) $\theta$ paralel bir kısmi yerdeğiştirmenin (010) $\theta$ üzerindeki kafes yapısını değiştirmeyen istiflenme hatasının oluşumu (Durumun daha iyi anlaşılması için karbon atomları şekle dahil edilmemiştir) (a) Kusursuz düzen. (b) Kusurlu düzen .....	95
Şekil 6.57 Isıl işlemsiz S1 numunesi X-ışını difraktogramı.....	95
Şekil 6.58 900 °C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	96
Şekil 6.59 1000 °C ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	97
Şekil 6.60 1100 °C ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	97
Şekil 6.61 Isıl İşlemsiz S2 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	98
Şekil 6.62 900°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	99
Şekil 6.63 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	99
Şekil 6.64 1100 °C ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	100
Şekil 6.65 Isıl işlemsiz S6 numunesinin X-ışını difraktogramı.....	101
Şekil 6.66 900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	102
Şekil 6.67 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	102
Şekil 6.68 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin X-ışını difraktogramı .....	103

Şekil 6.69 Isıl İşlemsiz S1, S2, S6 numunelerinin üst üste bindirilmiş X-ışını difraktogramları .....	104
Şekil 6.70 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1, S2, S6 numunelerinin üst üste bindirilmiş X-ışını difraktogramları .....	105
Şekil 6.71 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1, S2, S6 numunelerinin üst üste bindirilmiş X-ışını difraktogramları .....	105
Şekil 6.72 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S1, S2, S6 numunelerinin üst üste bindirilmiş X-ışını difraktogramları .....	106



## TABLULAR LİSTESİ

Tablo 2.1 Alaşım Elementleri ve Etkileri .....	8
Tablo 4.1 Alaşım elementlerinin çeliğe kazandırdığı pozitif etkiler [63].....	28
Tablo 4.2 Alaşımında %13 mangan içeren çeliğin mekanik özellikleri .....	40
Tablo 5.1 Farklı bor içeren yüksek manganlı çeliklerin kodlamaları ile birlikte % ağırlık olarak kimyasal analizi.....	44
Tablo 6.1 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre östenit fazı kafes sabitleri ( $a_{\gamma}$ ) .....	106
Tablo 6.2 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre $\varepsilon$ martenzit fazı kafes sabitleri .....	107
Tablo 6.3 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre $\alpha'$ martenzit fazı kafes sabitleri .....	107
Tablo 6. 4 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre sementit fazı kafes sabitleri .....	107
Tablo 6.5 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre numuneler içerisinde tespit edilen fazlar .....	108
Tablo 6.6 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre östenit fazı tanecik boyutları .....	108
Tablo 6.7 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre östenit fazı tanecik boyutları .....	109
Tablo 6.8 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre östenit fazı tanecik boyutları .....	109
Tablo 6. 9 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre $\varepsilon$ martenzit fazı tanecik boyutları .....	110
Tablo 6.10 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre $\varepsilon$ martenzit fazı tanecik boyutları .....	110
Tablo 6.11 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre $\varepsilon$ martenzit fazı tanecik boyutları .....	110





## SİMGE VE KISALTMALAR

**YMÇ** : Yüksek Manganlı Çelik

**YMÖÇ** : Yüksek Manganlı Östenit Çelik

**AISI** : American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)

**TRIP** : Transformation Induced Plasticity (Dönüşümle İndüklenen Plastisite)

**TWIP** : Twinning Induced Plasticity (Ikizlenmeyle İndüklenen Plastisite)

**ASTM** : American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)

**SFE** : Hata Enerjisi

**LNG** : Sıvılaştırılmış Doğalgaz

**DSA** :Dinamik Geilme Yaşlanması

# 1. BÖLÜM

## GİRİŞ

### 1.1 Amaç ve Kapsam

Yüksek manganlı östenitik çelikler (YMÖÇ) yüksek tokluk, aşınma dayanımı özellikleri sebebiyle endüstriyel alanlarda sıklıkla tercih edilmektedir. Yüksek manganlı çelikler (YMÇ) östenitik yapıya sahiptirler. YMÖÇ çeliğin yüzey kalitesini iyileştirir. YMÖÇ özellikle yüksek darbe dayanımı özelliği ile çimento ve madencilik sektöründe çok tercih edilir. Bu yüksek darbe dayanımı sayesinde yüksek devirde çalışan kırıcı makineleri gibi zorlu çalışma alanlarında güvenli olarak kullanılabilirler [3, 4]. Çeliğe yüksek dayanım katmak amacıyla manganezin oranı %10-12'ye kadar çıkartılır.

İlk defa % 1,2 C ve %12 Mn içeren orijinal östenitik manganlı çelikler 1882 yılında Sir Robert Hadfield tarafından üretilmiştir. YMÖÇ yüksek deformasyona karşı dayanımlı ve yüksek sertleşme özelliği gösterir. YMÖÇ lerin piyasada en çok bilinen adı ile Hadfield çelikler kimyasal bileşiminde ve ısı işlem sıcaklıklarında küçük değişikliklerle mekanik özelliklerini artırılarak sıklıkla kullanılmaktadır [5].

YMÖÇ geleneksel ve geliştirilmiş yüksek mukavemetli bir çeliktir. Bu çelikler otomotiv sanayisinde karbon emisyon değerlerini düşürdüğü ve yolcu güvenliğini artırdığı için genelde tercih edilmektedir. Ayrıca cevher zenginleştirme, madencilik, ray üretimi gibi sanayi kollarında aynı nedenle kullanılmaktadır [6].

Diğer bir yüksek mangan alaşımı olan Twinning Induced Plasticity (TWIP) çelikleri, mükemmel şekil alabilirliği, yüksek mukavemet, dayanım ve mekanik özelliklere sahiptir. Ayrıca bu yapı kristal özelliklerini korumaktadır. Yüksek manganlı TWIP çeliğinin endüstriyel olarak mikro yapısında kütlece % 15-30 Mangan içerecek şekilde üretilmektedir. Bu Mangan oranına ilave olarak deformasyon ikizlenmesi ile içerisine C, Si ve Al ilave edilen alaşım elementleri sayesinde yüksek mukavemet ve yüksek elastiklik elde edilmektedir [7].

YMÖÇ özellikle temiz ve yenilenebilir bir enerji olan sıvılaştırılmış doğal gazın taşınmasında kullanılan boruların yapımında kullanılmaktadır. Bu borular için kullanılan basınçlı kaplar ve kriyojenik sıcaklık uygulamaları için kullanılan sıhhi tesisat boruları, gibi geleneksel malzemelerin yapımında %9 Ni alaşımları, alüminyum alaşımları ve

östenitik çelikler kullanılır. Yüksek mukavemet ve tokluğu, mükemmel yorulma özelliği, düşük termal genleşme katsayısı, düşük maliyet, işleme kolaylığı yüksek sünekliklerinden dolayı oldukça dikkat çekmektedir [8].

YMÖÇ'lerin dezavantajlarına bakacak olursak, akma dayanımı Yüzey Merkezli Kübik (YMK) kristal yapısı nedeniyle nispeten düşüktür. Bu çeliklerin deformasyon mekanizmaları özellikle dislokasyon kayması, mekanik ikizlenme ve gerinim kaynaklı faz dönüşümü, kimyasal bileşim ve sıcaklık tarafından istiflenme hatası enerjisinden (SFE) etkilenir. Otomotiv endüstrisinde yüksek manganlı çeliklerin üzerinde yapılan çalışmaların çoğu çekme özellikleri ve deformasyon davranışlarını inceleme üzerinedir.

Literatürdeki çalışmaları incelediğimizde, YMÖÇ'lerin krojenik sıcaklıklardaki darbe tokluğu mukavemetinin geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmaların sayısının yok denecek kadar az olduğu görülmektedir. Bu çalışmalarda, yüksek mangan ile ilgili tane boyutunun çalışma sertleştirme kabiliyetini etkilediğini ve tane inceltme işleminin mekanik ikizlenmeyi bastırmasını önlediği belirtilmiştir. Diğer yandan ise, çalışmalarda yüksek basınçla ince tane boyutundaki çeliklerde yüksek yoğunluktaki dislokasyonlarla etkileşerek, aktivitesini ve kısmi hareketini engellediği belirtilmiştir [10].

Süt M., 1996 yılında yaptığı çalışmada, YMÖÇ'lerin aşınma parametrelerini belirlemek için çeneli kırıcıların aşınma yüzeylerinde araştırmalar yapmıştır. Araştırma sonucunda %1,15 C, %12 Mn, %0,56 Si içeren çeliğin önceden ayarlanan parametreler doğrultusunda %2,2 C, %15,65 Cr, %0,67 Si içeren yüksek kromlu beyaz dökme demirden daha iyi sonuçlar verdiği görülmüştür [11]. Diğer bir çalışmada ise Yıldırım B. 1999 yılında kimyasal kompozisyonunu değiştirerek yaptığı çalışmada YMÖÇ'lerde karbür yapıcı elementlerden titanyumun etkilerini incelemiştir. Bu çalışmada, %1,1 C, %10,73 Mn, %0,678 Si içeren çelik alaşımına ağırlıkça %1 Ti ilave ederek darbeye sertleşme, ısıl işlem gibi parametreler değiştirilerek aşınma oranları kıyaslanmıştır. Bu çalışma sonucunda, çeliğe titanyum ilavesinin aşınma üzerine olumlu etkileri görülmüştür [12]. Turhan H. 2007 yılında yaptığı çalışmada, %1,2 C, %14,5 Mn, %0,53 Si bileşimine sahip çelik ile %1,3 C, %16,5 Mn, %0,60 Si bileşimine sahip çelik arasında YMÖÇ'lerin darbeye sertleşebilme özelliğindeki değişime bakmıştır. Kurduğu darbe etkisini ölçme düzenek ile sertleştirme yaptıktan sonra ortaya çıkan verilerden belirli bir darbe sayısına kadar sertleşmenin olduğunu ama bir noktadan sonra sertleşmenin durduğunu

gözlemlemiştir Darbeyle sertleşebilme özelliğinin %16,5 Mn içeren çelikte daha iyi olduğu görülmüştür [13]. Korshhunov ve arkadaşları (2011) Yüksek manganlı östenitik çelikler çökme sertleşmesi, darbeyle sertleştirme gibi işlemler kullanılarak üzerinde yapılan araştırmalarda aşınma dirençlerinin molibden ve vanadyum elementlerinin çelikler için karbür yapıcı elementlerle arttığı gözlenmiştir [14].

Son yıllarda YMÖÇ'ler üzerine yapılan çalışmalarda ısıl işlem ve ısıl işlemin malzeme üzerine etkileri üzerinde durulmuştur. Bu çalışmalardan biri 2019 yılında yapılan Hu B., ve Luo H., tarafından yapılan mangan çeliklerde iki aşamalı ısıl tavlama işlemi karşılaştırmasıdır. Bu iki aşama arasındaki mikroyapısal kalıtımı ve bunun gerilme özellikleri üzerindeki etkisini araştırmak için hem deneysel araştırmalar hem de sayısal simülasyonlar yapılarak incelenmiştir. Çalışma sonucunda, kesinti sıcaklığındaki artış, 670°C'de kritik tavlama sonrası daha fazla martenzit ve daha az östenit oluşması nedeniyle, çekme akış eğrisinin kesintili akmadan daha düşük akma mukavemetinde sürekli akmaya kademeli olarak değişmesine neden olduğu görülmüştür [15]. İki aşamalı tavlama işleminin, kesintisiz tavlama işlemine kıyasla optimize edildiğinde orta Mn çeliğin mekanik özelliklerini iyileştirebileceği sonucuna varılmıştır.

Yüksek manganlı çeliklerle ilgili az sayıda çalışma olduğu literatür taraması sonunda anlaşılmıştır. Bu çalışmanın amacı, yüksek manganlı çeliklerin farklı oranlarda bor ilavesi ve ısıl işlem mekanik özelliklerini karakterizasyonu incelemektir. Yüksek manganlı çeliklerin alaşım elementleri ilave edilerek endüstriyel kullanımlarında ne gibi katkı sağlayacağı ve zarar vereceği araştırılmıştır.

## 2. BÖLÜM ÇELİKLER

### 2.1 Giriş

Çelik, bir işleme maruz bırakılmadan demir-sementit karışımından oluşturulmaktadır. Bu malzeme esnek-bükülebilir özellikte olup ve %2,06'ya kadar karbon içermektedir. Endüstriyel fırından yüksek ısıdan çıkan ham demirde orantısal olarak %3,0-4,5 oranında karbon elementi, %0,7-3,5 oranında silisyum ve %0,8'den az olmak koşulu ile fosfor, mangan, sülfür gibi elementler katılmaktadır. Fakat çelik malzemesi içerisinde bulunan kükürt ve fosfor elementleri insan sağlığı için oldukça tehlikelidir [16].

Demir içeren çelik ailesi Fe-C alaşımları ile alaşımlı çelikler olmak üzere birbirinden farklı iki grupta incelenir. Bu alaşımları muhtevasına baktığımızda Fe-C alaşımlarında sadece Fe ve C bulunmaktadır. Diğer grup olan alaşımlı çeliklerde bu elementlere ek olarak Mangan (Mn), Krom (Cr), Nikel (Ni), Silisyum (Si) gibi elementlerde dahil olmaktadır.

Çelik alaşımı orantısal olarak yaklaşık %2'ye kadar C oranı içerebilen bir alaşım olarak bilinir. Bu nedenle, çelikler C miktarına göre üç gruba ayrılmaktadır. Bu gruplandırmada % 0.25'e kadar karbonlu olanlara düşük karbonlu çelikler, % 0.25–0.55 oranında karbon ihtiva eden orta karbonlu çelikler ve % 0.55'den fazla karbon ihtiva eden ise yüksek karbonlu çelikler olarak isimlendirilirler. Çelikler demir denge noktasına göre gruplandırılabilir. Örneğin, bunların içinde çok kullanılanlardan biri olan ötektoid çelikler % 0,8 karbon içermektedir. Bu yapının oluşma sebebi östenitin yavaşça ötektoid sıcaklığının altına soğutularak ferrit ve sementitden oluşan bir yapı oluşturmasıdır. Bu nedenle çeliğe maksimum %0,8 karbon içermesi durumunda ötektoid altı çelik, % 0,8'den fazla olması halinde ötektoid üstü çelik olarak adlandırılır [17].

### 2.2 Çeliklerin Sınıflandırılması

Çelikler yüksek derecelere kadar dayanabilen ve benzersiz kimyasal bileşimlere ve yüksek dayanıma sahip olan elementlerdir. Çelik çok fazla çeşidi olmasına rağmen temelde karbon ve demir olmak üzere iki elementten oluşmaktadır. Burada çelik türünü belirleyen içine ek olarak katılan karbon ve alaşım elementleridir. Çeliğe dayanıklılık,

mukavemet vb. gibi özellikleri kazandıran içine eklenen mangan, titanyum fosfor vb. elementlerdir. Çelikler temelde karbon çeliği, alaşım çeliği, takım çeliği ve paslanmaz çelik olmak üzere dört farklı grupta incelenir [18].

### **2.2.1 Karbon Çeliği**

Karbon çeliği, mükemmel fiziksel ve mekanik özelliklerinden dolayı birçok makine, mühendislik, inşaat ve askeri alanda hayati bir rol oynamaktadır. Çelikler içerdikleri karbon oranına göre dört farklı gruba ayrılırlar. Bunlar; düşük, orta ve yüksek karbonlu ve takım çelikleridir.

#### **2.2.1.1 Düşük Karbonlu Çelikler**

Bu tip karbon çelikler yumuşak ve çok yumuşak olmak üzere iki farklı şekilde üretilirler ve %0.25 oranına kadar karbon içerirler [19].

##### **2.2.1.1.1 Çok Yumuşak Çelikler**

Endüstriyel üretimde %07-%0.15 oranında karbon içerirler ve soğuk şekillendirmeye elverişlidirler. Bu malzemelerin sanayide sac malzemesi olarak kullanımı yaygındır [20].

##### **2.2.1.1.2 Yumuşak Çelikler**

Yumuşak çelikler diğer türe göre biraz daha fazla ve %0.15-%0.25 oranında karbon içerirler. Bu tip çelikler sanayide ve üretimde genelde iyi bir kaynak olarak kullanılmaktadır. Bu malzemenin dezavantajı ise su verme yöntemi ile sertleştirilememesidir [21].

##### **2.2.1.1.3 Orta Karbonlu Çelikler**

İkinci tip karbon oranına göre orta karbonlu çeliklerdir. Bu çelikler %0.25 ile %0.55 arasında oranlarda karbon bulundurlar. Orta karbonlu çelikler yapıları ve özellikleri büyük ölçüde değişebildiğinden ısıtılma işlemi için çok uygundur. Isıtılma süreçlerine göre dövme, mil ve aşınmaya dayanıklı çelikler olmak üzere üç tipte üretilirler.

a)Genel dövme çelikleri

b)Mil çelikleri

c)Aşınmaya dayanıklı çelikler

### **2.2.1.2 Yüksek Karbonlu Çelikler**

Üçüncü tip karbon çeliği olan yüksek karbonlu çeliklerdir. Bu tür çelikler endüstri ve sanayide genellikle yüksek mukavemet ve yüksek aşınma direnci gerektiren yerlerde kullanılırlar. Bu duruma örnek pres kalıp bloklarıdır.

Genel olarak, yüksek karbonlu çelikler %0,60 ile %1,00 arasında C içerir ve manganez içerikleri %0,30 ile %0,90 arasında değişir. Yay malzemeleri ve yüksek mukavemetli teller için yüksek karbonlu çelikler kullanılır. Ultra yüksek karbonlu çelikler, yaklaşık %1,25 ile %2,0 C içeren deneysel alaşımlardır. Bu çelikler, ultra ince, eş eksenli ferrit tanelerinden ve ince, küresel, süreksiz ötektoid karbür parçacıklarının düzgün dağılımından oluşan mikro yapılar üretmek için termomekanik olarak işlenir. Bu çeliklerdeki bu tür mikro yapılar, süper plastik davranışa yol açmıştır [22].

### **2.2.1.3 Yüksek Karbonlu Takım Çelikleri**

Karbon oranlarına göre son sırada yer alan karbon takım çeliği en yüksek oranda karbon içeren türdür. Bu tür çelikler içeriğinde %0.9-%1.6 oranlarında karbon bulundurulur. Karbon oranının yüksek olması ile kazandığı yüksek mukavemet ve aşınma direnci ile yüksek dayanım yerlerde kullanılır. Yüksek mukavemet özelliğinden dolayı torna kalemi ve matkap uçları gibi dayanıklı malzemelerin üretiminde kullanılmasına sebep olmuştur [23].

### **2.2.2 Kimyasal Bileşimine Göre Çelikler**

Kimyasal bileşim özelliğine göre çelikler alaşımlı ve alaşımsız olmak üzere ikiye ayrılır. Bu iki tip çelikler özellikle karbon içeriği yüksek olduğundan dolayı ısıtma işlemi için uygundur.



### 2.2.2.1 Alaşmsız Çelikler

Alaşmımlı çeliklerin ilk tipi olan alaşmsız çelik, bu cevherin eritilmesi sürecinde dışarıdan hiçbir elementin eklenmediği çelik tipidir. Eritme sisteminde sıvılaşmadan farklı olarak ısıtılıp ve eriterek metali cevherinden çıkarma işlemi olarak ifade edilebilir. Böylece bu işlem ile demir cevherindeki safsızlıkları giderir. Burada amaç karbonu uzaklaştırarak demiri saflaştırmaktır. Burada karbon oranı %1'e düşürülerek amaç alaşmsız paslanmaz çeliği üretmektir.

Alaşmsız çelik alaşmımlı çelik üretiminden farklı olarak demir-krom ve kobalt gibi ekstra elementler katılmayacaktır. Alaşmsız çelik, %1 gibi az bir karbon ve demir dışında hiçbir element içermediğinden daha düşük mukavemete ve süneklik özelliği taşır. Bundan dolayı, çeliğin bu dezavantajını gidermek için tavlama işlemine tabi tutmak gerekir. Tavlama, demiri kaynak sırasında çatlamaya karşı duyarlı yapan yüksek derece sıcaklıkta veya ısıda tutmadır.

Alaşmsız çelikler normal çeliklerdeki karbon oranının yüz katı kadar karbon içerirler. Bu yüzden isimlendirilirken yanlarına karbonu içerdiğini ifade etmek amacıyla C harfi gösterilerek sembolize edilirler. Buna bir örnek verecek olursak, oransal içeriğinde %0,35 oranında karbon ihtiva eden normalize edilmiş oksijen alaşmsız konverter çeliği OS C 35 olarak sembolize edilebilir.

Alaşmsız çelikler içerdikleri oransal karbon miktarına göre isimlendirilirler. Örneğin, karbon oranı ortalama %0,45 olan bir alaşmsız çeliği C 45 olarak sembolize edilir. Bir başka gösterimde ise küçük harfler alaşmsız çeliğin çeşidini verir. Aynı bakış açısı ile ortalama %0,45 olan k tipi alaşmsız çelik Ck 45 olarak isimlendirilirken %0,53 oranında karbon bulunduran yüzeyi sertleştirilebilir f tipi alaşmsız çelik Cf 53 olarak gösterilebilir [24].

### 2.2.2.2 Alaşmımlı Çelikler

Alaşmımlı çelik, karbona ek olarak, malzemenin çeşitli özelliklerini geliştirmek için kullanılan, ağırlıkça %1 ile %50 arasında değişen diğer elementlerle alaşmımlı bir çelik sınıfıdır. Alaşmımlı çelikler demir, karbon, vanadyum, silikon, nikel, manganez, bakır ve krom gibi diğer elementlerden yapılır [25].

Alaşımli çelikler düşük ve yüksek alaşımli çelikler olmak üzere iki çeşittir. Burada, alaşım elementlerinin bileşimi ve oranı, alaşımli çeliğin çeşidini belirler. Düşük alaşımli çelikler %8'e kadar alaşım elementlerini içerirken, yüksek alaşımli çelikler %8'den fazla alaşım elementleri içeren çeliklerdir.

#### 2.2.2.2.1 Düşük alaşımli çelikler

Düşük alaşımli çelik, ekonomik ve savunma bağlamlarında önemli bir malzemedir. Düşük alaşımli çeliklerin mekanik özellikleri, mikro yapının iç organizasyonuna bağlıdır ve iç organizasyon, alaşım elementleri ve işlem parametreleri gibi önemli faktörlerin etkisine bağlıdır. Düşük alaşımli çelikler, malzemenin kaynaklanabilirliğine, çentik tokluğuna ve akma dayanımına katkıda bulunan nikel, molibden ve krom içerir.

Düşük alaşımli çeliğin kimyasal bileşim gereklilikleri çeşitli standartlara göredir. Düşük alaşımli çelikler, bazı yapısal uygulamalar için uygun olabilir. Alaşım elementleri, sıcak bitmiş çeliğin mekanik özellikleri üzerinde etkili olabilir. Alaşım elementlerinin su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin sertleşebilirlik ve mekanik özellikleri üzerinde etkileri görülür.

Karbon oranına göre isimlendirilen çelikler düşük karbon içerdikleri durumda bu alaşımlar C sembolü ile gösterilmezler. Bu sembolizasyonda karbon oranının ortalama yüzde oranının 100 katı yazılır. Bu isimlendirmede sonuç yuvarlanarak tam sayı yapılır. Düşük alaşımli çeliklerin içerdikleri element ve katsayılı Tablo 2.1 de verilmiştir.

Tablo 2.1 Alaşım Elementleri ve Etkileri

Alaşım Elementi	Katsayı
Co, Cr, Mn, Si, Ni, W	4
Al, V, Pb, Cu, Nb, Mo, Ti, Ta, Be, Zr	10
S, C, Ce, P, N	100
B	1000

Yukarıdaki tabloda alaşım elementleri ve katsayıları verilmiştir. Tablodan yararlanılarak içeriğinde karbon yüzdesel oranı direk sayısal verilirken diğer alaşım elementi ise yüzdesel %25 veya %10 yüzdesel oranına göre sembolize edilir. Örneğin, %0,18 C ve

%0,50 Cr olan düşük alaşımlı çelik 18Cr2, muhtevasında % 0,40 C ve %1,00 Mn olan düşük alaşımlı çelik 40Mn4 şeklinde gösterilmektedir [26].

### **2.2.3 Borlu Alaşım Çelik**

Bor alaşımlı çelikler, ısıl işlemden sonra iyi şekillendirilebilirlik ve mükemmel mukavemet ürünleri ile tanınan temperlenmiş önemli çelik türleridir. Bu mukavemet, karbon ve manganez içeriğinin yanı sıra, yüzde birkaç binde birinden fazla olmayan düşük bor içeriğinden kaynaklanmaktadır.

Bor alaşımlı çelikler, otomotiv endüstrisinde olduğu gibi hafif bileşenlerin geliştirilmesinde kullanılan bir işlem olan presle sertleştirmede kullanılır[27]. Borlu çelikler burada kısaca değinilmesine rağmen bölüm 3 de detaylı olarak açıklanmıştır.

### **2.2.4 Takım Çeliği**

Takım çelikleri yüksek sıcaklıklarda aşınmaya ve deformasyona karşı dirençlerinden dolayı keskin uçlu tutma yetenekleri vardır. Bundan dolayı alet haline getirilmeye uygun karbon ve alaşımlı çelik türü olarakta bilinmektedirler. Bundan dolayı diğer aletlerin keskinleştirilmesinde kullanılırlar.

Takım çelikleri, suda sertleştirilmiş, sıcak-soğuk iş, yüksek hızlı, darbeye dayanıklı, özel amaçlı takım çelikleri olmak üzere 6 çeşit olarak incelenebilir. Seçilecek takım çeliği türü, maliyet, çalışma sıcaklığı, mukavemet, gerekli yüzey sertliği ve tokluk gereksinimlerine bağlıdır. Hizmet koşulu ne kadar şiddetliyse (daha yüksek aşındırıcılık, sıcaklık, korozyon, yükleme), alaşım içeriği ve bunun sonucunda takım çeliği için gereken karbür miktarı o kadar yüksek olur[28].

#### **2.2.4.1 Suda Sertleştirilmiş Takım Çeliği**

Su ile soğutulduğu için bu isimle adlandırılmıştır. Pahalı olmayan bir malzeme olması nedeniyle çok kullanılan bu takım çeliği türü yüksek oranda karbon içerir.

Su grubu İngilizcedeki su anlamına gelen “Water” kelimesinin baş harfinden dolayı W-takım çeliği grubu olarak anılır. W takım çeliği yüksek karbonlu çeliktir. Düşük maliyetli olması nedeniyle piyasada en çok tutulan ve yaygın takım çelik türüdür. Genellikle

150°C'nin üzerinde yüksek olmayan sıcaklıklarda yumuşamaya başlarlar. Bu yüzden bu takım çeliği grubu düşük sıcaklıklar için ve küçük parçalar için uygundur. Sertleşebilirliği düşük olan W grubu takım çelikleri su kullanımını gerektiren hızlı bir su verme işlemine tabi tutulması gerekir. Bu takım çelikleri 66 °C'nin üzerinde yüksek sertliğe ulaşabilir ve oldukça kırılmandır. W-çelikleri, özellikle yaylar için 19. yüzyılın başlarından beri kullanılmaktadır. Ancak kullanımı az olmasının sebebi ise, W-çeliklerinin suda soğutma sırasında yağda su verilmiş veya havada sertleşen çeliklere göre çok daha fazla eğilerek çatlamasıdır [29].

#### **2.2.4.2 Soğuk Takım Çeliği**

Soğuk takım çeliği, yağda sertleşen, havada sertleşen olmak üzere iki gruptan oluşur. Gruptaki çelikler orta tokluk ile yüksek sertleşebilirlik ve aşınma direncine sahiptir. Tipik olarak, sertleştirilirken minimum bozulma gereksinimi olan daha büyük parçaların veya parçaların üretiminde bulunurlar.

Hem yağ hem de hava ile soğutulmuş hızlı su vermenin neden olduğu bozulmayı ve yüksek gerilimi azaltır. Bu nedenle çatlama olasılıkları daha düşüktür.

#### **2.2.4.3 Yüksek Hız Takım Çeliği**

T tipi ve M tipi takım çelikleri, yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve sertliğin korunması gerektiğinde kesici takımlar için kullanılır.

Yüksek hız çeliği, takım çeliği uçlarında ve kesici takımlarda yaygın olarak kullanılan takım çeliklerinin bir alt kümesidir [30]. Genellikle elektrikli testere bıçaklarında ve matkap uçlarında kullanılır. Sertliğini kaybetmeden daha yüksek sıcaklıklara dayanabilmesi açısından, 1940'larda yaygın olarak kullanılan eski yüksek karbonlu çelik aletlere göre üstün özellikler taşır. Bu özellik, çok hızlı bir şekilde çeliğin yüksek karbon çeliğinden daha hızlı kesilmesini sağlar. Bu nedenle yüksek hızlı çelik olarak adlandırılmıştır. Normal oda sıcaklığında genel hatlarıyla önerilen ısı işlemlerde, yüksek hızlı çelikler kaliteleri yaygın karbon, yüksek sertlik ve erozyon direnci gösterirler [31].

#### **2.2.4.4 Sıcak Takım Çeliği**

H grubu takım çelikleri, uzun süreli yüksek sıcaklıklara maruz kalırken mukavemeti ve sertliği korumak için spesifik olarak geliştirilmiştir.

Sıcak işlem çelikleri, malzemeyi yüksek sıcaklıklarda şekillendirmek için kullanılan bir çelik grubudur. H-grubu takım çelikleri, yüksek sıcaklıklara uzun süre maruz kalma sırasında mukavemet ve sertlik için geliştirilmiştir. Bu takım çelikleri karbür nedeniyle yüksek sıcaklık, mukavemet, tokluk, sertlik, aşınma dayanımı ve ısı iletkenlik özelliklerine sahiptir. H1 ile H19, %5'lik bir krom içeriğine dayalıdır; H20 ile H39, %9-18 tungsten içeriğine ve %3-4 krom içeriğine dayalıdır; H40 ile H59 molibden bazlıdır [32].

#### **2.2.5 Paslanmaz Çelikler**

Paslanmaz çelik, yüksek performanslı bir yapı malzemesidir, demirli alaşımlarla ilişkili mukavemet ve sertliği, esas olarak yüksek krom içeriğinden elde edilen korozyon direnciyle birleştirir. Bu özellik kombinasyonu, malzemenin yapısal uygulamalarda en üst düzeyde kullanılmasını sağlamaya daha fazla önem veren bir maliyete sahiptir. Bu, yapısal tepkiye ilişkin kapsamlı bir anlayış geliştirmeyi ve geleneksel ve bilinen uygulamalardan sapabilecek gelişmiş tasarım ve yapım yöntemlerini benimsemeyi gerektirir [33].

Paslanmaz çelik bir demir alaşımı olarak, paslanmaya ve korozyona dayanıklıdır. En az %11 krom içerir ve istenen ekstra özellikleri elde etmek için karbon, diğer ametaller ve metaller gibi elementler içerebilir. Paslanmaz çeliğin korozyona karşı direnci, malzemeyi koruyabilen ve oksijen varlığında kendi kendini iyileştirebilen pasif bir film oluşturan kromdan kaynaklanır [34].

Alaşımanın parlaklık ve korozyon direnci gibi özellikleri birçok uygulamada yararlıdır. Paslanmaz çelik sac, levha, çubuk, tel ve boru haline getirilebilir. Bunlar pişirme kaplarında, çatal bıçak takımlarında, cerrahi aletlerde, büyük ev aletlerinde, araçlarda, büyük binalardaki inşaat malzemelerinde, endüstriyel ekipmanlarda (örneğin kâğıt fabrikalarında, kimyasal tesislerde, su arıtmada) ve kimyasallar ve gıda ürünleri için depolama tanklarında ve tankerlerde kullanılabilir.

Paslanmaz çelikler korozyon direnci ile bilinirler. Basıncılı kaplar ve boru yapımında kullanılan paslanmaz çelikler östenitik, ferritik, dubleks, çökeltme ve martenzitik çelikler olmak üzere beş paslanmaz gruba ayrılır.

#### **2.2.5.1 Martenzitik Paslanmaz Çelikleri**

Martenzitik paslanmaz çelikler, nispeten yüksek mukavemet ve tokluk ile birlikte yüksek korozyon direncine sahiptir. Yorulma çatlakları, metal olmayan inklüzyonlar gibi, yorulma mukavemetini önemli ölçüde etkileyebilecek içsel kusurlardan başlayabilir. Bununla birlikte, korozyon çukurları gibi diğer küçük kusurlar, bu malzemeler genellikle agresif sıvı ortamlarda kullanıldığından, yorulma arızası için kritik olabilir. Yorulma testleri, pürüzsüz numunelerin yanı sıra çeşitli tiplerde küçük kusurlar içeren numuneler üzerinde gerçekleştirilir. Hata boyutunun ve kök yarıçapının yorulma limiti üzerindeki etkileri vardır. Ayrıca, burada yük oranının etkisi belirlenir ve yorulma dayanımı tahmini için kırılma mekaniği yaklaşımları görülebilir [21, 35].

#### **2.2.5.2 Ferritik Paslanmaz Çelikler**

Ferritik çelikler, östenitik çeliklerle aynı uygulamaların çoğunda, yani gıda, kimya ve selüloz endüstrilerinde kullanılır. Bununla birlikte, performanslarının üstün olduğu bazı uygulamalar vardır. Örneğin nikel varlığının korozyon direncini azalttığı kükürtlü atmosferlerde ve ferritik çeliklerin stres korozyonuna karşı daha iyi dirence sahip olduğu az miktarda klorür konsantrasyonlarına sahip ortamlarda kullanım için uygundur.

Ferritik çelikteki ana alaşım elementi, %12 ile %30 arasındaki oranlarda kromdur. Karbon içeriği genellikle %0,1'den azdır. Normal ferritik çeliklerden daha iyi korozyon performansına ve daha iyi kaynaklanabilirliğe sahip, %0,03'ten daha düşük çok düşük karbon ve nitrojen konsantrasyonlarına sahip Ekstra Düşük Geçişli çelikler de vardır. Ferritik çelikler manyetiktir ve sertleştirilemez. Östenitik çeliklerle karşılaştırıldığında, ferritik çelikler o kadar kolay kaynak edilemez [36].

#### **2.2.5.3 Dubleks Çelikler**

Dubleks paslanmaz çelikler, östenit ve ferrit mikro yapılarından yapılmıştır. Bu yapısı, uygun ısı işleminden sonra östenit ve ferrit fazlarını da içerir. Genel paslanmaz çeliklere

kıyasla bu çelik sınıfının çeşitli avantajları vardır. Bu malzemenin gerekli özelliklerini korumak için bu malzemenin küçük fazı hacimce %30'dan az olmamalıdır. Dupleks paslanmaz çelik bileşenlerinden daha güçlüdür. Bunlar aynı zamanda çok iyi süneklik ve tokluk sağlarken östenitik kalitelere kıyasla iki kat daha fazla akma dayanımına sahiptir. Dupleks paslanmaz çelik termal genişleme katsayısı ve ısı transfer özellikleri, bileşenleri arasında orta düzeydedir. Dupleks paslanmaz çelik üretim maliyeti, yaygın östenitik paslanmaz çelik üretim maliyetine kıyasla daha az miktarda nikel içerdiğinden, nikel fiyatına daha az duyarlıdır [37].

#### **2.2.5.4 Çökeltme Paslanmaz Çelik**

Çökeltme paslanmaz çelikler, bazıları 850MPa ile 1700MPa çekme mukavemetleri ile 20MPa ile 1500MPa'nın üzerindeki akma mukavemetlerini östenitik bir paslanmaz çeliğin yaklaşık 3 veya 4 katını sağlamak için ısıl işleme tabi tutulabilen korozyona dayanıklı tipik olarak 304 ve 316 gibi alaşım aileleridir [38].

Petrol ve gaz, nükleer ve havacılık endüstrilerinde kullanılırlar ve yüksek mukavemet, korozyon direnci ve genellikle düşük ancak kabul edilebilir bir dayanıklılık kombinasyonu gerektirirler. Çökeltme sertleşmesi bakır, molibden, alüminyum ve titanyumun ayrı ayrı veya birlikte eklenmesiyle elde edilir.

#### **2.2.5.5 Östenitik Paslanmaz Çelikler**

Östenitik paslanmaz çelikler, paslanmaz çeliğin en yaygın kullanılan çelik çeşididir. Şekillendirilebilme, korozyon direncine ve aşınma direncine ana katkı sağlayan düşük seviyelerde karbon ile yüksek miktarlarda nikel ve krom içerirler. Ayrıca tavlanmış hallerinde manyetik değildirler ama soğuk işlendiğinde biraz manyetik hale gelirler.

##### **2.2.5.5.1 Östenitik paslanmaz çeliğin özellikleri**

Östenitik paslanmaz çelikler, demir ve krom alaşımına yeterli miktarda nikel, manganez, karbon ve nitrojen gibi östenitleştirici elementler eklendiğinde elde edilen yüzey merkezli kübik kristal yapıları ile karakterize edilir.

Östenitik paslanmaz çelikler, yaklaşık 200 MPa akma dayanımı ile çok yumuşak olacak şekilde üretilebilir ve akma dayanımını on katına kadar artırabilen soğuk işlem ile güçlendirilebilir. Ferritik alaşımlardan farklı olarak, kriyojenik sıcaklıklarda sünekliklerini ve yüksek sıcaklıklarda güçlerini koruyabilirler. Korozyona karşı dayanıklılıklarıdır. Paslanmaz çelikler arasındaki üstünlüklerine rağmen östenitik çelikler, ferritik alaşımlara kıyasla oksidasyona karşı daha düşük dirence sahiptir ve ayrıca korozyona karşı hassastırlar. Östenitik çeliklerin dayanıklılık sınırı, ferritik çeliklerden daha düşüktür, bu da yorulma kırılmasına daha yatkın oldukları anlamına gelir.

#### **2.2.5.5.2 Östenitik paslanmaz çeliğin üretimi ve işlenmesi**

Östenitik paslanmaz çelik üretimi, diğer paslanmaz çelik türlerinin üretim süreci ile büyük ölçüde aynıdır. Temel fark, eriyikte karışan metallerin oranında ve çelikte östenit elde etmek için kullanılan ısıtma işlemidir.

Östenitik paslanmaz çelikler ısıtma işlemiyle sertleştirilemez. Ancak, yüksek sıcaklıklarda daha uygulanabilir hale getirmek için çeliğe titanyum ve bakır gibi elementler eklenerek hafifletilebilir. Bunun yerine, östenitik paslanmaz çelik genellikle çalışma sertleştirilmesi yoluyla sertleştirilir. Bu, metalin plastik deformasyonla güçlendirilmesidir.



### 3. BÖLÜM

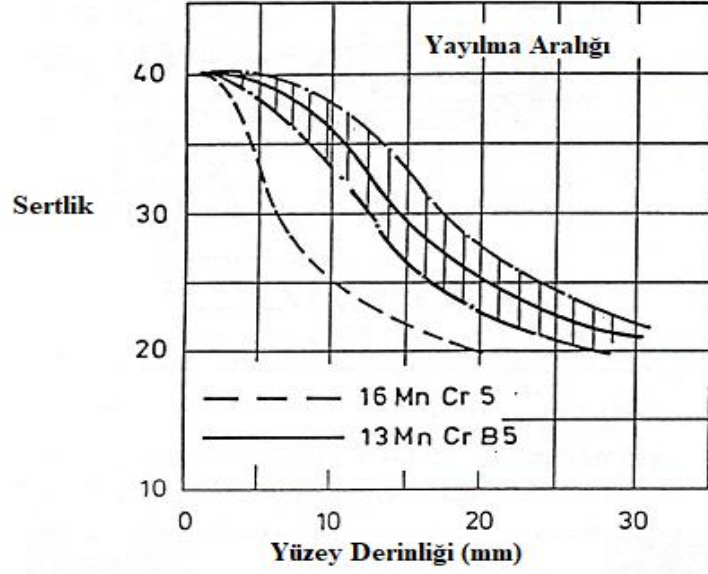
#### ÇELİKLERDE BORUN KULLANIMI

Bor, birçok malzemede bir alaşım elementi olarak faydalıdır, ancak sertleşebilirliği artırma üzerindeki etkisinden dolayı çelikte bir alaşım elementi olarak gösterilebilir. Alaşım-sız ve düşük alaşım-lı çeliklere sertleşebilirliği artırarak sertlik seviyesini artırmak için bor eklenir. Örneğin, %18 W, %4 Cr ve %1 V içeren yüksek hızlı kesim çeliklerine eklenen bor, kesme performanslarını artırır, ancak dövme kalitelerini düşürür.

##### 3.1 Alaşım elementi olarak Bor Kullanımı

Östenitik çeliklere %0,01'e kadar bor ilavesi de yüksek sıcaklık dayanımını artırır. Bor çelikleri, yüksek kaliteli, ısıl işlem uygulanabilen yapı çelikleri, karbonlama çelikleri ve vida çelikleri gibi soğuk şekillendirme çelikleri olarak kullanılır. % 14 ile 18 Cr içeren ferritik çeliklere 5 ile 50 ppm B ilavesi, aksi halde şerit üretiminde sıklıkla meydana gelen pullanma, ipin yivlenmesi ve çıkıntı gibi hataları önleyerek paslanmaz şeritlerin yüzey kalitesini iyileştirebilir.

Borun çelik üzerindeki temel etkisi, borun %0010'luk derecesinin çok küçük bir konsantrasyonunda zaten belirgin olan sertleşebilirliği artırmasıdır. Alaşım-sız ve düşük alaşım-lı çeliklere sertleşebilirlik yoluyla sertlik seviyesini artırmak için eklenir. 100 ppm'e kadar olan boyut derecesinin küçük miktarında bile bor, çok daha büyük miktarlarda eklenmesi gereken diğer daha pahalı elementlerle aynı sertleşebilirlik geliştirme etkisini verir. Örneğin, SAE ye 30 ppm Bor eklenmesi, yaklaşık olarak %1 Ni, %0,5C, %0,2Mn, %0,12V, %0,3Mo veya %0,4Cr'nin yerini alır.



Şekil 3.1 Borlu düşük alaşımlı çeliklerin (13MnCrB5) borsuz çeliğe (16MnCr5) kıyasla sertleşebilirlik eğrileri [19].

Yaklaşık %0,15 C, %1 Mn ve %0,9 Cr içeren çeliğe 30 ppm bor ilavesi, aynı bileşime sahip bir çeliğe kıyasla yüzeyden daha büyük bir derinliğe kadar neredeyse %50'lik net bir sertlik artışı gösterir. Ancak bor içermez (Şekil 3.1). Aynı yazarlara göre bor içeren çelik ile bor içermeyen çelik arasında yüzey sertliği açısından Şekil 3.1'de de görülen bir fark yoktur. Dolayısıyla başlangıç sertliği bor tarafından değil, karbon içeriğinden etkilenen martenzitik yapısal durum tarafından belirlenir. Borun sertlik arttırıcı etkisi sadece yüzeyin altında devreye girer [39].

Borun sertleşebilirliği artırmasında belirleyici olan mekanizma, martenzitten daha yumuşak olan beynit, ferrit ve perlit yapılarına dönüşümün gecikmesidir. Bor ile önlenmediği takdirde, tavlama veya sıcak işlemden sonra östenitleme sıcaklığından soğuma sırasında daha yumuşak olan bu yapılar oluşacaktır [40].

### 3.2 Borlu Çeliklerin Isıl İşlemleri

Borlu çelikler şekil verme sonrası yaklaşık 900°C' lere kadar ısıtılıp, sonrasında malzeme kalınlığı ile orantılı olacak şekilde belirli bir süre bekletilerek, yağda veya suda sertleştirilerek yüksek mekanik özelliğe sahip olurlar. Bu sertleştirme işlemi sonucunda 45-50 HRC gibi oldukça yüksek sertliğe sahip bir yapı elde edilmiş olur. Bu yüksek

mekanik özelliklere sahip olan yapı sürtünme ve aşınmaya karşı mükemmel direnç gösterir.

Borlu çelikler daha tok bir yapı gerektiren durumlarda malzeme kalınlığına bağlı olarak temperleme işlemine tabi tutulmaktadır. Bu durumlarda borlu çeliklerin 150-200°C gibi düşük sıcaklıklarda temperleme yapılmasının amacı sertliği azaltmadan tokluğu artırmaktır. Bunun aksine 400–450°C gibi yüksek sıcaklıklarda temperleme işlemi direnci artırarak iş makinası parçaları gibi sert direnç gerektiren malzemelerin oluşmasını sağlar. Temperleme işlemi uygulanan sıcaklığa göre yüksek tokluk ve direnç sağlamanın yanında maliyeti de düşürmektedir [41-43].

### **3.3 Borlu Çeliklerin mekanik ve işlenebilirlik özellikleri**

Daha yüksek mekanik özelliklere ihtiyaç duyulan kullanımlar için orta karbonlu çelikler (%0,3 - %0,6 C) seçilir. Tüm bu orta karbonlu çelikler, çok çeşitli otomotiv uygulamaları için uygundur. AISI 1536 karbon çeliği, yüksek mukavemet seviyesi ve daha iyi homojenliğin gerekli olduğu daha kritik parçalar için kullanılır. Bor arayer elementidir ve  $\alpha$ -katı çözüldüde çok düşük bir çözünürlüğe sahiptir (<003%) [44].

Isıl işlem uygulanabilen çeliklere bor ilavesinin birincil işlevi sertliklerini arttırmaktır. Ekonomi ve alaşım korumasının faydalarına ve bor çelikleri eşdeğer sertliğe sahip bor içermeyen çeliklere kıyasla daha iyi genişleme ve işlenebilirliğin önemli avantajlarına sahiptir. Ayrıca, bor içeren çelikler, ısıl işlem sırasında su verme çatlağına ve bozulmaya karşı hassastır. Sonuçta borlu çelikler otomotiv, inşaat vb. gibi uygulamalarda yaygın kullanılmaktadır. Araştırmalarda, borun yüksek sertlik seviyelerinde temperlemeden sonra tokluk üzerinde küçük bir faydalı etkisinin ve daha düşük sertlik seviyelerinde hafif bir olumsuz etkisinin olduğu görülmüştür. Öte yandan, kısmen sertleştirilmiş veya sertleştirilmemiş çelikler için bor, darbe özellikleri üzerinde olumlu bir etkisi yoktur.

İstenen Bor sertlik etkisini korumak için, Bor alaşımlı çeliklerde mevcut nitrojen ile birleştirmek için Ti, Al, B gibi güçlü nitrür oluşturu elementler eklenebilir. Örneğin; TiN en güçlü kararlı nitrürlerden biridir. Aşırı Bor yaklaşımının sertlik ve tokluğun azalmasına neden olduğu bulunmuştur. Boru korumak için Ti kullanıldığında, yaygın çelik üretimi uygulaması, Bor ilavesinden önce mevcut azotu çökeltilmek için en azından stokiometrik miktarda Ti eklemektir. Çünkü TiN termodinamik olarak BN'den daha

kararlıdır. B alaşımlı çeliklere eklenen Ti miktarı, tam bir Bor sertliği etkisi sağlamak için gereken seviyelerle sınırlandırılmalıdır.

### **3.4 Borun Çelikte Kullanım Yerleri**

Çelikte cüruf yapıcı, alaşım elementi, yüzey kaplama ve sertleştirme olarak kullanım amacıyla bor ve bileşikleri kullanılmaktadır [45].

#### **3.4.1 Çelikte Borun Alaşım Elementi Olarak Kullanımı**

Bor (B) periyodik tabloda atom numarası 5 olan malzemedir ve 1808'de Joseph Gay-Lussac ve Louis Jacques Thenard tarafından keşfedilmiştir. Kristal yapısı tipik eşkenar dörtgendir. Bor, 10.81 g/cm<sup>3</sup> atom ağırlığına sahiptir ve standart sıcaklık ve basınçta katı haldedir. Bor, kolayca oksitlendiğinden üretilmesi zordur. Bor en çok boraks ( $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_5(\text{OH})_4 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$ ) veya borik asit olarak bulunur.

Bor çelikleri, daha yüksek alaşımlı çeliklerin yerine daha az maliyetli malzeme olarak kullanılmaktadır. Bor mikro alaşım elementidir. Düşük karbonlu çeliklere az miktarda bor ilavesi yapılarak kimyasal bileşim oluşturması sertliğini artırmaktadır. Mineral, enerji ve alaşım elemanlarının kullanımını azaltmakta ve sertleşebilirliği daha az maliyetlidirler. Geleneksel alaşım elementlerine göre mangan ve karbon ile alaşım yapılarak daha verimli kullanılmaktadır [46-48].

Bor mikro alaşım elementler arasında özel bir yerdedir. Çeliğin bor ile mikro alaşımlanması, genellikle bor içeren katkı maddeleri nedeniyle gerçekleştirilir. Çelik maliyetini artıran demir alaşım sorununu çözümenin bir yolu borlu mikro alaşımlı çelik minimum maliyetle doğrudan mikro alaşımlama yapılabilmesidir [48-50].

Bor ve bor bileşikleri endüstri ve sanayide yaygın olarak makina ve metalürji amaçlı kullanılmaktadır. Demir esaslı bor alaşım elementi olarak kullanıldığında bor yüksek sıcaklıklarda gevrekleşmemesi ve dökme demirlerde çatlama için %0,1 'in altında olması ve %007 oranına kadar sertleşme oranını artırmaktadır.

Metalik malzemelere bor ve bileşikleri, sıcaklığa dayanım, manyetiklik, soğurma, yüksek mukavemet, elastiklik, yüzey koruma, kroyojenik sıcaklığa dayanım, sıcaklığa dayanım,

ısı transferi, iletkenlik, aşınma ve korozyona dayanım, yapışma ve tutunma gibi faydaları vardır [51].

Bor elementi mikro alaşım elementi olarak çelik sanayisinde uzun süredir kullanılmaktadır [52]. Çelik üretiminde bor elementinin ısı işlem uygulanabilen çeliklerin sertleşebilirlik özelliğini arttırmaktadır [48]. Çelik üretiminde borun alaşım elementi olarak 1907 yılında kullanılmıştır. Bundan sonra 1921 yılında bazı çeliklere %2 bor çeliği eklenince alaşımı sertleştirdiği ve gevrekleştirdiği görülmüştür. Bugünlerde bu kadar bor içeriğinin çok fazla olduğu kabul edilen bor çelik içerisinde çözünmüş, oksitlenmiş, nitrür, karbür ve ferro bor şeklinde bulunur.

### **3.4.2 Kaplama (Borlama)**

Kaplama ya da diğer adıyla borlama işlemi ana metalin yüzeyinde bor atomlarıyla yüksek sıcaklıkta sertleştirme işlemini ifade etmektedir [53]. Borlama işlemi demir ve diğer alaşımlarla, sinter, sermet, seramik ve karbür gibi malzemelere uygulanmaktadır [54]. Borlama 700-1000°C sıcaklık aralığında ve 1-10 saat süresinde katı, pasta veya gaz fazında bor vererek yapılan işlemdir. Teknolojinin gelişmesiyle gaz ortamında termo-kimyasal borlama dışında, akışkan yatakta ve plazma borlama gibi gelişmiş teknikler kullanılmaktadır. Bunun dışında, kimyasal buhar biriktirme (KBB), plazma sprey ve iyon biriktirme ve termo-kimyasal olmayan fiziksel buhar biriktirme (FBB), yöntemleri de borlama amacıyla kullanılan yöntemlerdir [55].

Borlama sonucu borür tabakası oluşmaktadır. Bu tabakada şu özellikler görülmektedir.

- 1- Çok yüksek sertleşme özelliği.
- 2- Isınma direncinin yüksek olması.
- 3- Kendisinden tutunma ve alt yüzeye tutunma özelliğinin iyi olması.
- 4- Yüksek sıcaklara dayanabilme özelliği.
- 5- Sertliğini yüksek ısılarda muhafaza edebilme.
- 6- Demir gibi malzemelerde uygun genleşme katsayısına sahip olunması.

### 3.4.2.1 Borlama Yöntemleri

Termokimyasal bir işlem olan borlama bir difüzyon yöntemidir. Bu yöntem metal malzemenin üzerinde uygun işlem sıcaklıklarında metalik faz oluşturması prensibine dayanır. Burada borlamayı sağlayan ortam, deoksidantlardan, dolgu veya bor ile bor bileşiklerinden oluşur. Borlama işlemi esnasında, aktivatörler tabakanın düzenli genişlemesine sebep olur. Diğer bir borlama ortamı olan dolgu ve deoksidantlarda borlamaya uygun sıcaklıklarda oksijeni hapsederek redükleyici bir ortam oluştururlar. [56]. Bu redükleyici ortam sayesinde borlayıcı maddelerin ana malzemeye yapışmalarını önlenir.

Borür tabakalarının oluşumu için uygulanan yöntemleri termo-kimyasal ve termo-kimyasal olmayan yöntemler olmak üzere 2 grupta toplanabilir.

- a) Termo-kimyasal yöntemler kutu, pasta, sıvı ve gaz borlama olmak üzere 4 çeşittir.
- b) Termo-kimyasal olmayan yöntemler ise fiziksel buhar biriktirme (FBB), kimyasal buhar biriktirme(KBB), plazma sprej kaplama ve iyon biriktirme olmak üzere 4 gruptur.

### 3.4.2.2 Borlama işleminin avantajları;

Borlamanın en önemli avantajı diğer geleneksel yüzey sertleştirme işlemlerine göre yüksek aşınma direnci ve yüksek oksidasyon direnci sağlamasıdır. Borlanmış yüzeylerin en önemli özelliklerinden biri ek ısıl işlemde sonra bile sertliklerini korumalarıdır. Borlama işleminde bor atomları alt tabaka malzemesinin yüzeyine difüzyonla girerek bir borür tabakası oluşturur [57].

Temel avantajlardan biri, borür katmanlarının, oluşturucu fazların yüksek erime noktaları ile son derece yüksek sertlik değerlerine (1450 ile 5000 HV arasında) sahip olmasıdır. Ayrıca, karbon çelikleri üzerinde üretilen borit tabakalarının sertliği, diğer geleneksel yüzey (sertleştirme) işlemleriyle üretilenden çok daha fazladır. Borlanmış tabakanın yüksek yüzey sertliği ve düşük yüzey sürtünme katsayısının kombinasyonu ayrıca ana aşınma mekanizmalarıyla mücadelede önemli bir katkı sağlar: yapışma, triboksidasyon, aşınma ve yüzey yorgunluğu. Bu gerçek, kalıp üreticilerinin ana metal yerine işlenmesi

daha kolay çelikleri kullanmalarına ve orijinal malzemedan daha üstün aşınma direnci ve anti-galling özellikleri elde etmelerine olanak sağlamıştır.

Borlama işleminin avantajlarını şunlardır.

- Toz bazlı süreç görüş hattında değildir, bu nedenle erişilemeyen alan yoktur
- Mekanik bağlar yerine güçlü metalurjik bağlı yüzey alaşımları oluşturur.
- Düzgün difüzyon vakası derinlikleri termokimyasal reaksiyonlarla kontrol edilebilir.
- Borlanmış yüzeyler gerekirse ikincil olarak işlenebilir.
- Büyük veya küçük parça toplu işlemleri için uygun maliyetlidir.
- Oksitleyici olmayan seyreltik asitler ve alkali ortamlarda demir esaslı malzemelerin korozyon-erozyon direncini önemli ölçüde artırabilen borlama, birçok endüstriyel uygulamada bu avantaj için giderek daha fazla kullanılmaktadır.
- Borlanmış yüzeyler orta derecede oksidasyon direncine (850°C veya 1550°F'ye kadar) sahiptir ve erimiş metallerin saldırısına karşı oldukça dirençlidir.
- Boron uygulanmış parçaların maskelenmiş yüzeyleri kaynaklanabilir.
- Çevre açısından güvenlidir ve işlemde kaynaklı toksik atık oluşmaz.

Yukarıdaki avantajlardan dolayı birçok endüstri kolunda güvenilir bir malzeme olarak üretimin vazgeçilmez bir elemanı olarak tercih edilmektedir [58, 59].

### **3.4.2.3 Borlama işleminin dezavantajları**

Teknikler esnek değildir ve iş yükü gerektirir. Buda süreci gaz karbonlama ve plazma nitrürleme gibi diğer termokimyasal yüzey sertleştirme işlemlerinden daha az maliyetli hale getirir. Hem gaz karbürleme hem de plazma nitrürleme, borlamaya göre avantaja sahiptir, çünkü bu iki proses esnek sistemlerdir, daha düşük işletme ve bakım maliyetleri sunar, daha kısa proses süreleri gerektirir ve çalıştırmaları nispeten kolaydır. Bu nedenle, yüksek sertlik ve borür katmanlarında olağanüstü aşınma ve korozyon direnci gerektiren ve daha ucuz işçiliğin mevcut olduğu mühendislik bileşenleri için uygundur.

Borlamadan kaynaklanan büyüme katman kalınlığının %5 ile 25'idir (örneğin, 25 um'lik bir katman 1.25 ile 6.25 um'lik bir büyümeyle sahip olacaktır); büyüklüğü temel malzeme

bileşimine bağlıdır, ancak belirli bir malzeme ve işlem döngüsü kombinasyonu için tutarlı kalır. Bununla birlikte, belirli bir parça geometrisi ve borlama işlemi için tahmin edilebilir. Çok az talaş kaldırmaya izin verilen hassas parçaların işlenmesi için, son borür tabakası kalınlığında ~%20 ile 25'lik bir boyutsal artış payı sağlanmalıdır.

Daha yakın tolerans gereklilikleri için borür tabakasının kısmen çıkarılması, yalnızca müteakip bir elmas alıştırma ile mümkün olur, çünkü konvansiyonel taşlama tabakanın kırılmasına neden olur. Bu nedenle, hassas borlama çoğunlukla geniş bir kesit alanına sahip bileşenler için uygulanmaktadır [60].

Korozyon-yorulma mukavemetinde bir miktar iyileşme fark edilmiş olsa da, çoğu çeliğin borlanması, eğer varsa, eğilme yorulma dayanım limitinde marjinal bir artış sağlar. Genel olarak, yüksek temas yüklerinde (2000 N veya 450 lbf) borürlenmiş alaşımlı çelik parçaların yuvarlanma temaslı yorulma özellikleri, karbonlanmış ve nitrürlenmiş çeliklere kıyasla çok zayıftır. Dişlilerin borlama işlemlerinin dişli dişlerinin enine yüklemesinin en aza indirildiği vida tasarımlarıyla sınırlı olmasının nedeni budur.

### **3.4.3 Borun Cüruf Yapıcı Olarak Kullanımı**

Çelik yapımının bir yan ürünü olan çelik cürufu, çelik üretim fırınlarında erimiş çeliğin safsızlıklardan ayrılması sırasında üretilir. Cüruf, erimiş bir sıvı eriyiği olarak oluşur ve soğuduğunda katılaştıran karmaşık bir silikat ve oksit çözeltisidir.[61].

Cüruf nemlendirme yapmaz, ancak sıkıştırılamaz ve çok yer kaplar, taşıma ve depolama sürecinde birtakım sorunlara neden olur. Bor ile sıkıştırılabilen cüruf, yeniden kullanılabilir bir malzeme olarak kalırken bu tür sorunları ortadan kaldırır. Bor ürünleri yardımıyla elde edilen cüruf çevre dostudur ve insan sağlığını tehdit etmez. Depolama maliyetleri de düşüktür, bu da tasarruf sağlar [2].

Cüruf oluşturucu olarak bor saf halinde kullanılmaz, oksitli bileşik hali boraks kullanılmaktadır. Borun oksijene ve karbona karşı afinitesi yüksektir ve ayrıca cürufun sıvılaştırma özelliğini artırmaktadır, bu nedenle demir dışı alaşımların ve çeliklerin üretiminde kullanılmaktadır.



Sanayi ve teknoloji alanlarına verimli ve sürdürülebilir yüksek kaliteli ürünlerin kazandırılmasında büyük rol oynayan bor, metalürji ve malzeme sektöründe önemli gelişmeler sağlamaktadır.

### **3.5 Borlu Çeliklerin Genel Kullanım Alanları**

Bor çelikleri, aşınma malzemesi ve yüksek mukavemetli yapı çeliği olarak çeşitli uygulamalar için kullanılır. Delme aletleri, maçalar ve bıçaklar, testere bıçakları, araçlardaki emniyet kirişleri gibi malzemelerin üretiminde borlu çelikler kullanılmaktadır [62].

Karbon-mangan-bor çelikleri genellikle maliyet nedenleriyle alaşımlı çeliklerin yerini alacak şekilde belirtilir. Karbon Mangan Bor (C-Mn-B) çelikleri, eşdeğer sertleşebilirliğe sahip alaşımlı çeliklerden çok daha ucuzdur. Bu çeliklere yönelik uygulamalar arasında toprak sıyırıcı segmentleri, palet bağlantıları, makaralar, tahrik dişlileri, aks bileşenleri ve krank milleri bulunur.

Bor alaşımlı çelikler, temel bileşimin mekanik özellik gereksinimlerinden (tokluk, aşınma direnci vb.) dolayı yüksek alaşımlı ve pahalı bir çelik üretmek yerine sertleşebilirliği sağlamak için bor miktarı ayarlanır.

Bor kullanımının genişleyen bir alanı, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı ve diğer yapısal çelikler alanıdır. Bunlar, sıcak haddelenmiş, su verilmiş ve temperlenmiş olarak tedarik edilebilir.

Bor bazen ısı işlem görmemiş çeliklerde kullanılır. Ferro boron, otomotiv şerit stoku için karbon çeliklerinde kasıtlı bir nitrojen tutucu olarak eklenmektedir. Bor, boşluklu nitrojenden kaçınarak çeliği daha şekillendirilebilir hale getirir. Alüminyum bazen benzer bir görev için kullanılır, ancak çökmesi daha yavaştır, bu nedenle daha yüksek tavlama sıcaklıkları gerektirir. Bor ilavesi çeliği daha şekillendirilebilir hale getirir ve gerinim katsayısını artıran tavlama ihtiyacı ortadan kaldırır [63].

Bor, yüksek nötron soğurma kabiliyetine sahiptir. Bu nedenle nükleer endüstride kullanılmak üzere belirli paslanmaz çelik türlerine eklenir. Çelik içine %4 veya daha fazla bor ilavesinde, sıcak süneklik ve kaynak edilebilirlik azaltıldığında, nötron absorpsiyonu uygulamalarında %0,5 ile 1,0 bor içeriklerinin daha uygun olduğu bulunmuştur. Bununla

birlikte, bu bor içerikleri için kullanılan ferrobunun en yüksek saflıkta olması gerekmektedir.

Bor ilavesi gerçekleştirilen orta karbonlu çeliklerde, ısıtma işlemi sırasında sertliği artırdığı bilinmektedir. Yağ veya su vermenin ardından temperleme ile sertleştirilen bor çelikleri, çok daha yüksek karbonlu çeliklere ve daha pahalı düşük alaşımlı çeliklere eşdeğer bir sertliğe sahiptir. Bor çeliklerinin avantajları; geliştirilmiş soğuk şekillendirilebilirlik, kesme aletlerinden daha iyi ömrü sağlayan, daha düşük sertlik, düşük karbon eşdeğerleri nedeniyle geliştirilmiş kaynaklanabilirlik, enerji tasarrufu sağlayan daha düşük tavlama sıcaklıkları ve iyi yüzey sertleştirme tepkisi şeklinde sıralanabilir.

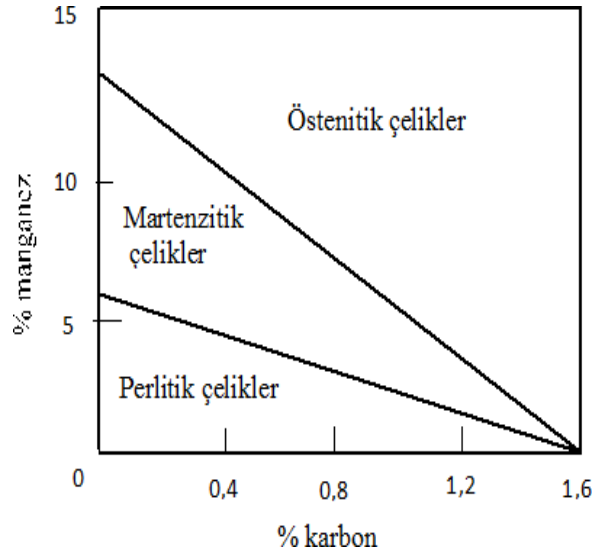
Günümüzde araçlarda kullanılan bor çelikleri içeriğine bağlı olarak, son derece yüksek mukavemete sahiptir. Volvo otomobillerinde kullanılan bor çeliği yaklaşık 1.350-1.400 MPa akma mukavemetine sahip olduğundan, yüksek mukavemetli çeliklere göre yaklaşık dört kat daha mukavimdir. Ancak onu bu kadar güçlü hale getirmek için uygulanan proses, çeliğin işlenebilirlik özelliklerini azaltmaktadır. Bor çeliği, Porsche Cayenne, Porsche Boxster, Porsche 911 Carrera gibi Avrupa araçlarında kapı koruma kirişleri kullanılmaktadır. 2003 Mercedes-Benz ve Volvo iç sütunlarında bor çeliği koruma amaçlı bulunan akşamlarda yüksek mukavemetlerinden dolayı tercih edildiği bilinmektedir [64].

## 4. BÖLÜM

### YÜKSEK MANGANLI ÇELİKLER

Yüksek manganlı çelik, %3 - %27 Mn içeriğine sahip bir çelik türüdür. Geliştirilmiş performans ve ekonomi ile geleneksel malzemelere kıyasla dünyada ilk olan bir malzemedir. Mn ve C gibi bileşenlere bağlı olarak yüksek mukavemet, düşük sıcaklık tokluğu, aşınma direnci, manyetik olmayan ve sönümlenme gibi çeşitli özelliklere dayalı olarak çeşitli endüstrilere uygulanmaktadır.

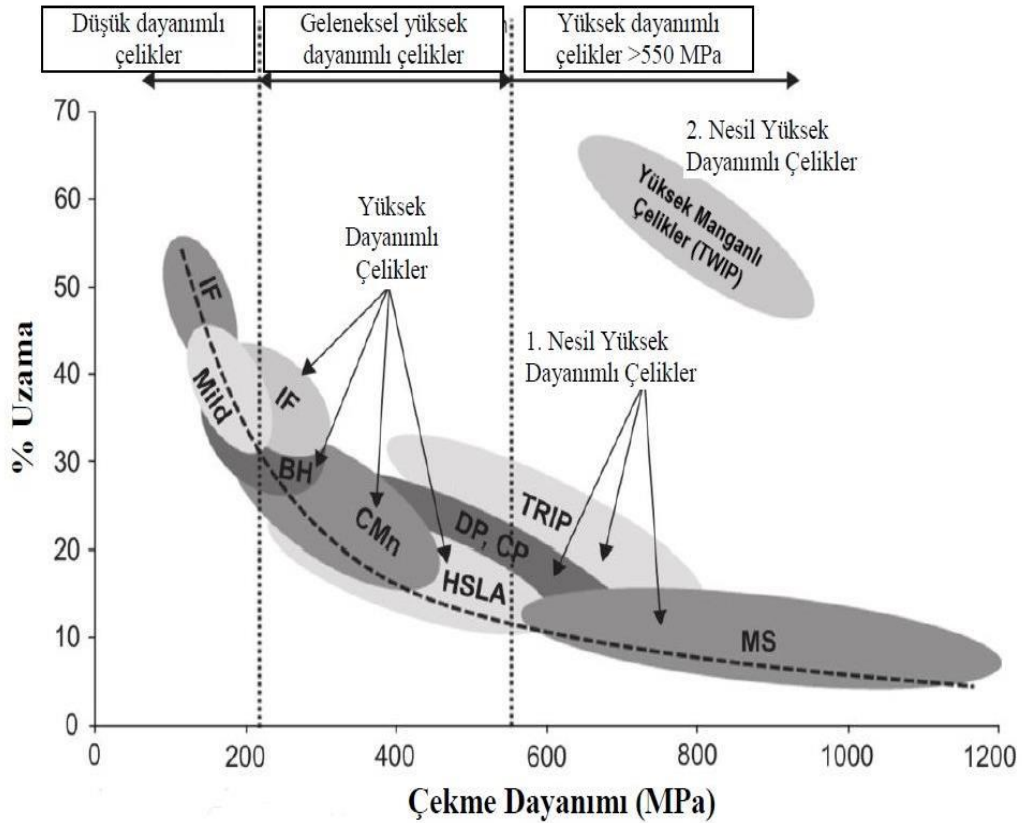
%11-14 Mn ve %1.1-1.4 C oranına sahip uygun soğuma şartlarında yapısı tamamen östenitik kalabilen çeliklere östenitik çelikler denir. Bu tip çelikler, yüksek aşınma ve mukavemet, süneklik ve darbe direncine sahip olmaları sayesinde endüstride sıklıkla kullanılmaktadır. Bu yüksek manganlı çelik türü basınç ve darbe etkisiyle aşınmaya dayanıklı ve sert yüzeyli tabakalar oluşmaktadır. Madencilik ve toprak işleme makinaları vb. gibi makine parçalarının yapımında bu üstün özellikleri sebebiyle tercih edilmektedir [65, 66]. Şekil 4.1’de bileşimdeki C ve Mn yüzdelerinin değişimine göre elde edilen çelik cinsleri gösterilmiştir.



Şekil 4.1 Bileşimdeki C ve Mn yüzdelerinin değişimine göre elde edilen çelik cinsleri [1, 2].

Yüksek manganlı çelik östenitik yapıya sahip olması yüzünden yüksek darbe direnci ve dayanıma sahiptir. Bu çelikler yumuşak bir yapıya sahip olmasına rağmen esnek yapısı ile dayanımı çok yüksektir. Yumuşak olup dayanımının yüksek olmasının sebebi ise mekanik bozulmayla tabakalarının sertleşmesidir. Tabakaların sertleşmesi sonucunda, oldukça yumuşak, iç bölgede darbe dayanımı çok yüksek, sert bir tabaka ile dış bölgede aşınma direnci yüksek tabaka oluşmaktadır. Bu sertleşme mekanik bozulmayla birlikte deformasyon sertleşmesine sebep olur. Yüksek manganlı çelikleri talaşlı olarak işlemesi zor olmasına rağmen dövme, sıcak haddeleme ve döküme uygun bir alaşımdır. Bu alaşım yüksek aşınma ve tokluğun gerektiği kazıcı takımlar, taş kırma makinesi, tarama donanı ve muhtelif tren yolu aksamı malzeme ve parçalarda kullanılmaktadır [67].

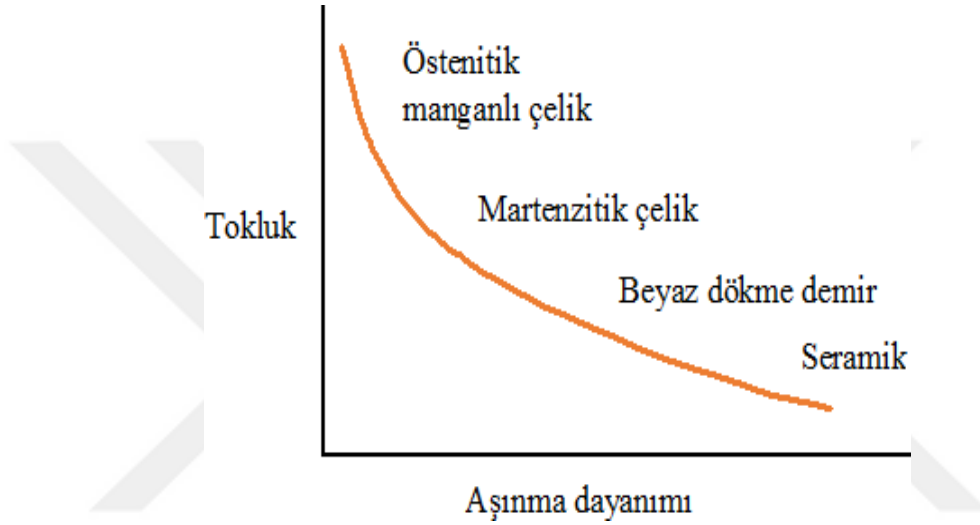
Şekil 4.2.'de Farklı malzemelerin mukavemet ve uzama değerlerinin karşılaştırılması gösterilmektedir.



Şekil 4.2 Farklı çelik kalitelerinin mukavemet ve uzama değerlerinin kıyaslanması [10].

#### 4.1 Yüksek Manganlı Çeliğin Mikro Yapısı

Östenitik çeliklerde genellikle mangan karbon oranı genellikle 10/1 şeklinde olduğu görülmektedir. Bu tip çeliklerde doku yapısı östenittir ve ikizlenmiş kristal oluşumları gözlemlenir. Bu ikizlenmelerde tokluk ve aşınmasıyla ilişkilidir ve Şekil4.3’de farklı elementler için verilmiştir.



Şekil 4.3 Çeşitli malzemelerin aşınma ve tokluk özelliklerinin karşılaştırılması.

Endüstride çok yaygın şekilde kullanımı olan yüksek manganlı çelikler aşınmaya dayanıklı, tokluk, süneklik, mukavemetli, yüksek şekil değiştirme sertleşmesi gösteren malzemeler olarak bilinirler. Bu özellikler çeliklere Cr, Mo, Va, Cu, Ti ve Bi gibi alaşım elementleri eklenilerek kazandırılır .

Östenitik manganlı çeliklerde C bileşenindeki azalma akma mukavemetinde azalmaya neden olmaktadır. C bileşeni çok yüksek çeliklerde ısıl işlemden ya da dökümden problemlere neden olmaktadır.

## 4.2 Yüksek Manganlı Çeliklerin Alaşım Elementleri

Alaşım elementleri, metal malzemelerin önceden ayarlanmış oranda kuvvetlendirilmesi veya zayıflatılması için kullanılan elementlerdir.

Alaşım elementlerinin en çok etkilediği ve büyük ölçüde özelliğini değiştirebildiği malzeme çeliktir. Alaşım elementlerinin etkileri toplanabilir veya hesaplanabilir olmadığından kesin bir varsayımda bulunmak doğru değildir.

Alaşım elementlerinin demir katı çözeltisi atomik yarıçaplarına ve kristal yapılarıyla orantılıdır. Bu alaşım elementlerinden Al, Cr, Ta, Ti, Ta, Si, V ve W öncelikle  $\alpha$ -demirinde çözündüklerinden dolayı ferrit yapıcılar olarak, Ni, C, Co, Mn ve N ise östenit yapıcılar olarak bilinirler. Tablo 4.1 de alaşım elementlerinin çelikte yaptığı mekanik özelliklerine pozitif yönde yaptığı etkiler görülmektedir [68].

Tablo 4.1 Alaşım elementlerinin çeliğe kazandırdığı pozitif etkiler [63].

Özellikler / Alaşım Elementleri	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Co	Al
Çekme Mukavemeti	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Uzama	↓	→	↓	↓	+	→	↓	↓	↓
Kritik Soğuma Hızı	↓	↓	+	↓	↓	→	→	↓	→
Sertleşme Derinliği	+	+	+	+	+	+	+	+	↓
Sıcakta Mukavemet	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Meneviş Dayanıklılığı	→	→	+	+	→	+	+	+	→
Aşınma Mukavemeti	+	+	+	+	+	+	+	+	→
Tufallaşmaya Dayanıklılık	↓	→	+	+	+	↓	→	+	+
Talaş Kaldırabilirlik	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	+	→
Korozyon Dayanıklılığı	↓	→	+	+	+	+	→	+	+

### 4.2.1 Karbon(C)

Çeliğin ana alaşım elementi olan karbon; mukavemet, sertlik ve mekanik direnç gibi mekanik özellikleri artırır. Diğer yandan ise işlenebilirlik, süneklik ve tokluk özelliklerini azaltır. Bunun yanında ise çekme dayanımını da belli oranda artırmaktadır. Çelik bileşimindeki karbon içeriğinin artması, malzemenin sünekliğini azaltır, yani kırılma özelliği göstermesine neden olur. Yüksek karbonlu çeliklerde ısıtma işlemi

uygulandıktan sonra oluşacak artık östenit nedeniyle çatlama riski vardır. Çeliğin dövme ve kaynaklanabilirlik özelliklerini olumsuz etkiler.

#### 4.2.2 Manganez (Mn)

Manganez, çeliklerin mekanik özelliklerini iyileştirir. Mukavemeti artırır ve sünekliği azaltır. Bileşiminde bulunan kükürt ile reaksiyona girerek işlenebilirliği artırır. Termal açıdan bakıldığında su verme derinliğini artırır. Manganezin sertliği ve mukavemeti artırma yeteneği, malzemenin karbon bileşimine de bağlıdır. Diğer taraftan malzemenin kaynaklanabilirliğinin artmasına neden olabilir.

Çeliklerde genel olarak manganez elementi bulunur. Çelikteki manganez miktarının üst sınırı karbon çeliklerinde %0,8- %1 olması gerekir. Bu orandan fazla olanlar mangan alaşımlı çelik olarak ifade edilir. Çeliğe katılan manganez dayanımını artırırken sünekliğini azaltır. Manganezin, çekme dayanımı ile akma sınırını artırma etkileri birbirine benzer dayanımında önemli bir artış sağlamaktadır. Manganezin çeliklerin dayanımındaki artış, çeliğin içerdiği karbon ile orantılıdır. Burada, % 3 Mn miktarına kadar, her % 1 Mn artışı ile çekme dayanımı yaklaşık 100 MPa basıncı artar, % 3-8 Mn miktarları arasında artış daha azdır ve % 8 Mn miktarından itibaren dayanımda düşme görülmektedir [69].

Manganez elementi alaşımda, kaynaklanma özelliğini, sertleşme yeteneğini ve korozyona karşı direnci artırır. Bu sebeple, düşük karbon içeren ve biraz güçlü kaynaklanabilen çeliğe %1,6'ya kadar Mn eklenir. Yüksek manganlı (%13) ve karbonca zengin çelikler östenitik yapıya ve yüksek aşınma direncine sahiptir. Çelik yüzey kalitesini artırır.

Mangan, temel alaşım elementi olarak ve komple östenitik bir mikro alaşım eldesi için kullanılır. Mn ilavesi alaşımın tokluğunu artırırken mukavemetini azaltır. Manganezin önemli özelliği malzemenin hata enerjisini kontrol etmesidir. Mangan oranının %15 altında olması  $\alpha$ -martenziti oluştururken %30-32 üzerinde olması gevrek  $\beta$ -Mn yapısının oluşmasını sağlar. Bu nedenle mangan alaşımlarının genellikle %15-30 arasında olduğu görülür. Manganezin yüksek oranlarda bulunması östenit içindeki karbon çözünürlüğünü artırırken dönüşüm sıcaklığını düşürmektedir [6].

### 4.2.3 Silisyum (Si)

Silisyum (Si) elementi çelik alaşımlarında oksijen giderici olarak kullanılır. Silisyum çelikte akma, çekme dayanımını ve sünekliğini artırır. Silisyum miktarı azaltılarak çelikte tufal yapma miktarı artırılabilir [70].

Çelikte bir elementin alaşım elementi olarak ifade edilebilmesi için en az %0,4 oranında Si içermesi gerekmektedir. Çelikteki silisyum miktarı, üretim tarzına ve yöntemine göre değişiklik göstermektedir. Silisyumun diğer alaşım elementlerinden farklı olarak grafit yapıcı özelliği vardır.

Çeliğin en yaygın alaşım elementi olarak kullanıldığı yer yay çelikleri ve silisyumlu saclardır. Silisyum dayanımı ile özgül ağırlığını artırır, iletkenliği arttırarak elektrik akışını kuvvetlendirir. Bu nedenle, manyetik ve elektriksel kayıpları azalttığı için elektrik trafolarında karkas olarak kullanılmaktadır.

Silisyum katı çözültü sertleşmesi yaparak çeliğin dayanımını artırır. Silisyumun düşük oranlarda kullanılması dayanım açısından herhangi bir sorun yaratmazken yüksek oranlardaki silisyum çeliğin gevrekleşmesini artırır. Silisyum genellikle tek başına kullanılmaz ve Mo, Mn, Cr vb. gibi alaşım elementleriyle çeliğe derin sertleşebilirlik özelliği kazandırır [4].

### 4.2.4 Krom (Cr)

Krom %25'e yakın kullanım oranlarıyla çeliklerde kullanılan en yaygın alaşım elementidir. Çelikteki krom, karbür yapıcı özelliği kuvvetli olarak bilinen ferrit içerisinde çözünüp katı çözültü sertleşmesi yapar Alaşımlı çeliklerde bulunduğu ise  $Cr_7C_3$ ,  $Cr_{23}C_6$  ve  $Cr_3C_2$  şeklinde karbür yapıları meydana getirir. Bu karbür yapılarından ilk ikisi kararlı karbürler olarak bilinir ve  $Cr_7C_3$  aşınma dayanımını oldukça artırır. Bunların dışında, krom karbürler temperleme esnasındaki sertlik düşüşünü geciktirerek sertliği bir miktar artırmaktadır.

Krom, alaşım elementi olarak katıldıkların çeliklerin dayanımı artırırken tokluklarını az miktarda olsa da azaltmaktadır. Ayrıca, çelikte oksidasyona ve korozyona karşı dayanımı, aşınma direncini, sertleşebilirliği arttırmaktadır. Bu özelliğinden dolayı, alaşımdaki krom



oranı yüksek çelikler korozyon ve oksidasyon istenmeyen yerlerde kullanılmaktadır. Krom bu nedenle, oksidasyonun olmadığı paslanmaz ve alaşımlı takım çeliklerinin üretiminde sıklıkla kullanılır. Birçok kez yüksek sıcaklıklarda kullanılacak olan metalik malzemeler krom kaplanmalarının ardından kullanıma uygun hale gelirler. Karbür yapıcı element olduğundan, çekme dayanımını ve sıcağa dayanımı artırır, sünekliği düşürmektedir. Ancak, bazı çeliklerde meneviş kırılganlığı doğurabileceğinden ve olumlu etkilerini iyileştirmek için nikel ve/veya molibden ile birlikte kullanılır [71].

#### **4.2.5 Molibden**

Molibden çelik endüstrisinde en çok kullanılan elementlerden biridir. Molibden sertleşebilme yeteneğini malzeme yapısında tane büyümesini yaparak gevrekleşmeyi engeller. Molibden kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı elementtir. Bu element düşük alaşımlı çeliklerde genellikle krom ile birlikte %0,15-0,30 arasında bulunduğu çeliğin sertleşebilirliğini, çekme dayanımını ve sıcağa dayanımı artırır, meneviş kırılganlığı azaltır. Molibden takım çeliklerine %0,30'dan daha yüksek miktarlarda katılır, sıcağa ve aşınmaya karşı dayanımı iyileştirir.

#### **4.2.6 Kükürt**

Kükürt, kurşun gibi otomat çeliklerinin üretiminde kullanılan bir alaşım elementidir. Kükürt, metal yapıda talaş kırılmasını artıran mangan sülfür kalıntıları oluşturur. Sonuç olarak, kükürt alaşımlı çelikler tornalama, frezeleme ve delme yoluyla çok iyi işlenebilir.

Kükürt alaşımlara akma ve çekme mukavemetine çok az etki etmektedir. Bu malzeme tokluğun ve sünek özelliğini azaltmaktadır. Alaşımlarda azaltılmaya çalışılan bu element istenmeyen bir elementtir. Otomat çeliklerinde kükürt miktarı, talaşlı şekillendirmeyi iyileştirmek için yüksektir. Kaynak edilebilirliği ve sertleşebilirliği kötüleştirir.

#### **4.2.7 Fosfor**

Çelikteki fosfor çeliklerde yararlı veya zararlı etkileri olabilir. Fosfor ferritin en güçlü katı çözücü güçlendiricilerden biridir. Sadece %0,17 fosfor ilavesi, düşük karbonlu çelik sacın hem akma hem de gerilme mukavemetini yaklaşık 62 MPa (9 ksi) artırırken aynı zamanda fırında sertleşme tepkisini ve derin çekilebilirliği de geliştirir. Bu

özelliklerinden dolayı, yeniden fosforlanmış yüksek dayanımlı çelikler, soğuk şekillendirme uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Fosfor ayrıca işleme özelliklerini ve atmosferik korozyon direncini iyileştirmek için çeliklerde bir katkı maddesi olarak kullanılır.

#### **4.2.8 Azot**

Nitrojen, karbon gibi, östenitik paslanmaz çeliklerde çok güçlü bir geçiş katı-çözelti güçlendirici elementtir. Nitrojenin sıvı-Fe ve Fe bazlı alaşımlardaki çözünürlüğü atmosferik basınçta sınırlı olduğundan, nitrojenle alaşımlama benzersiz zorluklar sunar. Bununla birlikte, nitrojen çözünürlüğü, nitrojen gazı basıncını eriyiğin üzerinde artırarak ve alaşım ilaveleri yoluyla arttırılabilir. İşleme ve alaşım tasarımı açısından nitrojen çelikleri farklıdır ve önemli zorluklar sunar. Atmosfer basıncında işlenerek malzemede tutulabilenden daha fazla nitrojen içeren bir çelik "yüksek nitrojen" olarak kabul edilmelidir. Çoğu östenitik malzeme için bu sınır ağırlıkça yaklaşık %0,4'tür.

#### **4.3 Yüksek Manganlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri**

Manganez, önemli bir alaşım maddesi olarak hizmet eder. Bugün piyasada ferro manganez alaşımları, bakır manganez alaşımları, yüksek manganez alaşımları ve nikel manganez alaşımları gibi birçok farklı türde manganez alaşımı mevcuttur.

Manganez, muhtemelen bakır alaşımlarına eklenebilen en esnek elementtir. Alaşımı deokside etmek ve mekanik mukavemetini ve dökülebilirliğini arttırmak için küçük manganez ilaveleri kullanılır. Antimon ve alüminyumda, manganez ilavesi yüksek ferromanyetik bileşikler üretir. Çeliklerde manganez, dövme ve haddeleme kalitelerinin yanı sıra mukavemeti, sertliği, sertliği, tokluğu, sertleşebilirliği, aşınma direncini arttırır.

Manganez ve demir, ferromangan alaşımlarının ana bileşenleridir. Çelik yapımında yaklaşık %80 manganez içeren bir ferro-alyaj kullanılır. Karbon ferromangan, metalik manganez, metalik manganez ve saflaştırılmış, nitrürlenmiş ferro-mangan, diğer ferro-mangan alaşımlarından bazılarıdır.

Yüksek manganlı alaşımlar, süneklik, şekillendirilebilirlik, gerinim sertleşmesi ve mukavemet seviyesi parametreleri gibi özelliklerin uygun bir kombinasyonunu ve

dengeğini sağlayarak, araçların ağırlılığının azaltılmasını sağlar ve aynı zamanda otomobil kazalarının etkilerine karşı direnci artırır.

Nikel manganez alaşımları iyi korozyon direncine sahiptir ve iyi termal iletkenlerdir. Nikel manganez alaşımları genellikle kablolarda, elektronik boru desteklerinde, lambalarda ve tel kumaşta kablo içinde kurşun kullanılır. Ayrıca petro-kimya ve kimya endüstrileri için filtreler ve tel örgüler için yaygın olarak kullanılırlar.[72]

Eritme işleminin ana ürünü, %76 ile %80 manganez, %12 ile %15 demir, %7,5 karbon ve %1,2 silikondan oluşan karbona doymuş bir ferro alyajdır. Manganezin %70 ile 80'i eriyikte geri kazanılır ve ayrıca %30 ile 42 manganezden oluşan bir cüruf elde edilir.

Siliko-mangan alaşımı %65 ile %68 manganez, %16 ile %21 silikon ve %1.5 ile %2 karbon içerir ve manganez cevherinden veya yüksek karbonlu ferromangan cürufunun bir kuvars akısı ve kok ile eritilmesiyle üretilir. Alaşımın karbon içeriği, silikonun varlığından dolayı azalır. Nispeten daha düşük karbon içeriğine sahip bir siliko-mangan, siliko-manganın daha fazla kuvars ve kok ile yeniden eritilmesiyle elde edilebilir. Ürün, düşük karbonlu ferro-mangan üretiminde indirgeyici olarak kullanılır.

Orta ve düşük karbonlu ferromangan, düşük karbonlu bir üründür ve silikon içeriği, manganez cevheri, kömür ve kireç akışının bir fırında eritilmesiyle elde edilir ve böylece MnO bakımından zengin bir eriyik oluşturulur. Bu daha sonra düşük karbonlu siliko mangan veya siliko-mangan ile temas ettirilir. Bu alaşımlar, MnO'yu manganez metaline indirgeyen ve cürufa oksitlenen silikon içerir.

#### **4.4 Yüksek Manganlı eliklerin Isıl İşlemleri**

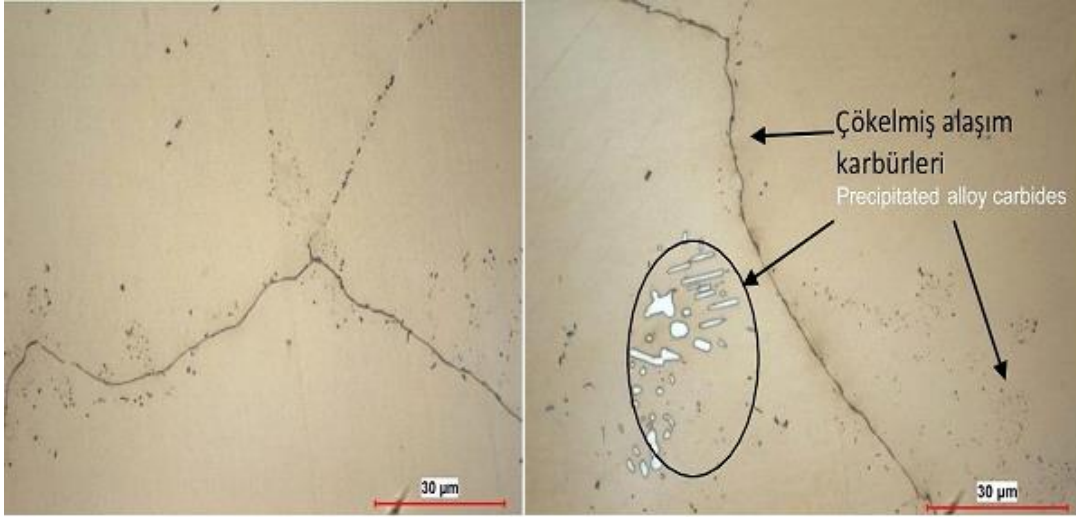
Isıl işlem, bir metalin erime fazına ulaşmadan önce uygun sıra ve sürede ısıtılması ve ardından metalin kontrollü soğutulması istenilen mekaniksel sahip olmasının sağlanması işlemidir.

Bir ısıl işlem tüm ısıl işlemlerde ortak olarak ısıtma, belirli ısıya çıkarma ve belirli sıcaklıkta tutma ve temperleme olmak üzere dört farklı adımdan oluşur. Burada uygulanan ısıl işlem, ısıl işlemin ne için yapıldığına, işlem sıcaklığı, ısıda bekleme süresi, ısıtma ve bekletme oranı gibi birçok parametreye göre değişmektedir. Tavlanmış eliklerin mikro yapısına ve mekanik özelliklerini hangi sıcaklıkta sertleştiği, tutma ve

tavlama sıcaklığı, soğuma hızı, çelik karbon oranı, alaşım oranı gibi parametrelerden etkilenmektedir.

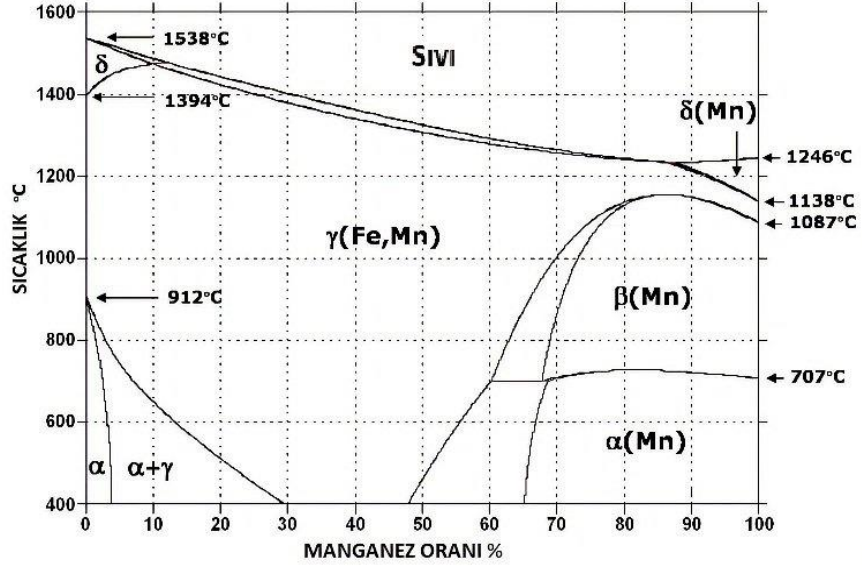
YMÖÇ lerde ısıl işlem genellikle östenitik çeliklerde 950°C-1100°C arasında işlem görür. Burada yüksek darbe dayanımı kazandırmak için karbür yapılarının östenitik faz içerisinde bütünü çözümlenmesi ve su verme işleminden sonra mikro yapının tamamen östenit faza dönüşmesi sağlanır. Tavlama soğutma işlemi yavaş ve uzun sürede yapıldığında karbür çökmesi ve pelit yapıları meydana gelmektedir.

Şekil 4.4'te Hem östenit matrisine hem de tane sınırlarında çöken karbürün oluşması çeliğin darbe dayanımını kötü bir şekilde etkilemektedir.



Şekil 4.4 Östenit matrisinde yoğun karbür çözeltileri b) Östenit matris [4].

Malzemede bol miktarda bulunan mangan östenit fazını stabilize eden bir element olarak bilinir. Şekil 4.5'deki diyagram, beklenen fazlar olan sıcaklık ve mangan oranının bir fonksiyonu olarak gösterilir. Bu şekilde östenit yüzeyinin mangan oranına göre genişlediğini görülmektedir. Çok daha düşük sıcaklıklarda bile yüksek manganla birlikte östenit yapıda olmak mümkündür. Örneğin, en az %30 oranında mangan oranı ile ferromanyetik olmayan tam östenit bir yapı elde edilir.



Şekil 4.5 Fe-Mn Faz Diyagramı [70].

Isıl işleme östenitik bölgeye kadar ısıtılan yüksek manganlı çelikler, kesme kalınlığı ile belirlenen bir bekleme süresinden sonra su banyosunda hızla bir şekilde soğutulmaya bırakılır. Isıl işlem fırınındaki sıcaklık koşulları ve ısı dağılımı, fırından çıkan malzemenin su ile temas süresi, soğutma suyunun başlangıç sıcaklığı ve hareketliliği, sıcak malzemenin kalma süresi en önemli parametrelerdir. Özellikle madencilik ve çimento endüstrilerinde tavsiye edilen ve yüksek darbe etkisi altında çalışan primer kırıcı tabanları ve çekiçlerin üretiminde kullanılan YMÖÇ malzemelerinde yüksek efektif dayanım elde etmek için bu parametrelerin doğru belirlenmesi çok önemlidir. Ancak üretim süreçlerinde bu parametreleri tam olarak kontrol eden dökümhane sayısı çok azdır. Malzeme muayenesi manyetik veya eğilme testi ile gerçekleştirilebilmesine rağmen, en etkili muayeneyi elde etmek için metalografik incelemeler gereklidir. Etkili bir östenit yapısının elde edilip edilemeyeceği, ancak ısıl işlem koşullarını tam olarak yansıtan bir metalografik numuneden mikroskop altında belirlenebilir. Bu nedenle ısıl işlem sırasında fırın koşullarının kontrol edilmesinin yanı sıra temperleme işleminin de kontrol edilmesi oldukça önemlidir [73].

YMÖÇ malzemelerden üretilen kırıcılar çok iyi darbe ve aşınma dayanımına sahip olması sayesinde çimento ve madencilik sektörlerinde sıklıkla kullanılır. Firmalar genellikle bu gibi durumlar için müşterilerine ısıl işlem uygulamasında garanti sunmasına rağmen ısıl

işlemlerde uygun olmayan şartlar istenmeyen durumlar yaratır. Böyle bir durumda, YMÖÇ'lerde uygun olmayan çalışma şartlarında oluşan ani kırılmalar hem imalatçı hem de firmaların ekonomik zararlara uğramasına sebep olur. Örneğin, çimento sektöründe yüksek darbeye maruz kalan kırıcı çekiçlerde uygun olmayan ısıl işlemler yüksek maliyete neden olur. Bu durumda, ısıl işlem parametreleri uygun değerde seçilmelidir. Isıl işlemlerde en çok karşılaşılan sorunlardan biri soğutma hızının yavaş olması sebebiyle karbür yapısı oluşturmasıdır.

YMÖÇ'lerde katılma sonrası yapılarında östenitik yapılar, ötektik karbürler veya perlit oluştuğu görülmektedir. Östenit içindeki çözünürlüğü karbon sıcaklığının azalmasıyla birlikte azalır ve bu nedenle ince karbür tabakaları, lamel ve iğnemi karbürler oluşur [74].

YMÖÇ lerde uygulanan ısıl işlemlerde karbür oluşumu içyapıda 400-800 °C aralığında yavaş soğutma veya yeniden ısıtma sırasında östenit tane sınırlarında meydana gelir. Karbür oluşumu genellikle yüksek tokluk ve süneklik gerektiren uygulamalarda sorun yarattığı için Östenitik çeliklerde döküm olarak kullanılmazlar. Bunu önlemek için dökümden hemen sonra ısıl işlemde hemen sonra su verme işlemi gerekmektedir. Karbür oluşumu istenmeyen diğer bir durum ise manganlı döküm işleminde uygulanan ısıl işlemdir. Burada parça kalınlığına ve karbon miktarına bağlı olarak 900-1150 °C sıcaklığa kadar ısıtılırlar ve inç başına 1 saat olacak şekilde bekletilme işlemine tabi tutulurlar. Burada parçalar sıcaklıklarını kaybetmemesi için oda sıcaklığındaki suya hemen daldırılarak yüksek sıcaklıktaki %100 östenitik yapının oluşması sağlanır. Bu işleme çözelti tavlama denmektedir [75, 76].

YMÖÇ'lerde karbür yapılar 700°C'nin altında bir sıcaklıkta bekletilmesi sonucu oluşmaktadır. Karbürün yapısının oluşmasında ilk adımda ısıtma hızı çok önemlidir. YMÖÇ ler eğer beklenilenden yüksek sıcaklıkta çok fazla bekletilmeleri halinde yüksek karbon nedeniyle yüksek dekarbürizasyon ve demanyetizasyon içeriği oluşturmaktadır. Yüksek karbon nedeniyle dekarbürizasyon ve demanzitasyon sonucu malzeme yüzeyinde karbon eksilmesi sonuç aşırı aşınma meydana gelir [77].

YMÖÇlerde endüstriye bir uygulama için aşağıdaki adımlara benzer şekilde ısıl işlem uygulanabilir;

- Isıl işlemin ilk aşaması östenitik malzemelerin 650 °C ye kadar hızlı bir şekilde ısıtılmasıdır. İkinci aşamada ise bu sıcaklıkta 2-3 saat kadar östenitik çelik bekletilmelidir. Burada amaç 700°C derecenin altında hızla ısıtılıp bekletilme sayesinde perlit oluşmayı azaltmaktır. Son aşamada ise ısıtma hızı fırının kapasitesine bağlı olarak 150-200°C soğuk deformasyon sıcaklığı uygulanmaktadır.

- Çeliklerde genellikle hızla ısıtma sonucu yüzey ve ısıtma merkezi arasındaki sıcaklık farkı nedeniyle termal şok meydana gelmektedir. Çeliklere karşı östenit çelikler yüzey merkezli kübik yapıda olması (YMK) ve sünek özellik göstermesi nedeniyle termal şok nedeniyle çatlama olasılığı minimumdur. Çatlama olayını en aza indirmek ve önlemek için östenitik çelik parçalar yaklaşık 30 dakika boyunca 750-800°C'de tutulması tavsiye edilmektedir. Buradaki ısıda kesin tutma süresi ısıtma fırınının kapasitesi, homojenliği ve parça kalınlığına göre belirlenmektedir.

- Isıl işlemde yukarıdaki adımlardan sonra parçalar Ac3 sıcaklığının üzerine 1000-1100 °C den yaklaşık h-1 oranı ile 75 °C'lik bir sapma gibi düşük ısıtma oranıyla ısıtılması gerekir. Düşük ısıtma hızları termal değişkenler nedeniyle östenitik malzemelerde seçilmesi distorsiyonu önleyecektir. Düşük ısıtma hızları kullanılması halinde önceden yüksek sıcaklıklarda gereğinden fazla kaldığı için değişken fırın atmosferi altında malzeme dekarbürizasyon oluşmaktadır. Karbürizasyonun önlenmesi için östenitik malzeme inç başına 1 saat olacak şekilde östenizasyon sıcaklığında bekletilmelidir [78].

## **4.5 Yüksek Manganlı Çeliklerin Uygulama Alanları**

Yüksek manganlı çeliklerin uygulama alanlarını metalürjik ve metalürjik olmayan uygulama alanları olmak üzere 2 ayrı kısımda incelenir.

### **4.5.1 Metalürjik Uygulamaları**

Günümüzde çelik üretimi, toplam mangan tüketiminin %85 ila %90'ını oluşturuyor. Mangan genellikle çelik endüstrisi tarafından deokside edici ve kükürt giderici katkı maddelerinde ve bir alaşım bileşeni olarak kullanılır. Çeliklerin haddeleme ve dövme kalitelerinin yanı sıra mukavemet, tokluk, sertlik, sertlik, aşınma direnci ve sertleşebilirliğini geliştirebilir. Örneğin, %8-15 mangan içeren çelik, 863 MPa'ya kadar yüksek çekme dayanımına sahip olabilir ve %12 veya daha fazla mangan içeren çelik,

tokluğun yüksek olduğu uygulamalarda kullanılır. Çeneli kırıcı plakalar, demiryolu noktaları, çapraz parçalar ve döner kırıcılar gibi manganez aşınma direnci gereklidir.

Manganezin ikinci büyük uygulaması, alüminyum için bir alaşım maddesidir. Manganez içeriği yaklaşık %1,5 olan alüminyum, galvanik korozyona yol açabilecek safsızlıkları emen taneciklerin oluşumu nedeniyle korozyona karşı artan bir dirence sahiptir. Alüminyum-mangan alaşımları içecek kutuları, mutfak eşyaları, çatı kaplama, araba radyatörleri ve ulaşım gibi çeşitli ürünlerde uygulanmıştır.

Manganez muhtemelen bakır alaşımlarına eklenebilen en çok yönlü elementtir. Küçük manganez ilaveleri (%0,1 ile %0,3), alaşımı deokside etmek ve dökülebilirliğini ve mekanik mukavemetini geliştirmek için kullanılır. Manganez, bakırda ve ikili bileşen olarak bakır ve alüminyum, çinko veya nikel içeren ikili sistemlerde yüksek katı çözünürlüğe sahiptir. Birçok ticari bakır alaşımı, mukavemeti ve sıcak işlenebilirliği geliştirmek için yaklaşık %1 ile %2 manganez içerir. Belirli uygulamalar için bazı alaşımlarda çok daha yüksek seviyelerde manganez içeriği bulunur; örneğin, arabalara ve diğer araçlara takılan sıcaklık kontrol cihazlarında bi metalik şeritler için bir alaşım (%72 Mn, %18 Cu, %10 Ni) kullanılır. Bununla birlikte, bakır alaşımları yılda yalnızca iki milyon ton mangan tüketir ve bu nedenle manganez için sınırlı bir pazar sağlar.

Manganez ayrıca diğer metal alaşımlarında da kullanılır. Alfa-beta titanyum bazlı bir alaşım %8 manganez içerir ve 1960'larda Gemini yeniden giriş kontrol modülü için kullanılmıştır. Bazı çinko alaşımları ve magnezyum alaşımları da %0,1 ila %0,2 manganez içerir [79]. Genellikle elektronik endüstrisi ile ilgili çok özel uygulamalar için kullanılan alaşımları üretmek için altın, gümüş, bizmut vb. 'ye manganez de eklenebilir. Bununla birlikte, bu metal alaşımlarında kullanılan mangan, toplam manganez talebinin küçük bir yüzdesini oluşturmaktadır.

#### **4.5.2 Metalurjik Olmayan Uygulama Alanları**

Manganezin en önemli metalurjik olmayan uygulaması, kuru hücreli pillerde depolarizör olarak kullanılan manganez dioksit formundadır. Pillerdeki manganez dioksinin işlevi, hidrojeni oksitlemek ve su oluşturmaktır. İlk olarak 1868'de geliştirilen Leclanché hücresi, bu süreci birleştirdi ve depolarizör olarak manganez dioksit kullandı. 1950'li yıllarda piyasaya sürülen alkalin piller, çinko ve manganez dioksit (Zn/MnO<sub>2</sub>) arasındaki



reaksiyona bağlı olan birincil pil türüdür. Özellikle askeri uygulamalar için kullanılan başka bir hücre, magnezyum klorür-mangan dioksit hcesidir.

Doğal olarak oluşan manganez dioksitler (NMD) standart hücrelerde kullanılabilir. Yüksek performanslı hücrelerde gerekli olan geliştirilmiş manganez dioksit dereceleri sentetik olarak elde edilir. rnler, kullanılan işlemlerden sonra isimlendirilir. EMD veya elektrokimyasal manganez dioksit, elektroliz yoluyla yapılır; CMD veya kimyasal manganez dioksit, tamamen kimyasal bir işlemlerle üretilir. Her iki sentetik türün kombine üretimi yılda yaklaşık 30000 tondur ve hızla artmaktadır. Doğal MnO<sub>2</sub> reten başlıca lkeler Gabon, Gana, Brezilya, in, Meksika ve Hindistan'dır. Bu "doğal dereceli pil" cevherleri, doğrudan katot karışımında kullanılmadan önce ince bir toz haline getirilir.

Manganez bileşikleri birçok kimya alanında kullanılmıştır. Örneğin, permanganat güçlü bir oksitleyicidir ve kantitatif analizde ve tıpta kullanılır. Potasyum permanganat, içme suyunu arıtmak ve atık suyu arıtmak için kullanılır. Cilt hastalıklarının tedavisinde dezenfektan olarak da kullanılır.

MMT (metilsiklo-pentadienil manganez trikarbonil) adı verilen organik bir manganez bileşiği, kurşunsuz benzinde oktan artırıcı veya vuruntu önleyici madde olarak kullanılmıştır. MMT, kazan tıkanmasını ve kurum seviyelerini azaltarak yağ yanmasını büyük ölçüde iyileştirebilir. Bu uygulama evre koruma açısından önemlidir, çünkü kurşunun değiştirilmesine izin verir, ancak henüz tam olarak geliştirilmemiştir.

Manganez dioksit siyah boyaların kurutulmasında, oksijen ve klorun hazırlanmasında kullanılır. Aynı zamanda, vanilya gibi yapay tatların üretiminde bir katalizör ve oksit konsantresi üretmek için uranyum cevherinin işlenmesinde bir oksitleyici madde olarak işlev görür. Manganez bileşikleri ayrıca seramik ve camın renklendirilmesinde de kullanılmıştır.

Manganez bileşikleri ayrıca seramik ve camın renklendirilmesinde de kullanılmıştır. Östenitik-manganlı çelikler üstün mukavemet, tokluk ve aşınma özellikleri nedeniyle kimyasal bileşimlerinde veya ısıl işlem uygulamalarında küçük değişikliklerle demiryolu, madencilik, petrol, imento ve diğer sanayi kollarında kullanılan makara, istikamet tekeri, değirmen, kepçe, tekerler, kırıcılar ve benzeri aksamaların imalatında yaygınca kullanılmaktadır [80, 81].

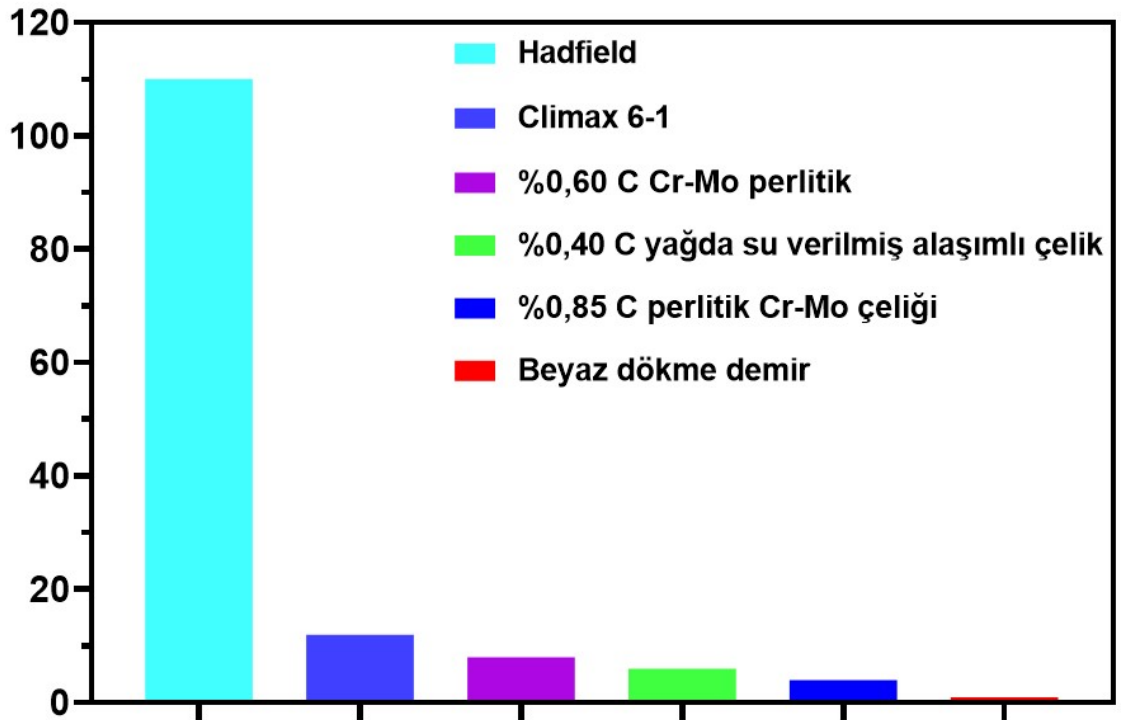
#### 4.6 Yüksek Manganlı Çeliklerin Aşınma Uygulamaları

Yüksek Manganlı çelikler birçok uygulamada yüksek aşınma dayanımı ve darbeye karşı gösterdiği direnç olan tokluk özellikleri ile önem taşımaktadır. Manganlı çelikler uygun şartlarda üretildiği zaman ağır yüke maruz kalsa bile bir çatlama meydana gelmemekte ve yüksek oranda enerjiyi absorbe etmektedir. Bu özellik onu diğer alaşım elementlerine karşı öne çıkarmaktadır. Manganlı çeliğin mekanik özellikleri Tablo 4.2'de %13 Manganlı çeliğin mekanik özellikleri gösterilmiştir.

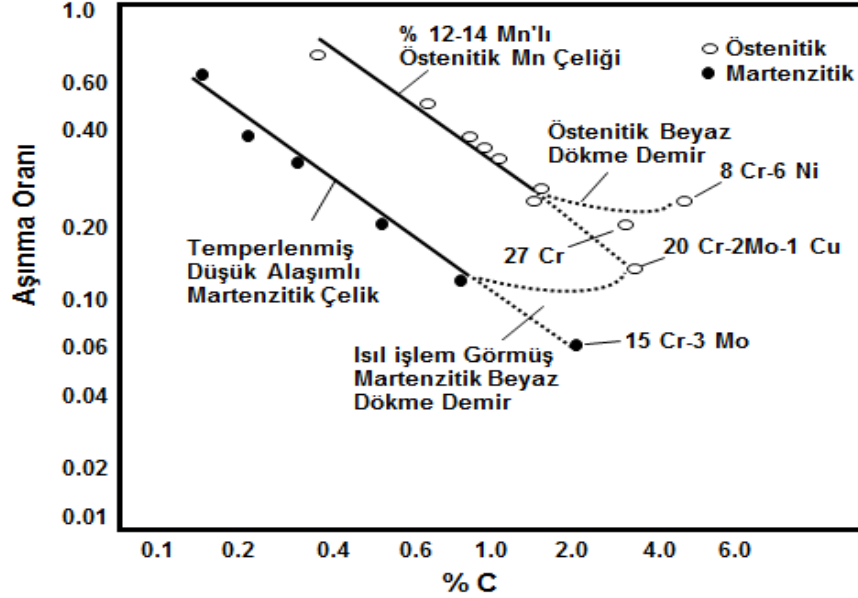
Tablo 4.2 Alaşımında %13 mangan içeren çeliğin mekanik özellikleri

Akma Dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Çekme Dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Uzama %	Sertlik HB	Çentik Darbe J/cm <sup>2</sup>
414	995	40	200	112

Tablo 4.3 Günümüzde imalat ve işlem sürecinde yaygın olarak kullanılan aşınma metallerinin çentik darbe dayanımları



Yüksek mangan çelik alaşımları piyasadaki yüksek maliyet gerektiren diğer alaşım elementlerine göre daha iyi aşınma Şekil 4.6 sonuçları verilmiştir.



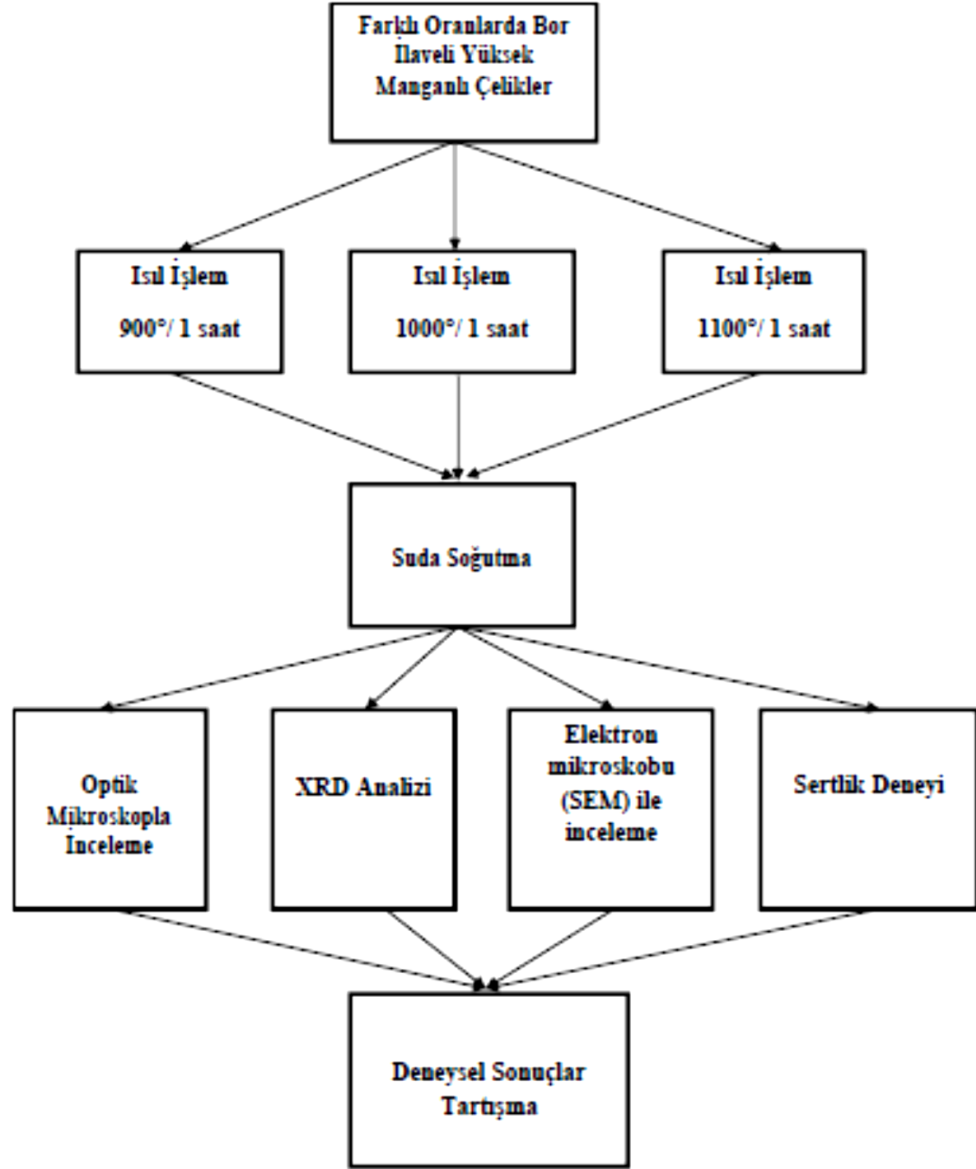
Şekil 4.6 Değişik malzemelerden üretilen kırıcı çenelerin aşınma oranları [82].

Yüksek manganlı östenitik çelikler hurda konteyner kumlama ünitesi, ayaklı astar hat, aşınma astarı, flanşlı destekleme kabı, vurucu ve değirmen çekiçlerde, beton ve tuğla işlerinde, hurda, taş ocakları ve yapı işlerinde hareketli toprak kırıcı çene, konik kırıcı, zincir kılavuzu, öğütücü plakalar, kepçe kürekleri, maden işlerinde kepçe bıçağı, zincir konveyör parçaları, geri dönüşüm sektöründe tekerlek disk, dişli tekerlek, çeşitli zırh elemanları, demir döküm sanayisinde yol gösterici ve değişen plakalar, öğütme değirmeni kazıyıcı, mikser ve küreklerde, demiryolu endüstrisinde demiryolu geçiş rayları, ilaveler ve geçiş noktaları olmak üzere çok çeşitli sektörlerde kullanılmaktadır.

## 5. BÖLÜM

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Yüksek manganlı çelikler özellikle inşaat sektörü, madencilik sektörü ve çimento sektörü gibi, yüksek yüklere ve aşınmaya maruz kalan hareketli parçalara sahip iş makinalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Çeliklerin üstün mekanik özelliklerine sahip ancak daha uygun maliyetle eldesi üreticilerin ve araştırmacıların en önemli konularından biridir. Bu bağlamda yüksek manganlı çeliklerin kimyasal kompozisyonunda yapılan değişikliklerle ve ısıtma işlem optimizasyonu ile yüksek manganlı çeliklerin daha uygun maliyetle, yüksek mukavemetli ve aşınma dayanımına sahip bir şekilde üretilmesi mümkün olacaktır. Bu çalışmada farklı oranlarda bor katkı (11ppm, 53 ppm ve 374 ppm) yüksek manganlı çeliklerine uygulanan farklı ısıtma işlem sıcaklıklarının bu çeliklerin mikro yapı ve mekanik özelliklerine etkisi incelenmesi hedeflenmiştir. Bu hedefe bağlı olarak çalışmanın şematik gösterimi Şekil 5.1’de verilmektedir.



Şekil 5. 1 Deneysel Çalışma Sistematığının Şematik Gösterimi

## 5.1 Malzeme Seçimi

Deneysel çalışmalar için Elazığ'da Fırat döküm fabrikasında farklı bor katkılı yüksek manganlı çelikler açık hava ortamında dökümü gerçekleştirilerek üretilmiştir. Açık havada gerçekleştirilen döküm sırasında Ellingham diyagramlarından yararlanılarak oksijene afinitesi yüksek olan alüminyum ve nitrojene afinitesi yüksek olan titanyum ilave edilmiştir. Böylece borun afinitesi yüksek olduğu oksijen ve nitrojene karşı bileşik oluşturması engellenerek borun çelik içerisinde kalması sağlanmıştır.

Üretilen farklı oranlarda bor katkılı yüksek manganlı çelik numunelerin kimyasal analizi Tablo 5.1’de verilmiştir. Çelik içerisinde bulunan 11ppm civarında bulunan bor miktarı normalde bor ilave edilmemiş çeliklerin içerisinde de bulunduğundan, bu çeliği bor ilave edilmemiş çelik olarak da kabul edebiliriz.

Tablo 5.1 Farklı bor içeren yüksek manganlı çeliklerin kodlamaları ile birlikte % ağırlık olarak kimyasal analizi

Numune adı	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Ni	% Mo	% Cu	% Al	% Ti	% N	% B
S1	1,266	0,608	14,33	0,03	0,014	0,151	0,015	0,258	0,161	0,03	0,018	0,0011
S2	1,253	0,599	13,97	0,032	0,014	0,142	0,014	0,254	0,165	0,033	0,021	0,0053
S6	1,276	0,621	13,36	0,029	0,018	0,134	0,014	0,252	0,088	0,036	0,043	0,00374

## 5.2 Numune Hazırlama ve Optik Mikroskop ile İnceleme

Optik mikroskop görüntüleri Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Laboratuvarında bulunan Nikon Eclipse 100 markalı optik mikroskoptan alınmıştır. Bu çalışmada kullanılan numuneler Şekil 5.2’de gösterilen Nevpa Karoser Ekipmanları Paz. Tic.Ltd. Şti.’de tel erozyon (e-Zcut EZ30S) makinesiyle kesilmiştir. Kesilen numuneler Nevola Thermnevo markalı ısıtma fırınında 900°-1000°-1100°C sıcaklıkları arasında ısıtma işlemi uygulanmıştır. Daha sonra numuneler Metkon Forcipol markalı cihazda zımparalama işlemi yapılmıştır. Zımparalama işlemi 120, 400, 800, 1200 numaralı SiC kâğıtları zımparalar ile numunelerin yüzeyleri zımparalanmıştır. Parlatma işlemi Metkon Forcipol markalı parlatma cihazında 3 µm bor ilaveli elmas pasta ile parlatma yapılmıştır. Numuneler % 3 Nital çözeltisi ( 97 Etanol + 3 ml HNO<sub>3</sub>) ile ortalama 90 saniye daldırma yöntemiyle dağlanarak alkol ile yıkayıp kurutulduktan sonra, optik mikroskopta incelenebilir duruma getirilmiştir.



Şekil 5.2 Tel Erozyon Kesme Cihazı

Mikroyapı fotoğrafları Nikon Eclipse MA100 CLEMEX markalı (Şekil 5.3) cihazda çekilmiştir. Mikroyapı fotoğrafları 10X-20X-50X büyütmede fotoğrafları alınmıştır.



Şekil 5.3 Optik Mikroskop

### 5.3 Isıl İşlem

Farklı oranlarda bor ilave edilmiş yüksek manganlı çelik numuneler özel üretim ile üretilmiş Nevola Thermnevo markalı ısıl işlem fırınında (Şekil 5.4) 900°-1000°-1100°C 1 saat ısıl işlem uygulandıktan sonra fırının içerisinden maşa ile alınarak hızlı bir şekilde suya daldırılarak soğuma işlemi yapılmıştır.



Şekil 5.4 Isıl İşlem Fırını

Zımparalama işlemi Metkon Forcipol 2V markalı (Şekil 5.5) portatif döner disk üzerine yerleştirilen ince ve kalın zımpara kağıtları takılarak işlem yapılmıştır. İlk zımpara işleminden sonra diğer işleme geçerken 90° çevrilerek zımpara işlemi uygulanmıştır. Zımparalama işlemi yüzeydeki çizgiler yok olana kadar zımparalama işlemi yapılmıştır. 120, 400, 800, 1200 numaralı zımparalar kullanılmıştır. Zımparalama işleminden diğer zımparalama işlemine geçerken zımparaların çapları küçülmüştür. Böylelikle yüzeyde oluşan çizikler giderilmiştir. Zımparalama işleminden sonra numuneler alkol ile yıkayıp kurutma makinesiyle kurutulmuştur. Zımparalama işleminden sonra parlatma işlemi yapılmıştır. Parlatma işleminde alümina parlatmada elmas pasta kullanılmıştır. Parlatma işlemlerinden sonra numune sıvı sabun ve suyla yıkanarak kurutma makinesiyle kurutulmuştur.

Parlatma işleminden sonra yüksek manganlı çelik % 3 nital çözeltisine daldırılarak 90 saniye süreyle dağlanmıştır. Dağlama sonunda da numuneler alkolle yıkayıp kurutma makinesiyle kurutulmuştur. Nikon Eclipse MA100 CLEMEX markalı mikroskopta çekilmiştir. Mikroyapı fotoğrafları 10X-20X-50X büyütmede alınarak incelenmiştir.





Şekil 5.5 Zımparalama Cihazı

#### 5.4 Sertlik Deneyi

Sertlik testi farklı oranlardaki Mn, Si, Cr, B, C, Ti, Al, gibi alaşım elementlerinin numunelerin ve ısıtım işlem parametrelerinin farklı değerlerinin belirlenmesi için uygulanan bir yöntemdir. Mikroyapı fotoğrafları çekilen numuneler OMS Makine İmalat Sanayi ve Tic. Ltd. Şti Rockwell Hardness Tester Model:AHT1000 (Şekil 5.6) sertlik cihazında Rockwell sertlik metodu kullanılarak 5 farklı bölgelerden sertlik ölçümleri yapılmış ve ortalamaları sonuç olarak kullanılmıştır.



Şekil 5.6 Sertlik Cihazı

## 5.5 XRD Analizi

X-Işını Kırınım yöntemi (XRD), toz, katı ve ince film malzemelerinin faz analizinde kullanılan temel tekniklerden biridir. X-ışını difraktometresi ile malzemedeki fazların belirlenmesi, kristal yönelmeleri ve boyutları, yapıdaki farklılıklar hakkında bilgileri vermektedir [83]. Erzincan Binali Yıldırım Üniversitesi Fizik Laboratuvarında bulunan XRD analizinde kullandığımız Yüksek Sıcaklık X-ışını Difraktometresi (HT-XRD) cihazıdır. Modeli Empryan ve markası Panalytica'dır.



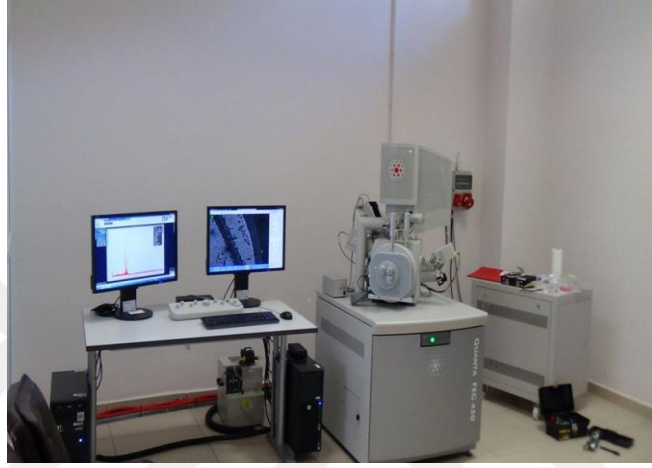
Şekil 5.7 XRD Cihazı

Farklı sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanan ve suda su verilen numunelerde oluşan fazların tespit edilmesi için X-ışınları difraksiyon analizi 30 kV gerilim, 20 mA akım ve Cu K $\alpha$  ( $\lambda = 0,154$  nm) ışınması, 4°/dak tarama hızında 10-110° açıları arasında gerçekleştirilmiştir.

## 5.6 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile İnceleme

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) numuneleri fiziksel olarak taramak ve yüzeyden yerel olarak bilgi toplamak için kullanılır. Çeşitli sinyaller, yapısal, elektronik, titreşimsel, optik, manyetik, biyokimyasal ve mekanik özellikler hakkında bilgi sağlamaktadır. Optik Mikroskopta tespit edilemeyen tane içerisinde ve sınırında bulunan küçük farklı oluşumları tespit edilebilmesi için SEM analizi gerçekleştirilmiştir. Erzincan Binali Yıldırım Üniversitesi Temel Bilimler Uygulama ve Araştırma Merkezi Laboratuvarında SEM görüntüleri elde edilmiştir (Şekil 5.8).

Numunelerin ısıtılma işlem sonrasında oluşan mikroyapı ve faz değişimlerinin incelenmesi için taramalı elektron mikroskobu (SEM-Quanta PLC 450) ile 15kV ivmelendirme voltajında kesit görüntüleri elde edilmiştir. Erciyes Üniversitesi ERNAM’da SEM görüntüleri ZEISS markalı EVOLS10 modeli Taramalı elektron mikroskobuyla SEM ,EDS Mapping görüntüleri alınmıştır (Şekil 5.9).



Şekil 5.8 Taramalı elektron mikroskobu (SEM)



Şekil 5.9 Taramalı elektron mikroskobu (SEM)

## 6. BÖLÜM

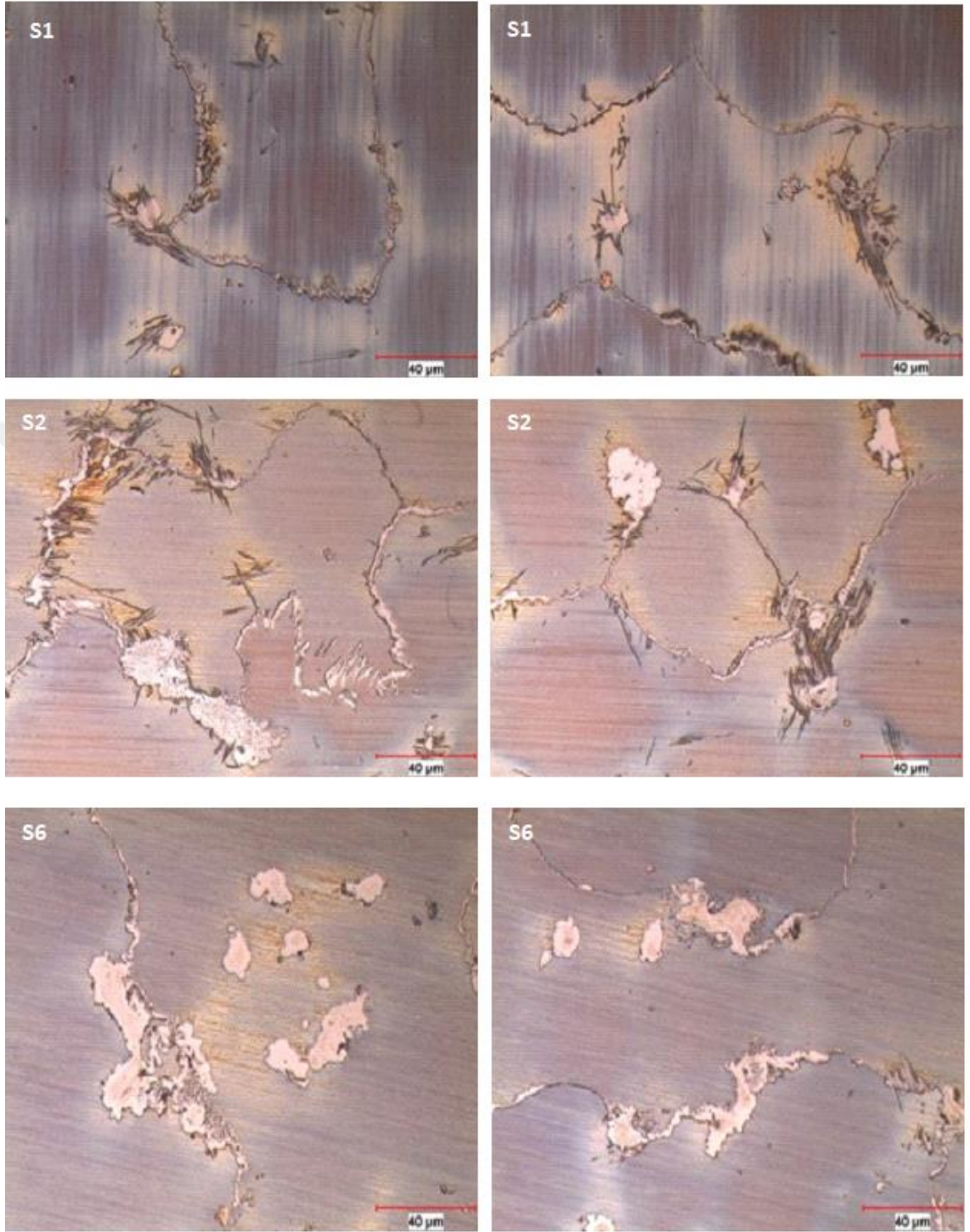
### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 6.1 Optik Mikroskop İncelemeleri

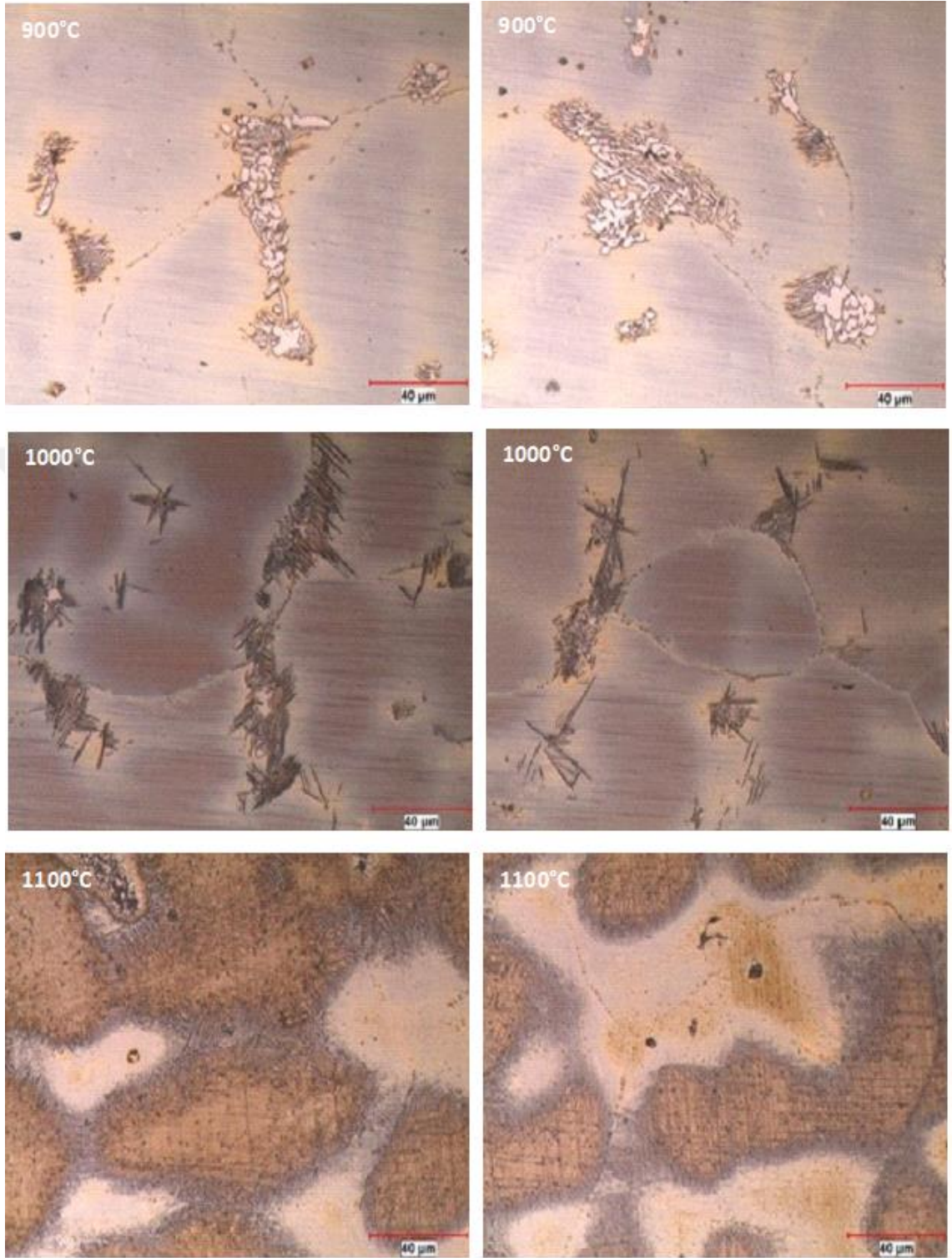
Şekil 6.1’de farklı bor katkılı yüksek manganlı ısıt işlemsiz çeliklerin 50X büyütmede mikro yapı görüntüleri verilmiştir. Elde edilen mikroyapı görüntülerinde tane boyutu, tane sınırlarında ve tane içlerinde çökelen karbürlerin olduğu anlaşılmıştır. Yüksek karbon ve mangan içeriği östenitik yapının oluşmasını sağlamaktadır. Yüksek karbon ile birlikte mangan, krom ve demir gibi karbür oluşturuç elementlerin varlığı tane sınırlarında karbürlerin çökmesine neden olmaktadır [84]. Tane sınırlarında dağılım gösteren sementitlerin ısıt işlemsiz S1 numunesinde dendritik yapıda olduğu görülmektedir. S1 numunesinin mikroyapı görüntüleri ile S2 ve S6 numunelerinin mikroyapı görüntüleri karşılaştırıldığında, yüksek manganlı çelik içinde bor katkısı arttıkça dendritik sementitlerin formunun küresel forma dönüştüğü düşünölmektedir. Arap’a göre bor miktarının artmasıyla çökelen diğere bir yapının bor karbürler olabileceğı belirtilmiştir [85].

Şekil 6.2 S1 numunelerine 900, 1000 ve 1100°C’de sıcaklıklarda uygulanan ısıt işleme sonrasında optik mikroskop ile elde edilen 50X büyütmede mikroyapı görüntüleri verilmektedir. S1 numunelerinin mikroyapı görüntülerinde ısıt işleme sıcaklığının artmasıyla tane sınırlarında ve içlerinde karbür çökeltilerinin boyutlarının arttığı düşünölmektedir.

Digges ve ark.[7] çelikte borun östenit faz içindeki çözünürlüğünün düşük olması nedeniyle, bazı bor atomlarının bir miktar bileşik olarak çökelebileceğini ve östenit tane sınırları boyunca bu çökeltilerin oluşabileceğini varsaymıştır. Çelikte östenit faz ile  $M_{23}(B,C)_6$  tip karbür çökeltileri arasında oryantasyon ilişkisi olduğu Yamanaka ve Ohmori tarafından doğrulanmıştır [86].

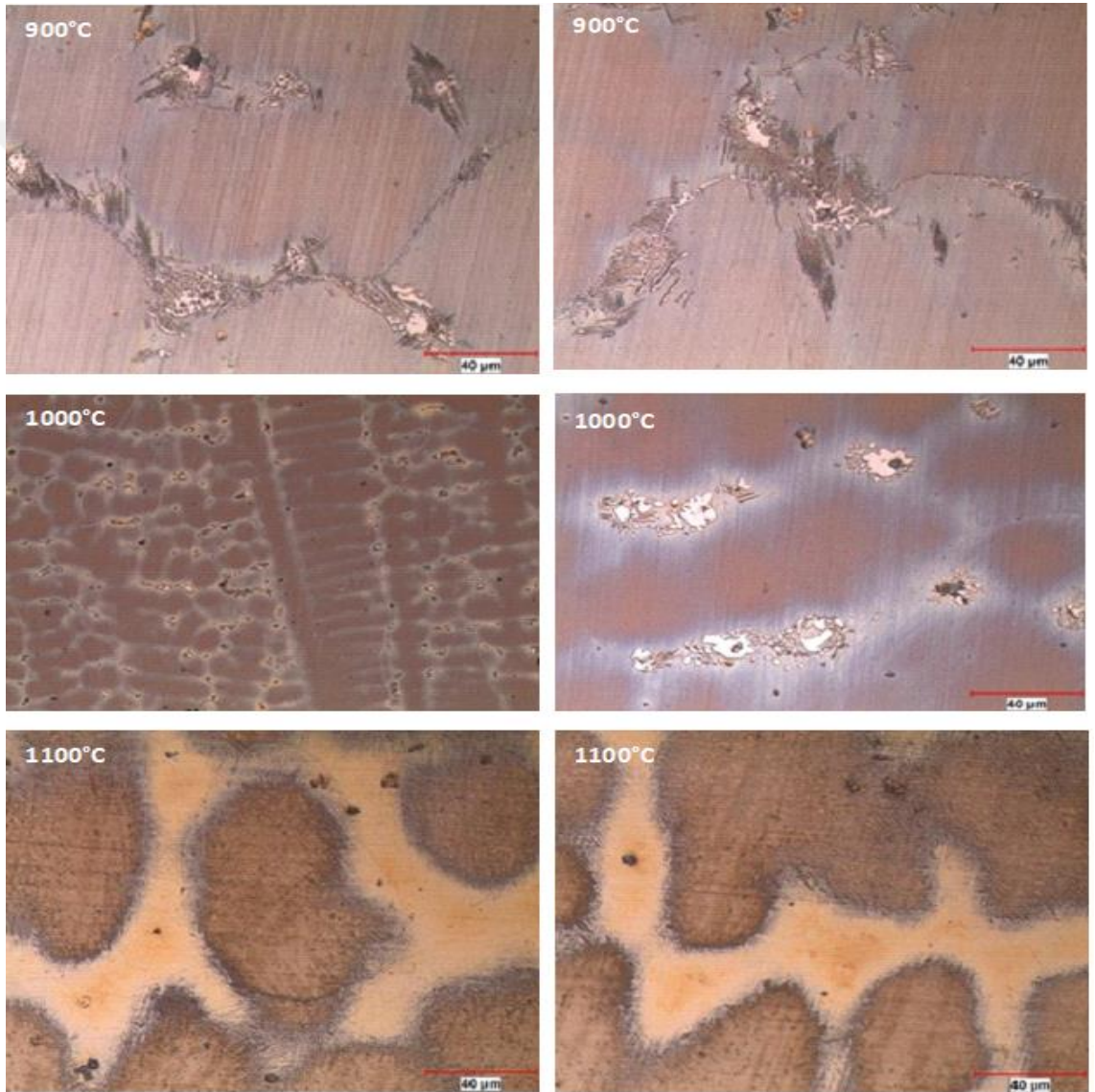


Şekil 6.1 Isıl işlemsiz S1, S2 ve S6 numunelerinin 50X büyütmede mikroyapıları



Şekil 6.2 900, 1000 ve 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S1 numunelerinin 50X büyütmede mikroyapıları

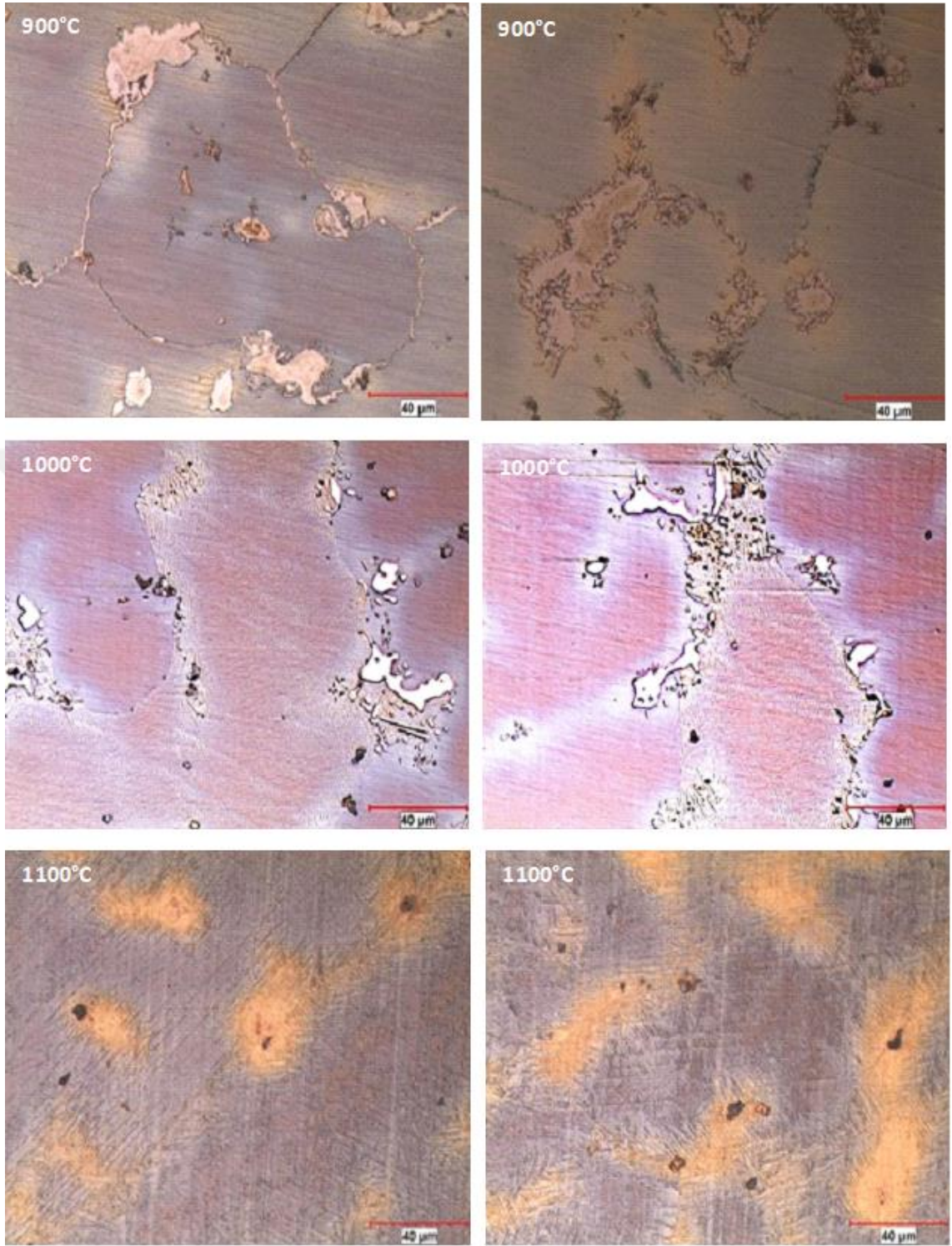
S2 numunelerinin uygulanan ısıl işlem sıcaklıklarına göre farklı büyütmelerde alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 6.3’de verilmiştir. Burada 53 ppm bor içeren yüksek manganlı çeliğin mikroyapı görüntülerinde 900°C’de daha büyük çökelti oluşumları gözlemlenmiştir. Ancak 1000°C ısıl işlem görmüş S2 numunesinin daha homojen dağılımlı karbür çökeltilerinin olduğu düşünülmektedir. 1100°C’de ise daha az çökeltilerin olduğu ve östenitik faz yapısının martenzitik faz yapısına dönüştüğü Şekil 6.2’de görülmektedir.



Şekil 6.3 900, 1000 ve 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunelerinin farklı büyütmelerde mikroyapıları

S6 numunesinin 900, 1000 ve 1100°C'de yapılan ısıtıl işlem sonucunda mikroyapı değişiminin anlaşılması için optik mikroskop ile elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 6.4'de verilmektedir. 900, 1000 ve 1100 °C'de ısıtıl işlem görmüş S6 numunelerinin mikroyapılarına bakıldığında sıcaklık arttıkça tane sınırlarındaki karbür çökeltilerinin azaldığı görülmektedir. 900°C'de ısıtıl işlem görmüş S6 numunesinin mikroyapı görüntüsü ile aynı sıcaklıkta ısıtıl işlem görmüş S1 ve S2 numunelerinin mikroyapı görüntüleri karşılaştırıldığında karbür çökeltilerinin daha küresel olduğu anlaşılmaktadır. Yüksek manganlı çelikler içine bor katkısının artmasıyla ısıtıl işlemsiz mikro yapıda karbür çökeltilerinin küreselleştirmesinde etkili olduğu belirlenmiştir. En yüksek bor katkısına sahip 900 ve 1000°C'de ısıtıl işlem gören S6 numunelerinin tane sınırlarındaki karbür çökeltileri küresel formdadır. 1000 ve 1100°C'de ısıtıl işlem gören S6 numunelerinin tane sınırlarındaki karbür çökeltilerinin östenit faz içerisine çözünerek azaldığı düşünülmektedir. Yüksek manganlı çeliklerde uygulanan ısıtıl işlem sıcaklığı 1000°C çıkarıldığında, yüzey ve merkez arasındaki sıcaklık dengelendiği için çökeltilerinin azaldığı daha önceki bir çalışmada belirtilmiştir.[68]. Ayrıca 1100 °C'de ısıtıl işlem görmüş S6 numunelerinin mikroyapıları (Şekil 6.2) ile 1100 °C'de ısıtıl işlem görmüş S1 ve S2 numunelerinin mikroyapıları karşılaştırıldığında östenitik faz yapısının daha fazla martenzitik faz yapısına dönüştüğü Şekil 6.3'te görülmektedir. Bunun nedeninin yüksek manganlı çelik içerisine bor katkısının artmasıyla ilgili olabileceği düşünülmektedir.

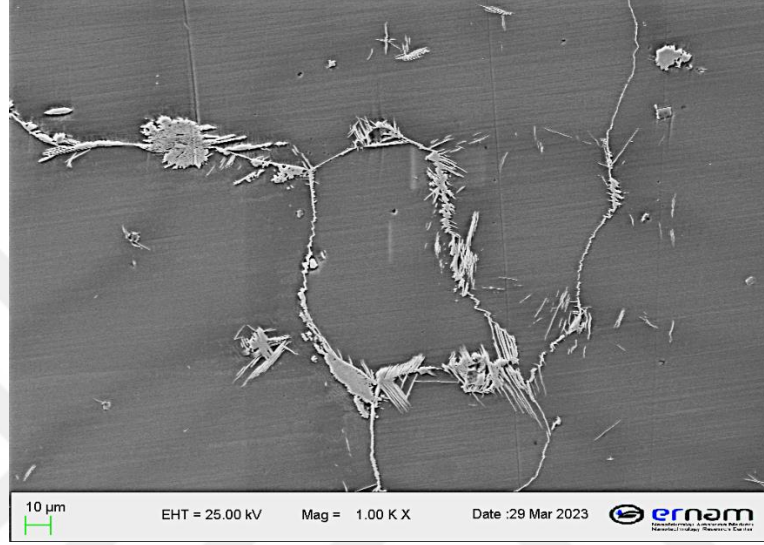




Şekil 6.4 900, 1000 ve 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunelerinin 50X büyütmede mikroyapıları

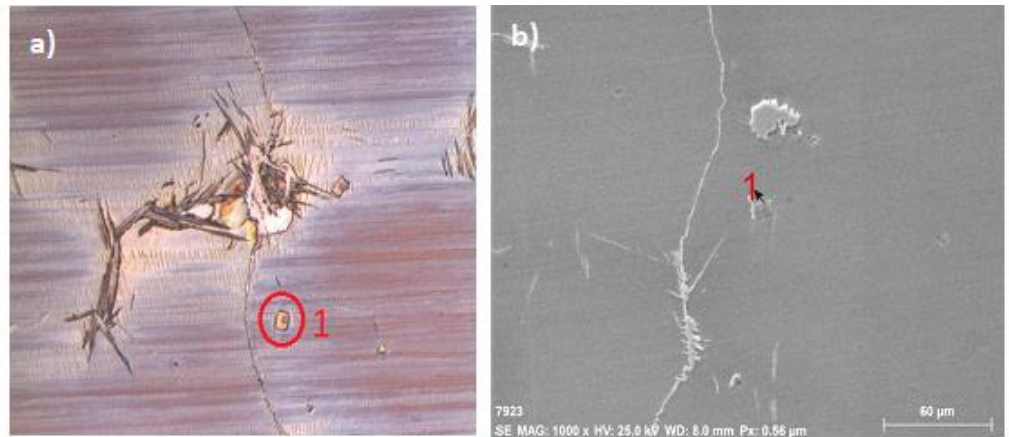
## 6.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) İncelemeleri

Isıl işlemsiz S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü Şekil 6.5'de verilmiştir. Optik mikroskop analizinden elde edilen görüntülerle benzer şekilde dendritik yapıda karbür çökeltileri tanesınrlarında görülmektedir(Şekil 6.5).



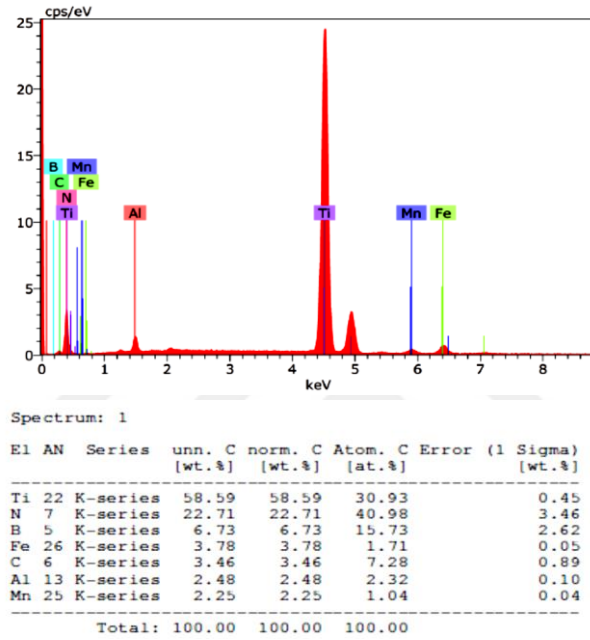
Şekil 6.5 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

Şekil 6.6 Isıl işlemsiz S1 numunesinin a) optik mikroskop ile elde edilen köşegenli sarı renkli yapı ve b'de 1. Nuktada da benzer köşegenli yapının EDS analizi gerçekleştirilmiştir.



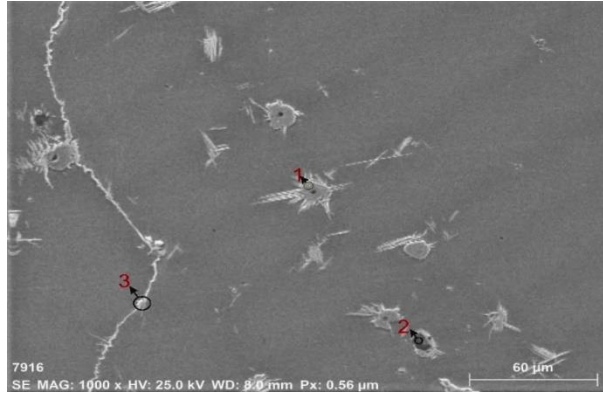
Şekil 6.6 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin optik mikroskop görüntüsü ve EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü

Şekil 6.7’de 1. noktada noktasal EDS analiz grafiğinde Ti ve N pikleri açıkça görülmektedir. EDS elementel analiz yüzdelik dilime bakıldığında bu bölgenin Ti ve N bakımından zengin olduğu, bu nedenle mikroyapıdaki bu köşegenli şeklin TiN çökeltisi olduğu düşünülmektedir. Daha önceki araştırmalarda da benzer sonuçların bulunduğu literatürden anlaşılmaktadır [79].

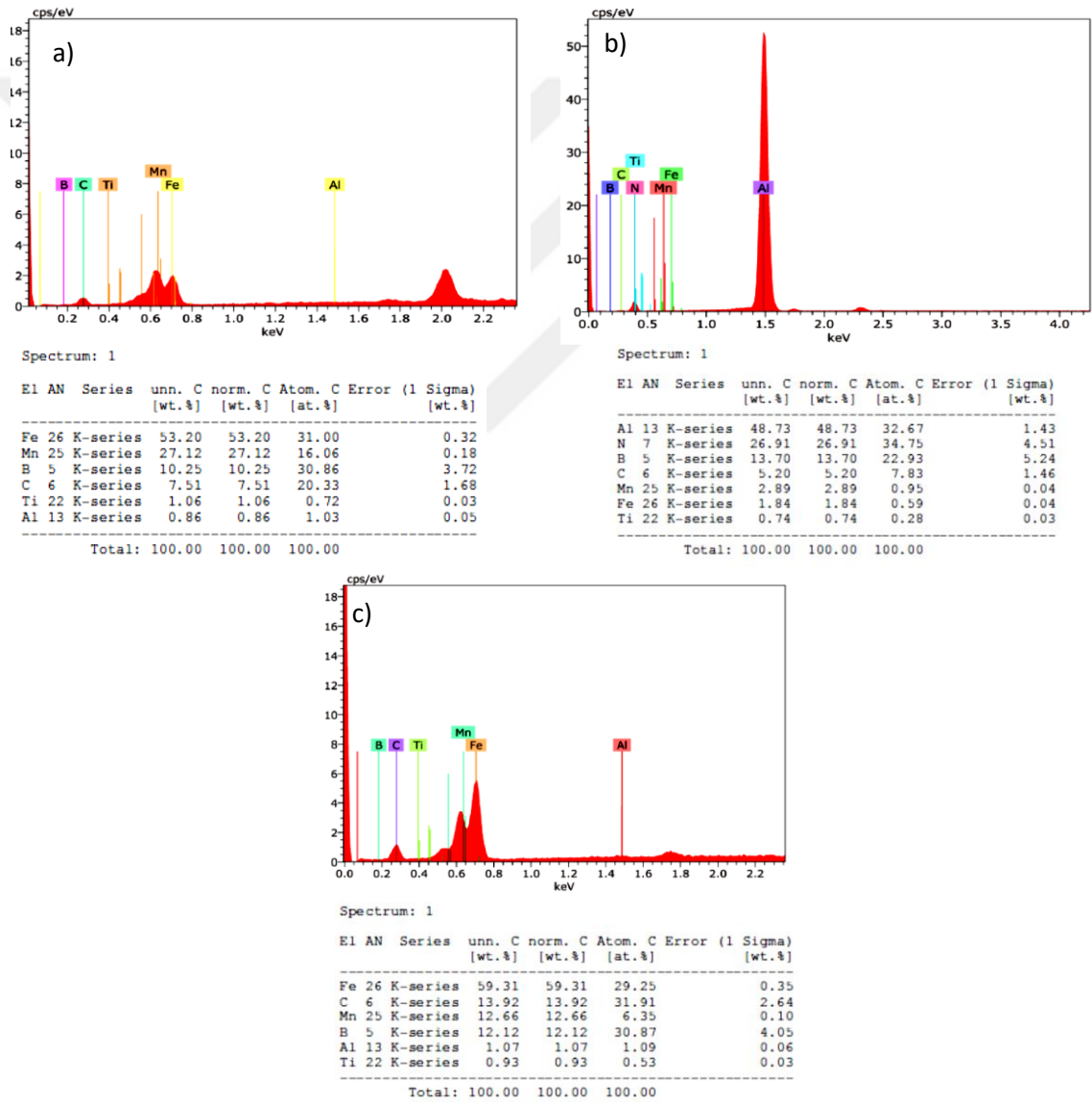


Şekil 6.7 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin 1. Nokta EDS analizi

Şekil 6.8 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin SEM analizi mikroyapı görüntüsünde görülen 2., 3. ve 4. noktalarının EDS analiz sonuçları Şekil 6.9’da verilmiştir. S1 numunesinin 2. noktadaki noktasal analizine bakıldığında baskın pikin Al olduğu açıkça görülmektedir. 2. Noktanının EDS analiz tablosundaki yüzdelik dilime bakıldığında bu bölgenin Al ve N bakımından zengin olduğu ve mikroyapıdaki bu siyah çökeltinin AlN çökeltisi olduğu düşünülmektedir. Sharma ve ark. çalışmasında açık hava ortamında döküm yöntemiyle üretilen yüksek manganlı çeliklerde AlN çökeltileriyle BN çökeltilerinin birlikte oluştuğu belirtmişlerdir [86]. 1 ve 3. noktalardaki EDS analiz tablosundaki yüzdelik dilime bakıldığında Fe ve Mn yoğunluğunun fazla olduğu bölgelerdir. Tane sınırlarında Fe<sub>3</sub>C/(Fe, Mn)<sub>3</sub>C tip karbür çökeltilerinin oluştuğu düşünülmektedir.

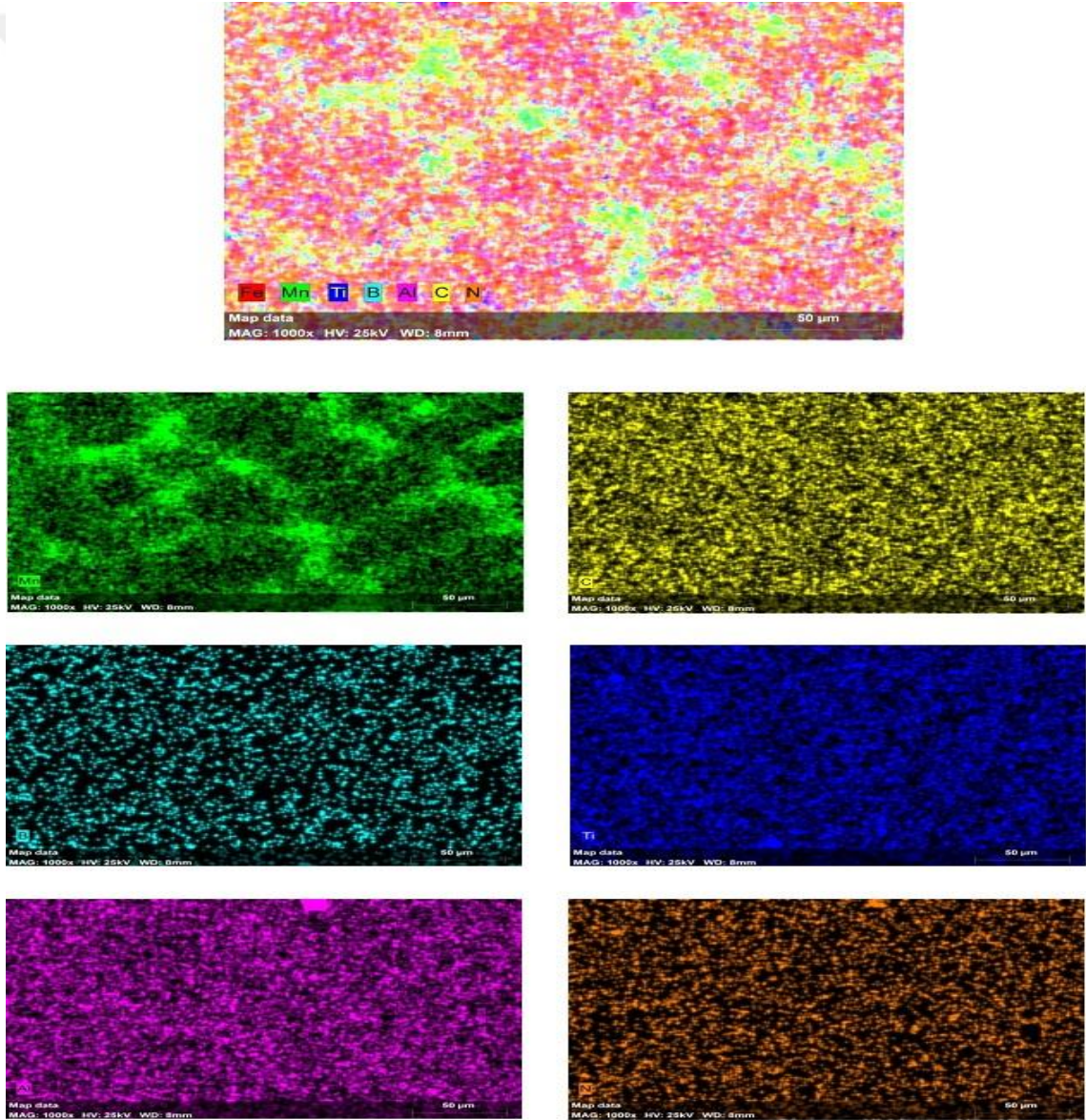


Şekil 6.8 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü



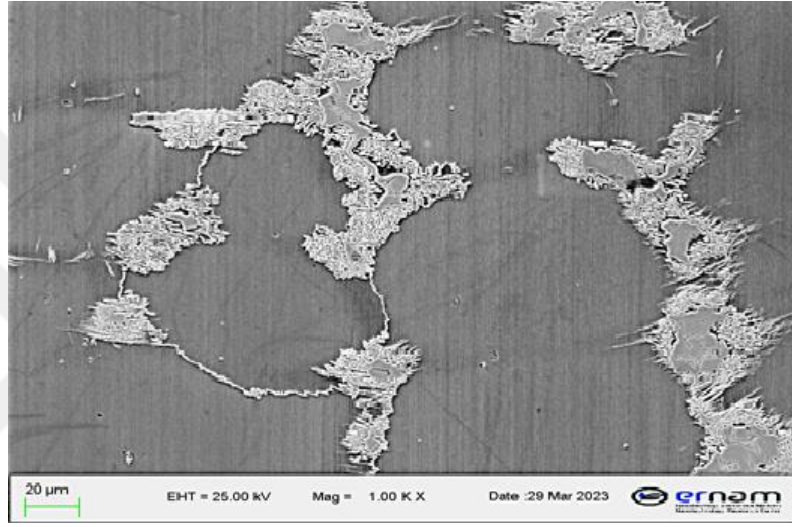
Şekil 6.9 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta c) 3. Nokta EDS analizi

Şekil 6.10'da Isıl İşlemsiz S1 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Şekil 6.10'da gösterilen mapping'de Fe, C ve Mn elementel yoğunluğunun tane sınırlarında, bazı bölgelerde Ti, ve Al elementel yoğunluğunun olduğu görülmektedir. Tane sınırlarında Mn bakımından zengin bölgelerin baskın olduğu görülmektedir. Bu bölgelerde oluşan karbürlerin  $(Fe,Mn)_3C$  tipi karbür olduğu düşünülmektedir. Bor hafif bir element olduğu için EDS analizi ile tespit edilmesinde zorluklar yaşanmaktadır. EDS analizi yerine WDS analizi kullanılarak tespit edilmesi mümkündür.

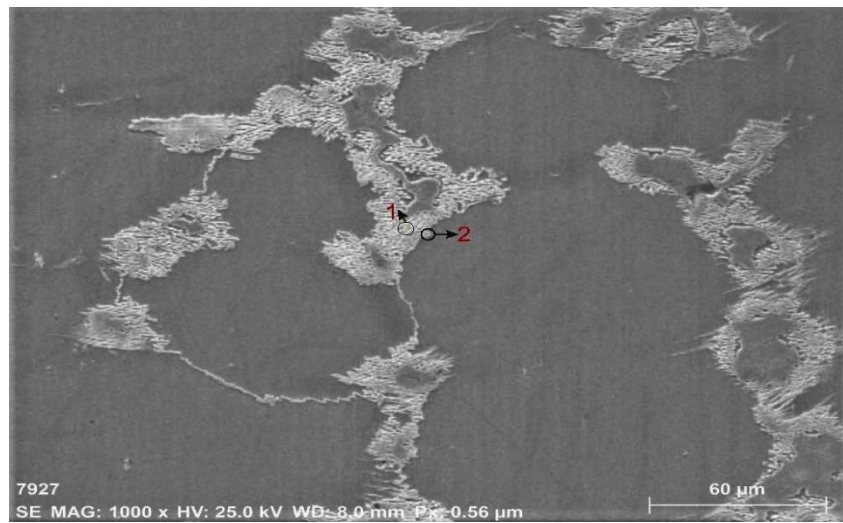


Şekil 6.10 Isıl İşlemsiz S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

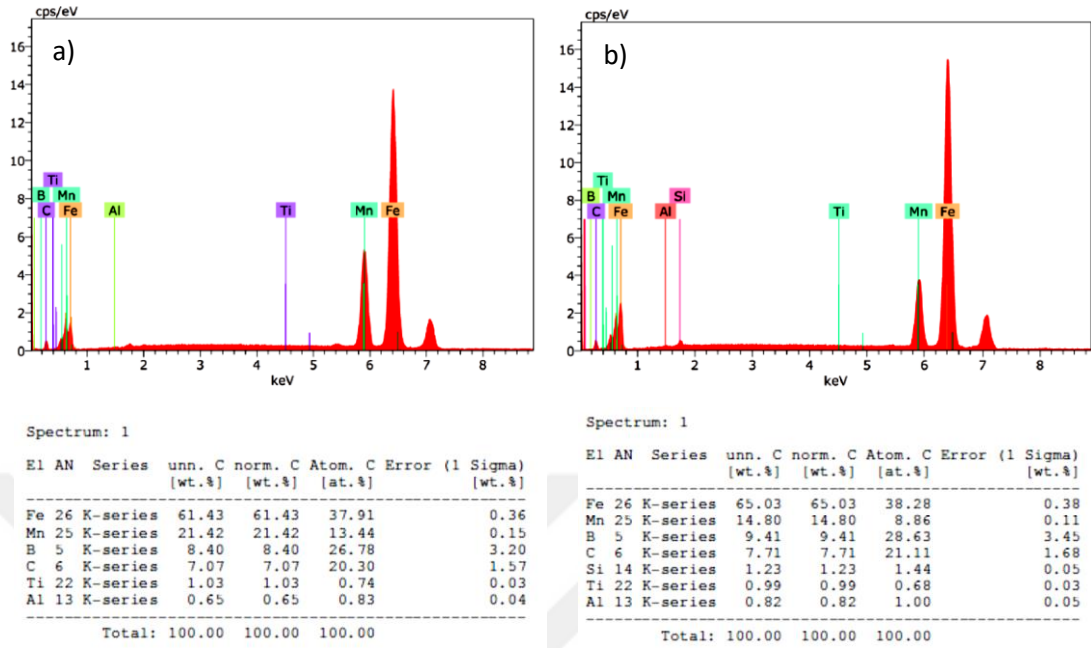
Şekil 6.11'de ısıtılmış S2 numunesinin SEM analizinden elde edilen mikroyapı görüntüsü verilmektedir. Şekil 6.12'de ısıtılmış S2 numunesinin SEM görüntüsünde görünen 1. ve 2. Noktadan alınan EDS analiz sonuçları Şekil 6.13'de verilmektedir. S2 numunesinin 1. Noktadaki EDS analiz tablosundaki yüzdeler dilime bakıldığında ağırlıkça %61,43 Fe ve % 21,42 Mn ve 2. Noktadaki EDS analiz tablosundaki yüzdeler dilime bakıldığında ağırlıkça % 65,03 Fe ve %14,80 Mn olduğu anlaşılmaktadır. Fe ve Mn yoğunluğu görülmektedir.



Şekil 6.11 Isıtılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

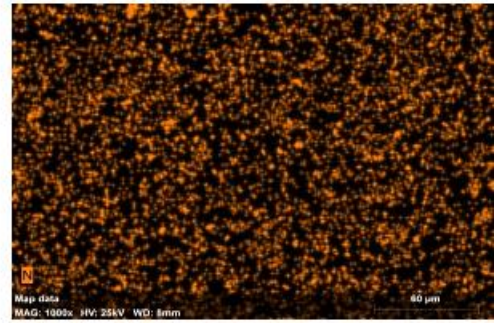
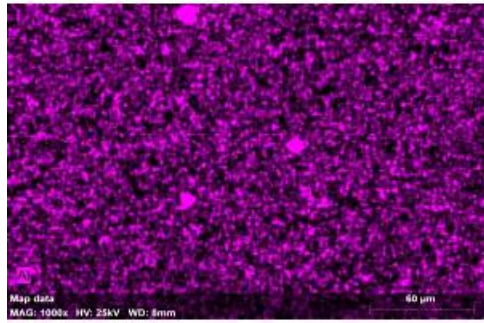
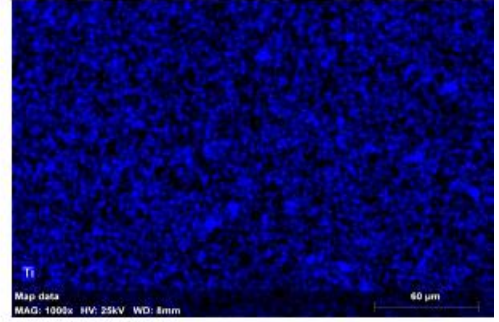
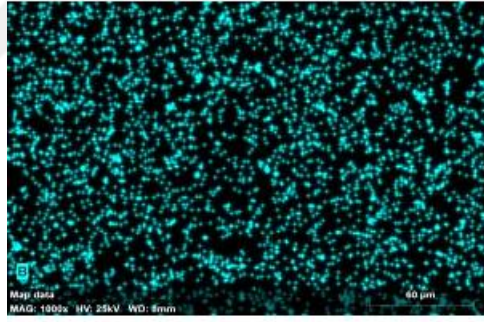
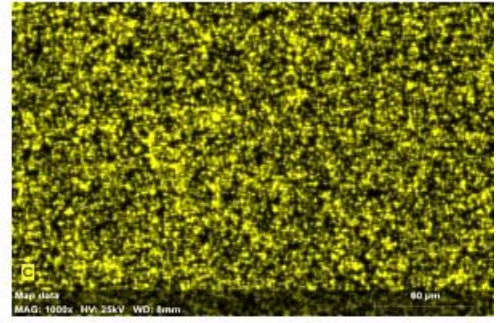
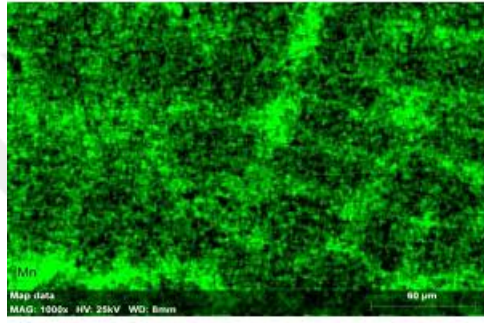
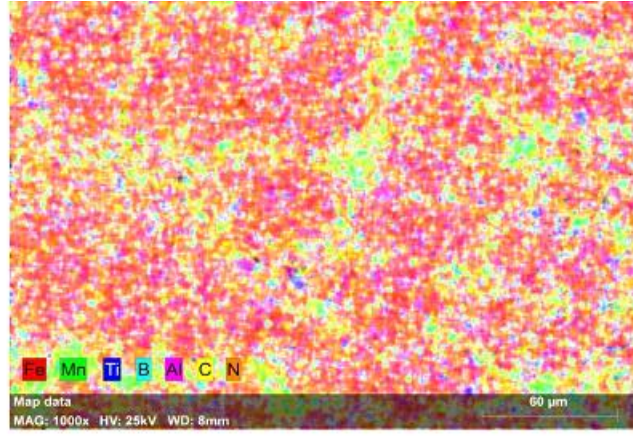


Şekil 6.12 Isıtılmış S2 numunesinin EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü



Şekil 6.13 Isıl İşlemsiz S2 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta EDS kimyasal analiz

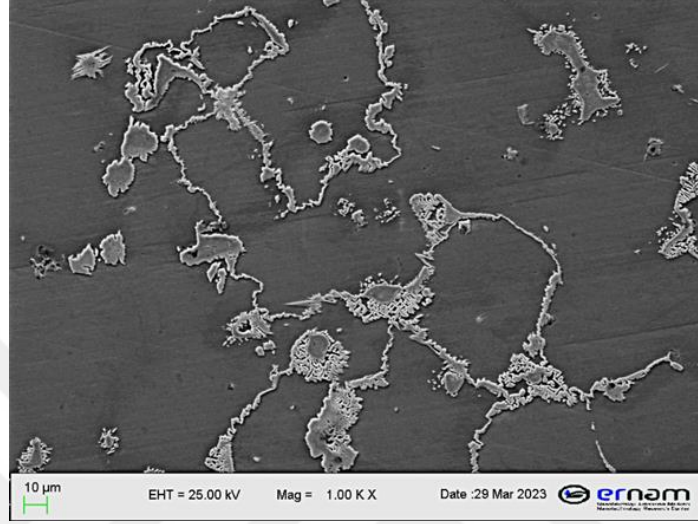
Şekil 6.14’da Isıl İşlemsiz S2 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Şekil 6.14’teki mapping’de Fe, C ve Mn yoğunluğunun tane sınırlarında, analiz alınan alan içerisinde bazı yerlerde Ti ve Al elementlerince yoğun olduğu görülmektedir. Tane sınırlarında Mn bakımından zengin bölgelerin baskın olduğu görülmektedir. Bu bölgelerde oluşan karbürlerin  $(Fe,Mn)_3C$  tipi karbür olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.14 Isıl İşlemsiz S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

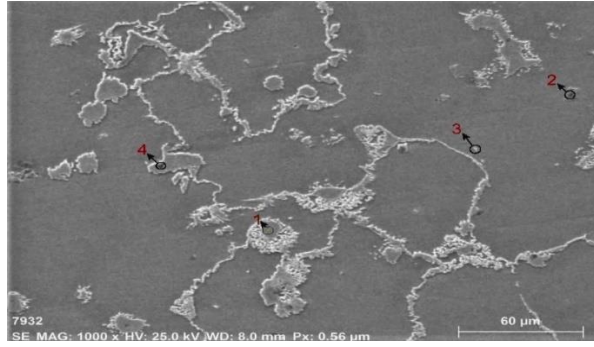


Isıl işlemsiz S6 numunesinin SEM analizinden elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 6.15'te verilmektedir. Optik mikroskop mikroyapı görüntüleriyle (Şekil 6.1) uyumlu olup yüksek manganlı çelik içindeki bor miktarının artmasıyla tane sınırlarındaki dendritik karbür çökeltilerinin küresel forma dönüştüğü açıkça görülmektedir.

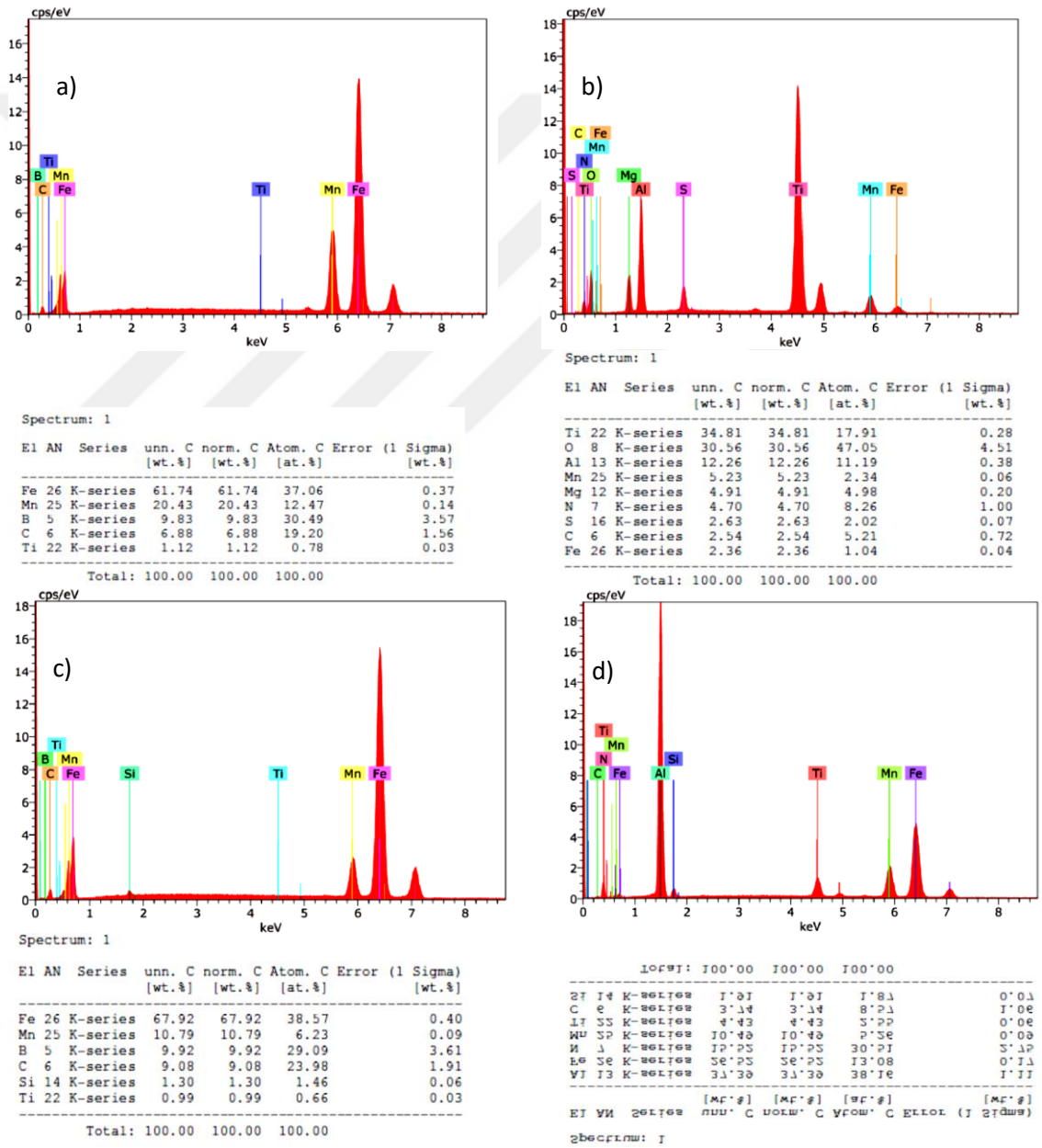


Şekil 6.15 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı

Şekil.6.16'da ısıl İşlemsiz S6 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktalardan alınan EDS analizi Şekil 6.17'de verilmektedir. Şekil 6.17'de S6 numunesinin 1. noktadaki noktasal analize bakıldığında % 61,74 Fe ve % 20,43 Mn ve 3. noktalardaki ağırlıkça %67,92 Fe, % 10,79Mn, % 9,08 C elementlerinin olduğu açıkça görülmektedir ve bu bölgelerde  $Fe_3C/(Fe,Mn)_3C$  karbürlerin oluştuğu düşünülmektedir. 2. noktadaki EDS analiz tablosundaki yüzdeler dilime bakıldığında ağırlıkça % 34,81 Ti, % 30,56 O ve % 12,26 Al olduğu bu nedenle mikro yapıdaki siyah görüntünün  $TiO$  ve  $AlO$  düşünülmektedir. 4. Nokta EDS analizine bakıldığında ağırlıkça % 37,39 Al ve % 15,52 N bulunduğu bu nedenle siyah yapının  $AlN$  çökeltisi olduğu düşünülmektedir.

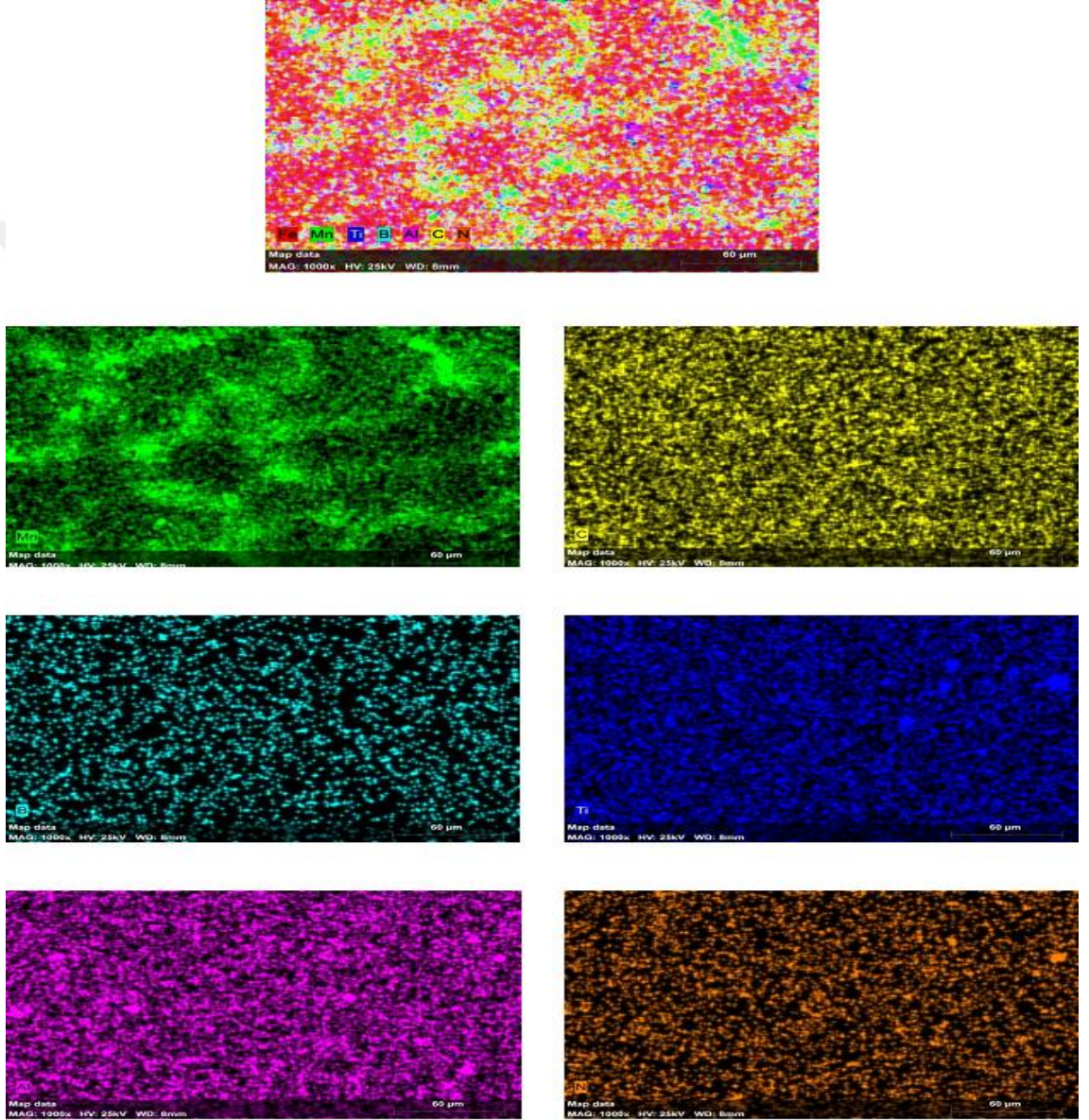


Şekil 6.16 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü



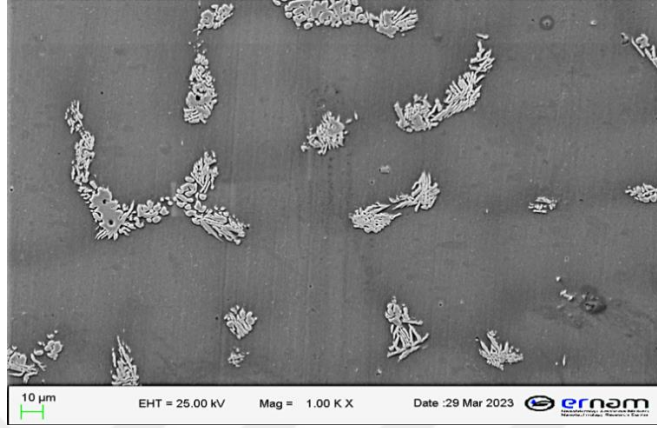
Şekil 6.17 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta c) 3. Nokta ve d) 4. Nokta EDS kimyasal analiz

Şekil 6.18 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Şekil 6.18’de edilen mapping’de tane sınırlarında Fe, C ve Mn’in yoğun olduğu, belirlenen alan içinde yer yer Ti ve Al elementlerinin yoğun olduğu görülmektedir.



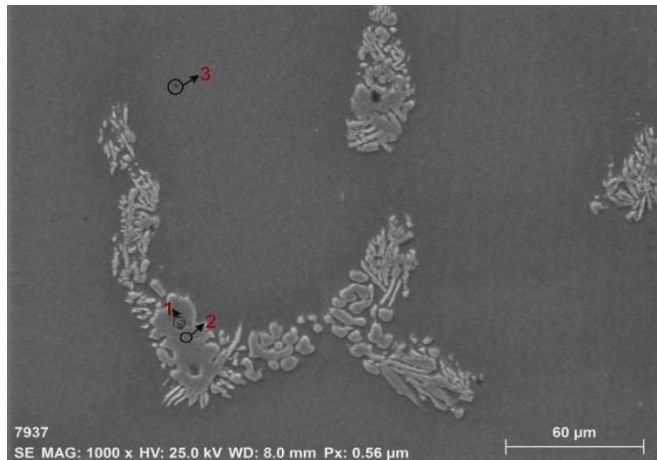
Şekil 6.18 Isıl İşlemsiz S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

Şekil 6.19 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin mikroyapı görüntüsü verilmektedir. 900°C’de ısıl işlem yapılan S1 numunesinin tane sınırlarındaki dendritik yapıların değişimi Şekil 6.19 da açıkça görülmektedir.

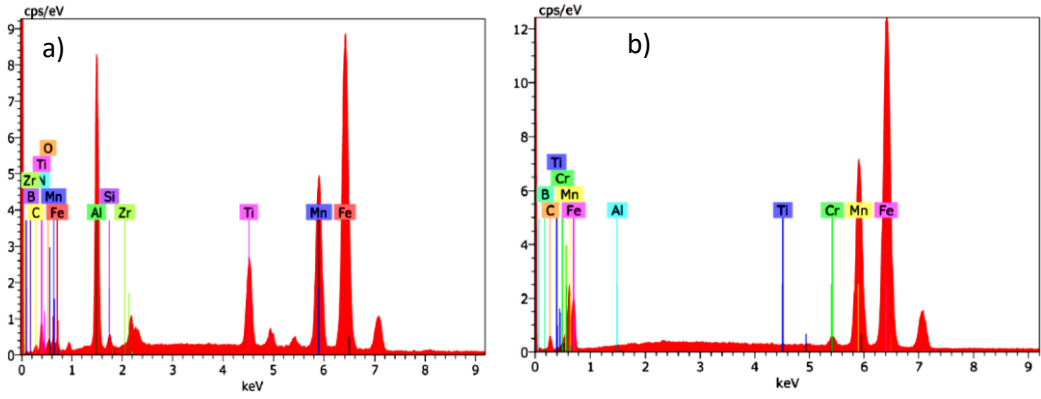


Şekil 6.19 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

Şekil 6.20’de 900 °C ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM görüntüsünde görünen 1., 2. ve 3. noktadan alınan EDS analiz sonuçları Şekil 21’de verilmektedir. Şekil 6.21’de 900 °C ısıl işlem görmüş S1 numunesinin 1.noktada EDS analize bakıldığında % 35,77 Fe, %18,06 Mn, % 14,93 Al ve %8,50 N olduğu anlaşılmaktadır. Siyah görüntünün sementit üzerinde AlN çökeltisi olduğu düşünülmektedir. 2. Noktadaki EDS analiz tablosundaki yüzdeler bakıldığında ağırlıkça % 53,03 Fe olduğu, % 26,33 Mn ve 3. noktadaki EDS analizlerine bakıldığında ağırlıkça %48,12 Fe, %19,11 Mn elementel miktarlarına bağlı olarak Fe, Mn yoğunluğu olduğu görülmektedir.



Şekil 6.20 900 °C ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin EDS nokta analizinin mikro yapı görüntüsü

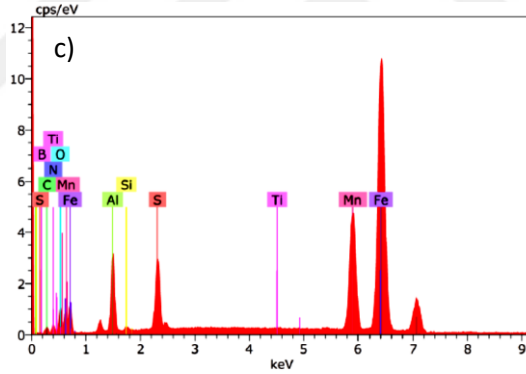


Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	35.77	35.77	18.86	0.22
Mn	25	K-series	18.06	18.06	9.68	0.13
Al	13	K-series	14.93	14.93	16.29	0.46
N	7	K-series	8.50	8.50	17.87	1.70
B	5	K-series	6.51	6.51	17.73	2.79
Ti	22	K-series	6.29	6.29	3.87	0.07
C	6	K-series	3.89	3.89	9.53	1.04
Zr	40	L-series	2.69	2.69	0.87	0.08
O	8	K-series	2.25	2.25	4.15	0.56
Si	14	K-series	1.10	1.10	1.15	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	

Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	53.03	53.03	31.74	0.32
Mn	25	K-series	26.33	26.33	16.02	0.18
B	5	K-series	8.86	8.86	27.40	3.31
C	6	K-series	7.81	7.81	21.75	1.69
Cr	24	K-series	2.13	2.13	1.37	0.04
Ti	22	K-series	1.02	1.02	0.71	0.03
Al	13	K-series	0.82	0.82	1.01	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	



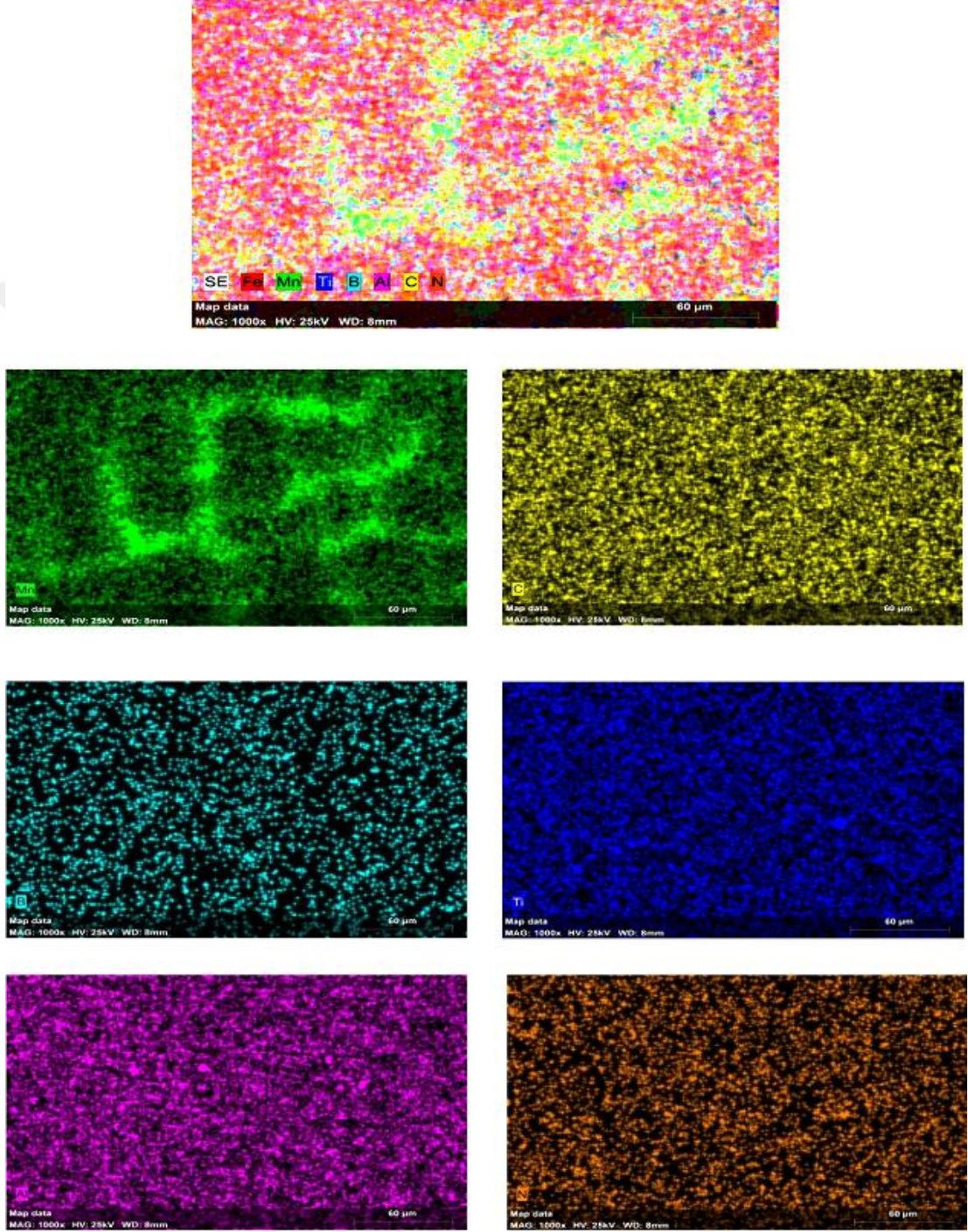
Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	48.12	48.12	27.10	0.29
Mn	25	K-series	19.11	19.11	10.94	0.14
Al	13	K-series	7.17	7.17	8.36	0.23
B	5	K-series	6.36	6.36	18.51	2.81
C	6	K-series	5.10	5.10	13.34	1.27
S	16	K-series	4.87	4.87	4.77	0.10
O	8	K-series	4.74	4.74	9.32	0.89
N	7	K-series	2.72	2.72	6.11	0.78
Ti	22	K-series	1.04	1.04	0.68	0.03
Si	14	K-series	0.77	0.77	0.86	0.04
Total:			100.00	100.00	100.00	

Şekil 6.21 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta ve c) 3. Nokta EDS kimyasal analiz

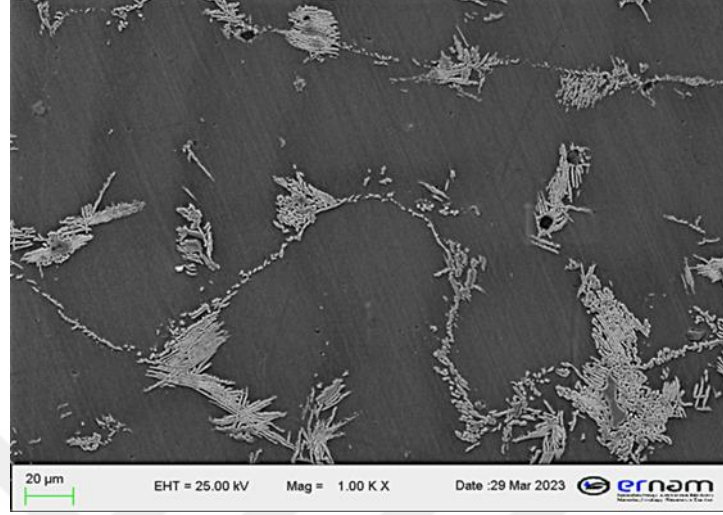
Şekil 6.22’de 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Elde edilen mappingde tane sınırlarında

Fe, C ve Mn'in yoğun olduğu, yine tane sınırlarında yer yer Ti ve Al elementlerinin yoğun olduğu görülmektedir (Şekil 6.22).



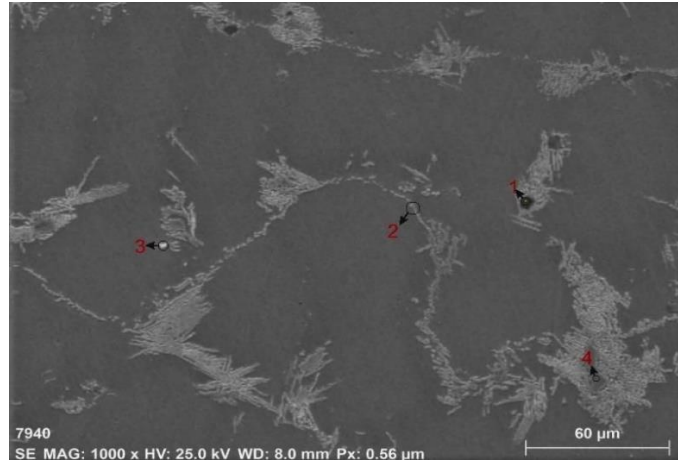
Şekil 6.22 900°C'de ısıtılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

Şekil 6.23'te 900°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM analizi sonucunda 1000 büyüme mikroyapı görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.23 900°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

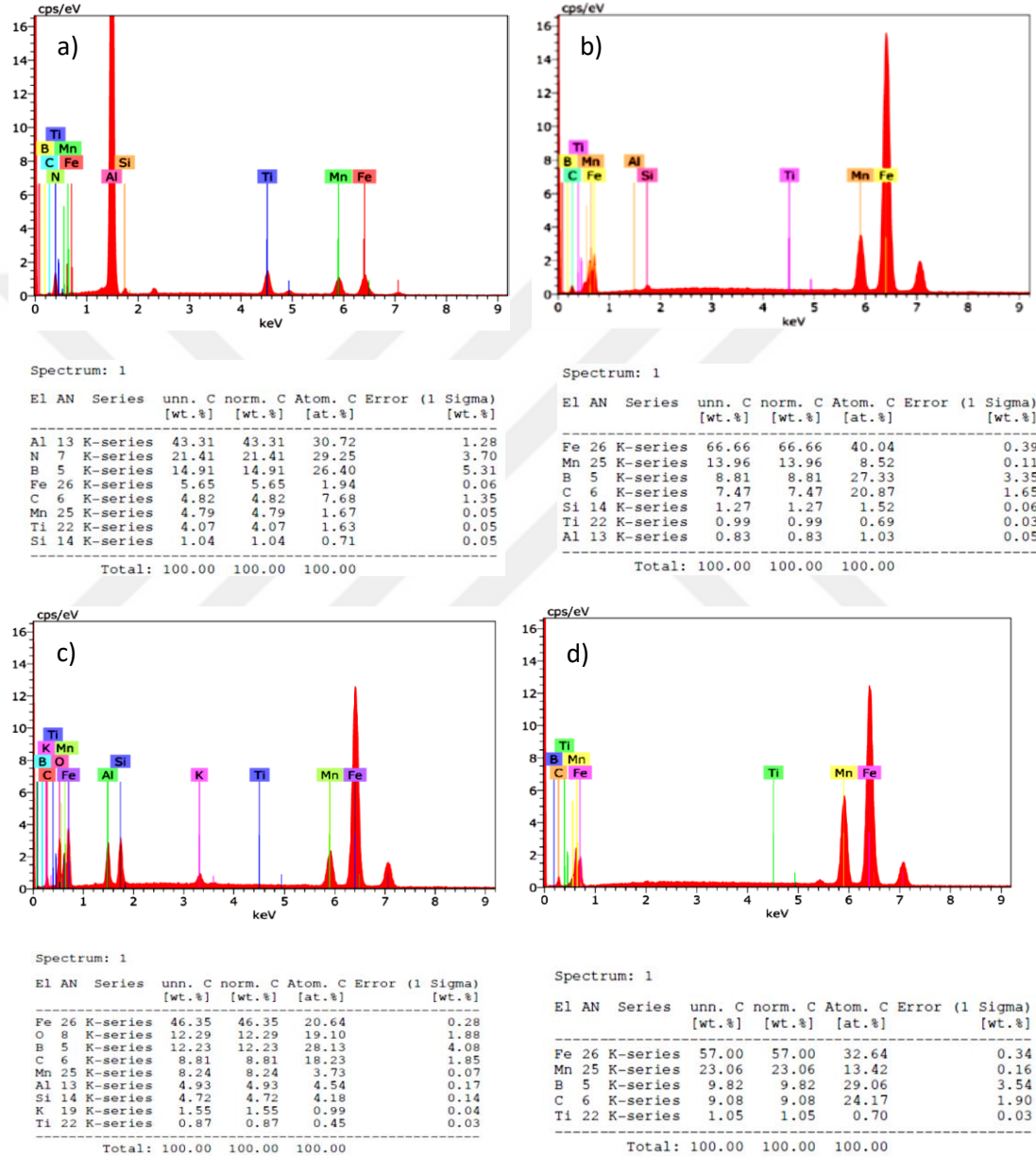
Şekil 6.24'te 900°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktalardaki EDS analizi Şekil 6.25'te verilmektedir.



Şekil 6.24 900°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü

Şekil 6.25'te 1. noktadaki noktasal analize bakıldığında Al ve N pikleri açıkça görülmektedir. EDS analiz tablosundaki yüzdelik dilime bakıldığında ağırlıkça %43,31 Al ve %21,41 N elementel miktara sahip olmasından dolayı, mikroyapıdaki siyah görüntünün AlN olduğu düşünülmektedir. 2.nokta EDS analizine bakıldığında ağırlıkça

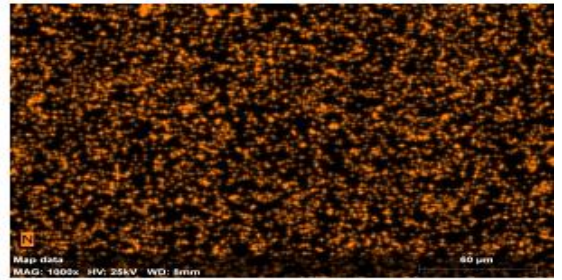
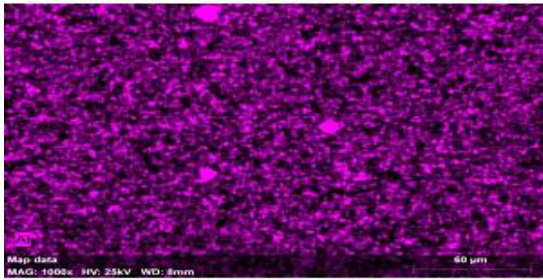
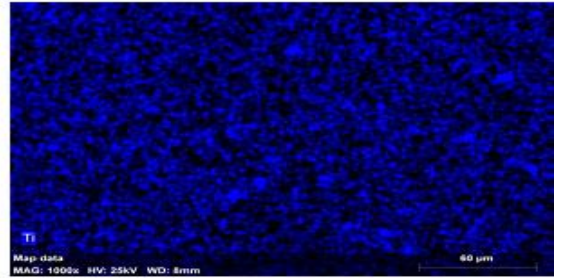
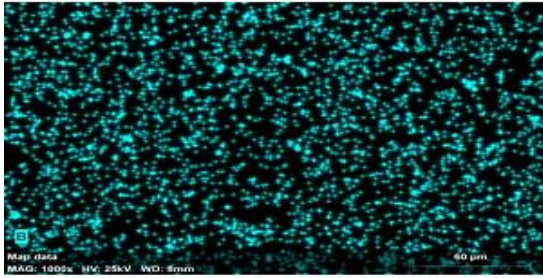
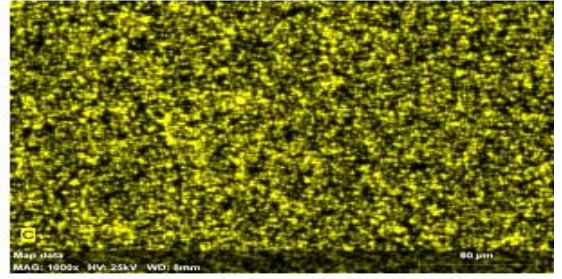
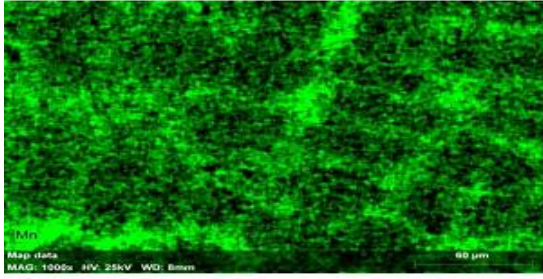
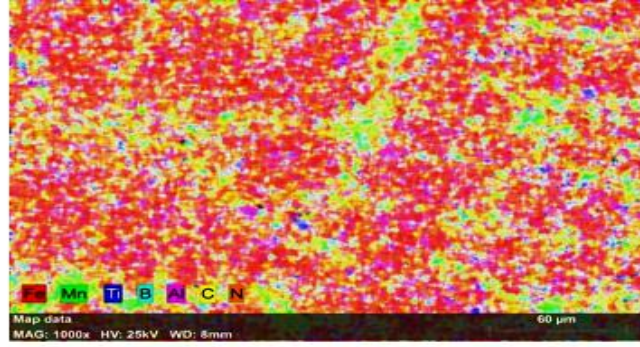
Fe %66.66, Mn % 13.96 ve 4.noktadaki analiz bakıldığında ağırlıkça % 57 Fe, Mn % 236 elementlerinin olduğu bu nedenle yoğun olarak Fe, Mn elementlerinin bu noktalarda bulunduğu görülmektedir. 3.noktada EDS analizine bakıldığında ağırlıkça Fe % 46,35 ve % 12,29 O bulunduğundan yapının oksitlendiği, FeO oluştuğu düşünülmektedir.



Şekil 6.25 900°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta c) 3. Nokta ve d) 4. Nokta EDS kimyasal analiz

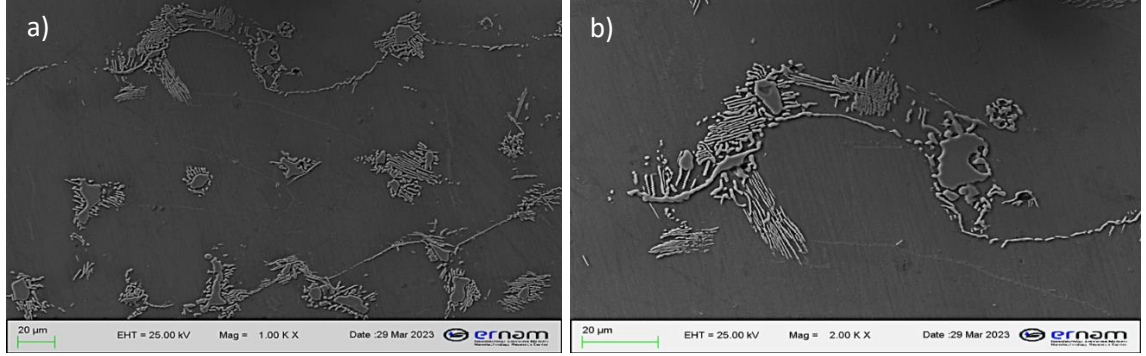


Şekil 6.26'da 900°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Elde edilen mapping'de görüldüğü üzere tane sınırlarında Mn, C ve Fe'in yoğun olduğu görülmektedir. Mapping'de Ti ve Al yoğun olduğu tane sınırlarında AlN ve TiN çökeltilerinin oluştuğu düşünülmektedir.



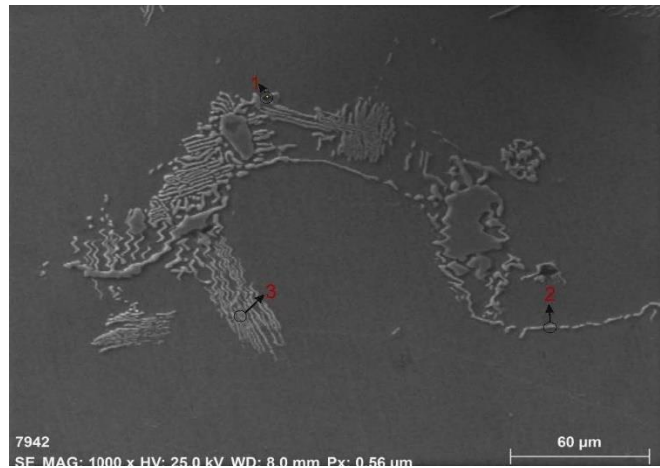
Şekil 6.26 900°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM incelemesinden elde edilen mapping

900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin 1000X ve 2000X büyütmedeki SEM analizinden elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 6.27’de verilmektedir.

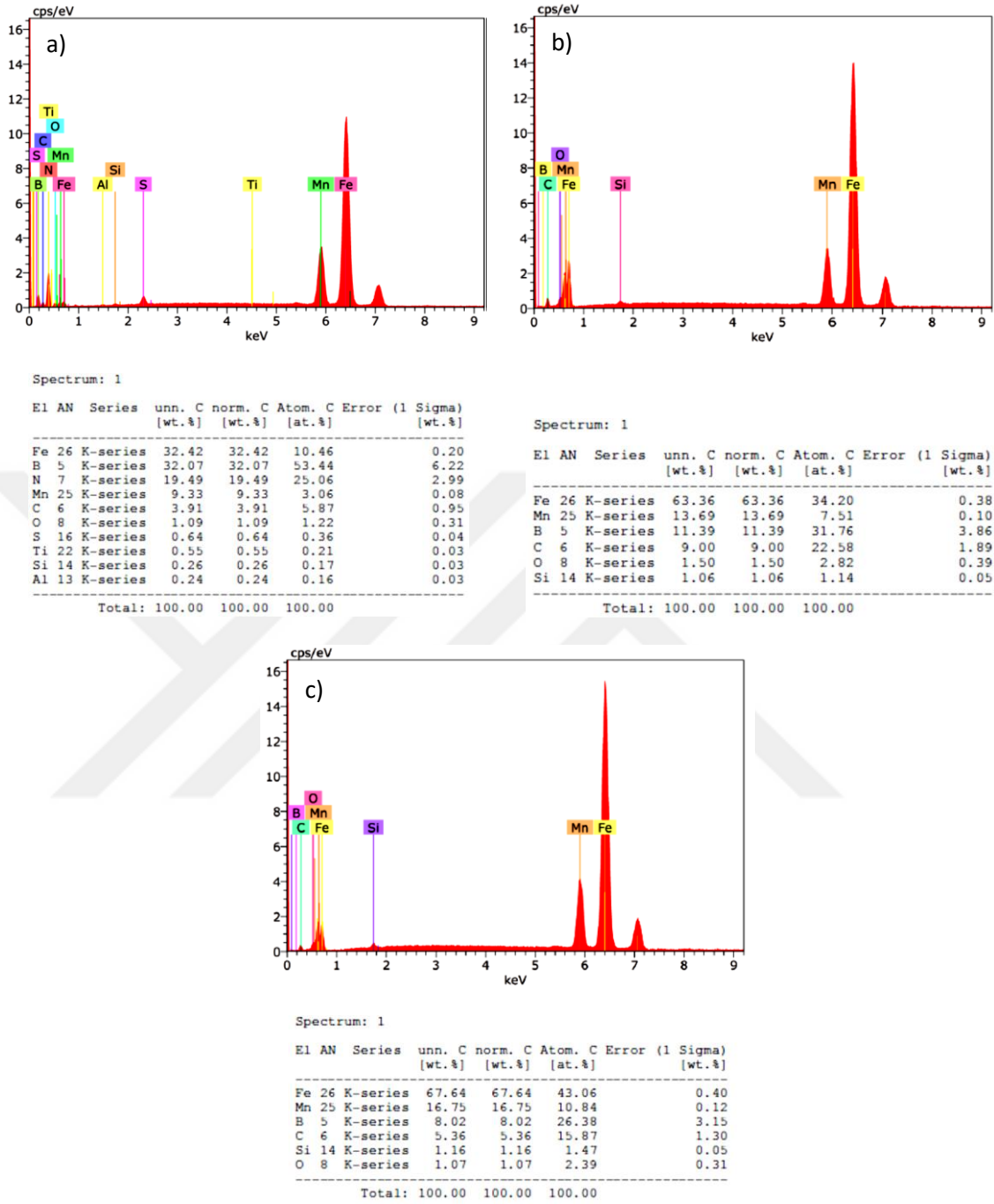


Şekil 6.27 900 °C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM elde edilen a)1000X büyütme ve b)2000X büyütme mikro yapı görüntüleri

Şekil 6.28’te 900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktadaki EDS analizi Şekil 6.29’da verilmektedir. Şekil.6.29’da 900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin 1. noktadaki noktasal analize bakıldığında,% 32,07 B ve %19,49 N pikleri açıkça görülmektedir. Noktasal analize göre 1. noktada BN çökeltisinin oluştuğu düşünülmektedir. 2. noktadaki EDS analiz tablosundaki yüzdelik dilime bakıldığında %63,36 Fe, % 13,69 Mn ve 3.noktadaki EDS analiz tablosundaki yüzdelik dilime bakıldığında % 67,64 Fe, %16,75 Mn ağırlıkça bulunmaktadır. Bu nedenle tane sınırlarında Fe ve Mn’in yoğun olarak bulunduğu anlaşılmaktadır.

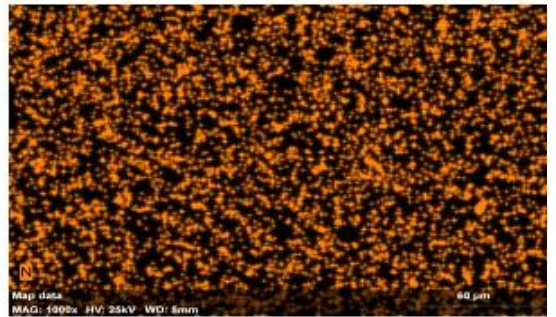
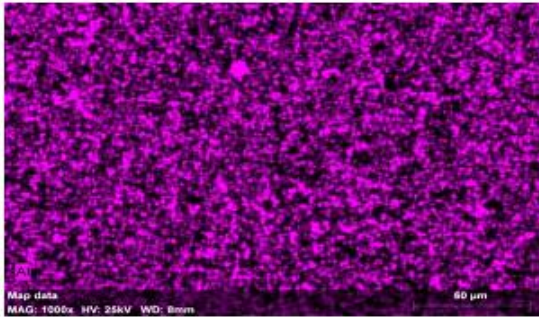
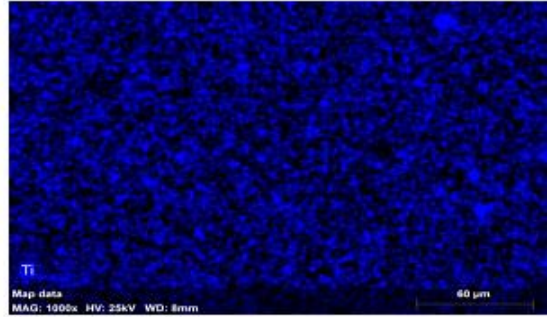
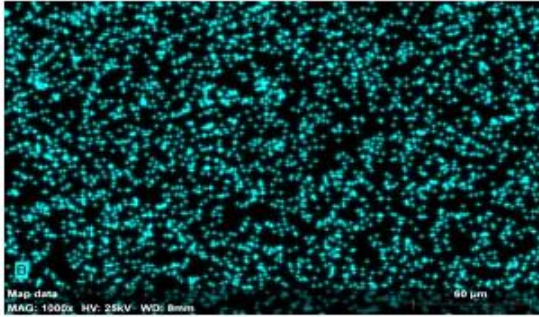
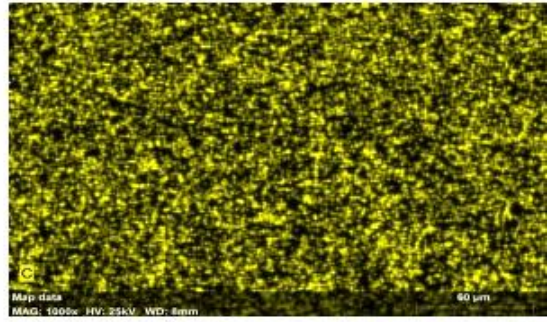
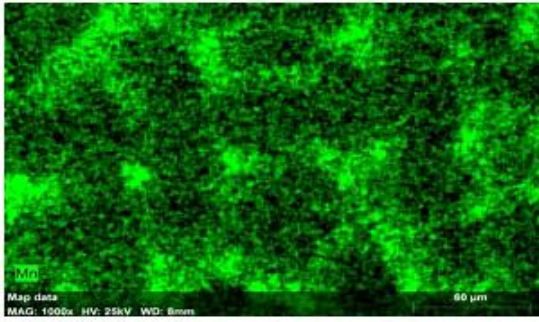
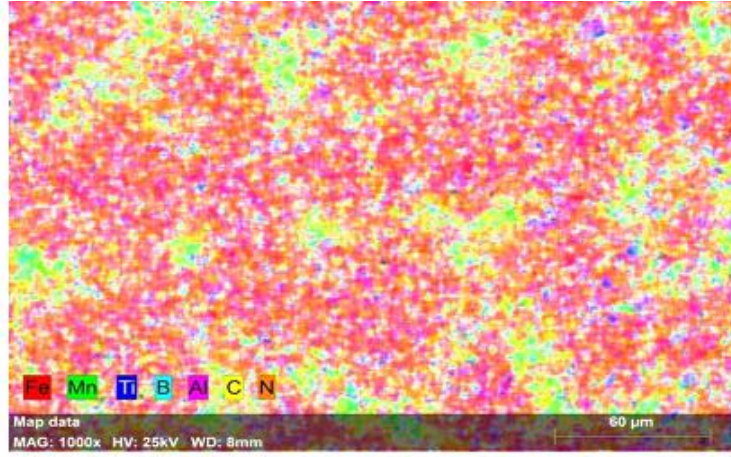


Şekil 6.28 900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin EDS nokta analizinin



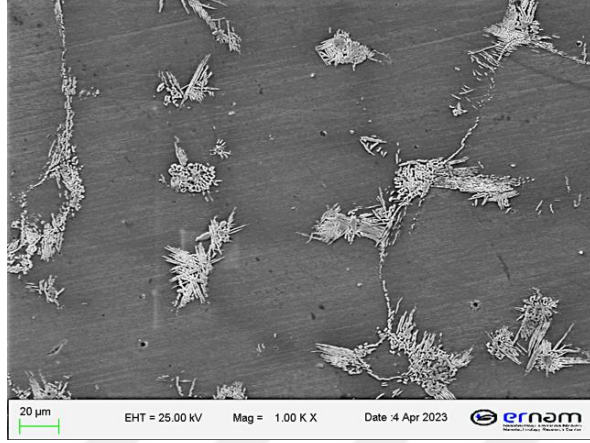
Şekil 6. 29 900°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta ve c) 3. Nokta EDS kimyasal analiz

Şekil 6.30'da 900°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Mikroyapı içerisinde tane içlerinde Fe, Tane sınırlarında Mn, C ile birlikte Fe yoğunluğu görülmektedir. Tane sınırlarında ayrıca yer yer Ti ve Al yoğunluğu görülmektedir.



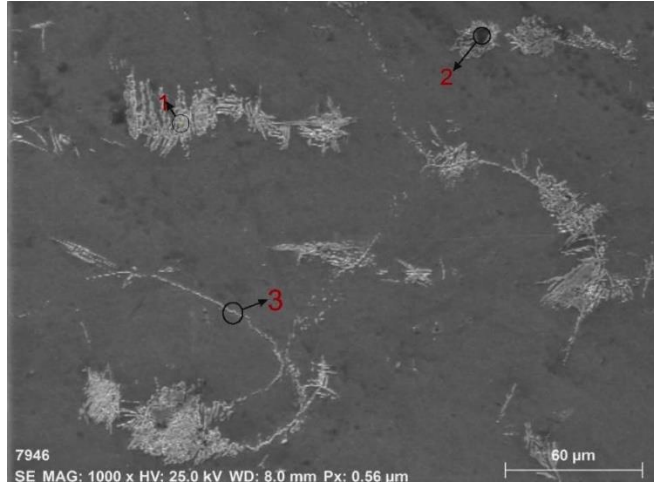
Şekil 6.30 900 °C’de ısıtılmış S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

1000°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM analizinden elde edilen görüntü Şekil 6.31’de verilmektedir. Isıl işlem sıcaklığının artmasıyla S1 numunesinin tane sınırlarındaki dendiritik yapıda küreselleşme olduğu görülmektedir.



Şekil 6.31 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

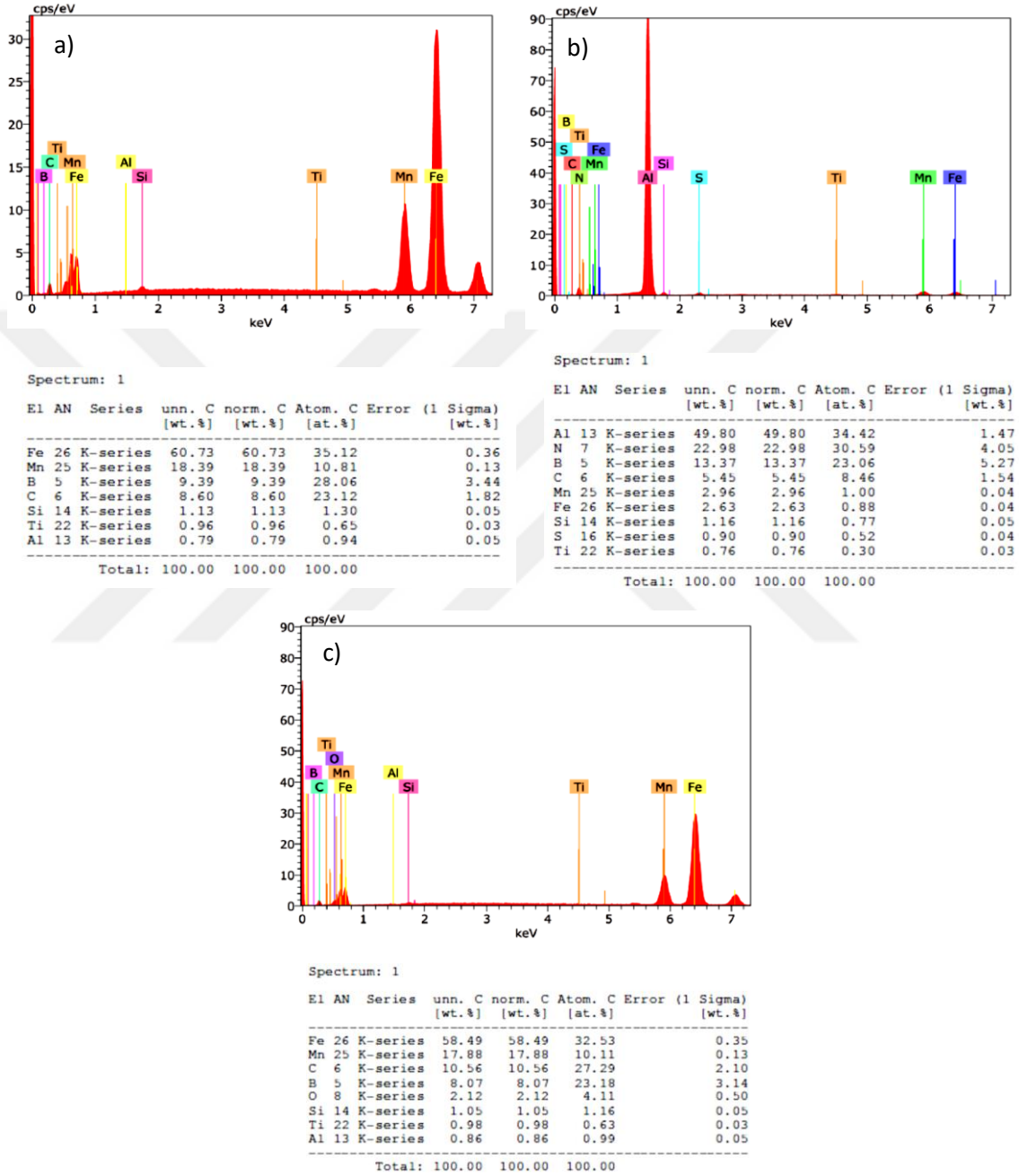
Şekil 6.32’de 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktalardaki EDS analizi Şekil 6.33’de verilmektedir.



Şekil 6.32 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü

Şekil 6.33’de 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin 2. noktadaki noktasal analize bakıldığında Al ve N pikleri açıkça görülmektedir. EDS analiz tablosundaki yüzdelik dilime bakıldığında ağırlıkça %49,80 Al ve %22,98N elementlerinin olduğu mikroyapıdaki siyah görüntünün AlN olduğu düşünülmektedir. 1. nokta ve 3. nokta

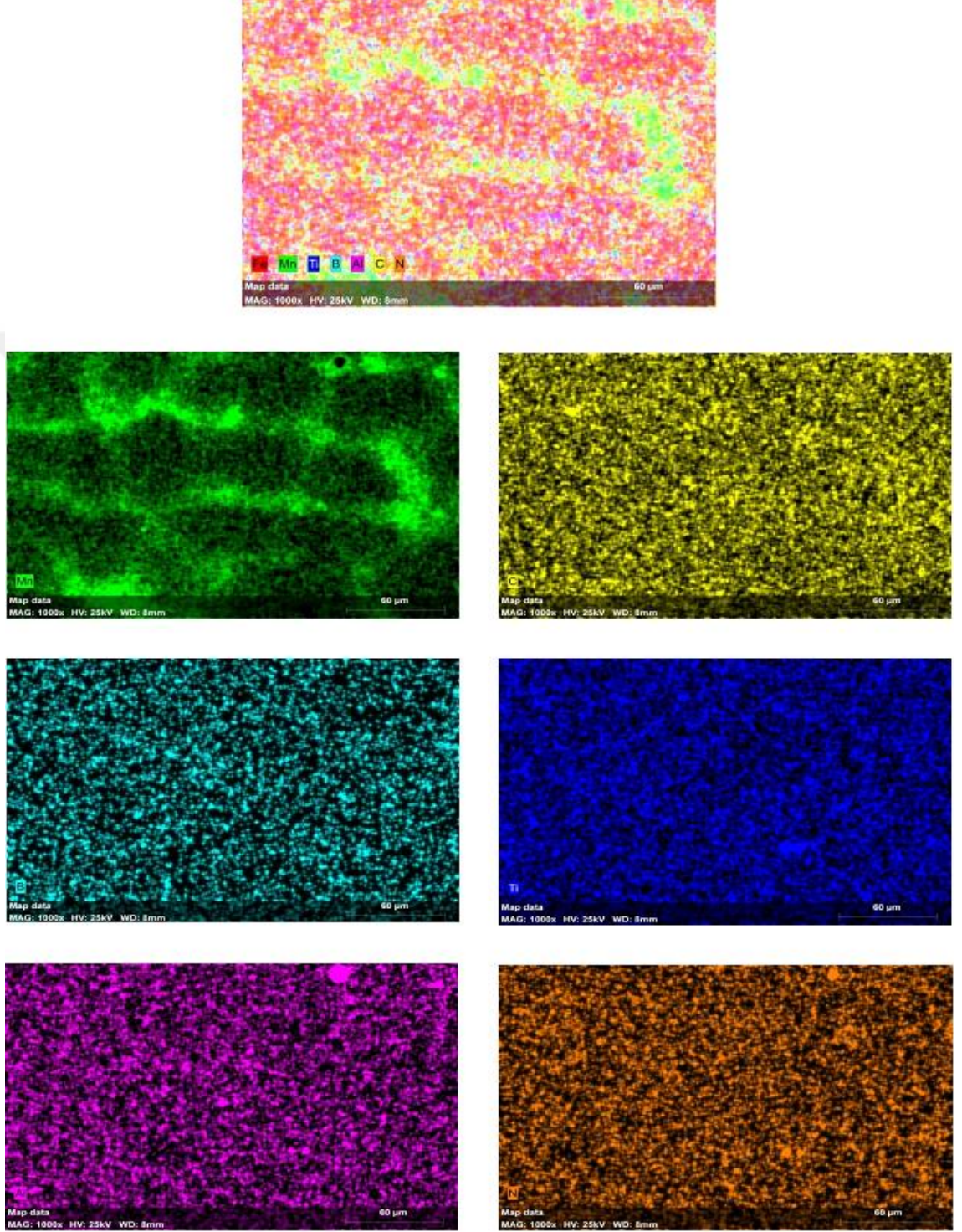
analizlerine bakıldığında ağırlıkça Fe ve Mn elementlerinin fazla olduğu görülmektedir. Tane sınırlarındaki karbür çökeltilerinde Mn elementinin fazla olması Fe ile Mn elementinin yer değiştirdiği tip ((Fe,Mn)<sub>3</sub>C) çökeltilerin oluştuğu düşünülmektedir.



Şekil 6.33 1000°C'de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta ve c) 3. Nokta EDS kimyasal analiz

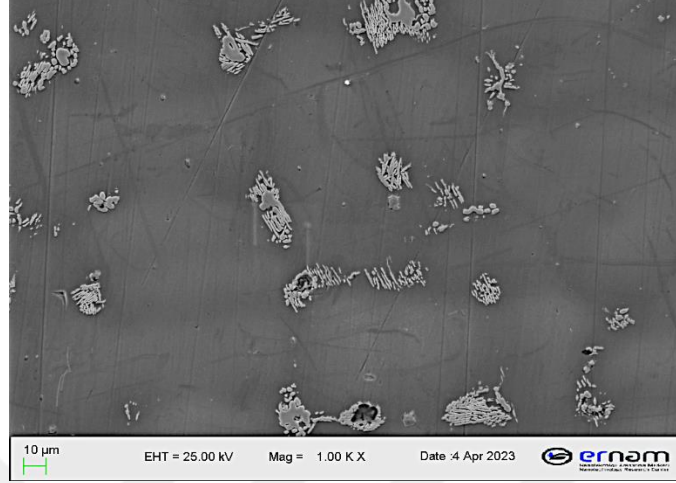
Şekil 6.34'da 1000°C'de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Elde edilen mappingde tane sınırlarında

Fe, C ve Mn'in yoğun olduğu görülmekte olup, yine tane sınırlarında yer yer Ti ve Al olduğu görülmektedir(Şekil 6.34).



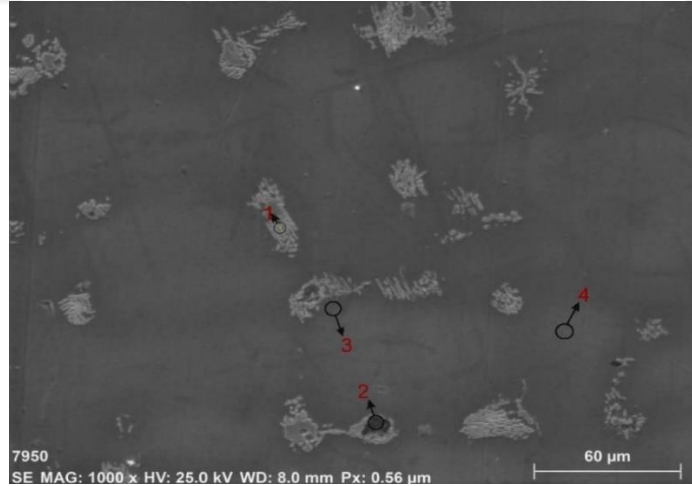
Şekil 6.34 1000°C'de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

1000 °C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM analizinden elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 6.35’de gösterilmektedir.



Şekil 6.35 1000 °C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

Şekil 6.36’da 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktalardaki EDS analizi Şekil 6.37’de verilmektedir.

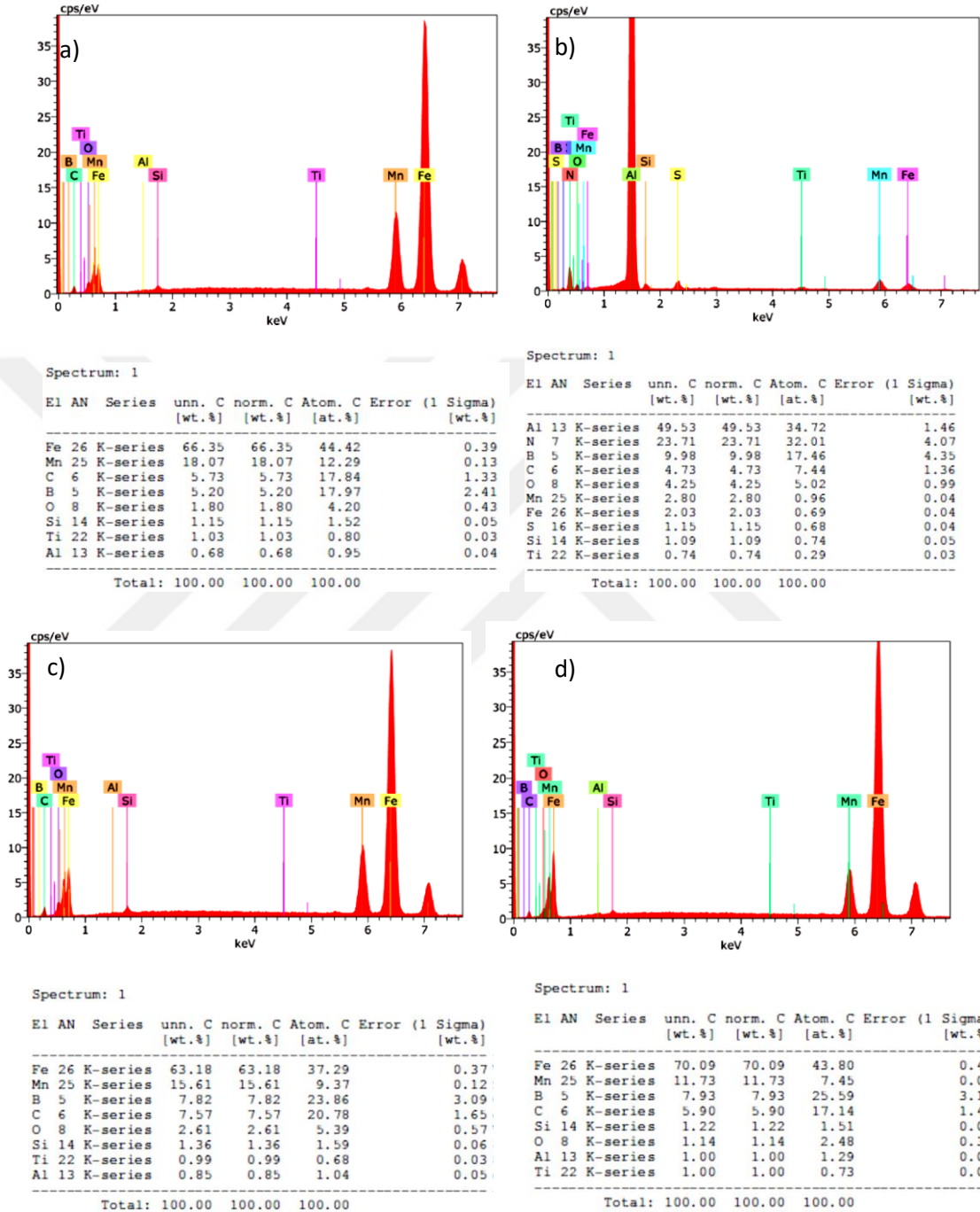


Şekil 6.36 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü

Şekil 6.37’de 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin 2. noktadaki noktasal analize bakıldığında Al ve N pikleri açıkça görülmektedir. Bu nedenle mikroyapıdaki siyah görüntünün AlN olduğu anlaşılmaktadır. 1.noktadaki analize göre ağırlıkça %66,35 Fe, %18,07 Mn ve 3. noktadaki EDS analizinde yüzdelik dilime bakıldığında ağırlıkça



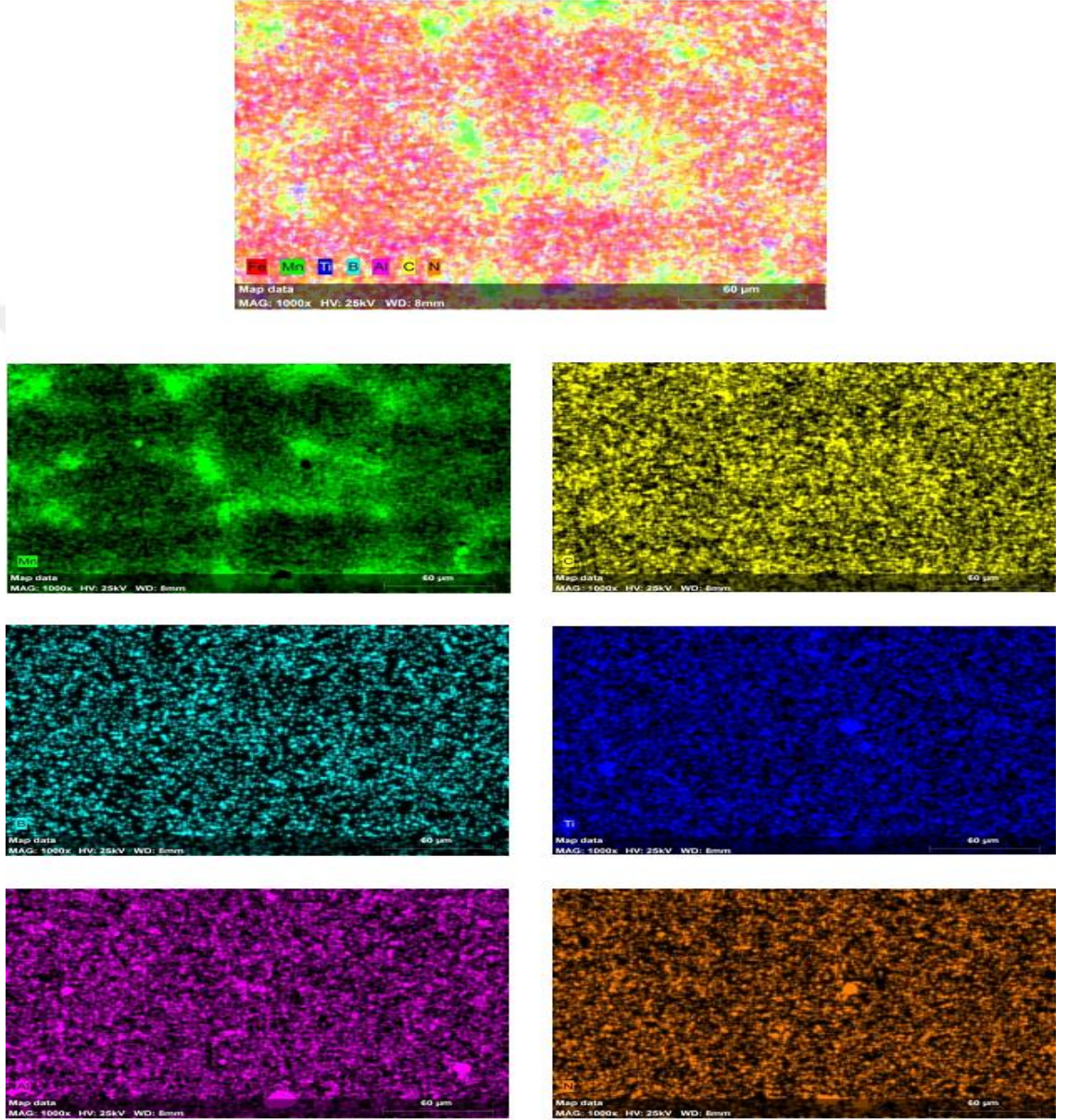
%63,18 Fe, % 15,61 Mn ve 4.Noktanın EDS analizine bakıldığında ağırlıkça %70 Fe, % 11 Mn elementlerinin yoğunluğu görülmektedir.



Şekil 6.37 1000°C'de ısıtılmış S2 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta ve d)4. Nokta EDS kimyasal analiz

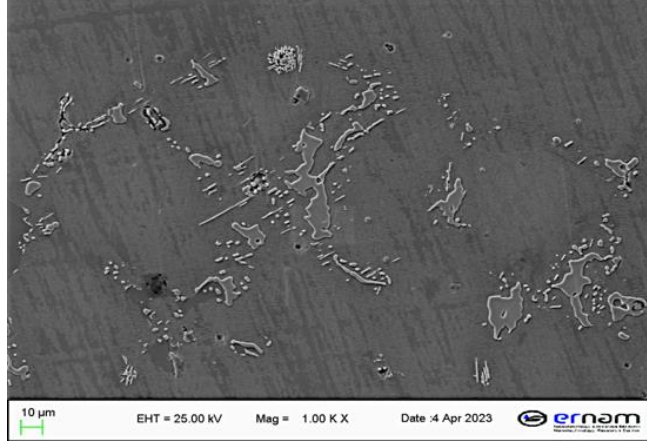
Şekil 6.38'de 1000°C'de ısıtılmış S2 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel

dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Elde edilen mappingde tane sınırlarında Fe, C ve Mn'in yoğun olduğu görülmekte olup, yine tane sınırlarında yer yer Ti ve Al olduğu görülmektedir.



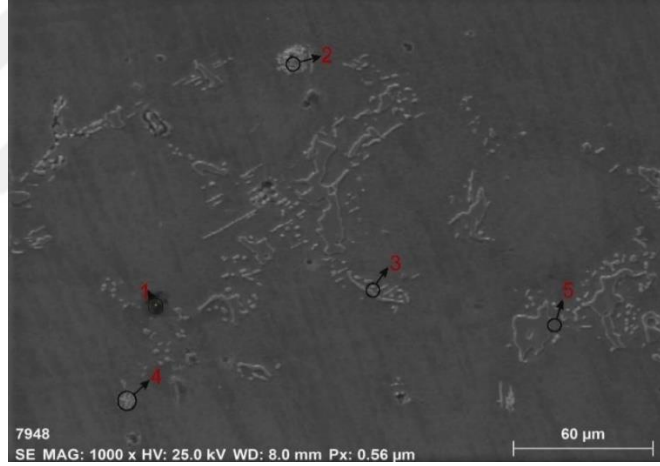
Şekil 6.38 1000°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

1000°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM analizden elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 6.39'da verilmektedir. Görüntüde ısıl işlem sıcaklığının 1000°C olmasıyla yapıdaki karbür çökeltilerinin azaldığı anlaşılmaktadır.



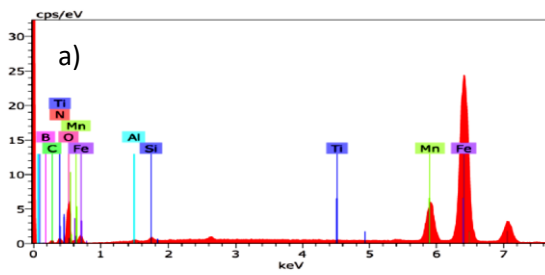
Şekil 6.39 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

Şekil 6.40’da 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktalardeki EDS analizi Şekil 6.41’de verilmektedir.

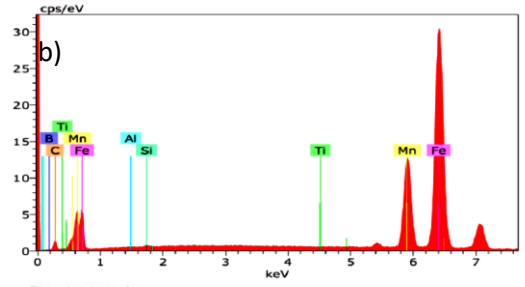


Şekil 6.40 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü

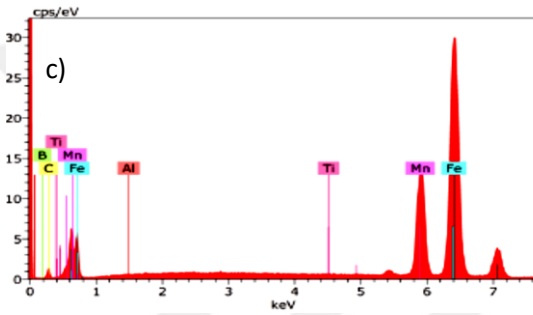
Şekil.6.41’de 1000 °C ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin 1. noktadaki noktasal analize bakıldığında %60,04 Fe, %13,76 O ve %13,33 Mn pikleri görülmektedir. Bu nedenle yapının oksitlendiği ve siyah çukur görüntünün FeO veya MnO olduğu düşünülmektedir. EDS analiz tablosundaki yüzdeler bakıldığında ağırlıkça 2. Nokta %58,89 Fe, %22,18 Mn, 3.Noktaya bakıldığında ağırlıkça % 58,98 Fe, % 24,49 Mn ve 4.Nokta analizine bakıldığında % 65,21 Fe, % 15,59 Mn elementlerinin olduğu Fe, Mn yoğunluğunun bu noktalarda baskın olduğu görülmektedir.



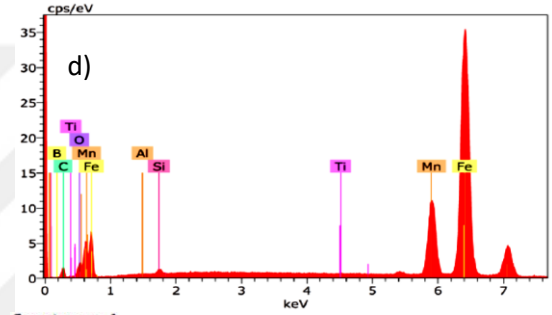
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	60.04	60.04	34.59	0.36
O	8	K-series	13.76	13.76	27.66	2.00
Mn	25	K-series	13.33	13.33	7.80	0.10
B	5	K-series	4.69	4.69	13.97	2.21
C	6	K-series	3.22	3.22	8.62	0.87
N	7	K-series	1.86	1.86	4.26	0.56
Si	14	K-series	1.17	1.17	1.34	0.05
Ti	22	K-series	1.06	1.06	0.71	0.03
Al	13	K-series	0.88	0.88	1.05	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	



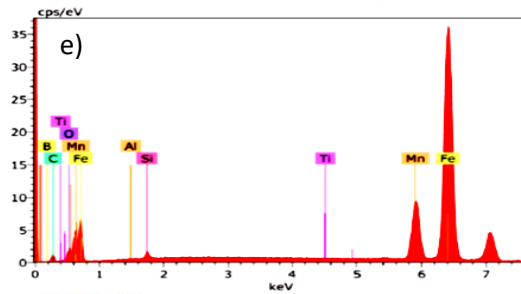
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	58.89	58.89	35.61	0.35
Mn	25	K-series	22.18	22.18	13.63	0.15
C	6	K-series	8.36	8.36	23.51	1.77
B	5	K-series	7.80	7.80	24.36	3.09
Ti	22	K-series	0.99	0.99	0.70	0.03
Si	14	K-series	0.94	0.94	1.13	0.05
Al	13	K-series	0.84	0.84	1.06	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	58.98	58.98	37.34	0.35
Mn	25	K-series	24.49	24.49	15.76	0.17
C	6	K-series	7.89	7.89	23.22	1.71
B	5	K-series	6.62	6.62	21.64	2.83
O	8	K-series	1.09	1.09	0.80	0.03
Ti	22	K-series	1.09	1.09	0.80	0.03
Al	13	K-series	0.94	0.94	1.23	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	



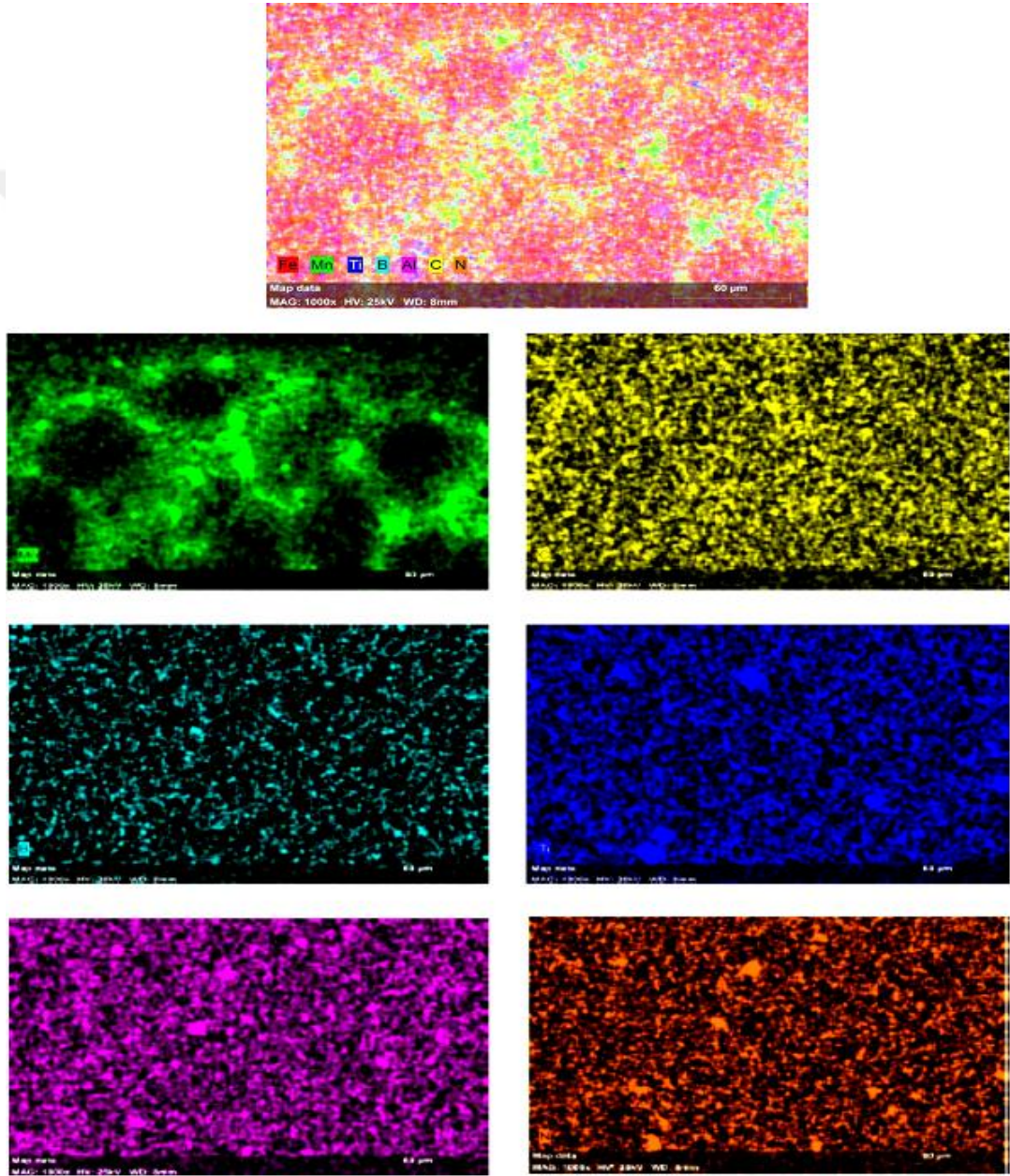
El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	61.78	61.78	37.18	0.37
Mn	25	K-series	17.85	17.85	10.92	0.13
C	6	K-series	8.30	8.30	23.22	1.75
B	5	K-series	6.49	6.49	20.19	2.76
O	8	K-series	2.49	2.49	5.24	0.55
Si	14	K-series	1.27	1.27	1.52	0.05
Ti	22	K-series	1.00	1.00	0.70	0.03
Al	13	K-series	0.82	0.82	1.02	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	



El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	65.21	65.21	40.38	0.39
Mn	25	K-series	15.59	15.59	9.81	0.12
C	6	K-series	7.05	7.05	20.28	1.56
B	5	K-series	6.48	6.48	20.73	2.76
O	8	K-series	2.45	2.45	5.30	0.54
Si	14	K-series	1.46	1.46	1.80	0.06
Ti	22	K-series	0.98	0.98	0.71	0.03
Al	13	K-series	0.77	0.77	0.99	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	

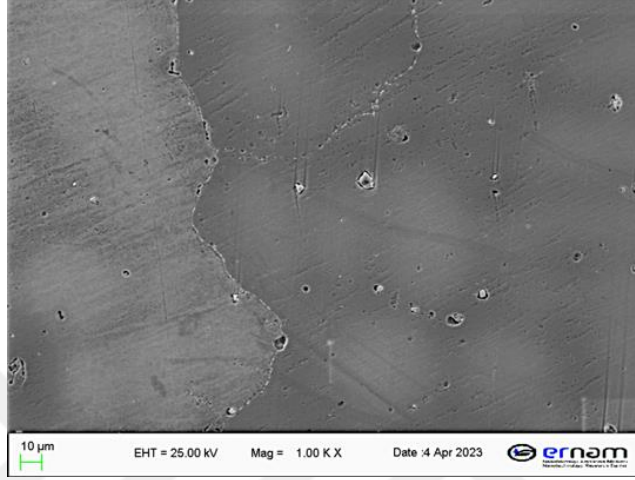
Şekil 6.41 1000°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta, d) 4. Nokta ve e) 5. NoktaEDS kimyasal analiz

Şekil 6.42’de 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Elde edilen mappingde tane sınırlarında Fe, C ve Mn’ın yoğun olduğu görülmekte olup, yine tane sınırlarında yer yer Ti ve Al olduğu görülmektedir. Mapping analizine göre tane sınırlarında (Fe,Mn)<sub>3</sub>C tip karbür çökeltilerinin ve yer yer TiN ve AlN çökeltilerinin oluştuğu düşünülmektedir.



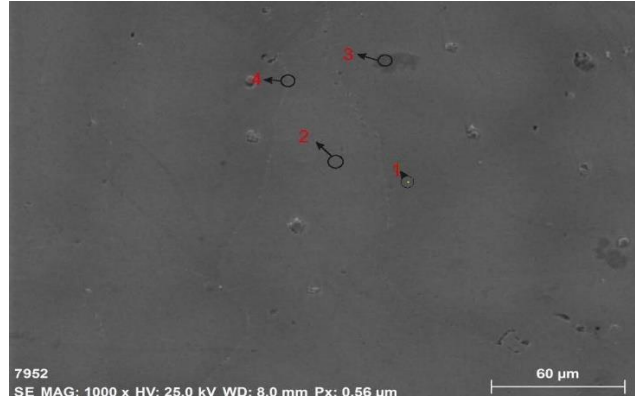
Şekil 6.42 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

1100°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM analizden elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 6.43’de verilmektedir. Tane sınırlarındaki karbür çökteltilerinin azaldığı hatta yapı içerisinde çözüldüğü düşünülmektedir. Tane sınırlarında çok az küresel şekilde karbürlerin olduğu görülmektedir.



Şekil 6.43 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

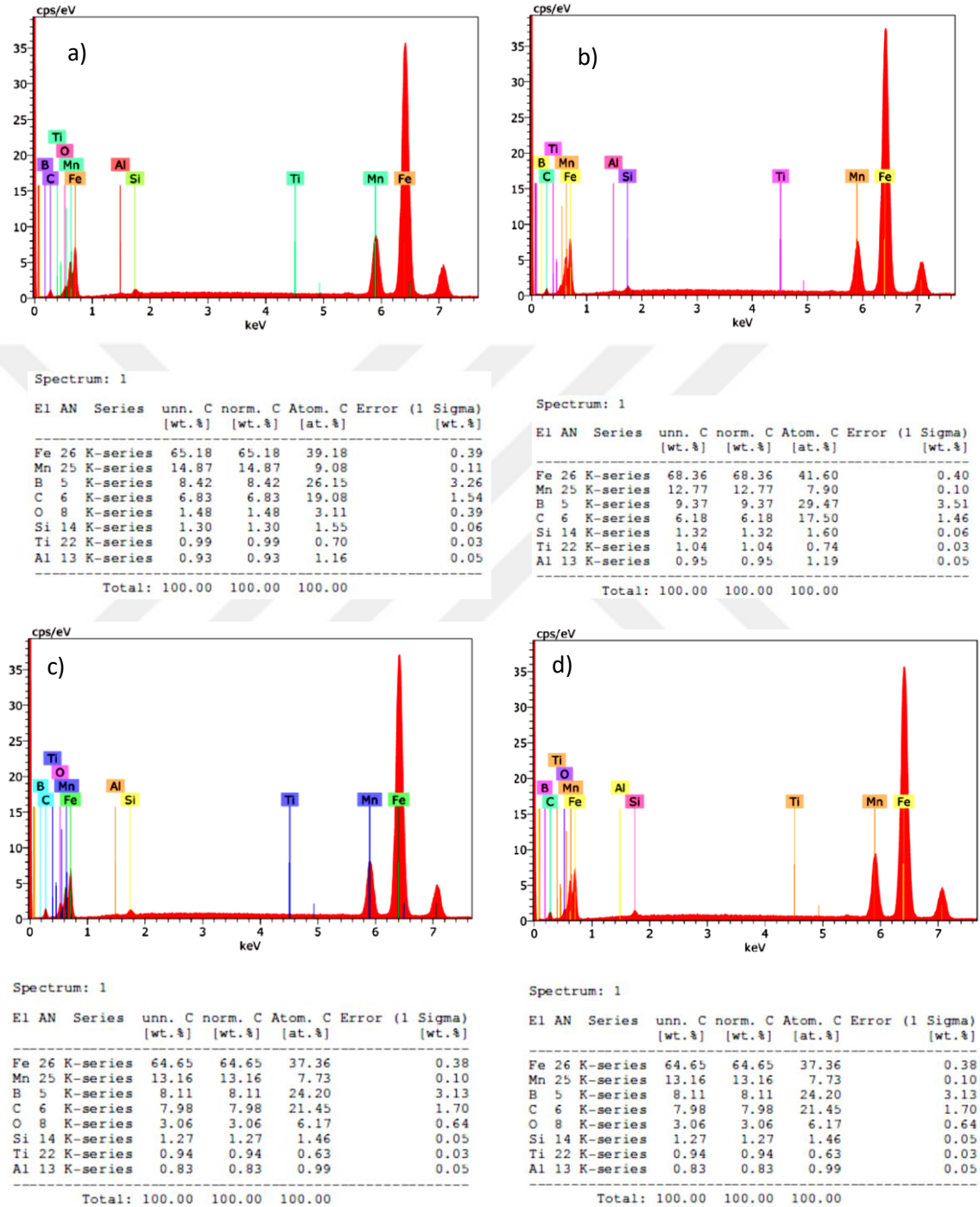
Şekil 6.44’de 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktadaki EDS analizi Şekil 6.45’de verilmektedir.



Şekil 6.44 1100 °C ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü

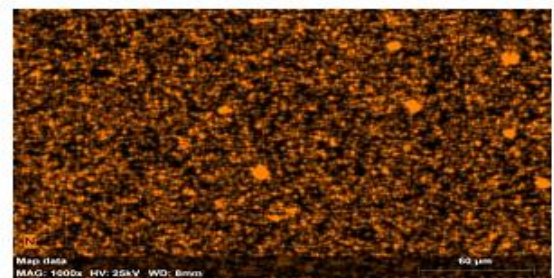
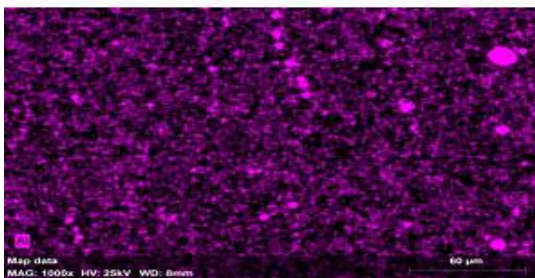
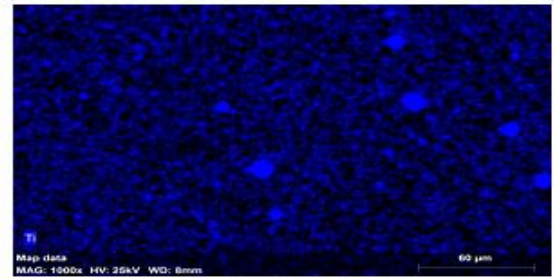
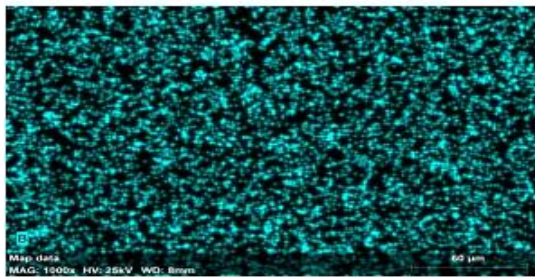
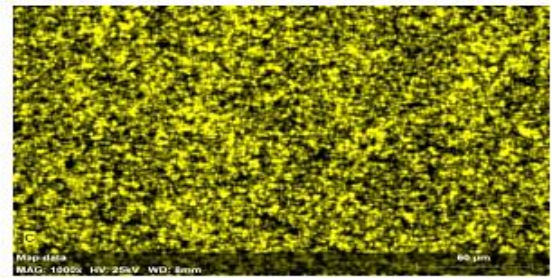
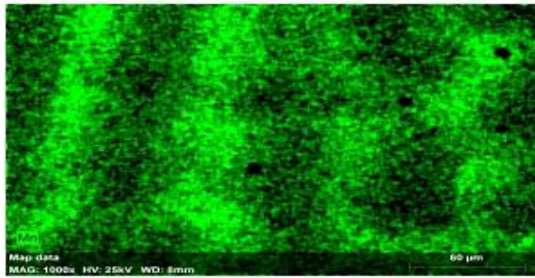
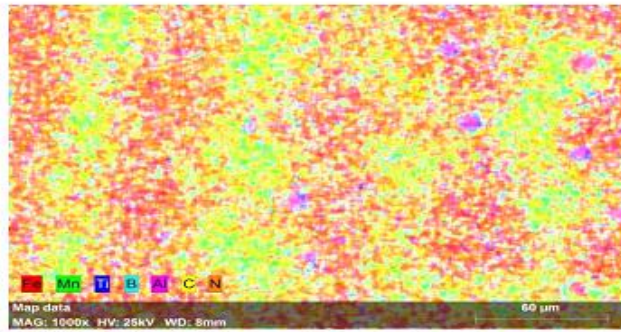
Şekil 6.45’de 1100 °C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin 1. noktadaki noktasal analize bakıldığında ağırlıkça %65,18 Fe, %14,87 Mn elementlerinin yoğunlukta olduğu görülmektedir. 2. noktadaki EDS analiz tablosundaki yüzdeler dilime bakıldığında ağırlıkça %68,36 Fe, %12,77 Mn, 3. nokta analizinin yüzdeler diliminde ağırlıkça %

64,65 Fe, %13,16 Mn ve 4.Nokta %65,55 Fe, %15,22 Mn elementlerinin olduğu, bütün noktalarda Fe, Mn yoğunluğu olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.45 1100°C'de ısıtılmış S1 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta ve d) 4. Nokta EDS kimyasal analiz

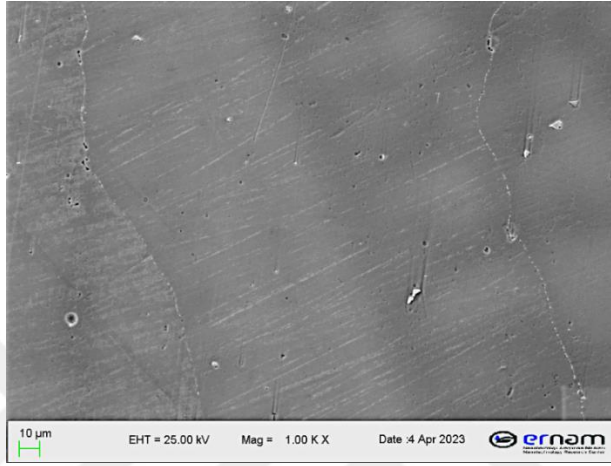
Şekil 6.46'da 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Elde edilen mappingde tane sınırlarında Fe, C ve Mn'ın yoğun olduğu görülmekte olup ve yer yer Ti ve Al olduğu görülmektedir. SEM analiz mikroyapısı görüntüsüne farklı olarak karbürlerin tane sınırlarında varlığı mappingde anlaşılacaktır. Yer yer TiN, AlN çökeltilerinin ise tane sınırlarında oluştuğu, bazı noktalarda ise birlikte oluştukları mappingde görülmektedir(Şekil 6.46)





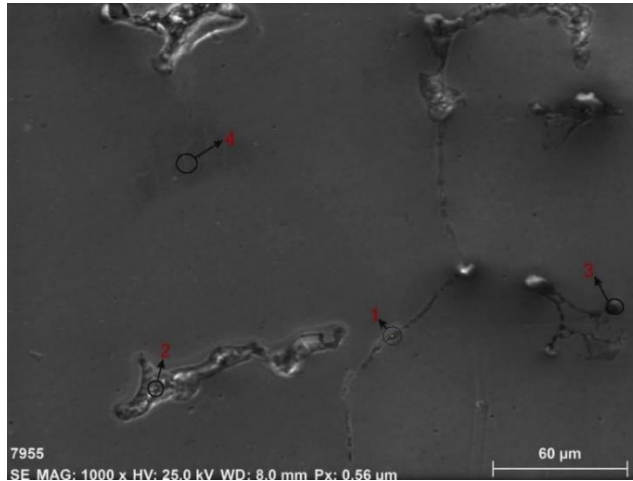
Şekil 6.46 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S1 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM analizden elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 6.47’de verilmektedir. Tane sınırlarında çok az küresel şekilde karbürlerin olduğu görülmektedir.



Şekil 6.47 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mikro yapı görüntüsü

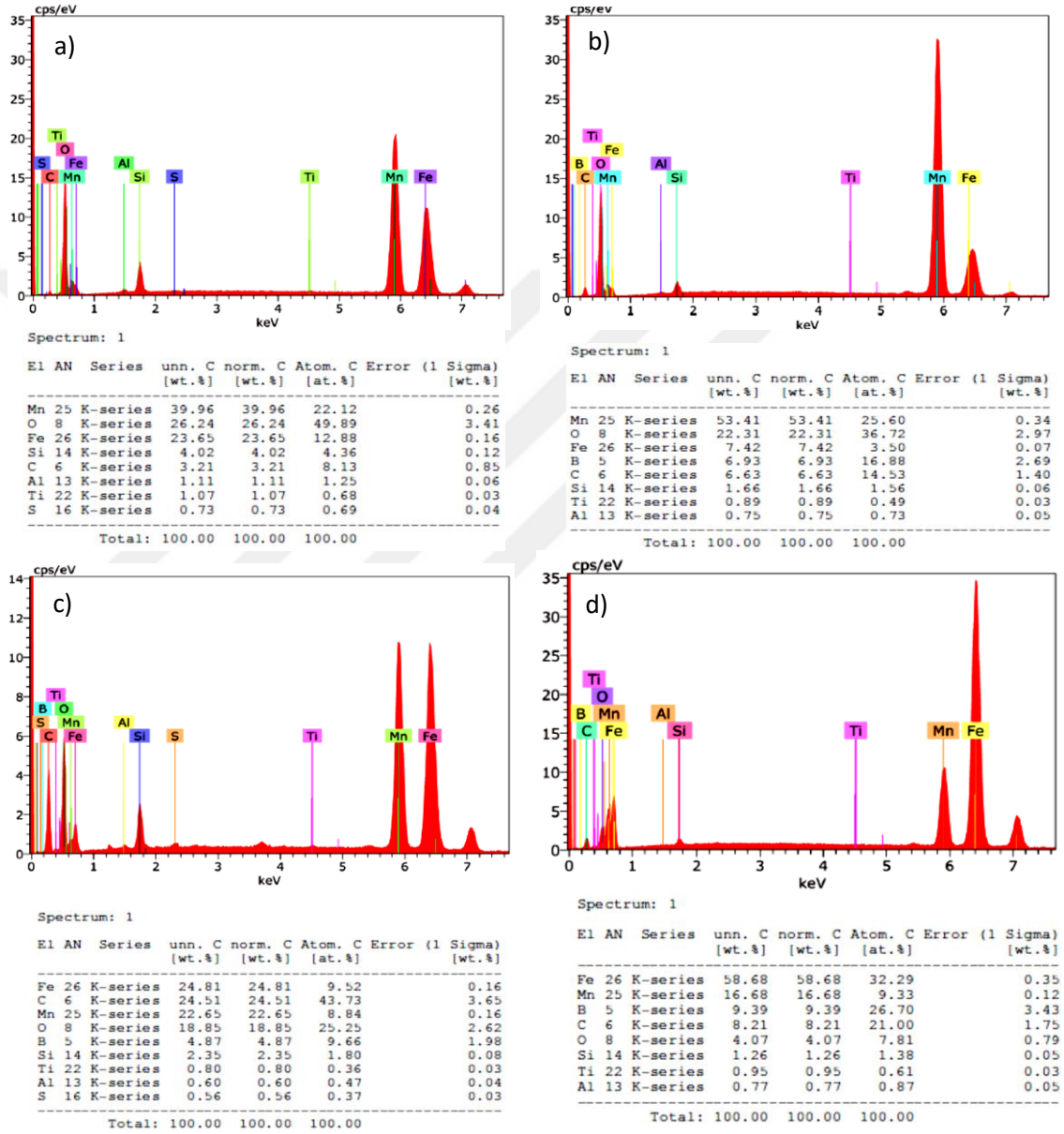
Şekil 6.48’de 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktalarındaki EDS analizi Şekil 6.49’da verilmektedir.



Şekil 6.48 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü

Şekil 6. 49’da 1100 °C ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin 1. noktadaki noktasal analize bakıldığında %39,96 Mn, % 26,24 O, % 23,65 Fe pikleri görülmektedir. MnO ve FeO olduğu düşünülmektedir. 2. roktanım EDS analiz tablosundaki yüzdeler dilime

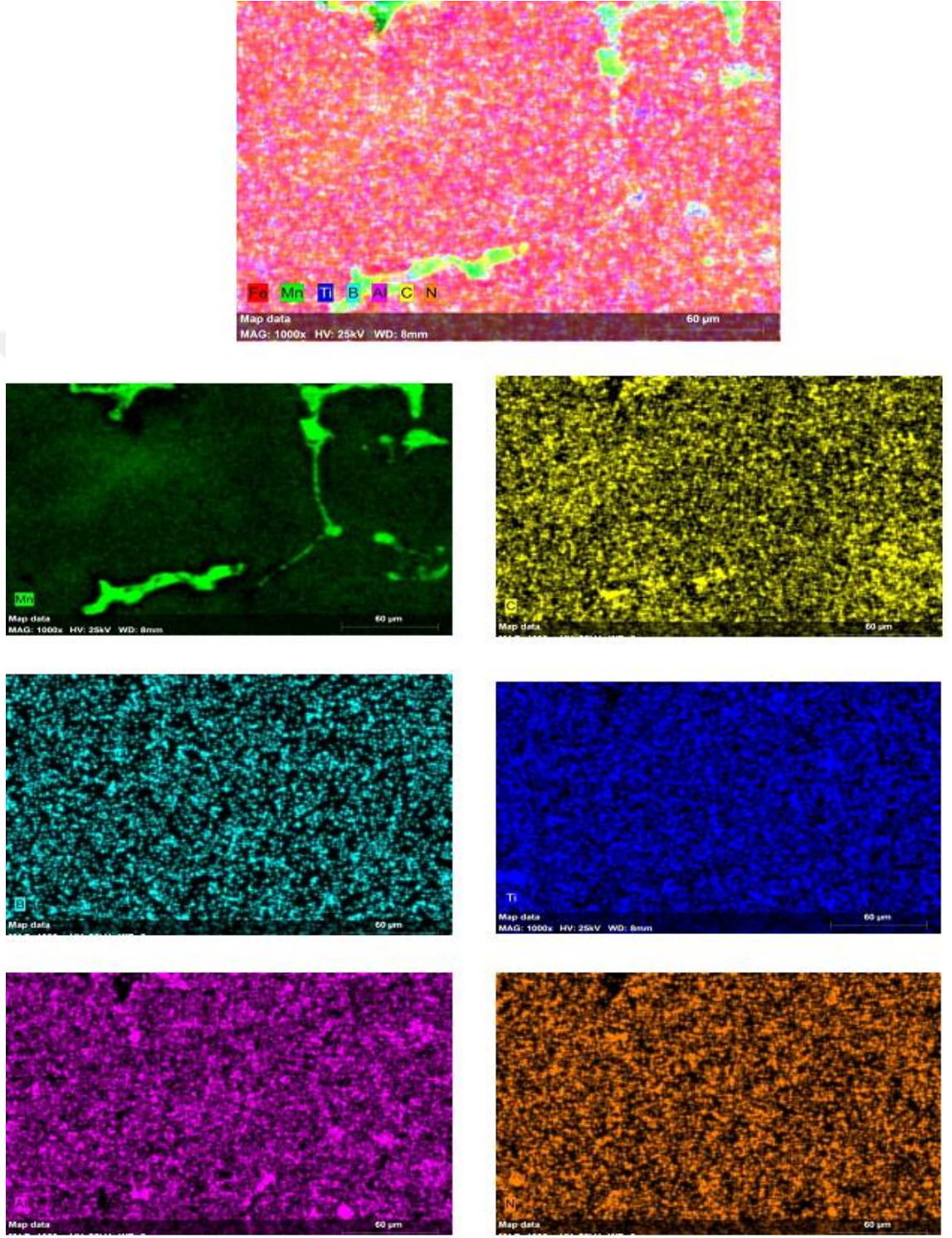
bakıldığında ağırlıkça %53,41 Mn, %22,31 O elementlerinin yoğun olduğu bu nedenle yapının oksitlenerek MnO olduğu düşünülmektedir. 3. nokta EDS analiz sonucu 1. nokta analiz sonucuna yakındır. 4. nokta analizinde 1. nokta ve 3. nokta analizine göre Mn yoğunluğu fazla olup yapı içerisinde yine oksitlenme olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.49 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta ve d)4. Nokta EDS kimyasal analiz

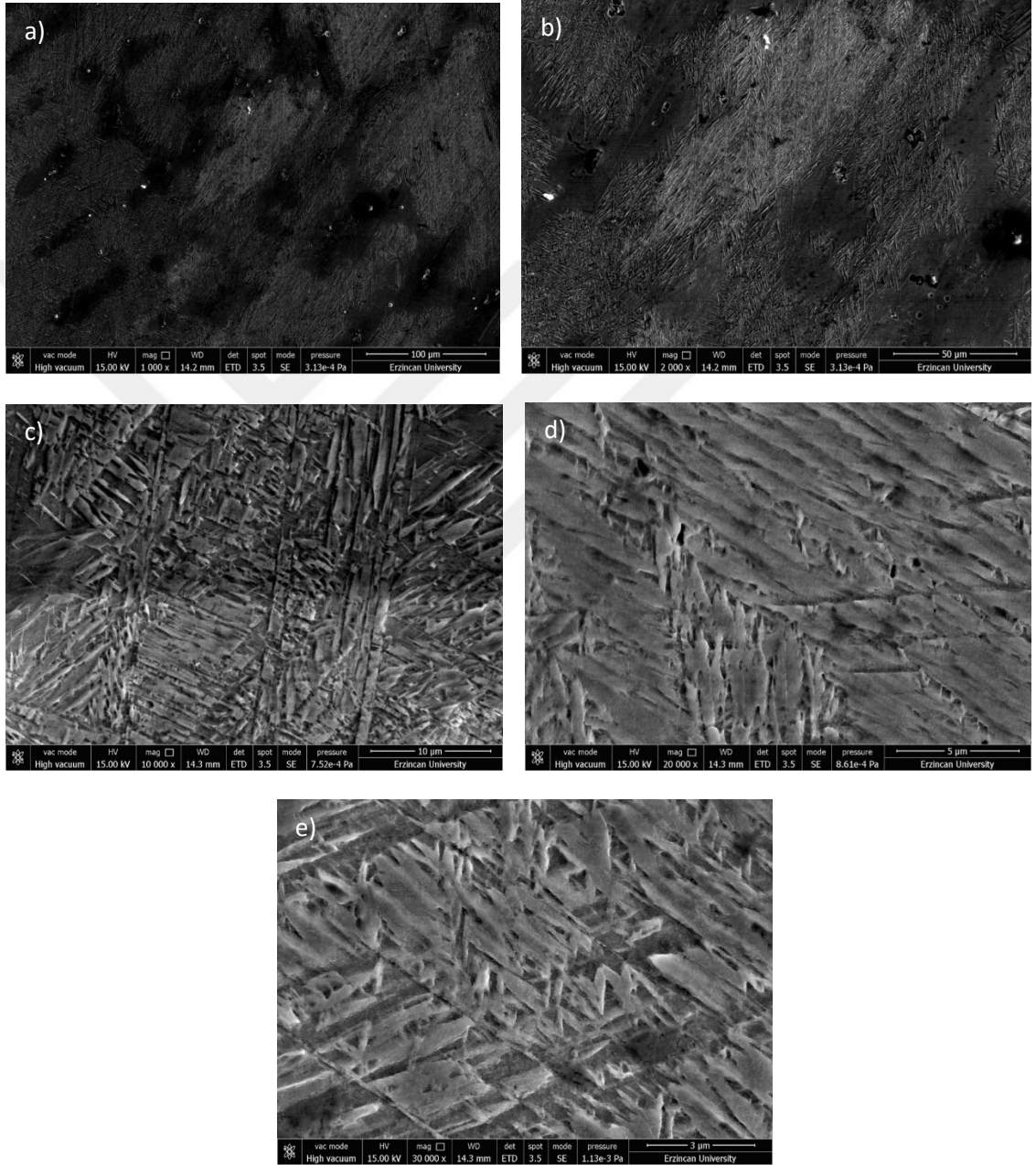
Şekil 6.50'da 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Elde edilen mappingde tane sınırlarında

C ve Mn'in yoğun olduğu görülmekte olup ve Ti ve Al'un çoğunlukta homojen bir şekilde dağıldığı görülmektedir.



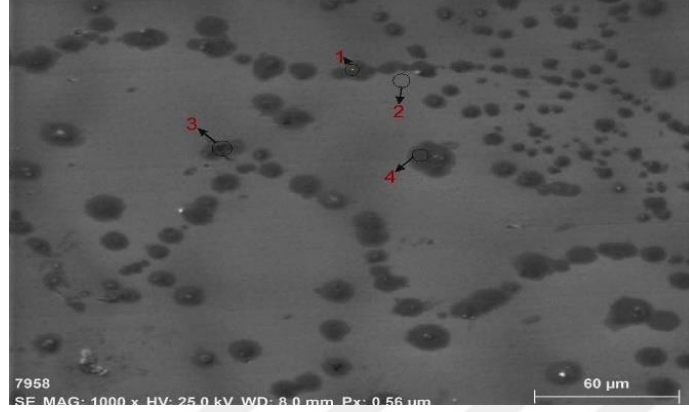
Şekil 6.50 1100°C'de ısıtılmış S2 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

1100 °C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM analizi ile elde edilen a)1000X büyütme, b)2000X büyütme, c)10000X büyütme, d)20000X büyütme ve e)30000X büyütmedeki mikro yapı görüntüleri Şekil 6.51’de verilmektedir. S6 numunesinin mikroyapı görüntüsünde tipik  $\epsilon$  martinit oluşumu görülmektedir.



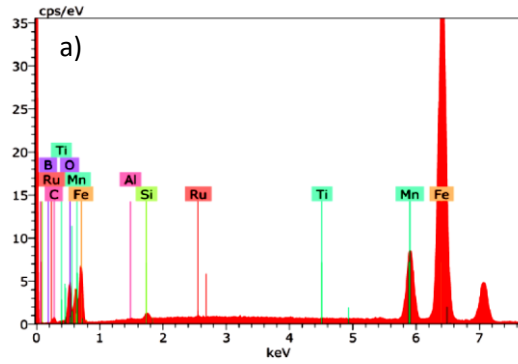
Şekil 6.51 1100 °C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM analizi ile elde edilen a)1000X büyütme, b)2000X büyütme, c)10000X büyütme, d)20000X büyütme ve e)30000X büyütmedeki mikro yapı görüntüleri

Şekil 6.52’de 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM görüntüsü üzerindeki belirlenen noktalardaki EDS analizi Şekil 6.53’de verilmektedir.



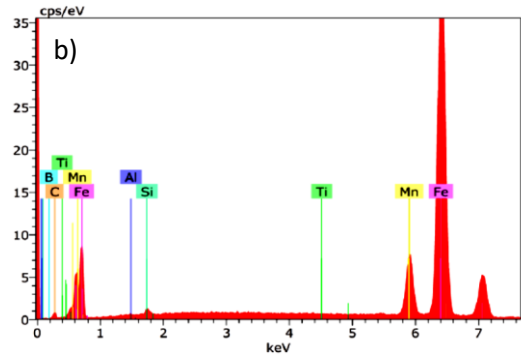
Şekil 6.52 1100 °C ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin EDS nokta analizinin mikroyapı görüntüsü

Şekil 6.53’de 1100 °C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin 1. noktadaki noktasal analize bakıldığında %64,38 Fe, % 13,19 Mn ve % 7,10 O elementlerinin baskın olduğu görülmektedir. 3. nokta EDS analizinde ağırlıkça %55,70 Fe, %16,64 O ve % 11,74 Mn ve 4. nokta EDS analizinde ağırlıkça %66,87 Fe, %11,04 Mn ve %9,96 O elementlerinin yoğun olduğu bu nedenle yapının oksitlendiği anlaşılmaktadır. Bu noktalarda FeO ve MnO yapılarının oluştuğu düşünülmektedir. 2. noktadaki EDS analiz tablosundaki yüzdelik dilime bakıldığında ağırlıkça %72,95 Fe ve % 12,34 Mn elementlerinin olmasından dolayı Fe ve Mn yoğun olduğu görülmektedir.



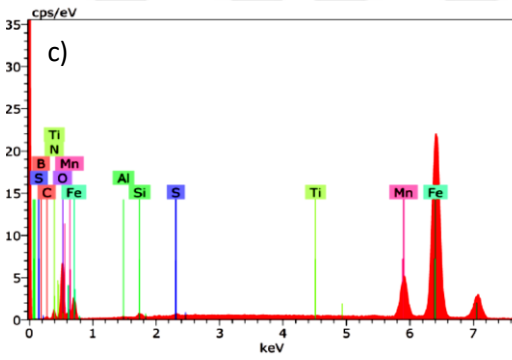
Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	64.38	64.38	40.84	0.38
Mn	25	K-series	13.19	13.19	8.51	0.10
O	8	K-series	7.10	7.10	15.71	1.19
B	5	K-series	6.10	6.10	20.00	2.60
C	6	K-series	3.66	3.66	10.79	0.97
Ru	44	L-series	2.65	2.65	0.93	0.06
Si	14	K-series	1.19	1.19	1.50	0.05
Ti	22	K-series	0.97	0.97	0.72	0.03
Al	13	K-series	0.76	0.76	1.00	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	



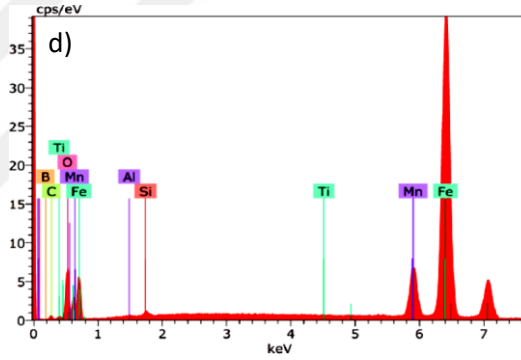
Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	72.95	72.95	49.29	0.43
Mn	25	K-series	12.34	12.34	8.47	0.10
B	5	K-series	6.66	6.66	23.23	2.87
C	6	K-series	4.85	4.85	15.24	1.22
Si	14	K-series	1.28	1.28	1.72	0.06
Ti	22	K-series	1.05	1.05	0.83	0.03
Al	13	K-series	0.88	0.88	1.23	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	



Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	55.70	55.70	29.31	0.33
O	8	K-series	16.64	16.64	30.57	2.35
Mn	25	K-series	11.77	11.77	6.30	0.09
B	5	K-series	5.97	5.97	16.24	2.53
N	7	K-series	3.33	3.33	6.99	0.82
C	6	K-series	3.02	3.02	7.40	0.83
Ti	22	K-series	1.04	1.04	0.64	0.03
Si	14	K-series	1.02	1.02	1.07	0.05
S	16	K-series	0.82	0.82	0.76	0.04
Al	13	K-series	0.68	0.68	0.74	0.04
Total:			100.00	100.00	100.00	

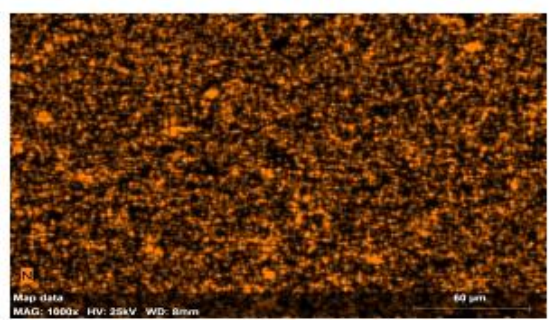
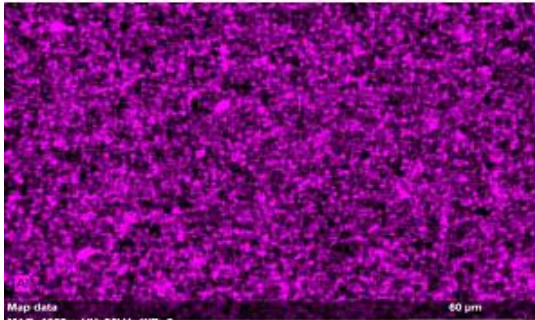
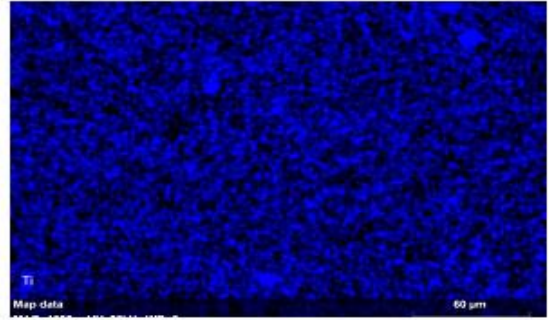
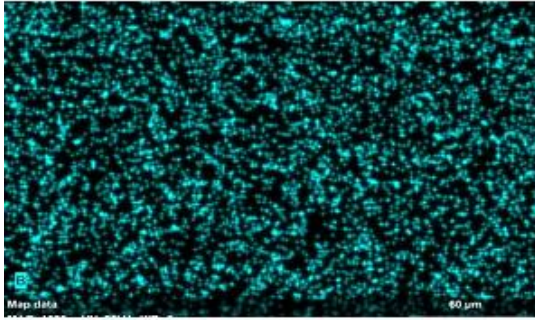
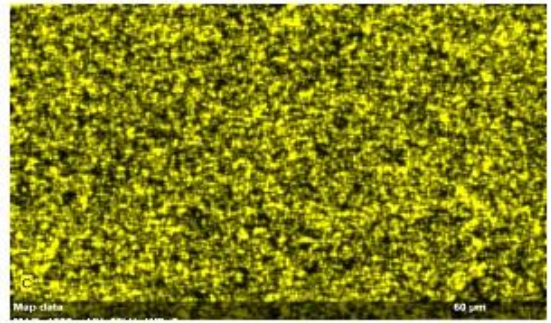
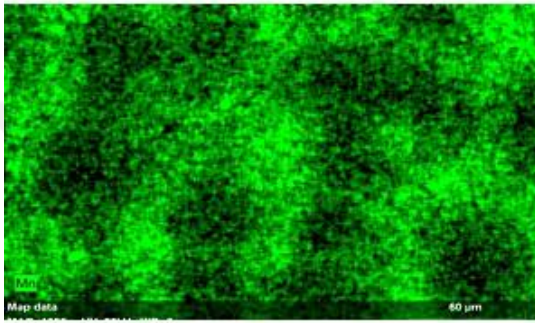
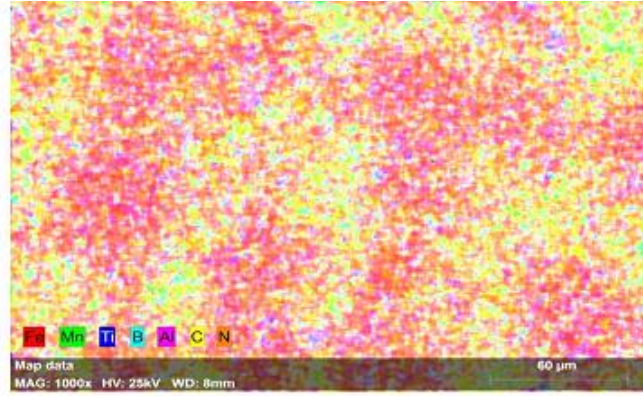


Spectrum: 1

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	66.87	66.87	40.80	0.39
Mn	25	K-series	11.04	11.04	6.84	0.09
O	8	K-series	9.96	9.96	21.21	1.53
B	5	K-series	6.02	6.02	18.98	2.61
C	6	K-series	3.20	3.20	9.09	0.89
Si	14	K-series	1.13	1.13	1.37	0.05
Ti	22	K-series	0.99	0.99	0.70	0.03
Al	13	K-series	0.79	0.79	1.00	0.05
Total:			100.00	100.00	100.00	

Şekil 6.53 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin a)1. Nokta b)2. Nokta, c) 3. Nokta ve d)4. Nokta EDS kimyasal analiz

Şekil 6.54'te 1100°C'de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin EDS analizi sonucunda, analiz yapılan alan içerisinde bulunan Fe, Mn, Ti, B, Al, C ve N elementleri renksel dağılımlı mapping metodu ile gösterilmektedir. Elde edilen mappingde tane sınırlarında Fe Mn ve C yoğun olduğu görülmekte olup ve yer yer Ti ve Al'un yoğun olduğu görülmektedir.



Şekil 6.54 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin SEM incelemesinde elde edilen mapping

### 6.3 X-Işını Kırınım yöntemi (XRD) İncelemeleri

Farklı bor içeren yüksek manganlı çeliklere farklı sıcaklıklarda ısıl işlem yapıldıktan sonra XRD analizinde elde edilen X-ışını kırınım difraktogramlarında genel faz yapılarının  $\gamma$  olduğu görülmüştür. X-ışını difraksiyon analizi sonucu deneysel verileri kullanılarak  $\gamma$  fazı için kübik yapı aşağıdaki formülle kafes parametreleri hesaplanır [87].

$$d^2 = \frac{a^2}{h^2+k^2+l^2} \quad (6.1)$$

$\alpha'$  (bct) martenzit, ortorombik sementit ve  $\varepsilon$  (hcp) martenzit için kafes parametreleri aşağıdaki alt alta verilmiş formüllerle hesaplanır.

$\alpha'$  (bct) martenzit için;

$$d^2 = \frac{a^2}{h^2+k^2} + \frac{c^2}{l^2} \quad (6.2)$$

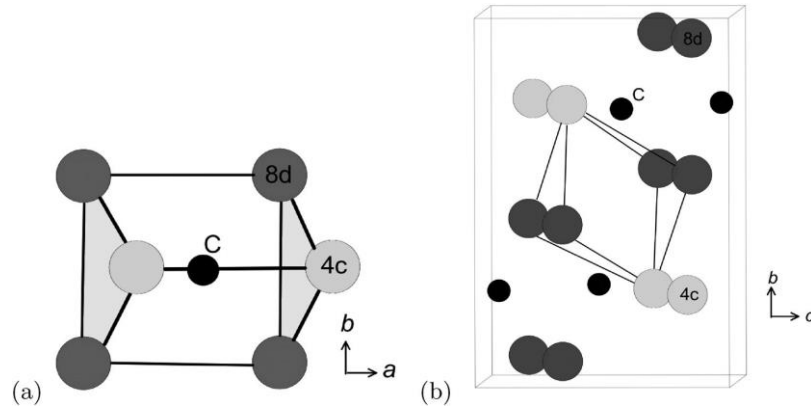
Ve ortorombik sementit için;

$$d^2 = \frac{a^2}{h^2} + \frac{b^2}{k^2} + \frac{c^2}{l^2} \quad (6.3)$$

$\varepsilon$  (hcp) martenzit[88] için ;

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3a^2} (h^2 + hk) + \frac{l^2}{k^2} \quad (6.4)$$

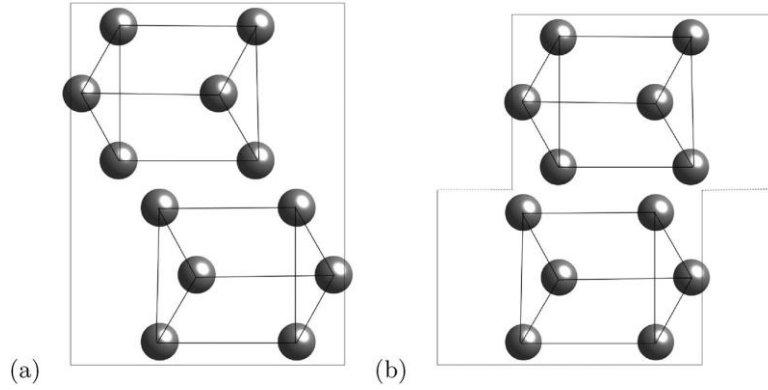
Şekil 6.55 'de Birim hücre sementitte bulunan prizmatik ve oktahedral atom konumları şekilleri gösterilmiştir.



Şekil 6.55 Birim hücre sementitte bulunan atom konumları (a) Prizmatik (b) Oktahedral

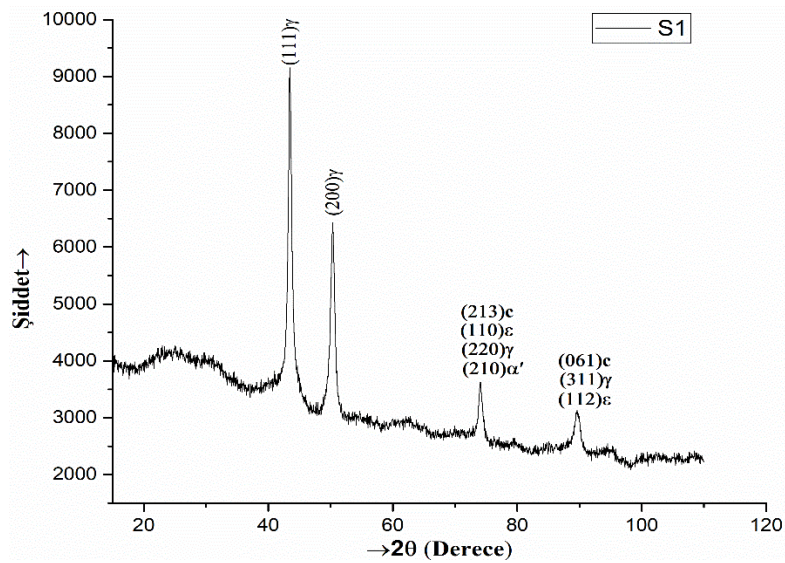


Şekil 6.56'da (100) $\theta$  paralel bir kısmi yerdeğiştirmenin (010) $\theta$  üzerindeki kafes yapısını değiştirmeyen istiflenme hatasının oluşumu kusursuz ve kusurlu düzen gösterilmiştir.



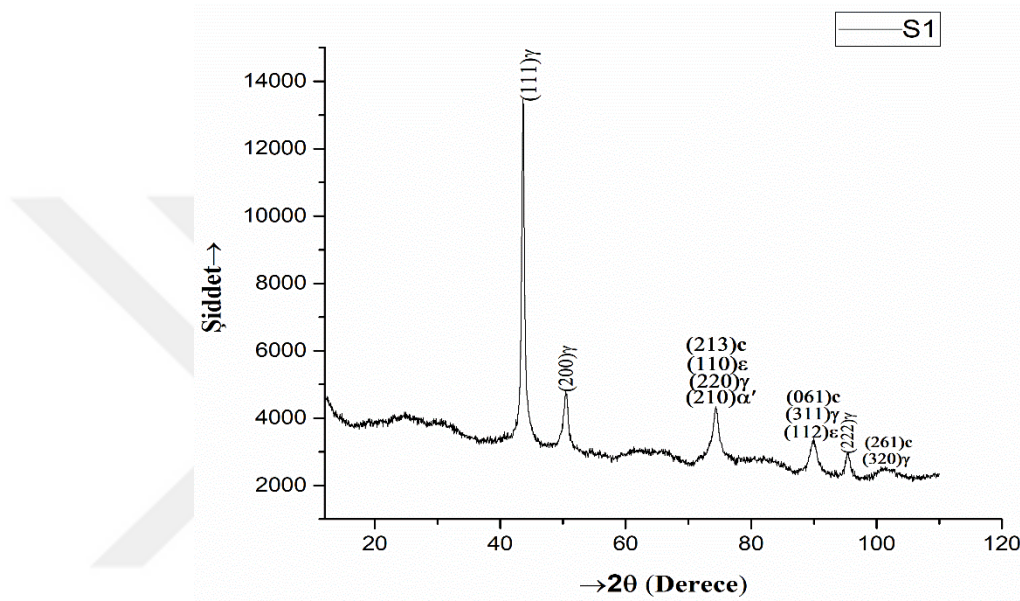
Şekil 6.56 (100) $\theta$  paralel bir kısmi yerdeğiştirmenin (010) $\theta$  üzerindeki kafes yapısını değiştirmeyen istiflenme hatasının oluşumu (Durumun daha iyi anlaşılması için karbon atomları şekle dahil edilmemiştir) (a) Kusursuz düzen. (b) Kusurlu düzen

S1 ısıı işlemsiz X ışını difraktogramında (Şekil 6.57) östenitik faz  $\gamma$ ,  $\epsilon$  martenzit hegzagonal sıkıpaket (hcp) fazı,  $\alpha'$  martenzit hacim merkezli tetragonal (bct) fazı ve sementit fazı olmak üzere dört faz yapısının olduğu görölmektedir. Bu fazlar Şekil 6.57'deki X-ışını difraktogramlarında (111) $\gamma$  pikinden,  $\gamma$  östenit fazına kafes parametresi  $a_\gamma=3,608 \text{ \AA}$  olarak; (110) $\epsilon$  ve (112) $\epsilon$  piklerinden de,  $\epsilon$  martenzitin kafes parametresi  $a_\epsilon = 2,56008 \text{ \AA}$  olarak bulundu (Tablo 6.1 ve 6.2).



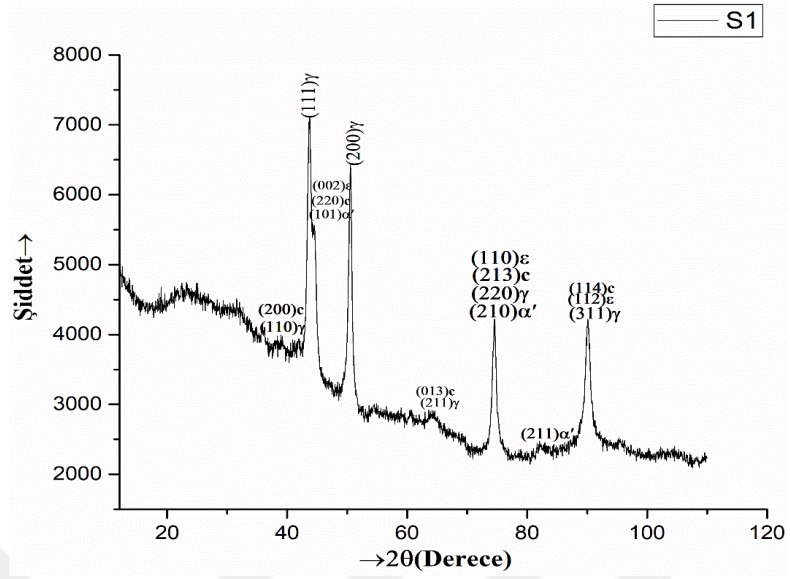
Şekil 6.57 Isıl işlemsiz S1 numunesi X-ışını difraktogramı

900°C’de ısıtılmış S1 numunesinden alınan X-ışını difraktogramı Şekil 6.58’de verilmiştir. Bu fazlar Şekil 6.58’deki X-ışını difraktogramı (111) $\gamma$  pikinden,  $\gamma$  östenit fazına ait kafes parametresi  $a_\gamma=3,594\text{Å}$  olarak; (110) $\epsilon$  ve (112) $\epsilon$  piklerinden de,  $\epsilon$  martenzitin kafes parametresi,  $a_\epsilon = 2,55054\text{Å}$  olarak bulundu. (213) $c$  ve (061) $c$  sementit fazına ait kafes sabitleri  $a_c=4,977\text{Å}$ ,  $b_c=6,931\text{Å}$ ,  $c_c=4,561\text{Å}$  olarak hesaplanmıştır (Tablo 6.1, 6.2 ve 6.4).



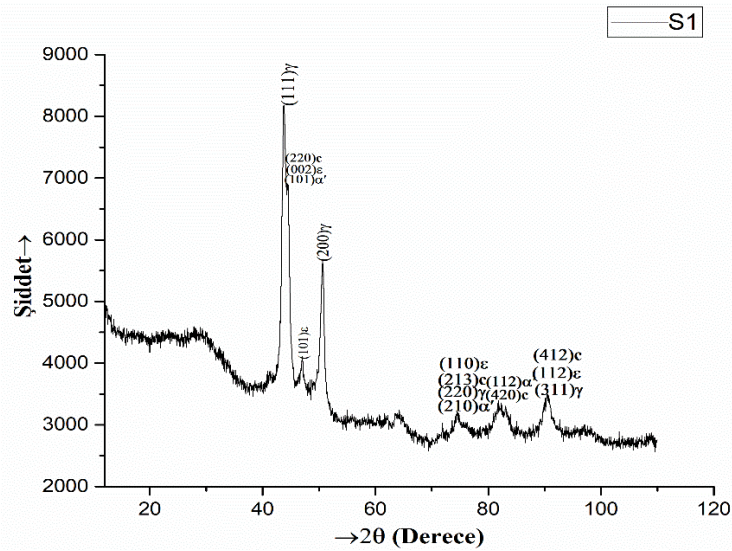
Şekil 6.58 900 °C’de ısıtılmış S1 numunesinin X-ışını difraktogramı

1000°C’de ısıtılmış S1 numunesinin X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 6.59’da gösterilmiştir. Şekil 6.59’da X-ışını difraktogramının (111) $\gamma$  pikinden,  $\gamma$  fazın örgü parametresi  $a_\gamma=3,591\text{Å}$  olarak hesaplanmıştır.  $\epsilon$  martenzite ait olan (002) $\epsilon$ , (110) $\epsilon$ , (112) $\epsilon$  piklerinden kafes sabitleri  $a_\epsilon = 2,54564\text{Å}$  ve  $c_\epsilon = 4,061\text{Å}$  olarak bulundu. (200) $c$ , (220) $c$ , (013) $c$ , (213) $c$ , (114) $c$  sementit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_c= 4,9898\text{Å}$ ,  $b_c=6,992\text{Å}$ ,  $c_c=4,439\text{Å}$  olduğu anlaşıldı.  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_\alpha= 2,846\text{Å}$ ,  $c_\alpha= 2,898\text{Å}$  olarak hesaplandı (Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4).



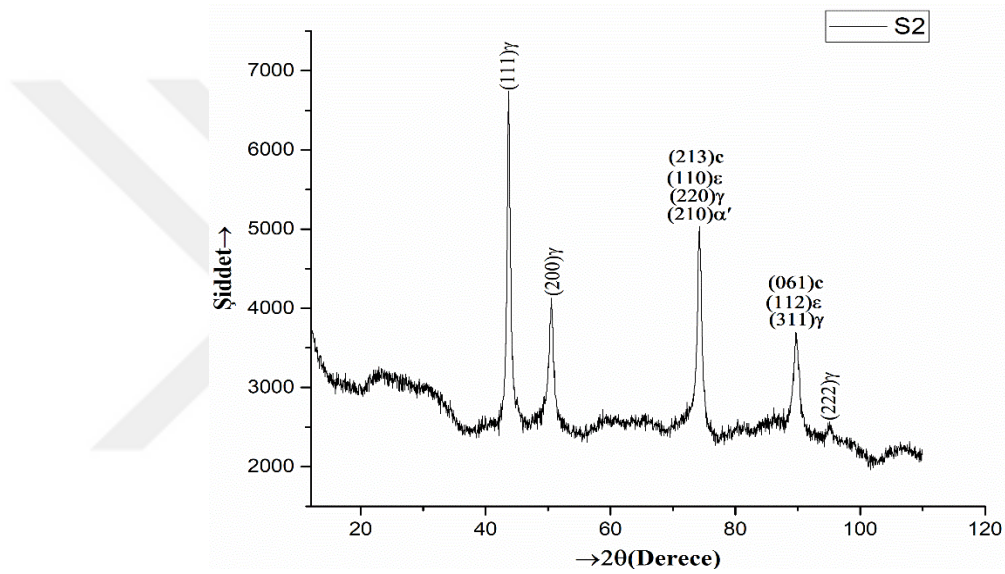
Şekil 6.59 1000 °C ısıtma işlemi yapılmış S1 numunesinin X-ışını difraktogramı

1100°C’de ısıtma işlemi yapıldıktan sonra S1 numunesinin X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 6.60’da verilmektedir. Şekil 6.60’deki X-ışını difraktogramının (111)γ pikinden, γ ana fazına ait örgü parametresi  $a_{\gamma}=27326 \text{ \AA}$  olarak; ε martenzit fazına ait olan ve (002)ε, (101)ε, (110)ε, (112)ε piklerinden ε fazın örgü parametreleri,  $a_{\epsilon}=2,5464 \text{ \AA}$  ve  $c_{\epsilon}=4,0714 \text{ \AA}$  olarak hesaplanmıştır. (412)c, (420)c, (213)c, (103)c ve (220)c sementit fazına ait  $a_c=4,988 \text{ \AA}$ ,  $b_c=7,074 \text{ \AA}$ ,  $c_c=4,542 \text{ \AA}$  olduğu bulundu. α’ martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_{\alpha'}=2,846 \text{ \AA}$ ,  $c_{\alpha'}=2,913 \text{ \AA}$  olarak bulundu (Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4)



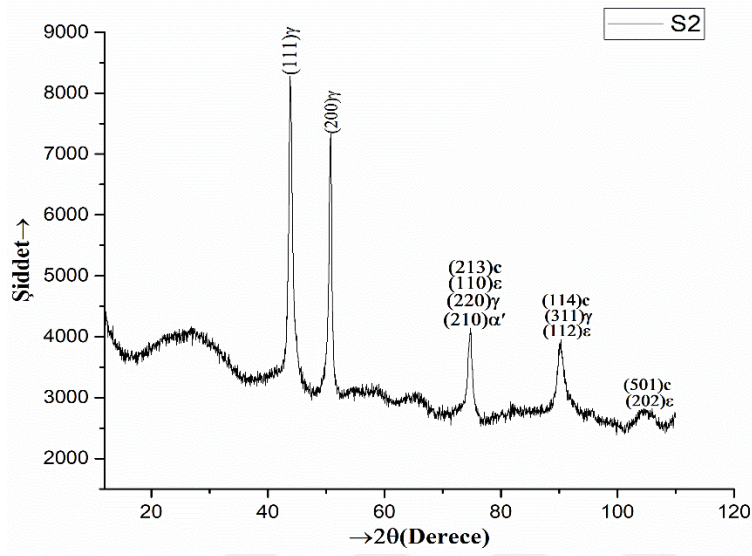
Şekil 6.60 1100 °C ısıtma işlemi yapılmış S1 numunesinin X-ışını difraktogramı

S2 ısıtılmış numunesinde  $\gamma$  östenitik faz,  $\epsilon$  martenzit hekzagonal sıkıpaket (hcp) fazı,  $\alpha'$  martenzit hacim merkezli tetragonal (bct) ve sementit fazı ile birlikte dört faz yapısının olduğu Şekil 6.61'de X-ışını difraktogramında görülmektedir. Bu fazlar Şekil 6.61'de X-ışını difraktogramında  $(111)\gamma$  pikinden,  $\gamma$  östenit fazına ait örgü parametresi  $a_\gamma = 3,591 \text{ \AA}$  olarak;  $(110)\epsilon$  ve  $(112)\epsilon$  piklerinden de  $\epsilon$  martenzitin örgü parametresi  $a_\epsilon = 2,55674 \text{ \AA}$  olarak hesaplanmıştır.  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_{\alpha'} = 2,858 \text{ \AA}$  olduğu bulunmuştur (Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4).



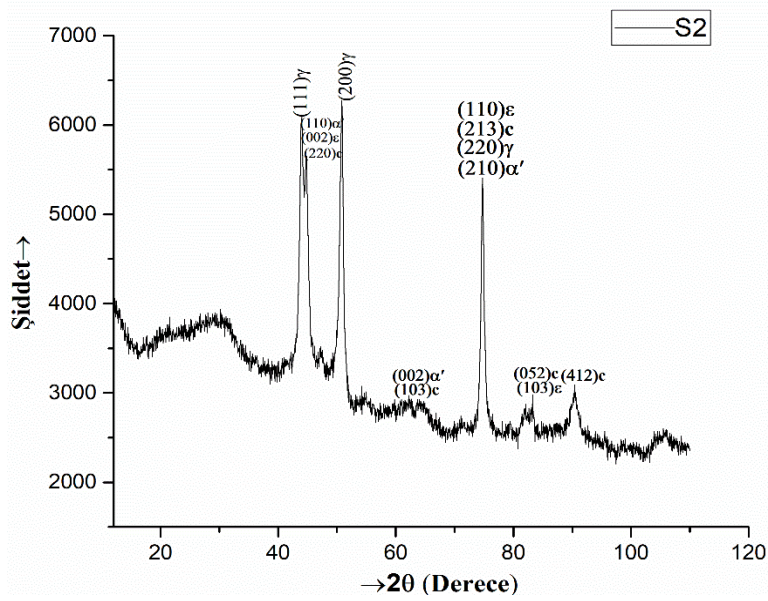
Şekil 6.61 Isıtılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı

900°C'de ısıtılmış numunesinden alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 6.62'de gösterilmiştir. Bu fazlar Şekil 6.62'deki X-ışını difraktogramının  $(111)\gamma$  pikinden,  $\gamma$  östenit fazına ait kafes parametresi  $a_\gamma = 3,5741 \text{ \AA}$  olarak;  $(110)\epsilon$ ,  $(112)\epsilon$ ,  $(202)\epsilon$  piklerinden de  $\epsilon$  martenzitin kafes parametreleri,  $a_\epsilon = 2,53774 \text{ \AA}$  olarak hesaplanmıştır.  $(501)c$ ,  $(114)c$ ,  $(213)c$  sementit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_c = 5,155$ ,  $c = 4,573 \text{ \AA}$  olduğu anlaşıldı.  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_{\alpha'} = 2,837 \text{ \AA}$  olduğu bulunmuştur (Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4)



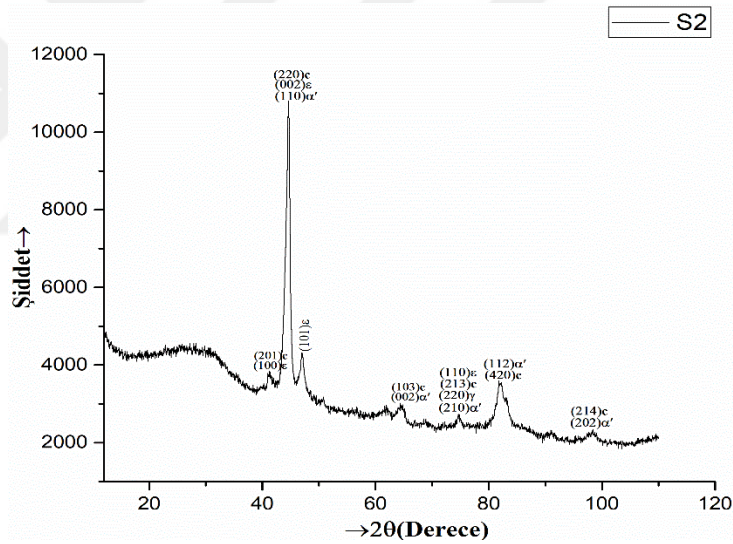
Şekil 6.62 900°C’de ısıtılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı

1000°C’de ısıtılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 6.63’de gösterilmiştir. Şekil 6.63’de X-ışını difraktogramının (111)γ pikinden  $\gamma$  fazın örgü parametresi  $a_\gamma=3,577\text{Å}$  olarak hesaplandı.  $\epsilon$  martenzite ait olan (002) $\epsilon$ , (110) $\epsilon$ , (103) $\epsilon$ , (112) $\epsilon$  piklerinden  $a_\epsilon = 2,53994\text{Å}$  ve  $c_\epsilon = 4,04732\text{Å}$  olarak belirlendi. (412) $c$ , (220) $c$ , (052) $c$ , (213) $c$ , (103) $c$  sementit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_c= 4,827\text{Å}$ ,  $b_c=7,425\text{Å}$ ,  $c_c=3,724\text{Å}$  olduğu ve  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_a= 2,839\text{Å}$ ,  $c_a= 2,885\text{Å}$  olarak bulundu (Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4)



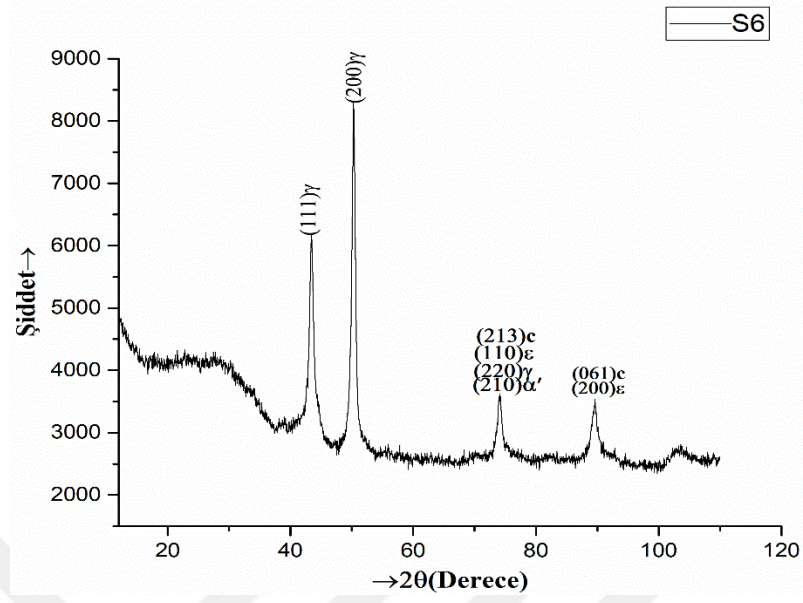
Şekil 6.63 1000°C’de ısıtılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı

1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 6.64’de verilmiştir. Şekil 6.64’ deki X-ışını difraktogramı  $\gamma$  ana fazına ait örgü parametresi  $a_\gamma=3,595 \text{ \AA}$  olarak,  $\varepsilon$  martenzit fazına ait olan ve (100) $\varepsilon$ , (002) $\varepsilon$ , (101) $\varepsilon$ , (110) $\varepsilon$  piklerinden  $\varepsilon$  fazın örgü parametreleri,  $a_\varepsilon = 2,54256 \text{ \AA}$  ve  $c_\varepsilon = 4,0574 \text{ \AA}$  olarak hesaplandı. (201)c, (214)c, (420)c, (213)c,(103)c ve (220)c sementit fazına ait  $a_c= 5,008\text{\AA}$ ,  $b_c=6,921\text{\AA}$ ,  $c_c=4,530 \text{ \AA}$  olduğu bulundu.  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_{\alpha'}= 2,842 \text{ \AA}$ ,  $c_{\alpha'}= 2,896 \text{ \AA}$  olarak bulundu(Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4). 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramında ana pikin martenzit faz yapısına ait olması faz yapısının çoğunluğunun martenzite dönüştüğü düşünülmektedir.



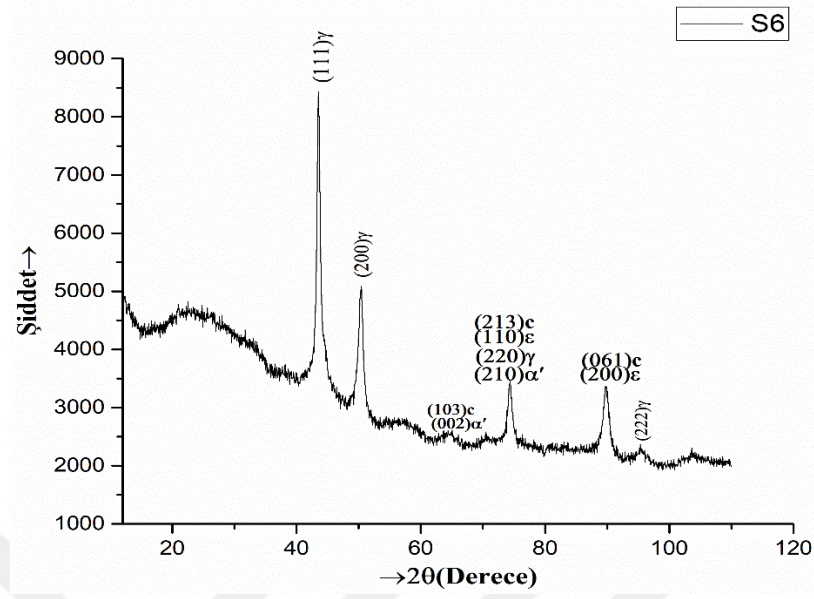
Şekil 6.64 1100 °C ısıl işlem yapılmış S2 numunesinin X-ışını difraktogramı

Isıl işlemsiz S6 numunesinin X-ışını difraktogramında  $\gamma$  östenitik faz,  $\varepsilon$  martenzit hegzagonal sıkıpaket (hcp) fazı,  $\alpha'$  martenzit hacim merkezli tetragonal (bct) ve sementit fazı ile birlikte dört faz yapısının olduğu Şekil 6.65’de görülmektedir. Bu fazlar Şekil 6.65’deki X-ışını difraktogramında (111) $\gamma$  pikinden,  $\gamma$  östenit fazına ait örgü parametresi  $a_\gamma=3,609715 \text{ \AA}$  olarak; (110) $\varepsilon$  ve (200) $\varepsilon$  piklerinden de  $\varepsilon$  martenzitin örgü parametresi  $a_\varepsilon = 2,55928\text{\AA}$  olarak bulundu.  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_{\alpha'}= 2,861 \text{ \AA}$  olduğu bulunmuştur(Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4).



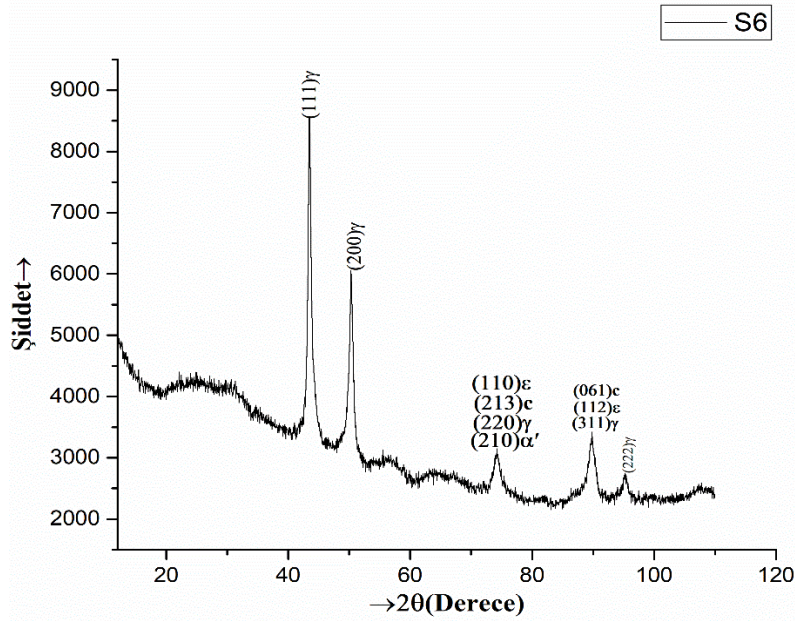
Şekil 6.65 Isıl işlemsiz S6 numunesinin X-ışını difraktogramı

900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin alınan X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 6.66’da verilmiştir. Şekil 6.66’daki X-ışını difraktogramında görünen (111) $\gamma$  pikinden,  $\gamma$  östenit fazına ait örgü parametresi  $a\gamma=3,602561 \text{ \AA}$  olarak; (110) $\epsilon$ , (200) $\epsilon$  piklerinden de  $\epsilon$  martenzitin örgü parametreleri,  $a\epsilon = 2,5522 \text{ \AA}$  olarak bulundu. (061) $c$ , (213) $c$ , (103) $c$  sementit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_c= 5,131\text{\AA}$ ,  $b_c=6,752\text{\AA}$ ,  $c_c=4,499\text{\AA}$  olduğu anlaşıldı.  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_{\alpha'}= 2,853\text{\AA}$   $c_{\alpha'}= 2,879\text{\AA}$  olduğu hesaplanmıştır (Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4).



Şekil 6.66 900°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin X-ışını difraktogramı

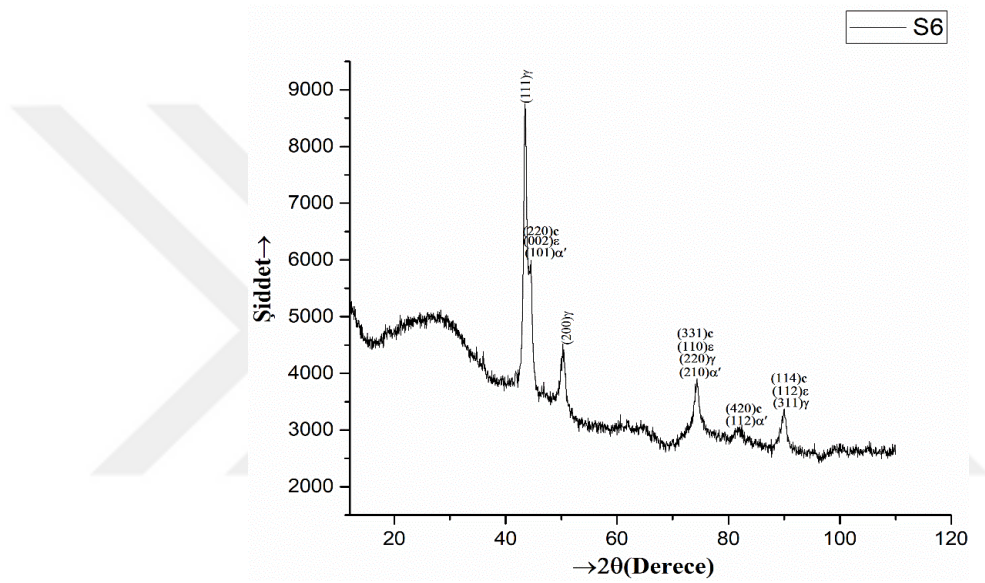
1000°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 6.67’de gösterilmiştir. Şekil 6.67’de X-ışını difraksiyon difraktogramının (111)γ pikinden  $\gamma$  fazın örgü parametresi  $a\gamma=3,606216 \text{ \AA}$  olarak,  $\epsilon$  martenzit ait olan (110)ε, (112)ε piklerinden  $a\epsilon = 2,55682\text{\AA}$  olarak bulundu.  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_{\alpha'}=2,258 \text{ \AA}$  olarak hesaplandı(Tablo 6.1, 6.2, 6.3 ve 6.4).



Şekil 6.67 1000°C’de ısıl işlem yapılmış S6 numunesinin X-ışını difraktogramı

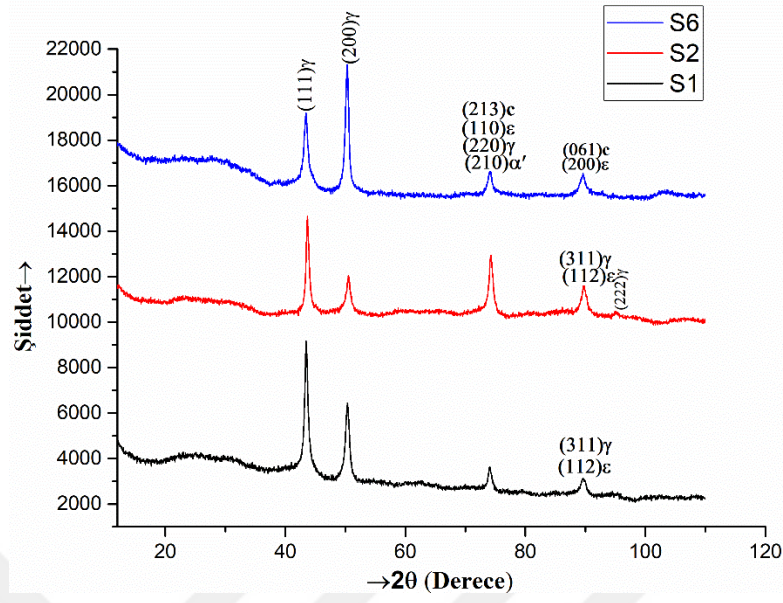


1100°C’de ısıtılmış S6 numunesinin X-ışını difraktogramı indislenmiş haliyle Şekil 6.68’de gösterilmiştir. Şekil 6.68’deki X-ışını difraktogramında (111) $\gamma$  pikinden  $\gamma$  ana fazına ait örgü parametresi  $a_\gamma=3,605125\text{Å}$  olarak,  $\epsilon$  martenzit fazına ait olan (002) $\epsilon$ , (112) $\epsilon$ , (110) $\epsilon$  piklerinden  $\epsilon$  fazın örgü parametreleri,  $a_\epsilon = 2,55032\text{Å}$  ve  $c_\epsilon = 4,06436\text{Å}$  olarak hesaplandı. (220) $c$ , (331) $c$ , (420) $c$ , (114) $c$  sementit fazına ait  $a_c= 5,003\text{Å}$ ,  $b_c=6,968\text{Å}$ ,  $c_c=4,518\text{Å}$  olduğu bulundu.  $\alpha'$  martenzit fazına ait kafes sabitlerinin  $a_{\alpha'}= 1,27516\text{Å}$ ,  $c_{\alpha'}= 2,897\text{Å}$  olarak bulundu



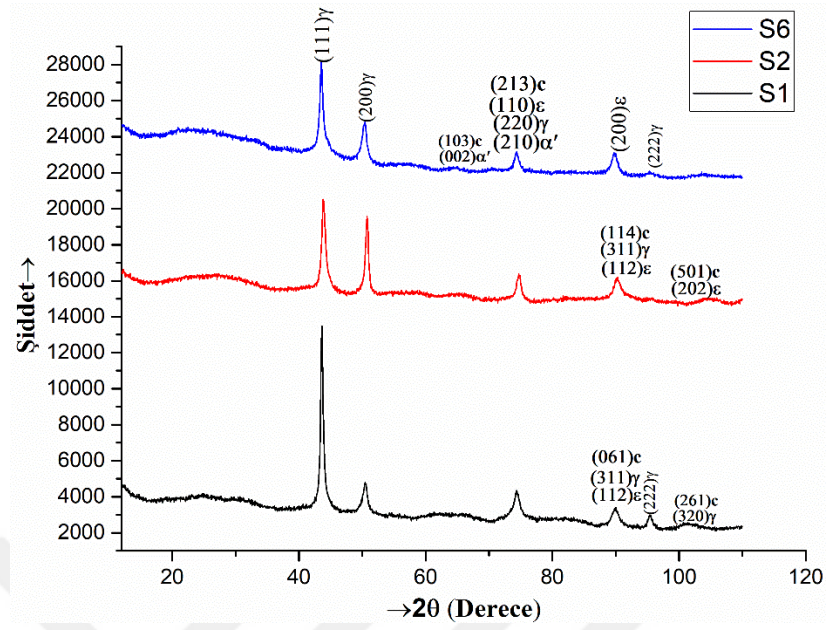
Şekil 6.68 1100°C’de ısıtılmış S6 numunesinin X-ışını difraktogramı

Şekil 6.69’de Farklı bor katkıları ısıtılmamış yüksek manganlı çeliklerin X-ışını kırınım difraktogramları üst üste bindirilmiş şekilde verilmiştir. X-ışını kırınım analizlerinde en baskın pikin östenitik faza ait olduğu görülmektedir. Bor miktarı arttıkça martenzitik fazın arttığı anlaşılmaktadır. Farklı bor katkıları yüksek manganlı çeliklerin üretimi açık hava ortamında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle bor nitrid oluşmasının kaçınılmaz olduğu düşünülmektedir.[89]

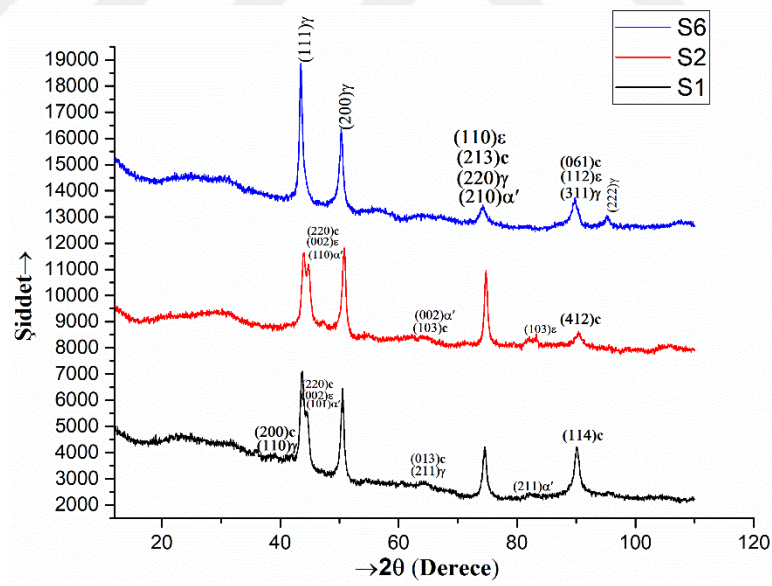


Şekil 6.69 Isıl İşlemsiz S1, S2, S6 numunelerinin üst üste bindirilmiş X-ışını difraktogramları

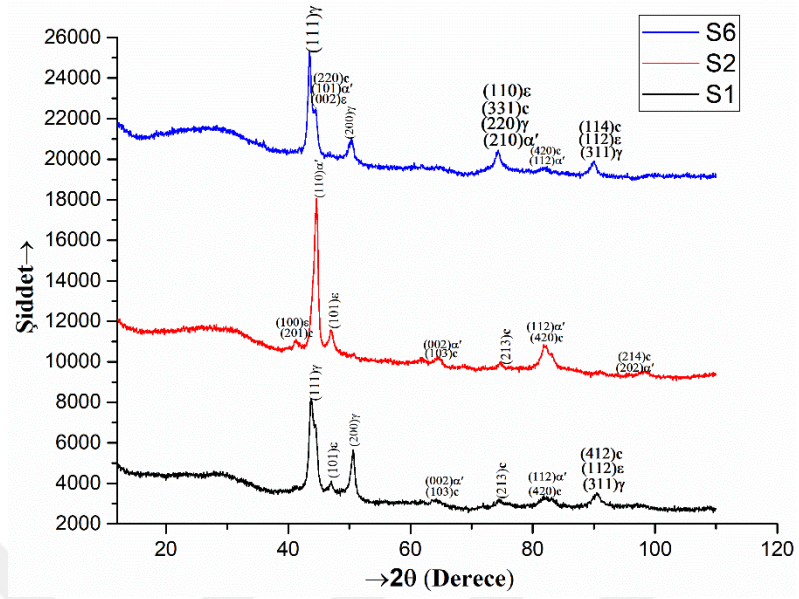
Şekil 6.70, 71, 72’de 11ppm, 53 ppm ve 374 ppm bor katkılı yüksek manganlı çeliklere uygulanan ısıl işlem sıcaklığının artmasıyla martenzitik faz dönüşümünün gerçekleştiği ama baskın faz yapısının hala östenitik faz yapısı olduğu düşünülmektedir. 1100°C’de ısıl işlem yapılmış 53 ppm bor katkılı yüksek manganlı çelikte Şekil 6.72’de ana faz yapısının martenzit olduğu bu nedenle yapının çoğunluğunun martenzitik faza dönüştüğü düşünülmektedir.



Şekil 6.70 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1, S2, S6 numunelerinin üst üste bindirilmiş X-ışını difraktogramleri



Şekil 6.71 900°C’de ısıl işlem yapılmış S1, S2, S6 numunelerinin üst üste bindirilmiş X-ışını difraktogramleri



Şekil 6.72 1100°C’de ısıl işlem yapılmış S1, S2, S6 numunelerinin üst üste bindirilmiş X-ışını difraktogramları

Tablo 6.1’ den de anlaşılacağı üzere östenit fazına ait en anlamlı değişim S1 numunesinde meydana gelmiştir. Sonuçlar incelendiğinde S1 numunesinin östenit fazı kafes sabitleri ısıl işlem sıcaklığı arttıkça anlamlı bir şekilde düşmüştür.

Tablo 6.1 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre östenit fazı kafes sabitleri ( $a_\gamma$ )

	0 (°C)	900(°C)	1000(°C)	1100(°C)
<b>S1</b>	3.608	3.594	3.591	3.590
<b>S2</b>	3.591	3.574	3.577	3.595
<b>S6</b>	3.609	3.602	3.606	3.605

Tablo 6.2 incelendiğinde  $\epsilon$  martenzit fazına ait anlamlı değişimler bor katkılama kıyaslamasında görülemedi. Ancak özellikle S1 ve S2 Numuneleri incelendiğinde ısıl işlem sıcaklıklarındaki değişimlerin  $a_\epsilon$  kafes sabitlerini istikrarlı bir şekilde farklılaştırdığı görülmektedir. Sonuçlar incelendiğinde S1 numunesinin  $\epsilon$  martenzit fazı kafes sabitleri ısıl işlem sıcaklığı arttıkça azalmış, S2 numunesinde ise 900 °C derecedeki ısıl işlemden sonra dikkat çekici bir düşüş ve daha sonra 1100°C e kadar azar azar artışların olduğu anlaşılmıştır.

Tablo 6.2 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre  $\epsilon$  martenzit fazı kafes sabitleri

	0(°C)			900(°C)			1000(°C)			1100(°C)		
	$a_{\epsilon}$	$c_{\epsilon}$	$c_{\epsilon}/a_{\epsilon}$	$a_{\epsilon}$	$c_{\epsilon}$	$c_{\epsilon}/a_{\epsilon}$	$a_{\epsilon}$	$c_{\epsilon}$	$c_{\epsilon}/a_{\epsilon}$	$a_{\epsilon}$	$c_{\epsilon}$	$c_{\epsilon}/a_{\epsilon}$
<b>S1</b>	2.560	-	-	2.550	-	-	2.545	461	1.595	2.546	471	1.599
<b>S2</b>	2.556	-	-	2.537	-	-	2.539	447	1.593	2.542	457	1.595
<b>S6</b>	2.559	-	-	2.552	-	-	2.556	-	-	2.550	464	1.593

Tablo 6.3 incelendiğinde östenit ve  $\epsilon$  martenzit fazında olduğu gibi  $\alpha'$  martenzit fazına ait anlamlı değişimler Bor katkılama kıyaslamasında görülememiştir. Ancak S2 Numuneleri incelendiğinde ısıl işlem sıcaklıklarındaki değişimlerin  $a_{\alpha'}$  kafes sabitlerini istikrarlı bir şekilde farklılaştırdığı görülmektedir. Sonuçlar incelendiğinde S2 numunesinde  $a_{\alpha'}$  kafes sabiti 900 °C derecedeki ısıl işlemden sonra dikkat çekici bir düşmüş ve daha sonra 1100 °C e kadar azar azar artışların olduğu görülmüştür.

Tablo 6.3 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre  $\alpha'$  martenzit fazı kafes sabitleri

	0 (°C)			900 (°C)			1000 (°C)			1100 (°C)		
	$a_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}/a_{\alpha'}$	$a_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}/a_{\alpha'}$	$a_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}/a_{\alpha'}$	$a_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}$	$c_{\alpha'}/a_{\alpha'}$
<b>S1</b>	-	-	-	-	-	-	2.846	2.898	118	2.846	2.913	123
<b>S2</b>	2.858	-	-	2.837	-	-	2.839	2.885	116	2.842	2.896	119
<b>S6</b>	2.861	-	-	2.853	2.879	109	2.258	-	-	2.851	2.897	116

Tablo 6.4'de işlem görmemiş numuneler incelendiğinde hiçbir kafes sabiti hesaplanamamıştır. Ancak S1 alaşımına ait ısıl işlem görmüş numuneler incelendiğinde b parametresinin ısıl işlem sıcaklıklarındaki değişimlerin sementit fazı kafes sabitlerini istikrarlı bir şekilde arttırdığı görülmektedir. Tüm alaşımların 1100 °C de ısıl işlem görmüş numunelerinin c parametreleri incelendiğinde bor miktarı arttıkça c parametrelerinin azaldığı görülmektedir. Bu durum bor miktarı düşük tutulduğunda arayer katı çözelti oluşumunun daha fazla desteklendiği anlamına gelebilir.

Tablo 6. 4 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre sementit fazı kafes sabitleri

	0 (°C)			900 (°C)			1000 (°C)			1100 (°C)		
	a	b	c	a	b	c	a	b	c	a	b	c
<b>S1</b>	-	-	-	4.977	6.931	4.561	4.989	6.992	4.439	4.988	774	4.542
<b>S2</b>	-	-	-	-	-	-	4.827	7.425	3.724	508	6.921	4.530
<b>S6</b>	-	-	-	5.131	6.752	4.499	-	-	-	503	6.968	4.518

Tablo 6.5 de ısıtım işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre numuneler içerisinde tespit edilen fazlar verilmiştir. Tablodan da anlaşılacağı gibi bor miktarının düşük olması ve ya ısıtım işlem sıcaklığının yüksek olması sementit oluşumunu destekler niteliktedir.

Tablo 6.5 Isıtım işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre numuneler içerisinde tespit edilen fazlar

	0 (°C)	900 (°C)	1000 (°C)	1100 (°C)
<b>S1</b>	$\gamma, \alpha', \epsilon$ , sementit	$\gamma, \alpha', \epsilon$ , sementit	$\gamma, \alpha', \epsilon$ , sementit	$\gamma, \alpha', \epsilon$ , sementit
<b>S2</b>	$\gamma, \alpha', \epsilon$	$\gamma, \alpha', \epsilon$	$\gamma, \alpha', \epsilon$ , sementit	$\gamma, \alpha', \epsilon$ , sementit
<b>S6</b>	$\gamma, \alpha', \epsilon$	$\gamma, \alpha', \epsilon$ , sementit	$\gamma, \alpha', \epsilon$	$\gamma, \alpha', \epsilon$ , sementit

Tablo 6.6 da işlem görmemiş numuneler ve 1000 °C de ısıtım işlem görmüş numuneler incelendiğinde Bor miktarındaki artış ile (111)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutu giderek küçülmüştür. Aynı değişim ısıtım işlem görmemiş numunenin (220)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunda da vardır, ancak 1000 °C de ısıtım işlem görmüş numunenin (220)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunda değişim Bor miktarı arttıkça, azalma göstermektedir. S6 numunesinde ısıtım işlem (111)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunu arttırmış fakat ısıtım işlem sıcaklığının artışı tanecik boyutunu değiştirmemiştir. S1 numunesi için (220)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunda ısıtım işlemden sonra anlamlı bir düşüş görülsede, ısıtım işlem sıcaklığı arttıkça tanecik boyutu tekrar büyümeye başlamıştır. S2 numunesinde ise (220)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunda ısıtım işlemden sonra S1 numunesinin aksine birden büyüme fakat ısıtım işlem sıcaklığı arttıkça tanecik boyutunun tekrar küçülmesi tespit edilmiştir. Isıtım işlemsiz S6 numunesinde çok küçük olan (220)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutu ısıtım işlemden sonra giderek büyümüştür.

Tablo 6.6 Isıtım işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre östenit fazı tanecik boyutları

	0 (°C)			900 (°C)			1000 (°C)			1100 (°C)		
	(111)	(200)	(220)	(111)	(200)	(220)	(111)	(200)	(220)	(111)	(200)	(220)
<b>S1</b>	20.496	2138	31.804	27.346	16.842	15.936	18,231	24,063	19,144	20,512	28,091	27,432
<b>S2</b>	23.439	16.856	19.409	16.422	2486	74.179	23.454	2184	23.533	-	-	16.469
<b>S6</b>	18.21	2136	0.614	27.336	18.707	31.860	27.331	2440	15.913	27.333	1223	27.440

Tablo 6.7 'de S2 numunesine ait (311)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutu giderek küçülmüştür. S6 alaşımının ısıtım işlem görmemiş numunesinin (222)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutu vardır,

ancak 1000°C de ısıt işlem görmüş numunenin (220)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunda değişim Bor miktarı arttıkça, azalma göstermektedir. S6 numunesinde ısıt işlem (111)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunu arttırmış fakat ısıt işlem sıcaklığının artışı tanecik boyutunu değiştirmemiştir. S1 numunesi için (220)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunda ısıt işlemden sonra anlamlı bir düşüş görülsede, ısıt işlem sıcaklığı arttıkça tanecik boyutu tekrar büyümeye başlamıştır. S2 numunesinde ise (220)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutunda ısıt işlemden sonra S1 numunesinin aksine birden büyüme fakat ısıt işlem sıcaklığı arttıkça tanecik boyutunun tekrar küçülmesi tespit edilmiştir. Isıt işlemsiz S6 numunesinde (222)<sub>austenit</sub> düzlemi tanecik boyutu 900 °C de yapılan ısıt işlemden sonra bir değişime uğramamasına rağmen 1000°C de yapılan ısıt işlemde iki katına çıkmıştır.

Tablo 6.7 Isıt işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre östenit fazı tanecik boyutları

	0 (°C)			900 (°C)			1000 (°C)			1100 (°C)		
	(311)	(222)	(110)	(311)	(222)	(110)	(311)	(222)	(110)	(311)	(222)	(110)
<b>S1</b>	35.757	-	-	9.786	18.866	-	19,645	-	13.347	8.876	-	-
<b>S2</b>	26.901	15.418	19.409	13.477	-	74.179	1173	-	-	-	-	-
<b>S6</b>	-	7.743	-	27.336	7.743	-	17.907	15.441	-	9.822	-	-

Tablo 6.8' de ısıt işlem görmemiş numuneler Bor miktarına göre kıyaslandığında (311)<sub>martensit</sub> düzlemi tanecik boyutu giderek küçülmüş ve neredeyse bitme noktasına gelmiştir. Aynı durum Tablo 6. 9 da (110)<sub>martensit</sub> düzlemi tanecik boyutu değişimi içinde söylenebilir. (112)<sub>martensit</sub> düzlemi tanecik boyutu ise ısıt işlem görmemiş numune ve 900 °C de ısıt işlem görmüş numune karşılaştırıldığında yarı yarıya düşmüştür.

Tablo 6.8 Isıt işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre östenit fazı tanecik boyutları

	0 (°C)			900 (°C)			1000 (°C)			1100 (°C)		
	(211)	(0)	(0)	(211)	(0)	(0)	(211)	(0)	(0)	(211)	(0)	(0)
<b>S1</b>	-	-	-	-	-	-	19.645	-	-	-	-	-
<b>S2</b>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
<b>S6</b>	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Tablo 6. 9 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre  $\epsilon$  martenzit fazı tanecik boyutları

	0 (°C)			900 (°C)			1000 (°C)			1100 (°C)		
	(002)	(110)	(101)	(002)	(110)	(101)	(002)	(110)	(101)	(002)	(110)	(101)
S1	-	31.804	-	-	15.936	-	20.582	19.144	-	-	7.840	23.764
S2	-	19.409	-	-	74.179	-	23.533	7.871	-	16.469	15.965	7.513
S6	-	0.614	-	-	31.860	-	-	15.913	-	27.440	13.660	-

Tablo 6.10 'da  $(200)_{\text{martensit}}$  düzlemi tanecik boyutu değişimi ısıl işlem görmemiş numune ve 900 °C de ısıl işlem görmüş numune karşılaştırıldığında pek fazla değişmediği anlaşılmıştır.

Tablo 6.10 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre  $\epsilon$  martenzit fazı tanecik boyutları

	0 (°C)			900 (°C)			1000 (°C)			1100 (°C)		
	(110)	(112)	(202)	(110)	(112)	(202)	(110)	(112)	(202)	(110)	(112)	(202)
S1	31.804	-	-	15.936	9.786	-	19.144	-	-	7.840	8.876	-
S2	19.409	26.901	-	74.179	13.477	6.335	7.871	1173	-	15.965	-	-
S6	0.614	-	-	31.860	-	-	15.913	17.907	-	13.660	9.822	-

Tablo 6.11 de  $(210)_{\text{martensit}}$  düzlemi tanecik boyutu değişimi bor miktarı arttıkça yok olmaya doğru gitmektedir.

Tablo 6.11 Isıl işlem sıcaklığı ve Bor katkı miktarına göre  $\epsilon$  martenzit fazı tanecik boyutları

	0 (°C)			900 (°C)			1000 (°C)			1100 (°C)		
	(103)	(200)	( )	(103)	(200)	( )	(103)	(200)	( )	(103)	(200)	( )
S1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
S2	-	-	-	-	-	-	16.977	2184	-	-	-	-
S6	-	17.610	-	-	15.368	-	-	-	-	-	-	-

#### 6.4 Sertlik Deneyi Sonuçları Tartışma

Isıl işlemsiz ve farklı sıcaklıklarda ısıl işlem yapılmış numunelerin beş farklı noktasından alınan vickers sertlik ve rockwell sertlik değerleri ölçülmüştür. Elde edilen veriler Tablo 6.12, 13, 14, 15,16,17,18 ve 19'da verilmiştir.



Tablo 6.12 Uygulanan ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak değişen S1 numunesine ait Rockwell-C sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığı	1.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	2.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	3.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	4.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	5.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)
0 °C	15.9	15.2	14.3	11.8	10.5
900 °C	17.5	16	26.9	13.9	10.9
1000 °C	20.2	22.9	21.6	25.8	27.2
1100°C	12.4	11.4	10.7	11.5	8.2

Tablo 6.13 Uygulanan ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak değişen S2 numunesine ait Rockwell-C sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığı	1.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	2.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	3.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	4.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	5.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)
0 °C	8.8	11.1	12.8	14.1	15
900 °C	21.9	22.2	23.5	25	28.4
1000 °C	13.8	15	16	17.8	19.4
1100°C	12.5	13	14	17.9	18.1

Tablo 6.14 Uygulanan ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak değişen S6 numunesine ait Rockwell-C sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığı	1.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	2.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	3.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	4.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	5.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)
0 °C	13	13.2	14.3	15.2	14.7
900 °C	19.1	20.4	18.4	19.5	18.5
1000 °C	14.3	15.4	16.2	15.7	17.1
1100°C	9.2	9.4	10.8	11.2	11.6

Tablo 6.15 Uygulanan ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak değişen S6 numunesine ait Rockwell-C sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığı	S1 Ortalama Hv	S2 Ortalama Hv	S6 Ortalama Hv
0 °C	13.54	12.36	148
900 °C	174	24.2	19.18
1000 °C	23.54	16.4	15.74
1100°C	10.8	14.92	10.44

Tablo 6.16 Uygulanan ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak değişen S1 numunesinin Vickers sertlik değerler

Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığı	1.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	2.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	3.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	4.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	5.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)
0 °C	200	199	197	184	180
900 °C	210	201	262	197	183
1000 °C	227	247	235	258	262
1100°C	184	183	180	183	175

Tablo 6.17 Uygulanan ısıtım işlem sıcaklığına bağı olarak değişen S2 numunesine ait Vickers sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığı	1.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	2.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	3.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	4.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	5.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)
0 °C	178	183	186	197	199
900 °C	235	241	247	255	271
1000 °C	197	199	201	218	222
1100°C	184	186	197	210	218

Tablo 6.18 Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığına bağı olarak değişen S6 numunesine ait Vickers sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığı	1.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	2.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	3.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	4.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)	5.Ölçüm Sertlik değerleri (Hv)
0 °C	186	197	187	199	198
900 °C	218	227	222	223	218
1000 °C	197	199	200	201	210
1100°C	178	180	183	184	183

Tablo 6.19 Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığına bağlı olarak değişen S1, S2, S6 numunelerine ait ortalama Vickers sertlik değerleri

Uygulanan Isıl İşlem sıcaklığı	S1 Ortalama Hv	S2 Ortalama Hv	S6 Ortalama Hv
0 °C	192	188.6	193.4
900 °C	210.6	249.8	221.6
1000 °C	245.6	207.4	201.4
1100°C	181	199	788

900°C deki ısıl işlem yapılmış S1, S2, S6 numunelerinin sertlik analizi sonucunda elde edilen verilere göre sertliklerinde artış olduğu görülmektedir. Uygulanan ısıl işlem sıcaklığının 1000 °C ve 1100 °C artmasıyla S1, S2, S6 numunelerinin sertlik değerlerinde azalma olduğu belirlenmiştir. Bunun nedeninin farklı bor katkılı yüksek manganlı çeliklere farklı sıcaklıklarda ısıl işlem yapılmasına rağmen tüm çeliklerin baskın faz yapısının östenit faz yapısı olduğu düşünülmektedir.

## 7. BÖLÜM

### SONUÇ VE ÖNERİLER

Daha önceden üretilmiş farklı oranlarda bor katkılı yüksek manganlı çeliklere farklı sıcaklıklarda ısıtım işlemi uygulanarak mekanik özelliklere ve mikroyapı üzerine etkileri bu tez çalışmasında incelenmiştir.

- 1) Isıtım işlemi yapılmış farklı bor katkılı yüksek manganlı çeliklerin yapılarında sementit yapılarının dendritik yapıda olduğu anlaşılmaktadır. Yüksek manganlı çeliklerin dökümü durumunda östenitik ana faz yapısı ile tane sınırlarında  $(Fe, Mn)_3C$  ötektik tip sementit çökeltileri olduğu daha önceki çalışmalarda bulunmuştur. Ayrıca literatürde yüksek manganlı çeliklerin döküm sonrasında oksitler, sülfürler ve nitritler gibi inklüzyonlar içerebileceği belirtilmiştir.
- 2) Isıtım işlemi yapılmış S1, S2 ve S6 numunelerinin optik mikroskop ve SEM analizinden elde edilen mikroyapı görüntülerinde östenitik faz matris ve tane sınırlarında karbür çökeltileri görülmektedir.
- 3) Isıtım işlemi yapılmış yapılar sementit yapılarının dendritik yapıda olduğu anlaşılmaktadır. Yüksek manganlı çeliğin içerisindeki bor katkısının artmasıyla dendritik karbür çökeltilerinin küresel forma dönüştüğü gözlenmektedir.
- 4) Isıtım işlemi yapılmış S1, S2, S6 numunelerinin X-ışını difraktogramlarında  $\gamma$  östenitik faz,  $\epsilon$  martenzit,  $\alpha'$  martenzit ve sementit fazı ile birlikte dört faz yapısının olduğu görülmüştür.
- 5) 900-1000-1100°C'de ısıtım işlemi görmüş S1, S2, S6 numunelerine bakıldığında karbür formlarının morfolojisinin dendrit yapılarının küresel forma doğru dönüştüğü gözlenmiştir.
- 6) 1100°C'de uygulanan ısıtım işlemi sonrasında optik mikroskopla yapılan mikroyapı incelemelerinde numunelerin mikroyapısında martenzitik faz yapısı gözükse de EDS analizi ve XRD incelemesi sonucunda farklı bor katkılı yüksek manganlı çeliklerin ana faz yapısının büyük oranda östenitik faz yapısı olduğu düşünülmektedir.
- 7) EDS analiz sonuçlarına bakıldığında TiN ve AlN çökeltilerinin olduğu görülmüştür. Ayrıca EDS analiz sonuçlarına göre tane sınırlarında  $(Fe, Mn)_3C$  tipi sementit çökeltileri bulunduğu belirlenmiştir.

8) S1 ve S2 numunelerine uygulanan 900°C deki ısıl işlem sonucunda sertlik artışının olduğu görülmektedir. Uygulanan ısıl işlem sıcaklığının 1000 ve 1100 °C artmasıyla S1 ve S2 numunelerinin sertlik değerlerinde azalma olduğu görülmüştür. Bor duruma bağlı olarak sertleşebilirliği hem olumlu hem olumsuz yönde etkileyebilir. Bir yandan bor çözeltili halindeyken ince tane sınırlarında çökeldiğinde sertleşebilirliği artırırken diğer yandan tane sınırlarında borlu içeren çökelti şeklinde sertleşebilirliği azaltabilir.

Bor katkılı yüksek manganlı çeliklerde tane sınırlarındaki çökeltilerin tam olarak anlaşılabilmesi için (yani BN,  $M_{23}(B,C)_6$  tip çökeltilerin vb.) WDS analizi yapılabilir. Yüksek manganlı çeliklerin kullanım alanları genellikle aşınma dayanımı gerektiren sektörler olduğu için farklı bor katkılı çeliklerini ileri ki çalışmalarda aşınma analizlerini gerçekleştirilmesi önerilir.

## KAYNAKLAR

1. Durand-Charre, M., *Microstructure of steels and cast irons*. 2004: Springer Science & Business Media.
2. Derin, C.B., *Kurşun Oksit İçeren Curufların Kükürt Kapasitelerinin İncelenmesi*. 2004, Fen Bilimleri Enstitüsü.
3. Turhan, H., *Ostenitik manganlı çeliğin aşınma davranışının araştırılması*. Fırat Üniversitesi. Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, 2007.
4. Karabulut, H., *Mikroalaşımli çeliklerde yaşlanma sertleştirmesinin mekanik özelliklere etkisi*. Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 2004.
5. Subramanyam, D., A. Swansiger, and H. Avery, *Austenitic manganese steels*. ASM International, Metals Handbook. Tenth Edition., 1990. 1: p. 822-840.
6. Sezgin, C.T., *Nİtrasyon ve borlama yapılan yüksek manganli çeliğin korozif ve aşınma özelliklerinin incelenmesi*. 2022.
7. Güven, G., *İkizlenme yoluyla plastisite kazanan (twinning induced plasticity (TWIP) steel) yüksek mukavemetli yassı çeliklerin üretimi ve geliştirilmesi*. 2012, Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü.
8. Ghasemi Owsalou, R., *Aşınmaya maruz parçaların aşınma dayanımlarının araştırılması*. 2012, DEÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.
9. Liu, Z., et al., *Role of hot rolling procedure and solution treatment process on microstructure, strength and cryogenic toughness of high manganese austenitic steel*. Materials Science and Engineering: A, 2021. 807: p. 140881.
10. Tian, Y. and Z. Li, *Effects of warm deformation on mechanical properties of TRIP aided Fe-C-Mn-Si multiphase steel*. Journal of Iron and Steel Research International, 2012. 19(6): p. 47-52.
11. Süt M., *Çeneli kırıcılar, konik kırıcılar ve bilyalı değirmenlerde kullanılan yüzey plakalarındaki aşınma parametrelerinin belirlenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, 1996: p. 116.
12. Yildirim, B., *Ostenitik manganlı çeliğin aşınma direnci üzerine karbür yapıcı alaşım elementlerinin etkisi*. 1999.

13. Turhan, H., *Investigation of a TIG-welded layer alloyed with ferromanganese powder on the surface of a copper alloy*. Materials Testing, 2007. 49(10): p. 515-523.
14. Kayadelen, A., *Yüksek manganlı ostenitik çeliklerin aşınma davranışlarına vanadyum ve molibden element ilavesinin etkisinin incelenmesi*. 2018, ESOĞÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü.
15. Hu, B. and H. Luo, *A novel two-step intercritical annealing process to improve mechanical properties of medium Mn steel*. Acta Materialia, 2019. 176: p. 250-263.
16. Mohsunlu, S., *Çelik Üreten Bir Endüstri Tesisinde Enerji Maliyetinin Düşürülmesi Çalışması*. 2021.
17. Kısasöz, A., *Sıcak iş takım çeliklerinin elastikliğine ısıtma işlemlerinin etkisi*. 2010.
18. Karagöz, S., *Malzeme Bilgisi*. Ders Notu. Adnan Menderes Üniversitesi Aydın Meslek Yüksekokulu, 2008.
19. Yapar, U., *Düşük ve orta karbonlu çeliklerin termokimyasal borlama ile yüzey özelliklerinin geliştirilmesi*. 2003, Fen Bilimleri Enstitüsü.
20. Gülgen, İ.S., *İş Makineleri Tırnakları Üretiminde Kullanılan Az Alaşımli Çeliklerin Isıl İşlemi*. 2008, Sakarya Üniversitesi (Turkey).
21. Şahin, E.A., *Yumuşak Çeliğin ASidik Ortamdaki Korozyon Davranışına 5-(4-Dimetilaminobenziliden)-rodanin Molekülünün etkisi*. Mühendislik Bilimleri ve Tasarım Dergisi, 2019. 7(4): p. 803-810.
22. Jarczok, C., *Hardenability in high carbon steels*. Metallurgical Transactions, 1973. 4: p. 2267-2277.
23. Savaşkan, T., *Malzeme bilimi ve malzeme muayenesi*. Celpler Matbaacılık, 2017. 347: p. 350.
24. Van Vlack, L.H., L.H. Van Vlack, and R.A. Safoğlu, *Malzeme bilimine giriş*. 1990: Birsen yayınevi.
25. Boller, C. and T. Seeger, *Materials data for cyclic loading: Low-alloy steels*. Vol. 42. 2013: Elsevier.
26. Tao, P., et al., *Effects of cooling method after intercritical heat treatment on microstructural characteristics and mechanical properties of as-cast high-strength low-alloy steel*. Materials & Design (1980-2015), 2014. 54: p. 914-923.
27. Ertürkmen, M., *Borlu çelikler*. 1987, Marmara Üniversitesi (Turkey).

28. İyigün, O., *Isıl işlemlerde C70 kalite çeliğinin performans özelliklerinin geliştirilmesi ve çeliğin takım çeliği olarak kullanılabilirliğinin araştırılması*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
29. Szumera, J.A., *The tool steel guide*. 2003: Industrial Press Inc.
30. Bayer, A.M., B. Becherer, and T. Vasco, *High-speed tool steels*. ASM Handbook., 1989. 16: p. 51-59.
31. Mesquita, R.A., *Tool steels: properties and performance*. 2016: CRC press.
32. Roberts, G.A., R. Kennedy, and G. Krauss, *Tool steels*. 1998: ASM international.
33. Gardner, L., *Stability and design of stainless steel structures–Review and outlook*. Thin-Walled Structures, 2019. 141: p. 208-216.
34. Lula, R.A., *Stainless steel*. 1985.
35. Murakami, Y., *Metal fatigue: effects of small defects and nonmetallic inclusions*. 2019: Academic Press.
36. Çelik, E., *Martenzitik paslanmaz çelik ve ferritik paslanmaz çeliğin kendileriyle ve birbirleriyle sürtünme karıştırma yöntemi ile kaynak edilebilirliğinin araştırılması/Investigation of weldability of martensitic and ferritic stainless steels with themselves and each other by friction stir welding*. 2006.
37. Pramanik, A., G. Littlefair, and A. Basak, *Weldability of duplex stainless steel*. Materials and manufacturing processes, 2015. 30(9): p. 1053-1068.
38. Sourmail, T., *Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels*. Materials science and technology, 2001. 17(1): p. 1-14.
39. Özçelik, A.K., *Çelik cüruflarının borlu bileşiklerle kararlı hale getirilmesi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
40. Ata Esener, P., *Farklı oranlarda bor ilave edilmiş AISI 4140 (42CrMo4) ıslah çeliğinin ısıl işlemi ve karakterizasyonu*. 2017, Fen Bilimleri Enstitüsü.
41. Nair, F., M. Karamış, and A. Taşdemirci, *Endüstriyel Uygulamalarda Borlanmış Çeliklerin Aşınma Davranışının İncelenmesi*. 8. Denizli Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı, 2000: p. 334-343.
42. Rudnev, V., D. Loveless, and R.L. Cook, *Handbook of induction heating*. 2017: CRC press.
43. Arman, M.A. and C. Çarboğa, *Farklı oranlarda mikro alaşım bor içerikli aısı 4140 çeliğinin aşınma davranışının araştırılması*. 2017, Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi.



44. Windmann, M., A. Röttger, and W. Theisen, *Phase formation at the interface between a boron alloyed steel substrate and an Al-rich coating*. Surface and Coatings Technology, 2013. 226: p. 130-139.
45. Taşçı, A., *Borlanmış çeliklerin aşınma ve korozyon dayanımları*. Y. Lisans Tezi, İstanbul Ü. Fen Bil. Enstitüsü, İstanbul, 1993.
46. Gasik, M., *Handbook of ferroalloys: theory and technology*. 2013: Butterworth-Heinemann.
47. Shimozawa, N., et al., *Identification of a new complementation group of the peroxisome biogenesis disorders and PEX14 as the mutated gene*. Human mutation, 2004. 23(6): p. 552-558.
48. Sumitomo, H. and T. Tanoue, *Press formability of high purity ferritic stainless steel sheets; Kojun ferrite kei stainless koban no press kako tokusei*. Shinnittetsu Giho, 1996.
49. Koval'chuk, G. and V. Yarmosh, *Effect of Micro-Additions of Boron on the Structural Transformations and Properties of Low Manganese Steels*. Metalloved. Term. Obrab. Met., 1988(7): p. 9-12.
50. Krivko, E., P. Chub, and R. Gonovalov, *Microalloying rimmed steel with boron with reduction from its oxides*. Steel Pouring and Inclusions, Coll. MChM SSSR, 1984: p. 24-25.
51. Duman, I., *Bor madenleri ve stratejik bor ürünleri*. Bilim ve Ütopya, 2003. 114: p. 18-21.
52. Özmen, L., N. Utkanlar, and B. Özmel, *Borlu Çelök*.
53. Ferracane, J. and J. Condon, *Post-cure heat treatments for composites: properties and fractography*. Dental Materials, 1992. 8(5): p. 290-295.
54. Soydan, Y., *Katı ortamda bor yayınımlı ile sertleştirilen çelik yüzeylerinin kuru kayma halinde sürtünme ve aşınma davranışları*. 1996.
55. Von Matuschka, A.G., N. Trausner, and J. Ziese, *Borieren im Wirbelbett*. HTM Journal of Heat Treatment and Materials, 1988. 43(1): p. 21-26.
56. Bozkurt, N., *Bor yayınımlı çeliklerde yüzey sertleşmesi*. 1984, İTÜ.
57. Kulka, M., M. Kulka, and Castro, *Current trends in boriding*. 2019: Springer.
58. Çulha, O., *Optimization of superconducting and mechanical properties of coated superconductor films*. 2011, DEÜ Fen Bilimleri Enstitüsü.

59. Develi, F., *Plazma nitrürleme ve borlama ile çift yüzey işlem uygulanmış AISI 8620 çeliğinin aşınma davranışının incelenmesi*. 2010, Fen Bilimleri Enstitüsü.
60. Milinović, A., D. Krumes, and R. Marković, *An investigation of boride layers growth kinetics on carbon steels*. Tehnicki vjesnik/Technical Gazette, 2012. 19(1).
61. Delikanlı, K. and H. Uzun, *Ç1040 Çeliğinin Borlanmasında Oluşan Borür Tabakasının Özelliklerinin İncelenmesi Examination of Properties of the Boride Layer Formed in Boronizing of SAE 1040 Steel*.
62. Bilgiç, M. and M. Dayık, *Borun Özellikleri ve Tekstil Endüstrisinde Kullanımıyla Sağladığı Avantajlar*. Electronic Journal of Vehicle Technologies/Tasit Teknolojileri Elektronik Dergisi, 2013. 7(2).
63. Solak, R., *304 paslanmaz çeliklere ilave edilen borun mekanik özellikler üzerine etkisi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.
64. Hepp, W. and K. Doffin, *9. Magnetische Messungen*. Ausgewählte Untersuchungsmethoden, 1972: p. 199.
65. Mahlami, C. and X. Pan, *An Overview on high manganese steel casting*. 2014.
66. Bhero, S., B. Nyembe, and K. Lentsoana. *Common failures of Hadfield steel in application*. in *International Conference on Mining, Mineral Processing and Metallurgical Engineering (ICMMME) April*. 2014. Citeseer.
67. Jawahir, I., *An experimental and theoretical study of the effects of tool restricted contact on chip breaking*. 1986, University of New South Wales Sydney,, Australia.
68. Topbaş, M.A., *Çelik ısıtma işlem el kitabı*. 1998: Birsen Yayınevi.
69. Topbaş, M.A., *Çelik ve ısıtma işlem el kitabı*. 1998: Prestij Yayıncılık.
70. Aytaç, A., et al., *AISI 1008 1040 ve 4140 Çeliklerinde Isıl İşlem, Karbon Oranı ve Alaşım Elementlerinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi*. Savunma Bilimleri Dergisi, 2018. 17(2): p. 139-165.
71. Karabulut, H. and S. Gündüz, *Effect of vanadium content on dynamic strain ageing in microalloyed medium carbon steel*. Materials & design, 2004. 25(6): p. 521-527.
72. Berme, B., *Deformasyon Hızının Yüksek Manganlı Östenitik Çeliklerin Mekanik Özellikleri Üzerine Etkisi*. Fen Bilimleri Enstitüsü.

73. Hosseini, S. and M.B. Limooei, *Optimization of heat treatment to obtain desired mechanical properties of high carbon Hadfield steels*. World applied sciences journal, 2011. 15(10): p. 1421-1424.
74. Kuyucak, S., V. Gertsma, and R. Zavadil. *On the Heat Treatment of Hadfield's Austenitic Manganese Steels Part VIII: Studies on Microcharacterization*. in *Transactions of the American Foundry Society and the One Hundred Eighth Annual Metalcasting Congress*. 2004.
75. Ham, Y.S., et al., *Critical cooling rate on carbide precipitation during quenching of austenitic manganese steel*. China Foundry, 2010. 7(2): p. 178-182.
76. Nurjaman, F., et al. *The effect of solid solution treatment on the hardness and microstructure of 0.6% wt C-10.8% wt Mn-1.44% wt Cr austenitic manganese steel*. in *Journal of Physics: Conference Series*. 2017. IOP Publishing.
77. Avery, H., *Austenitic Manganese Steel: Metals Handbook*. 1961, Materials Park, OH. ASM Int.
78. Gürol, U., *Döküm proses parametrelerinin yüksek manganlı östenitik çeliklerin özelliklerine etkisinin incelenmesi*. 2020.
79. Çarboğa, C., *Düşük karbonlu çeliklere bor ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi*. Gazi Üniversitesi, FBE, 2010: p. 1-210.
80. Bal, B., *A study of different microstructural effects on the strain hardening behavior of Hadfield steel*. International Journal of Steel Structures, 2018. 18(1): p. 13-23.
81. Mahlami, C. and X. Pan. *Challenges and developments of Hadfield manganese steel castings based on service life*. in *Proceedings of the 71th World Foundry Congress, Bilbao, Spain*. 2014.
82. Çıktı, E., *Kırıcı Ve Öğütücülerde Kullanılan Demir Esaslı Malzemelerin Yapı, Mekanik Özellikler Ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi*. 2015, Fen Bilimleri Enstitüsü.
83. Yavuz, P., *Tarihi kaya oyma yapıların malzeme özelliklerinin belirlenmesi: Ankara-Kızılcahamam Mahkemeağcın köyü örneği*. 2019, Fen Bilimleri Enstitüsü.
84. Sabzi, M., S.M. Far, and S.M. Dezfuli, *Effect of melting temperature on microstructural evolutions, behavior and corrosion morphology of Hadfield*

- austenitic manganese steel in the casting process*. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2018. 25: p. 1431-1438.
85. Arab, N., *Effect of boron alloying element and annealing solution heat treatment on microstructure and mechanical properties of manganese steels*. African Journal of Engineering Research, 2018. 6(2): p. 19-24.
86. Sharma, M., I. Ortlepp, and W. Bleck, *Boron in Heat-Treatable Steels: A Review*. steel research international, 2019. 90(11): p. 1900133.
87. Bhadeshia, H., *Cementite*. International Materials Reviews, 2020. 65(1): p. 1-27.
88. Eskil, M., *FeMnSi alaşımlarının mekanik ve termal etkiler altında şekil hatırlama özelliklerinin incelenmesi/Investigation of shape memory properties of FeMnSi alloys under mechanical and thermal effects*. 2006.
89. Carboga, C., B. Aktas, and B. Kurt, *Dry sliding wear behavior of boron-doped 205 manganese steels*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020. 29: p. 3120-3126.