

**T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**EKLEMELİ İMALAT İLE ÜRETİLMİŞ 18Ni300 MARAGING
ÇELİĞİNİN YÜZEY ÖZELLİKLERİNİN TERMOKİMYASAL
BORLAMA YÖNTEMİYLE GELİŞTİRİLMESİ**

**OĞUZHAN ÜNAL
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI**

**GEBZE
2022**

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

EKLEMELİ İMALAT İLE ÜRETİLMİŞ
18Ni300 MARAGING ÇELİĞİNİN YÜZEY
ÖZELLİKLERİNİN TERMOKİMYASAL
BORLAMA YÖNTEMİYLE
GELİŞTİRİLMESİ

OĞUZHAN ÜNAL

YÜKSEK LİSANS TEZİ

MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

TEZ DANIŞMANI
PROF. DR. MEHMET TARAĞCI

GEBZE

2022

T.R.
GEBZE TECHNICAL UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

**IMPROVEMENT OF THE SURFACE
PROPERTIES BY THERMOCHEMICAL
BORIDING METHOD OF 18Ni300
MARGING STEEL MANUFACTURED BY
ADDITIVE MANUFACTURING**

OĞUZHAN ÜNAL

**A THESIS SUBMITTED FOR THE DEGREE OF
MASTER OF SCIENCE
DEPARTMENT OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING**

THESIS SUPERVISOR
PROF. DR. MEHMET TARAKÇI

GEBZE

2022



YÜKSEK LİSANS JÜRİ ONAY FORMU

GTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 02/12/2021 tarih ve 2021/57 sayılı kararıyla oluşturulan jüri tarafından 15/12/2021 tarihinde tez savunma sınavı yapılan Oğuzhan Ünal'ın tez çalışması Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS tezi olarak kabul edilmiştir.

JÜRİ

ÜYE

(TEZ DANIŞMANI) : Prof. Dr. Mehmet Tarakçı

ÜYE

: Prof. Dr. Yücel Gençer

ÜYE

: Dr. Öğr. Üyesi Gökhan Özer

ONAY

Gebze Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun

...../...../..... tarih ve/..... sayılı kararı.

ÖZET

Bu çalışmada eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin kutu borlama davranışı araştırılmıştır. Altlık olarak 18Ni300 maraging çeliği borlama öncesi karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. 18Ni300 maraging çeliğinden elde edilen numunelere 800°C, 900°C ve 1000°C sıcaklıklarda, 3, 6 ve 9 saat süre boyunca, Ekobor-II tozu kullanılarak kutu borlama işlemi uygulanmıştır. Borlama sonrasında elde edilen numuneler; XRD, Vickers mikrosertlik ölçümü, SEM, SEM-EDS teknikleri kullanılarak karakterize edilmiştir. 18Ni300 maraging çeliği yüzeyinde oluşan borür tabakanın üç bölgeden oluştuğu görülmüştür; FeB fazı, Fe₂B fazı, çökeltilerin bulunduğu difüzyon tabakası (geçiş bölgesi). Bu üç bölgenin de kalınlıklarının artan borlama sıcaklığı ve süresi ile arttığı belirlenmiştir. Borlama sıcaklığı ve süresi arttıkça porozite miktarının, çökeltilerin miktarının ve boyutunun arttığı, borür bölgesinde görülen fazların yapısının düz bir yapıdan dişli bir yapıya dönüştüğü gözlemlenmiştir. Ayrıca sıcaklık artışı ile yapıdaki çatlak miktarı artarken, zamanla bu çatlakların boyutlarının arttığı gözlemlenmiştir. Kaplama alanının yüzeyindeki çökeltilerin Si ve Ni bakımından zengin olduğu görülmüştür. Ayrıca bu çökeltilerde Fe, Ni, Co, Mo ve Ti gibi elementlerin varlığı tespit edilmiştir. Ortalama mikrosertlik değerleri artan borlama sıcaklığı ve süresi ile artarken, mikrosertlik değerlerinin yüzeyden altlığa doğru azaldığı belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Eklemeli İmalat, 18Ni300 Maraging Çeliği, Borlama, FeB, Fe₂B.

SUMMARY

In this study, box boriding behavior of 18Ni300 maraging steel that produced by additive manufacturing was investigated. The characterization of 18Ni300 maraging steel was carried out before boriding. The samples were borided using Ekobor-II powder at 800°C, 900°C and 1000°C for 3, 6 and 9 hours. The samples were characterized using XRD, Vickers microhardness measurement, SEM, SEM-EDS techniques after boriding. It has been observed that the boride layer formed on the surface of 18Ni300 maraging steel consists of three regions; FeB phase, Fe₂B phase, diffusion layer (transition zone) with precipitates. It was determined that the all of these three regions thicknesses increased with increasing temperature and time. It has been observed that as the boriding temperature and time increase, the amount of porosity, the amount and size of the precipitates are increased, the structure of the phases seen in the boride region changes from a flat structure to a toothed structure. It was observed that while the amount of cracks in the structure increased with the increase in temperature, the size of these cracks increased over time. It was observed that the precipitates on the surface of the coating area were rich in Si and Ni. Presence of elements such as Fe, Ni, Co, Mo and Ti were detected in these precipitates. It was determined that while the average microhardness values increased with increasing boriding temperature and time. Microhardness values decreased from the surface to the substrate.

Key Words: Additive Manufacturing, 18Ni300 Maraging Steel, Boronizing, FeB, Fe₂B.

TEŞEKKÜR

Tez çalışmam süresince tüm görüşlerini, bilgi ve deneyimleriyle benimle paylaşan, danışmanım Prof. Dr. Mehmet Tarakçı'ya teşekkür ederim.

Ayrıca benden bilgi ve deneyimlerini esirgemeyen her konuda destek olan hocam Prof. Dr. Yücel Genç'er'e de teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam için gerekli olan deneysel çalışmalarım da bana yardımcı olan hocalarım Dr. Öğr. Üyesi Kerem Özgür Gündüz'e, Dr. Sezgin Cengiz'e, Uzman Adem Şen'e ve Öğretim görevlisi Ahmet Nazım'a teşekkürü bir borç bilirim.

Tez çalışmamda mazleme temininde imkân sağlayan Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi ALUTEAM Alüminyum Test ve Araştırma Merkezi'ne ve Gürkan Tarakçı'ya teşekkür ederim.

Son olarak, maddi ve manevi olarak beni destekleyen aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	v
SUMMARY	vi
TEŞEKKÜR	vii
İÇİNDEKİLER	viii
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	x
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
TABLolar DİZİNİ	xvi
1. GİRİŞ	1
2. EKLEMELİ İMALAT	2
2.1. Toz Yatağı Ergitme	4
2.2. Doğrudan Enerji Biriktirme	7
2.3. Bağlayıcı Püskürtme	10
2.4. Levha Katmanlama	11
2.5. Malzeme İşleme Sorunları	13
2.5.1. Tolerans ve Yüzey Kalitesi	14
2.5.2. Üretim Atmosferi	15
2.5.3. Hammadde Kalitesi	16
2.5.4. Tarama Teknikleri	17
2.5.5. Biriktirme Yöntemleri	18
2.5.6. Isı Transferi, Katılaşma ve Termal Çevrimler	19
2.5.7. Modelleme ve Simülasyon	20
2.5.8. Hatalar	21
2.5.9. Son İşlemler	23
3. MARAGING ÇELİKLERİ	25
4. BORLAMA	38
4.1. Giriş	38
4.2. Borlama Yöntemleri	39
4.2.1. Kutu Borlama	39
4.2.2. Sıvı Borlama	41

4.2.3. Pasta Borlama	42
4.2.4. Gaz Borlama	42
4.2.5. Plazma Borlama	42
4.3. Borür Tabakaları	43
5. DENEYSEL ÇALIŞMA	49
5.1. Giriş	49
5.1.1. Altlık Malzemenin Özellikleri	50
5.2. Borlama İşlemi	52
5.3. Karakterizasyon	52
5.3.1. Yüzey XRD Analizi	52
5.3.2. SEM-EDS Analizi	53
5.3.3. Aşındırmalı XRD Analizi	53
5.3.4. Aktivasyon Enerjisi	53
5.3.5. Mikrosertlik	54
6. SONUÇLAR	55
6.1. XRD Analizi	55
6.2. Mikroyapı İncelemesi	66
6.3. Kaplama Kalınlığı	102
6.4. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları	109
6.5. SEM-EDS Analiz Sonuçları	115
6.6. Aktivasyon Enerjisi	127
7. DEĞERLENDİRME	129
8. GENEL SONUÇLAR	136
KAYNAKLAR	138
ÖZGEÇMİŞ	147
EKLER	148

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler ve Açıklamalar

Kısaltmalar

ΔH	: Oluşum entalpisi
Å	: Latis Parametresi
°C	: Celcius cinsinden sıcaklık
°K	: Kelvin cinsinden sıcaklık
µm	: Mikrometre
A	: Alan
Al	: Alüminyum
ASTM	: Uluslararası Amerikan Test ve Materyal Topluluğu
B	: Bor
C	: Karbon
Cl	: Klor
cm	: Santimetre
cm ²	: Santimetrekare
Co	: Kobalt
D	: Difüzyon katsayısı
daJ	: Dekajoule
DED	: Doğrudan enerji biriktirme
EDS	: Enerji dağılım spektrometre
F	: Kuvvet
F	: Flor
Fe	: Demir
g	: Gram
GN	: Giganewton
GPa	: Gigapascal
H	: Hidrojen
HRC	: Rockwell cinsinden sertlik değeri
HV	: Vickers cinsinden sertlik değeri
in	: İnç

J	: Joule
K	: Potasyum
kg	: Kilogram
kJ	: Kilojoule
ksi	: İnçkare başına düşen kilopound
m	: Metre
m ²	: Metrekare
M _f	: Martenzit dönüşüm bitiş sıcaklığı
mm	: Milimetre
mm ²	: Milimetrekare
Mo	: Molibden
MPa	: Megapascal
M _s	: Martenzit dönüşüm başlangıç sıcaklığı
N	: Newton
N	: Azot
Na	: Sodyum
Ni	: Nikel
O	: Oksijen
Pa	: Pascal
PBF	: Toz yatağı ergitme
s	: Saniye
sa	: Saat
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
Si	: Silisyum
SLM	: Seçici lazer ergitme
t	: Süre
T	: Sıcaklık
Ti	: Titanyum
Zr	: Zirkonyum
W	: Watt
X	: Kaplama kalınlığı

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil No:</u>	<u>Sayfa</u>
2.1: Yıllara göre eklemeli imalat mali durum raporu.	4
2.2: Farklı araştırmacılara göre milyar dolar cinsinden eklemeli imalat sektörünün gelecek yıllardaki mali durumu.	4
2.3: Seçici lazer ergitme eklemeli imalat sisteminin şematik görüntüsü.	6
2.4: Elektron ışını ergitme eklemeli imalat sisteminin şematik görüntüsü.	6
2.5: Doğrudan enerji biriktirme – toz besleme.	8
2.6: Doğrudan enerji biriktirme – tel besleme.	8
2.7: Bağlayıcı püskürtme ile eklemeli imalat sisteminin şematik gösterimi.	10
2.8: Levha katmanlama yönteminde lehim kullanımı.	12
2.9: Levha katmanlama yönteminde kaynak kullanımı.	12
2.10: Süreç temelleri, kusurlar ve eklemeli imalat ile üretilmiş son ürün arasındaki ilişki.	13
2.11: Son ürünün yüzey pürüzlülüğüne etki eden iki faktör.	15
2.12: Farklı yöntemlerle üretilmiş metal tozlarının SEM görüntüleri.	17
2.13: Tarama stratejileri.	18
3.1: Demir-nikel yarı-kararlı faz diyagramı.	26
3.2: Fe-Ni alaşımlarının, Ni yüzdesine bağlı olarak tavlama sonrası sertlik değişimi.	26
3.3: Maraging çeliklerinin elde edilmesi için uygulanan ısıtma işlem adımları.	29
3.4: Yaşlanma sıcaklığına bağlı olarak akma mukavemeti ve yüzde uzama değerlerindeki değişim.	29
3.5: Çözeltiyeye alma işleminden sonra yaşlanma sırasında zamana bağlı olarak sertlik ve yumuşamaya olan katkılar.	30
3.6: Demir bazlı alaşımlarda alaşım elementlerinin martenzit ve ostenit dönüşüm başlangıç sıcaklıklarına olan etkileri.	31

3.7:	Mo ve Co elementlerinin 480°C yaşlandırma sıcaklığında %18 Ni maraging çeliklerinin sertliği üzerine etkisi.	32
3.8:	Fe-Ni Faz Diyagramı; a) Yarı kararlı, b) Kararlı.	34
3.9:	Maraging Çeliklerinin Dayanım/Tokluk Özelliğinin Konvansiyonel Karbonlu Yüksek Dayanım Çelikleri ile Karşılaştırılması.	35
4.1:	Kutu borlama işleminin şematik gösterimi.	40
4.2:	Farklı elektrik boşalma tiplerinin gerilim-akım şiddeti karakteristiği.	43
4.3:	Fe-B faz diyagramı.	44
4.4:	Borlama işlemi sonucunda demir-borürlerin yerleşiminin şematik gösterimi.	44
4.5:	Borlama sonrasında elde edilen tipik borür tabaka çeşitlerinin şematik gösterimi.	45
4.6:	Tek ve çift fazlı borür tabakalarında kalıntı gerilmelerin dağılımı.	46
4.7:	Çeliklerde artan alaşım elementi miktarı ile borür tabakası kalınlığının değişimi.	47
5.1:	Akış diyagramı.	49
6.1:	MÇ XRD deseni.	56
6.2:	Farklı sıcaklıklarda 3 saat borlama yapılan eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin yüzeyinden elde edilen XRD desenleri.	57-58
6.3:	Farklı sıcaklıklarda 6 saat borlama yapılan eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin yüzeyinden elde edilen XRD desenleri.	59-60
6.4:	Farklı sıcaklıklarda 6 saat borlama yapılan eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin yüzeyinden elde edilen XRD desenleri.	61-62
6.5:	Yüzeyi aşındırılmış BMCÇ-1000-3 numunesinin yüzeyinden elde edilen XRD deseni.	63
6.6:	Yüzeyi aşındırılmış BMCÇ-1000-6 numunesinin yüzeyinden elde edilen XRD deseni.	64

6.7:	Yüzeyi aşındırılmış BMÇ-1000-9 numunesinin yüzeyinden elde edilen XRD deseni.	65
6.8:	1000°C sıcaklıkta 9 saat borlama yapılmış imalat yöntemi ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin aşındırmalı XRD sonuçları.	65
6.9:	MÇ kodlu numunenin SEM analizi sonucu elde edilen mikrograf.	66
6.10:	BMÇ-800-9 numunesinin kesitinden farklı büyütmelemlerde alınmış SEM görüntüleri.	67-68
6.11:	BMÇ-900-9 numunesinin kesitinden farklı büyütmelemlerde alınmış SEM görüntüleri.	69-73
6.12:	BMÇ-1000-9 numunesinin kesitinden farklı büyütmelemlerde alınmış SEM mikrografları.	74-101
6.13:	Borlama işlemi sonrası toplam difüzyon bölgesi kalınlıkları.	102
6.14:	Borlama işlemi sonrası görülen toplam borür tabakası kalınlıkları.	103
6.15:	Borlama işlemi sonrası görülen geçiş bölgesi kalınlıkları.	105
6.16:	800°C sıcaklıkta borlama işlemi yapılmış numunelerin borür tabakasını oluşturan Fe ₂ B faz kalınlıkları.	106
6.17:	900°C sıcaklıkta borlama işlemi yapılmış numunelerin borür tabakasını oluşturan FeB ve Fe ₂ B faz kalınlıkları.	107
6.18:	1000°C sıcaklıkta borlama işlemi yapılmış numunelerin borür tabakasını oluşturan FeB ve Fe ₂ B faz kalınlıkları.	108
6.19:	Altık ve borür tabakasındaki Vickers mikrosertlik izlerinin SEM görüntüleri.	110-111
6.20:	800°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış MÇ numunelerin kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru mikrosertlik değerlerinin değişimi.	112
6.21:	900°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış MÇ numunelerin kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru mikrosertlik değerlerinin değişimi.	113
6.22:	1000°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış MÇ numunelerin kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru mikrosertlik değerlerinin değişimi.	114

6.23:	Farklı sıcaklık ve sürelerde borlama işlemine tabi tutulan MÇ numunelerinin kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru ortalama sertlik değerlerinin değişimi.	115
6.24:	BMÇ-900-9 kodlu numunenin kaplama bölgesine ait SEM görüntüsü ve SEM-EDS analizinin yapıldığı işaretlenmiş noktalar ile bu noktalardan elde edilen SEM-EDS spektrumları.	116-117
6.25:	BMÇ-900-9 kodlu numunenin kaplama bölgesine ait SEM görüntüsü ve SEM-EDS analizinin yapıldığı işaretlenmiş noktalar ile bu noktalardan elde edilen SEM-EDS spektrumları	118-119
6.26:	BMÇ-900-9 kodlu numunenin kaplama bölgesine ait SEM görüntüsü ve SEM-EDS analizinin yapıldığı işaretlenmiş noktalar ile bu noktalardan elde edilen SEM-EDS spektrumları	120-122
6.27:	Çizgisel SEM/EDS analizinin yapıldığı bölgenin mikrografi ve analizin yapıldığı çizgiyi temsil eden görüntü.	124
6.28:	SEM görüntüsü ve çizgisel SEM/EDS analizi sonuçları.	124-125
6.29:	BMÇ-900-9 kodlu numunenin SEM görüntüsü ve elementlerin SEM-EDS haritalama analizi sonuçları.	126
6.30:	BMÇ-900-9 kodlu numune içerisinde SEM/EDS haritalama analizi sonucunda elde edilen elementlerin dağılım şeklinin temsili gösterimi.	127
6.31:	Aktivasyon enerjisi lnD değerine karşılık 1/T grafiği.	128

TABLolar DİZİNİ

<u>Tablo No:</u>	<u>Sayfa</u>
2.1: Toz yatağı ergitme ve doğrudan enerji biriktirme işlemlerinin tipik katman kalınlığı ve minimum tolerans miktarı.	14
3.1: Maraging çeliklerinin kimyasal bileşimlerine göre akma dayanımları.	27
3.2: %18 Ni maraging çeliklerinin farklı yaşlandırma sürelerine göre mukavemet değerleri.	27
3.3: Çeşitli maraging çeliklerinin oda sıcaklığındaki özellikleri.	28
3.4: Maraging çeliklerinde görülen muhtemel fazlar.	32
4.1: Çeşitli Yüzey İşlemleri ile Elde Edilebilecek Sertlik Değerleri.	39
4.2: Kutu borlama işleminde kullanılan bor sağlayıcı maddelerin bazı özellikleri.	40
4.3: Bazı tuz banyosu içerikleri (%).	41
4.4: Borür tabakaları ve saf demirin ısıl genişleme katsayıları.	46
4.5: FeB ve Fe ₂ B fazlarının çeşitli özellikleri.	47
5.1: Altlık malzemenin kimyasal kompozisyonu.	50
5.2: Altlık malzemenin bazı termal özellikleri.	50
5.3: Altlık malzemenin bazı mekanik özellikleri.	51
5.4: Altlık malzemenin bazı yüzey özellikleri.	51
5.5: Altlık malzemenin yoğunluk değeri.	51
6.1: Altlık olarak kullanılan ve borlama işlemi yapılan 18Ni300 maraging çeliğinden elde edilen numunelerin isimlendirilmesi.	55
6.2: Yüzeyi aşındırılan numunelerin zımparalama öncesi ve sonrası numune kalınlıkları.	62
6.3: Toplam difüzyon bölgesi kalınlıkları.	103
6.4: Borür tabaka kalınlıkları.	104
6.5: Geçiş bölgesi kalınlıkları.	106
6.6: 900°C sıcaklıkta farklı sürelerde borlama yapılan numunelerin borür tabakasını oluşturan fazların kalınlıkları.	108
6.7: 1000°C sıcaklıkta farklı sürelerde borlama yapılan numunelerin borür tabakasını oluşturan fazların kalınlıkları.	109

- 6.8: BMÇ-900-9 numunesinde oluşan çökeltilerin kimyasal bileşimi (SEM-EDS). 123
- 6.9: Borlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak kaplama kalınlığı değişimi. 128



1. GİRİŞ

Karmaşık şekilli ve yüksek adetlerde parça üretmek için döküm yöntemi yaygın olarak kullanılmaktadır [1]. Bu işlemlerde, bir kalıbın şekli, iş parçası üzerinde plastik veya viskoelastik deformasyonlarla kopyalanır ve işleme bağlı olarak tek bir makinede dakikada onlarca parçaya kadar üretim hızları elde edilebilir. Kalıp girişi ve işlevsel yüzeyleri, aşınma olmaksızın yüz binlerce yükleme döngüsüne dayanabilmelidir [2]. Bir kalıbın, gerekli yüzey kalitesini sağlaması ve doğru ölçüde parça üretebilmesi için mekanik ve termal olarak iyi performans göstermesi gerekir. Karmaşık şekilli olan kalıp parçalarının (örn. enjeksiyon kalıpları) üretimi için eklemeli imalat yöntemi ise yaygın olarak kullanılmaktadır [3]. Eklemeli imalat ile üretilmiş maraging çelikleri, takım ve kalıp endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır [4].

Maraging çeliklerinin ana dezavantajı, nispeten düşük sertlikleri (en fazla HRC = 50-57) ve yetersiz aşınma direncidir. Daha düşük sertliklerinden dolayı maraging çelikleri, daha yüksek yüzey sertliği gerektiren uygulamalar için uygun değildir. Ayrıca işlem sıcaklığının 500°C üzerine çıktığında bu çeliklerde mukavemet düşüşü gözlemlenebilmektedir [5].

Maraging çeliklerinin yukarıda belirtilen dezavantajlarını iyileştirmek amacı ile çeşitli çalışmalarda nitrürleme ve / veya karbonitrürleme uygulamaları yapıldığı görülmüştür. Diğer termo-kimyasal işlemler (karbonlama, borlama) ve buhar biriktirme kaplama işlemleri de bu çeliklerin yüzey özelliklerini geliştirmek üzere araştırılmaktadır [6]-[10].

Borlama termokimyasal bir yüzey modifikasyon yöntemi olup, yüksek sıcaklıkta ana metalin yüzeyinde bor atomlarının difüzyonuyla borür tabakası oluşturulması işlemidir [11]. Borlamanın geleneksel yüzey sertleştirme yöntemlerine göre en büyük avantajı elde edilen borür tabakasının çok yüksek sertlik (1450-5000 HV) ve ergime sıcaklıklarına sahip olmasıdır [11]. Borlama ile modifiye edilmiş yüzeyler yüksek yüzey sertliği ve düşük sürtünme katsayısı ile; adhezif aşınma, tribo-oksidasyon, yüzey yorulması ve abrasif aşınma gibi temel aşınma mekanizmalarına karşı büyük direnç sağlamaktadır [11]. Bu sayede kalıp üreticilerinin, işlenmesi zor ve çok pahalı olan takım çelikleri yerine daha kolay işlenebilen ve takım çeliklerine göre çok daha yüksek aşınma direnci ve diğer özelliklere sahip malzemeler kullanmasını mümkün kılmaktadır.

Bu çalışmada kalıp imalatında yaygın olarak kullanılan, 18Ni300 maraging çeliğinin, eklemeli imalat ile üretilmesi sonrası borlama yöntemi ile yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi amaçlanmıştır.

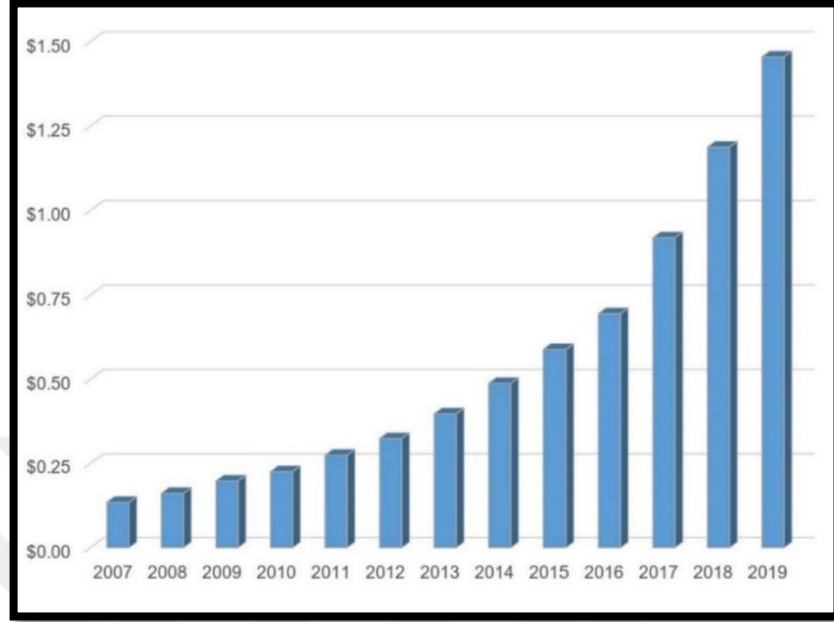


2. EKLEMELİ İMALAT

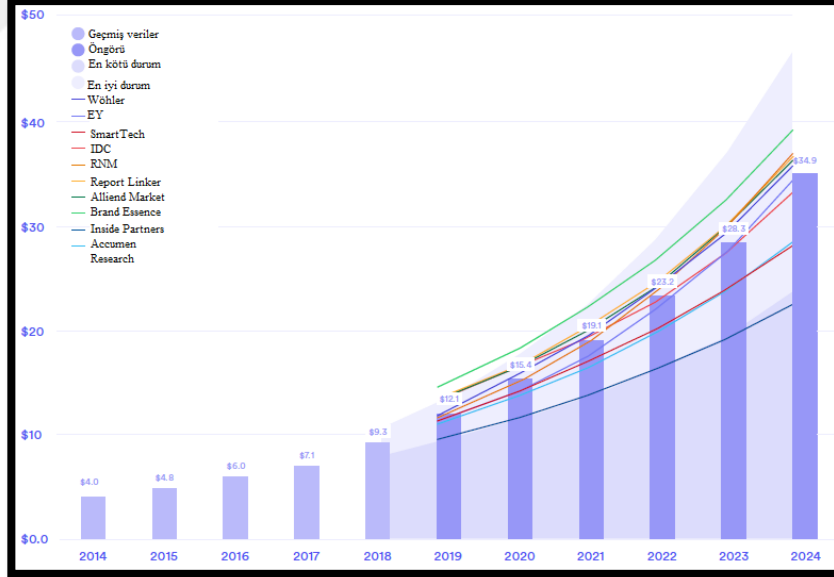
Eklemeli imalat, eksiltici üretim yöntemlerinin aksine, üç boyutlu modele uygun olarak, parçalar üretmek için malzemeleri katman üzerine katman şeklinde birleştirme süreci olarak tanımlanmaktadır [12]. Metal eklemeli imalat, genellikle toz, tel, levha vb. formlarda üretilmiş metal malzemelerin, katman üzerine katman olarak üç boyutlu modele uygun olarak birleştirme işlemidir [13]. Bu imalat yöntemi karmaşık yapılı veya özel imal edilecek parçaların, takım aletlerine, preslere, kalıplara veya döküm kalıpları gibi bileşenlere ihtiyaç duymadan doğrudan üretimine izin verir [14], bu da bileşenlerin neredeyse son forma yakın kalitede parçalar şeklinde üretilmesi demektir. Eklemeli imalatın en büyük avantajı, tasarım ve üretim aşamasında sağladığı geometrik özgürlüktür. Karmaşık şekle sahip parçalar tasarımlarına uygun olarak, geleneksel işleme yöntemlerinin (örn. düz kesimler, yuvarlak delikler) veya ticari şekillerin (örn. levha, boru) sınırlamaları olmaksızın tek adımda yapılabilir. Bu durum, eklemeli imalatın ardından daha az sayıda son işlem gerektiği anlamına gelir [15]. Ek olarak eklemeli imalat, birden fazla parçayı birleştirme ihtiyacını ortadan kaldırarak veya azaltarak üretilen parça sayısında önemli bir azalmaya neden olur. Bu nedenlerden dolayı, eklemeli imalat havacılık, tıp, enerji ve otomotiv uygulamaları için yüksek performanslı bileşenlerin tasarımı ve üretimi için yeni bir yöntem olarak kabul edilmektedir [14]. Çok küçük toz boyutları sayesinde (min. yaklaşık 100 µm'lik toz boyutları), karmaşık şekil ve geometrilere sahip parçalar, üretilmektedir [15]. Geometri ile ilgili bazı kısıtlamalar, iç boşluklardan katılaştırılmamış malzeme çıkarma gereklilikleri ve çukurlukları üretebilmek için destek parça ihtiyacı nedeni ile bu yöntemle ait bazı kısıtlamalar da mevcuttur [16].

Metal eklemeli imalat sektörünün mali boyut olarak son birkaç yılda önemli ölçüde genişlemesinden, bu metot ile üretimin zaman geçtikçe yaygınlaştığı anlaşılmaktadır, Şekil 2.1'de yıllara göre eklemeli imalat mali raporu paylaşılmıştır [17]. Dahası, eklemeli imalat teknolojileri endüstriyel kullanım için giderek daha uygun hale gelmiştir [18]. Buna bağlı olarak, son yıllarda metal eklemeli imalat alanındaki literatür çalışmalarında ciddi bir artış görülmektedir [19]. Ek olarak eklemeli imalat sektörünün gelecekte de büyüyerek devam edileceği öngörülmektedir,

Şekil 2.2.'de farklı araştırmacılara göre eklemeli imalatın gelecekteki durumu paylaşılmıştır[20].



Şekil 2.1: Yıllara göre eklemeli imalat mali durum raporu.



Şekil 2.2 : Farklı araştırmacılara göre milyar dolar cinsinden eklemeli imalat sektörünün gelecek yıllardaki mali durumu.

Eklemeli imalat tezgâhlarında, polimerler, seramikler, kompozitler, metaller ve bunların karışımları gibi çok çeşitli malzemeleri üretilebilir [21]. Metal eklemeli imalat tezgâhlarında, farklı besleme sistemleri (toz yatağı, toz besleme ve tel besleme

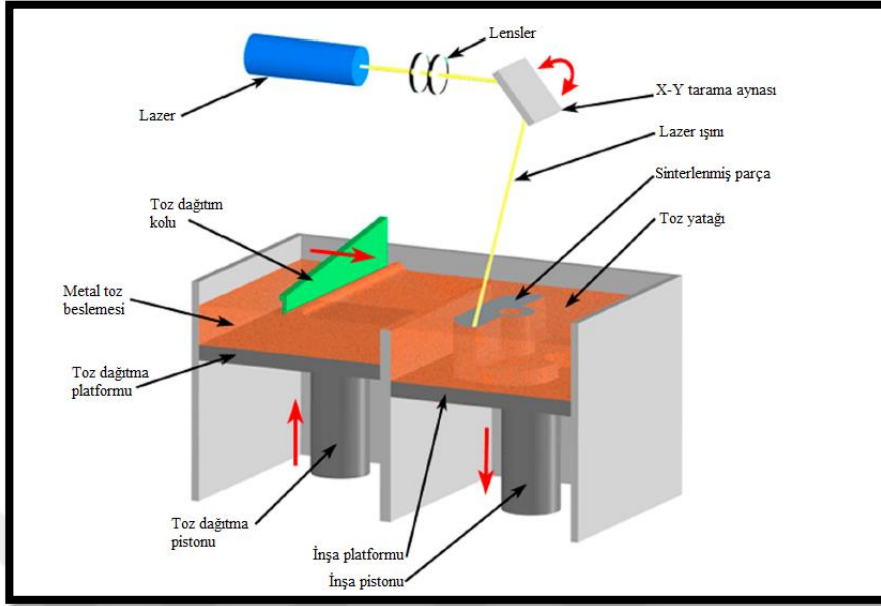
sistemleri) ve farklı enerji kaynakları (lazer, elektron ışını, ark) kullanılabilir [22]. Yarı mamul metal malzemeyi (toz, tabaka veya tel) işlevsel nesnelere haline getirmek için çeşitli işlemler kullanılmaktadır. Tüm metal eklemeli imalat süreçleri, hammaddeyi yoğun bir parça halinde birleştirmelidir. Eklemeli imalat sürecinde ergime veya sinterleme ile bu birleşme elde edilebilir. Eklemeli üretim ile ilgili ASTM F42 komitesi proses terminolojisi üzerine bir standart yayınlamıştır [12]. Burada belirtilen yedi farklı eklemeli imalat yönteminin aşağıda belirtilen dört tanesi metal malzemelerin eklemeli üretimi ile ilgilidir [23]:

- Toz yatağı ergitme (PBF)
- Doğrudan enerji biriktirme (DED)
- Bağlayıcı püskürtme
- Levha katmanlama

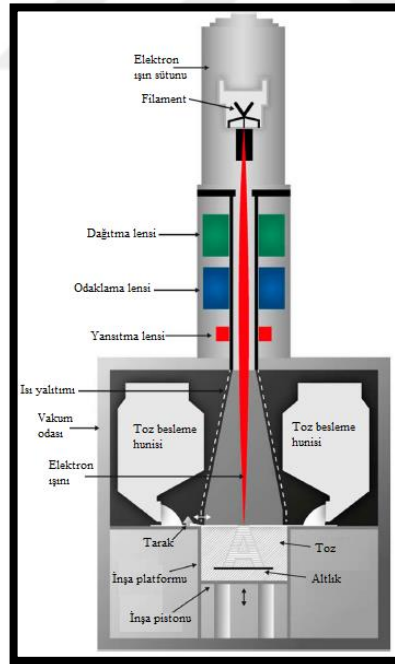
2.1. Toz Yatağı Ergitme

Toz yatağı ergitme ile eklemeli imalat, bir toz katmanını seçici olarak ergitmek veya sinterlemek için odaklanmış bir enerji kaynağının (elektron ışını veya lazer ışını) kullanılması şeklinde tanımlanabilir. Metaller için genellikle sinterleme yerine ergitme kullanılır. İşlem yapılan katmanın ergimesi sırasında önceki katmanlar da yeniden ergir. Bu durum da işlem yapılan katmanın, parçanın geri kalanına yapışmasını sağlar. Toz yatağı ergitme (seçici lazer ergitme ve elektron ışınli ergitme) makinelerinin şemaları, Şekil 2.3. ve Şekil 2.4.'te gösterilmiştir. Her iki sistem de katman bazında seçici ergitme için aynı toz yatağı prensibini kullansalar da, donanım açısından önemli farklılıklar vardır. Elektron ışını ergitme sistemi, ışını yönlendirmek ve saptırmak için manyetik bobinlere, bir filamente ve bir elektron ışını sütununa ihtiyaç duyan güçlü bir taramalı elektron mikroskopudur (SEM). Seçici lazer ergitme sistemleri ise, bir merceğe sistemine ve ışının konumunu değiştirmek için bir tarama aynasına veya galvanometreye sahiptir. Toz dağıtımını da farklı şekillerde sağlar. Seçici lazer ergitme sistemleri bir toz hunisi veya besleme sistemine ek olarak tozu yapı yüzeyi boyunca sürükleyen ve eşit dağıtım sağlayan bıçak benzeri yapılar kullanır (diğer sistemler bir dağıtma pistonu ve silindiri kullanabilir), elektron ışın ergitme sistemleri ise toz hunileri ve bir metal tarak kullanır. Hem elektron ışın ergitme hem de seçici lazer

ergitme süreçleri belirli işlem adımları içerir: makine kurulumu, çalıştırma, toz geri kazanımı ve alt tabaka çıkarma [23].



Şekil 2.3: Seçici lazer ergitme eklemeli imalat sisteminin şematik görüntüsü.



Şekil 2.4: Elektron ışını ergitme eklemeli imalat sisteminin şematik görüntüsü.

Bir toz yatağı ergitme makinesi ile üretim yapabilmek için, üretilecek malzemeye mekanik ve termal destek sağlamak amacı ile bir altlık tabakası gerekir.

Seçici lazer ergitme sistemlerinde işlenecek malzemeyi alt tabakaya sıkıştırarak veya cıvatalı birleştirme yöntemi ile sabitlenirken, elektron ışını ergitme işlemlerinde genellikle plakayı çevreleyen toz sinterlenir (plakanın taraflar tarafından yer değiştirmesi önlenir).

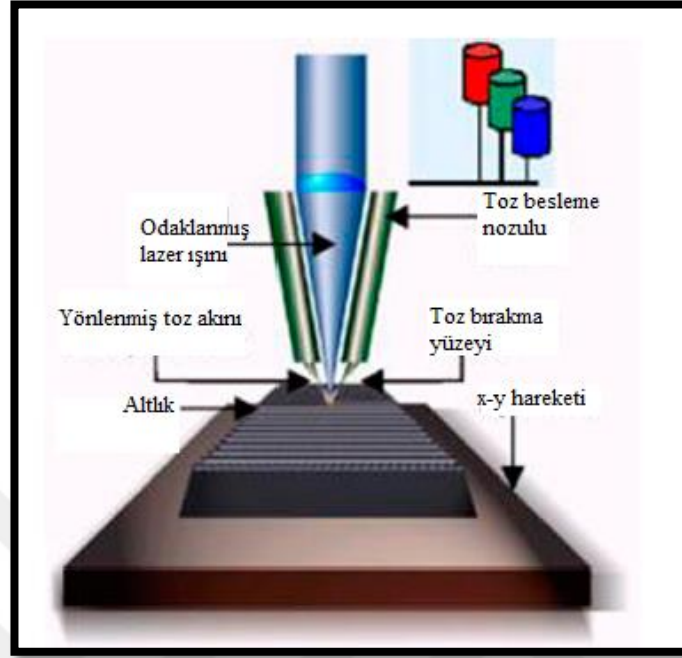
Üretim esnasında toz katmanları dağıtıldığında mevcut yapı hareket etmemelidir. Altlık bu konuda mekanik destek sağlar. Altlık ayrıca ısı enerjisinin dışarı atılması için termal bir kanal sağlar, bu özellikle yerel sıcaklık dalgalanmalarının neden olduğu şişme ve çıkıntılara ek olarak diğer proses kusurlarının da önüne geçilmesini sağlar.

Bir toz yatağı ergitme makinesinin verimli bir şekilde çalışması, tarama stratejisi ve işleme parametrelerinin ayrıntılarına bağlıdır [23]. Bu özelliklerden en önemlileri; lazer-elektron ışını özellikleri ve tarama hızıdır. Bu özellikler son parçanın yoğunluğunu ve yüzey morfolojisini önemli bir şekilde etkiler [8]. Diğer özellikler ise; tabaka kalınlığı, tarama stratejisi, tekrarlanan tarama çizgileri ve şekil, boyut dağılımı, kimyasal kompozisyon gibi toz özellikleridir. İşlenen malzemenin son özelliklerinin uygun olması için tüm bu değerler optimize edilmelidir [24], [25]. Tarama hızının artması, tabaka kalınlığının artması, lazer kapasitesinin azalması daha düşük enerji yoğunluğuna sebep olmaları nedeniyle son parçanın yoğunluğunun azalmasına neden olur [26]. Yapı tamamlandıktan sonra, işlem bölmesinden fazla toz çıkarılmalıdır [23]. Elektron ışını ergitme prosesleri için bu toz, parçaların etrafından sinterlenmiş tozu çıkarmak ve geri kazanmak için bir toz geri kazanım sisteminden geçirilir. Seçici lazer ergitme prosesleri için, parçaları çevreleyen toz çok fazla sinterleme işlemine maruz kalmaz ve sinterlenmiş kümeleri çıkarmak için doğrudan toz elenebilir. Toz yatağı ergitme işlem malzemesine bağlı olarak, yapı alt tabakası üretilmek istenen parçalara yapışabilir [27]. İşleme ve malzemeye bağlı olarak bu altlık parçalar çeşitli yöntemler (kesme, mekanik kuvvet uygulama gibi) ile üretilmek istenen malzemelerden ayrılabilir [23].

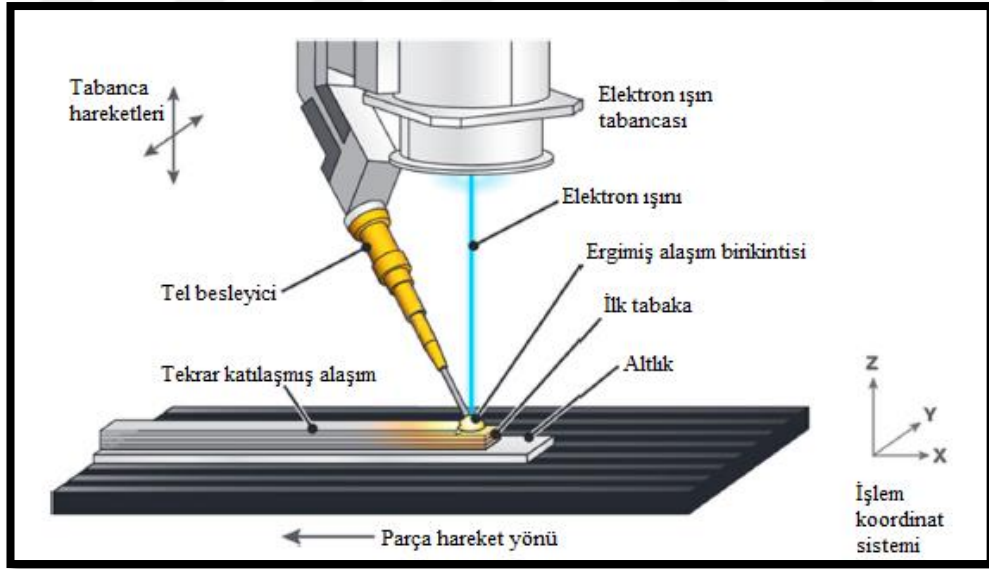
2.2. Doğrudan Enerji Biriktirme

Doğrudan enerji biriktirme, odaklanmış enerjinin işlenecek malzemenin bir havuz içerisinde ergitilerek ilerlenmesi şeklinde tanımlanabilir. Ergitme işleminde bir lazer, ark veya e-ışınlı ısı kaynağı kullanılabilir. Kullanılan ham madde şekli toz veya

tel şeklinde olabilir. Şekil 2.5. ve Şekil 2.6.'da bu sistemlerin şemaları paylaşılmıştır [23], [28].



Şekil 2.5: Doğrudan enerji biriktirme – toz besleme.



Şekil 2.6: Doğrudan enerji biriktirme – tel besleme.

Bu yöntem, inert gaz ortamı altında malzemenin ergitilmesi sebebi ile kaynak teknolojilerine benzeşmektedir. Doğrudan enerji biriktirme metodunun en çok çalışılan ve ticarileştirilen yöntemlerinden biri, akışkan toz formundaki hammaddeyi eritmek amacı ile ısı kaynağı olarak lazer kullanılmasıdır. Bu yöntem Sandia Ulusal

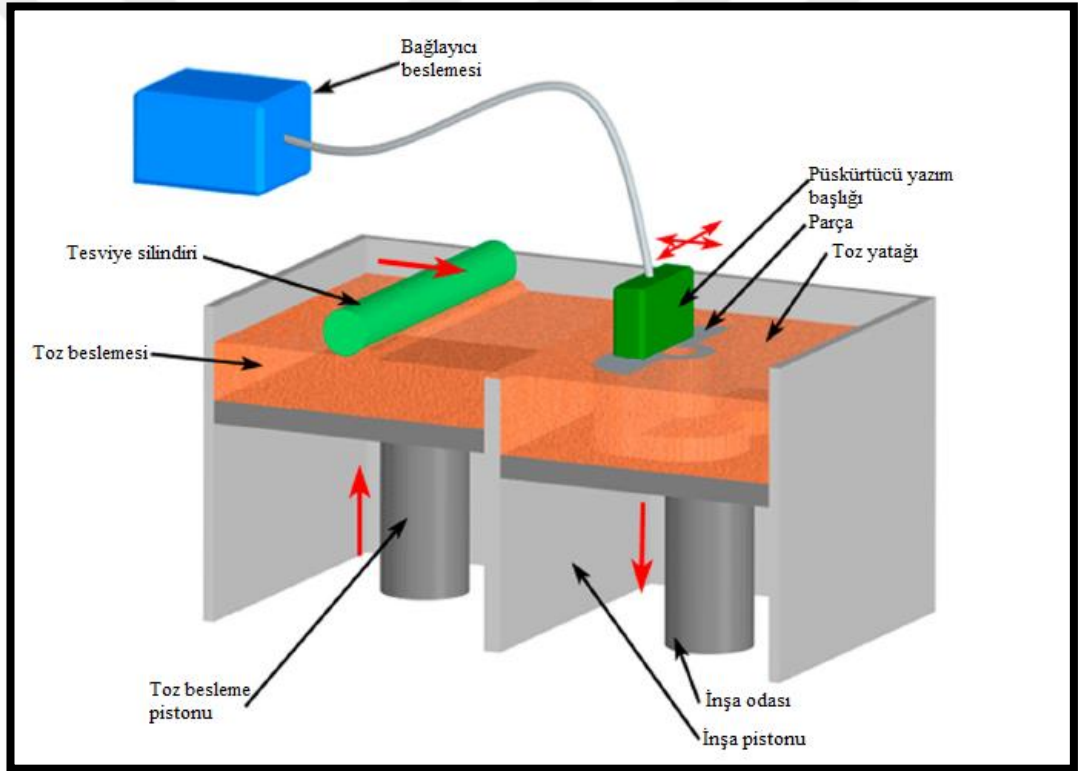
Labaratuvarları'nda geliştirilmiş ve LENS olarak patentlenmiştir [29], [30]. Diğer doğrudan enerji biriktirme işlemleri bir ergiyik havuzunu ergiyik bir tel ile besler (tel beslemeli) ve esasen kaynak teknolojisinin uzantılarıdır [31] [32]. Çok pasolu kaynak yoluyla doğrudan enerji biriktirme şeklinde parçaları üretmek için modifiye edilmiş kaynak makinelerinin kullanımı araştırılmaktadır [33]. Tel beslemeli uygulamalarda, ısı kaynağı olarak ark kullanılan doğrudan enerji biriktirme yöntemi, büyük boyutlara sahip parçaların başarılı bir şekilde üretilebilmesine imkân tanımaktadır [34] [35].

Makine kurulumu nispeten basittir; makine yazılımı çoğu sensörü otomatik olarak kontrol eder. Toz yatağı ergitmede olduğu gibi, toz besleme hunileri doldurulmalı ve üretilecek parça için bir alt katman oluşturulmalıdır. Altlık, makinenin daha karmaşık geometrileri işleme yeteneğini artırmak için sabit bir konumda (3 eksenli sistemler) veya dönen bir şekilde (5+ eksenli sistemler) konumlandırılabilir. Toz beslemeli sistemlerde, tozun besleme hızı düzenli olarak kontrol edilmelidir. Akış engellenirse, nozul temizliği veya diğer bakımlar yapılabilir. Üretim bölmesi, güvenliği sağlamak için kapatılmıştır, ancak bölmenin bir soy gazla doldurulması gerekmez. Reaktif olmayan metaller için, ergiyik havuzuna yönlendirilen bir koruyucu gaz yeterli güvenlik ve oksidasyona direnç sağlayabilir. Titanyum ve niyobyum dâhil olmak üzere reaktif metaller için, hazne bir soy gazla (argon veya nitrojen) doldurulur. Oksijen kısmi basıncını azaltmak için bir vakum pompası ve temizleme devreleri kullanılabilir. Bu yöntemdeki üretim hacmi, toz yatağı ergitme sistemlerinden çok daha fazla olduğu için temizleme devreleri çok fazla soy gaz tüketebilir.

Toz yatağı ergitmede olduğu gibi, doğrudan enerji biriktirme ile üretilmiş bir parçanın bitmiş hali de alt katman ile birleşmiş şekildedir. Parçalar daha sonra hem termal olarak (artık gerilimi azaltmak ve özellikleri iyileştirmek için) hem de mekanik olarak istenen son geometriyi elde etmek için (doğrudan enerji biriktirme kullanılarak üretilen parçalar son şekle yakın, ancak pürüzlü bir yüzeye sahiptir) işlenir. Üretilmek istenen ana parça ile birleşmiş altlık, toz yatağı ergitme işlemlerinde olduğu gibi ana parçadan ayrılabilir. Üretim esnasında kullanılmayan ekstra toz, makinenin temizlik işlemi sırasında vakumlanır. Çalıştırma şekline bağlı olarak, bu toz geri kazanılabilir veya atılabilir. Toz maliyetleri genellikle yüksek olduğu için, bertaraf genellikle maliyetli bir seçenektir [23].

2.3. Bağlayıcı Püskürtme

Bağlayıcı Püskürtme, bağlayıcıyı metal tozu üzerine biriktirerek, tozu bir arada tutmak için bağlayıcıyı sertleştirerek, bağlı tozu sinterleyerek veya pekiştirerek uygulanmaktadır. Bağlayıcı çökeltme işleminin şematik bir görüntüsü Şekil 2.7.' de verilmiştir [23]. Üretilcek yapıya bağlayıcı olarak daha düşük bir ergime aralığına sahip alaşım kullanılarak yoğun yapılar elde edilir. Bunun aksine, pekiştirme işlemi tek bir alaşımın homojen olarak kullanılması şeklinde tanımlanır. Bağlayıcı püskürtme, esasen bir toz metalürjisi (TM) işlemi olduğundan, gözeneklilik bu parçalarda önemli bir sorundur.



Şekil 2.7: Bağlayıcı püskürtme ile eklemeli imalat sisteminin şematik gösterimi.

Bağlayıcı püskürtme yazıcıları, püskürtmeli bir baskı kafası kullanarak sıvı bağlayıcıyı metal tozunun üzerine seçici olarak bırakır. Bağlayıcı kurduğunda, kırılğan bir bağlayıcı-metal karışımı (yaş gövde olarak da adlandırılır) toz yatağı sisteminden çıkarılabilir. Mekanik özelliklerin iyileştirilmesi adına yaş gövde daha sonra 6–12 saat sürebilen ıslah işlemine tabi tutulabilir. Sertleştikten sonra parça, gevşek tozu sinterlemek ve bağlayıcıyı yakmak için yaklaşık 1100 ° C'de 24-36 saat

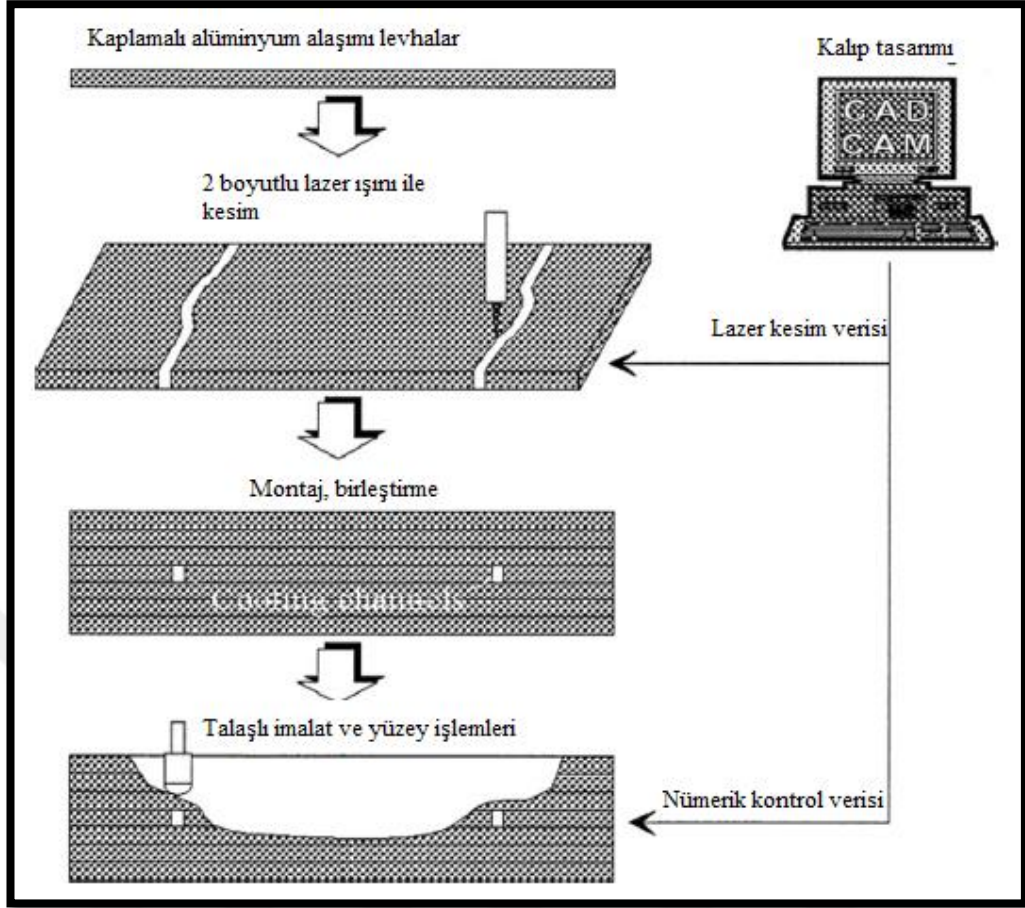
süreyle ısıtılma tabii tutulur ve sinterlenmiş % 60 yoğun metal parça elde edilir. Pekiştirme, sinterleme sırasında tekdüze büzüşme sağlamak için parça geometrisinin distorsiyonunun düzenlenmesi ile çalışır. Bu tasarlanmış distorsiyon, süreç için iyi anlaşılmalıdır, bu nedenle beklenmedik sarkma veya tek tip olmayan pekiştirme meydana gelebilir. Parça, metal istenen son parça geometrisinde pekişene kadar sinterlenir.

Bağlayıcı püskürtme yöntemi ile üretilmiş parçaların yüzey kaliteleri birçok toz yatağı ergitme işlemi ile üretilmiş parçanın yüzey kalitesine benzerdir [23].

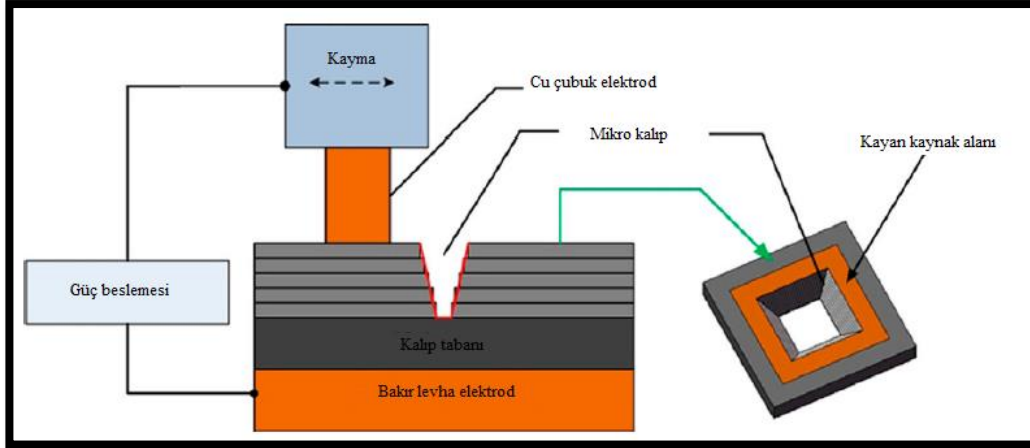
2.4. Levha Katmanlama

Levha katmanlama, bir üç boyutlu objeden iki boyutlu parça dilimleri halinde hassas kesilmiş metal levhaların istiflenmesi şeklinde tanımlanabilir [16], [36]. İstifledikten sonra, bu tabakalar ya yapıştırılarak birleştirilir ya da lehimleme, difüzyonla bağlama, lazer kaynağı, direnç kaynağı veya ultrasonik pekiştirme kullanılarak metalürjik olarak birleştirilir [37]-[39]. Şekil 2.8. ve Şekil 2.9.'da bu yöntem şematik olarak paylaşılmıştır [39], [41].

Levha katmanlama donanımlarının en önemli özellikleri, tabakaların uygulandığı ve kesildiği / işlendiği sıralamadır. Levhalar, yapıştırmadan önce belirtilen geometriye göre kesilebilir veya yapıştırma sonrası makinede işlenebilir. Düşük geometrik çarpılma (orijinal metal levhalar özelliklerini korur), büyük boyutlu (0 · 5 m × 0 · 8 m × 0 · 5 m) parçaları üretme kolaylığı, nispeten iyi yüzey kalitesi ve düşük maliyetler gibi avantajlarının yanında levha katmanlama yönteminin bazı sınırlamaları vardır. Yapıştırılarak birleştirilen parçalar, kesme ve çekme gerilmesi altında iyi çalışmayabilir. Z-yönünde şişme etkileri nedeniyle geometrik olarak istenen boyutları elde etmek zordur [40]. Son olarak, birleştirme işlemlerinin türüne bağlı olarak anizotropi yaygındır.



Şekil 2.8: Levha katmanlama yönteminde lehim kullanımı.



Şekil 2.9: Levha katmanlama yönteminde kaynak kullanımı.

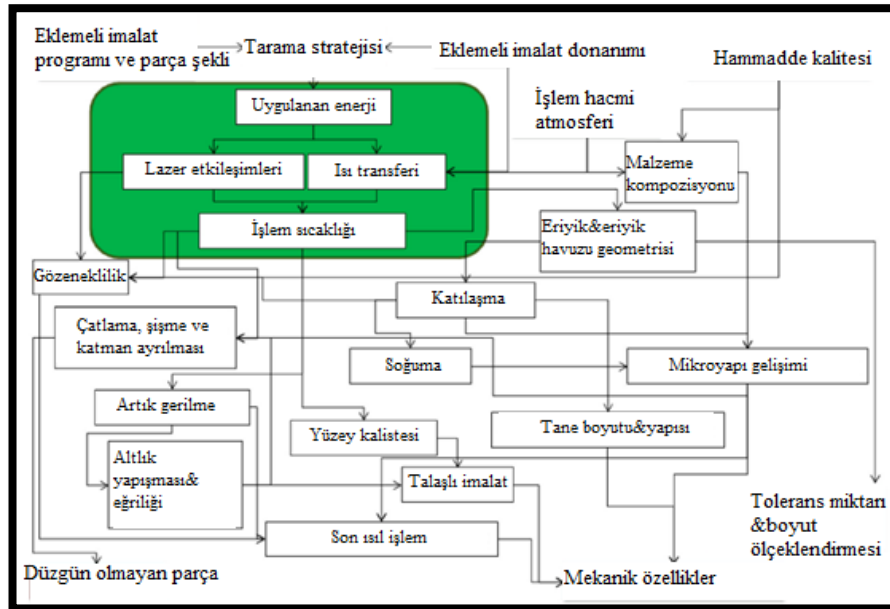
Levha katmanlama, pekiştirme sırasında birbirini izleyen farklı metal levhalar kullanarak metal kompozitler yapmak için kullanışlıdır. Bu işlemle yüksek yüzey kaliteli parçalar üretilebilir. Bununla birlikte, mekanik destek sağlamak için hiçbir

destek malzemesi gerekmediğinden, karmaşık çıkıntılar bulunmaz [13]. Özellikler, parça işleme operasyonları için mevcut olan takım tezgâhları ile sınırlandırılabilir.

2.5. Malzeme İşleme Sorunları

Toz yatağı ergitme ve doğrudan enerji biriktirme süreçleri önemli farklılıklar gösterse de, her iki platformda da meydana gelen bazı yaygın malzeme işleme sorunları vardır. Geleneksel işleme yöntemlerinde (döküm, kaynak, vb.) olduğu gibi, gözeneklilik metal eklemeli imalatta karşılaşılan yaygın bir sorundur. Artık gerilme, katman ayrılması, çatlama, şişme vb. gibi diğer kusurlar, kaynak ve metal eklemeli imalat süreçlerine özgü kusurlardır.

Eklemeli imalatta proses girdileri, eklemeli imalat donanım ve yazılımı, parça geometrisi, tarama stratejisi, üretim yapılan ortam atmosferi ve hammadde kalitesidir. Bunlara ek olarak uygulanan enerji, lazer etkileşimleri, ısı transferi ve işlem sıcaklığı son ürün özelliklerini etkilemektedir. Proses çıktıları ise mekanik özellikler (statik ve dinamik), kusurlu yapıların en aza indirilmesi ve geometrik uygunluktur [23]. Şekil 2.10.'da süreç temelleri ve kusurlar ile son ürün arasındaki ilişki gösterilmektedir [23].



Şekil 2.10: Süreç temelleri, kusurlar ve eklemeli imalat ile üretilmiş son ürün arasındaki ilişki.

2.5.1 Tolerans ve Yüzey Kalitesi

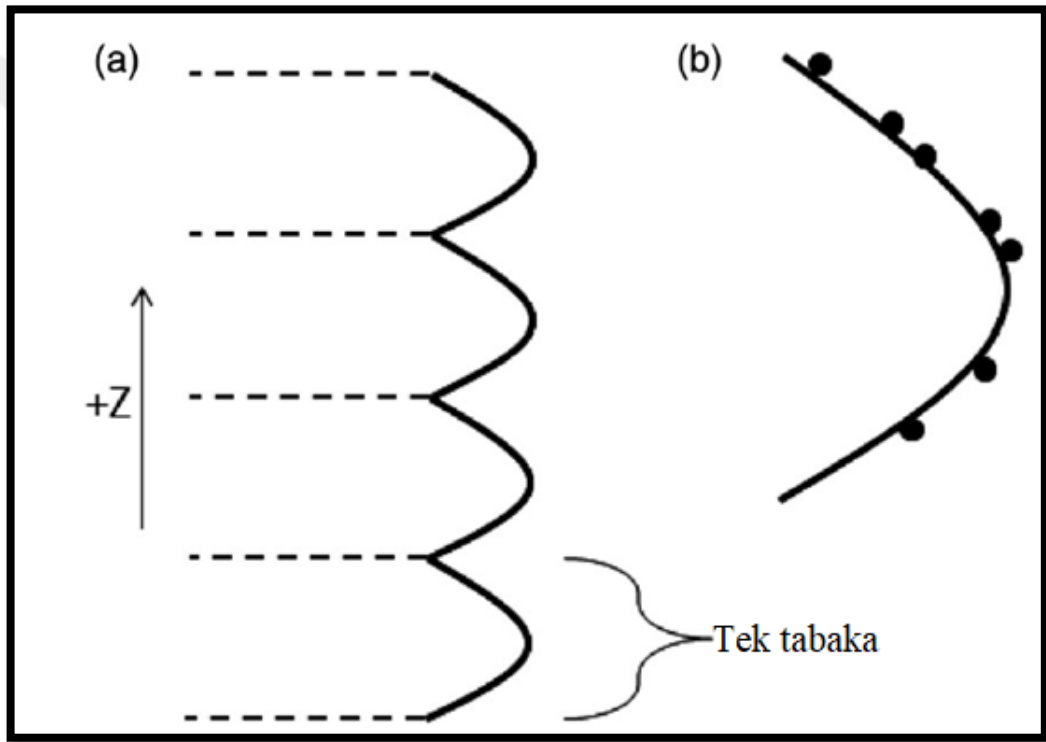
Metal parçaların eklemeli imalatında, minimum tolerans, yüzey pürüzlülüğü ve parçanın geometrik doğruluğu önemli noktalardır. Ancak bazı özellikler eklemeli imalat yapıldıktan sonra değişebilmektedir. Örneğin parça yüzeyi ısıl işlemten sonra işlenmektedir (son işlem). Minimum tolerans miktarı, ısı kaynağının minimum çapı ve hammadde boyutu ile belirlenir. Çözünürlük, tüm bu özelliklerin bir kombinasyonu olarak tanımlanabilir. Bu veriler Tablo 1.1’de özetlenmiştir. Toz yatağı ergitme en iyi çözünürlüğe sahiptir ve kullanılan parametrelere bağlı olarak seçici lazer ergitme çözünürlüğü elektron ışın ergitmeden biraz daha iyidir. Toz beslemeli doğrudan enerji biriktirme, tel beslemeli doğrudan enerji biriktirmeye göre daha iyi çözünürlüğe sahiptir ki bu, daha ince hammadde kullanımına (tele karşı toz) atfedilebilir. Doğrudan enerji biriktirme sistemlerinin sağlayabildiği tolerans miktarı büyük olduğundan, bu tekniklerle yapılan parçalar toz yatağı ergitme tekniklerinden daha basit geometrilerle sınırlıdır. Toz yatağı ergitme teknikleri düşük tolerans miktarı nedeniyle, metal ağ veya köpük yapıları üretmek için kullanılabilir. Tablo 2.1.’de üretim yöntemlerine göre oluşturulabilecek katman kalınlığı bilgileri verilmiştir [42], [43].

Tablo 2.1: Toz yatağı ergitme ve doğrudan enerji biriktirme işlemlerinin tipik katman kalınlığı ve minimum tolerans miktarı.

İşlem		Tabaka Kalınlığı (μm)	Lazer-Işın Çapı (μm)
Toz yatağı ergitme	Seçici lazer ergitme	10–50	75–100
Toz yatağı ergitme	Elektron ışını ergitme	50	100–200
Doğrudan enerji biriktirme	Toz beslemeli	250	380
Doğrudan enerji biriktirme	Tel beslemeli	3000	16000

Şekil 2.11.’de gösterildiği gibi son ürünün yüzey pürüzlülüğüne etki eden iki faktör vardır: (1) düz olmayan katman kenarları veya katman pürüzlülüğü ve (2) metal yüzeyin gerçek pürüzlülüğü. Katmanlama etkisi, daha küçük katman kalınlığı değerleri kullanılarak azaltılabilir. Bu durum da daha uzun yapım süreleri anlamına gelir çünkü katman kalınlığı bir parçanın kaç aşamada üretileceğini belirler. Bir malzemenin gerçek pürüzlülüğü, parçayı üreten makinenin detaylarına bağlıdır.

Doğrudan enerji biriktirme yöntemleri daha büyük katman kalınlığına sahiptir. Bu da bu teknolojiyi çoğunlukla son şekle yakın parçalarla sınırlar (istenen parça geometrisine yakın üretilen ancak nihai geometri ve ayrıntıları sağlamak için işlenmesi amaçlanan şekiller). Toz yatağı ergitme sistemleri daha ince çözünürlüğe ve katman kalınlığına sahiptir. Ancak parça kenarlarında tozun sinterlenmesi nedeniyle uydu oluşumuna eğilimlidir [45]. Daha ince toz, daha küçük uydular ve daha az yüzey pürüzlülüğü anlamına gelir. Seçici lazer ergitme makineleri, elektron ışın ergitme makinelerinden daha ince toz ve daha küçük katman kalınlığı kullanır, bu da daha az yüzey pürüzlülüğü ile sonuçlanır [23]



Şekil 2.11: Son ürünün yüzey pürüzlülüğüne etki eden iki faktör a) Düz olmayan katman kenarları veya katman pürüzlülüğü ve b) metalin (yarı mamûl) yüzey pürüzlülüğünün son ürünün yüzey pürüzlülüğüne katkıları.

2.5.2 Üretim Atmosferi

Metalin altında işlendiği atmosfer, kimyasal kompozisyonu, işlenebilirliği ve ısı transferini etkiler. Genellikle eklemeli imalat sistemlerinde soy gaz kontrollü atmosfer ve / veya vakum sistemleri kullanılır. Çoğu metal tozu, havaya maruz kaldığında oksitlenme ve nem toplama eğilimindedir. Daha yüksek sıcaklıklarda bu oksidasyon

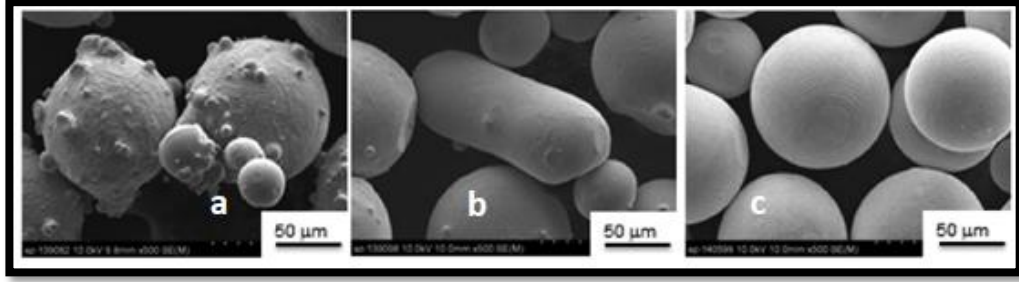
hızlanabilir. Bu nedenle kaynak makinelerinde olduğu gibi eklemeli imalat sistemlerinde de koruyucu atmosfer olarak soy gazlar kullanılır. Doğrudan enerji biriktirme ergiyik yüzeyi üzerinden akan bir koruyucu gaz altında çalışır. Seçici lazer ergitme süreçleri, bir argon veya nitrojen atmosferinin yapı yüzeyinde dolduğu veya aktığı atıl bir ortamda yürütülür. Seçici lazer ergitme işleminde düşük çözünürlük, lokal oksidasyona neden olabilecek ısı konsantrasyonuna yol açabilir.

Elektron ışın ergitme işlemi, elektronları üretmek için ısıtılmış bir filament (genellikle tungstenden yapılmıştır) kullanır ve bu, makineyi çalıştırmak için vakum altında bir oda gerektirir ($<5 \times 10^{-2}$ Pa oda basıncı, $<5 \times 10^{-4}$ Pa kolon basıncı). Işın ile ergitme işlemi sırasında, yapı hacmine elektriksel yüklenmeyi azaltmak için az miktarda helyum gönderilir. Bu, ışın çalışması sırasında yapı odasının basıncını yaklaşık 0,3 Pa'a yükseltir. Vakuma yakın bir ortamda çalışmak, sıvı buharlaşma hızının artmasına ve bazı ısı transferi sonuçlarına yol açar [23].

2.5.3. Hammadde Kalitesi

Eklemeli imalat işleminde kullanılan hammaddenin kalitesi, son parçanın kalitesi için önemlidir. Tozun kalitesi, boyut, şekil, yüzey morfolojisi, kimyasal bileşim ve iç gözeneklilik miktarı ile belirlenir. Tozun kalitesi, akışkanlık ve yoğunluk gibi fiziksel değişkenleri de belirler. Metal tozu üretmek için, farklı kalitelere sahip toz üreten çeşitli atomizasyon teknikleri vardır.

Tozun kalitesi doğrudan üretim tekniğiyle ilgilidir. Gaz atomizasyonu, rotatif atomizasyon, plazma dönen elektrot işlemi, plazma atomizasyonu gibi çeşitli teknikler ile toz üretimi yapılmaktadır. Bazı atomizasyon teknikleri düzensiz şekiller üretilmesine neden olur (rotatif atomizasyon gibi), diğerleri büyük miktarda uyduya (gaz atomizasyonu gibi) sahip tanelerin üretilmesine neden olur ve bazı üretim teknikleri oldukça küresel ve pürüzsüz şekilde tanelerin üretilmesini sağlar. Şekil 2.12.'de, farklı yöntemlerle üretilmiş metal tozlarının yüzey SEM mikrografları gösterilmektedir [27]. Hammadde içerisinde gözeneklilik bulunması, üretim sırasında soy gazı hapseden gaz atomizasyonu gibi belirli üretim tekniklerinde yaygındır. Bu hapsedilmiş gaz, hızlı katılma nedeniyle parçaya aktarılır ve üretilen son malzemede de tozun gözenekli olması sebebiyle boşluklu bir yapıya neden olur. Bu gözenekler küreseldir ve hapsedilen gazın buhar basıncından kaynaklanır.



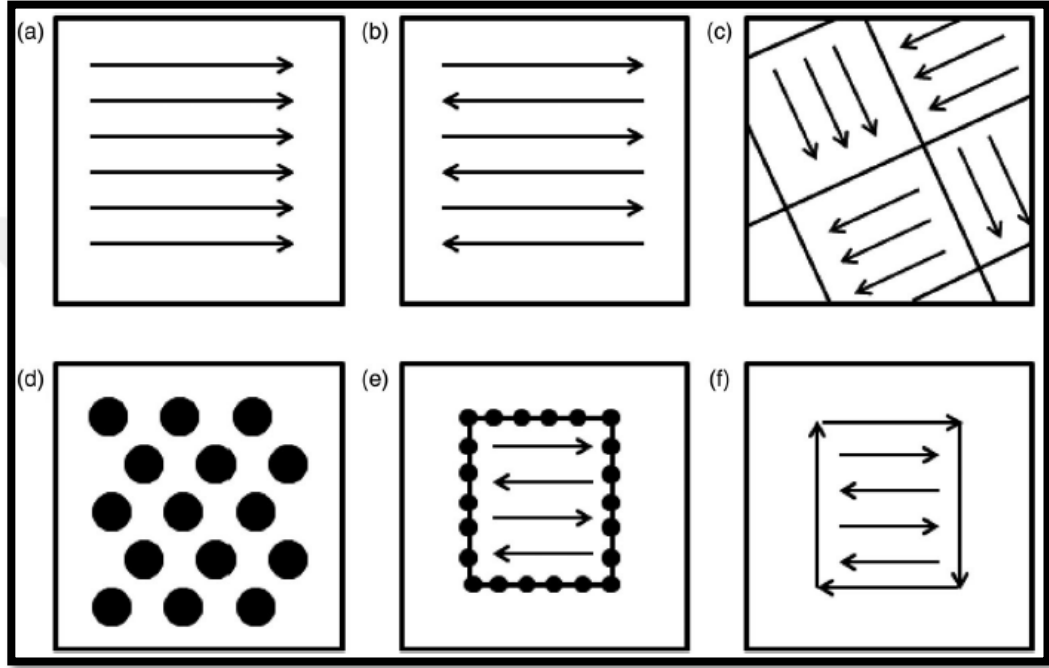
Şekil 2.12: Farklı yöntemlerle üretilmiş metal tozlarının SEM görüntüleri a)Gaz atomizasyon, b)rotatif atomizasyon ve c)plazma dönen elektrot işlemi ile üretilmiş toz yüzeyleri.

Akışkanlık ve yoğunluk, önemli toz özellikleridir. Düzgün parçacık yüzeyleri, uyduları veya diğer kusurları olan yüzeylerden daha iyidir. İnce parçacıklar veya iğnemi yapılar, daha büyük parçacıklar arasındaki ara boşluğu doldurarak yoğunluğu artırır, ancak akışkanlık azalabilir [23].

2.5.4. Tarama Teknikleri

Lazerler veya elektron ışınları için seçici ertitme veya biriktirme sırasında ısı kaynağının izlediği yol, tarama teknikleri olarak sınıflandırılır. Çeşitli tarama yöntemleri geliştirilmiştir ve bu tekniklerine ait şemalar Şekil 2.13.'te gösterilmiştir. Doğrudan enerji biriktirme için tarama teknikleri nispeten basittir ve toz veya tel besleme sisteminin hareketi ile sınırlıdır. Tek yönlü (a) ve çift yönlü (b) dolguların her ikisi de standart doğrudan enerji biriktirme işleme teknikleridir. Bu yöntemler, belirli bir parça katmanını eritmek için doğrusal dolgu kullanır. Seçici lazer ertitme ve elektron ışın ertitme işlemlerinde hem tek yönlü hem de çift yönlü dolgular kullanılmaktadır. Seçici lazer ertitmede artık gerilimi azaltmak için ada taraması (c) kullanılmıştır [46]. Ada taraması, tarama düzlemindeki sıcaklık gradyanlarını azaltır. Toz yatağı ertitme sistemleri, nokta modunda da eriyebilir (d). Bu nokta modu elektron ışın ertitmede dolgu ve toz yatağı arasındaki sınırlar olan konturları eritmek için kullanılır (e). Konturlar, parça geometrisinin serbest yüzeyleri boyunca ergiyerek parçanın kenarlarını takip eder. Kontur ertitme stratejisi tipik olarak doğrusal olsa da, seçici lazer ertitme sistemleri de konturlar kullanmıştır (f). İyi bir yüzey kalitesi için seçici lazer ertitme işleminde eritildikten sonra kontur geçişleri yapılırken elektron ışın ertitme işleminde ertitmeden önce yapılır [46]. Elektron ışın ertitme işleminde ertitme işlemi yapı malzemesini ısıtır; ertitmeden sonra akan konturlar, daha yüksek

sıcaklık nedeniyle daha fazla uydu oluşturma eğilimindedir ve daha pürüzlü bir yüzey kalitesi sağlar. Belirli bir yapı için tarama tekniği katman veya parça bazında ayarlanabilir. Tek yönlü, çift yönlü ve ada tarama teknikleri her katman arasında bir açı ile döndürülür. Tarama tekniklerinin işlem parametreleri üzerinde doğrudan bir etkisi vardır; ısı kaynağı gücü ve hızı, belirli bir tarama tekniği için optimize edilmelidir.



Şekil 2.13: Tarama stratejileri.

2.5.5. Biriktirme Yöntemleri

Hammaddenin ergiyik yüzeye bırakılma şekli şekli birikme hızını belirler ve biriktirme yöntemi malzeme kusuru ve özellikleri üzerinde güçlü bir etkiye sahip olabilir. Tel beslemeli doğrudan enerji biriktirme işlemlerinde, tel beslemesinin dikey açısı ve yatay açısı biriktirme verimliliği, yüzey pürüzlülüğü, eksik ergime ve diğer işleme kusurlarıyla ilişkilidir [47]. Benzer şekilde, toz püskürtme açısı, toz beslemeli işlemler için önemlidir. Hem toz beslemeli hem de tel beslemeli doğrudan enerji biriktirme işlemlerinde, biriktirme hızı kritik öneme sahiptir. Isı kaynağının biriktirme hızı ve oranı, belirli bir geçişte ne kadar malzeme bırakılacağını belirler. Doğrudan enerji biriktirme işlemlerinde, z eksenini yüksekliğini veya başka bir deyişle katman kalınlığını uygun şekilde seçmek için biriktirme oranı dikkate alınmalıdır. Toz yatağı

ergitme işlemlerinde katman kalınlığı, ergiyik yüzeyine ne kadar tozun taranarak dağıtılacağını belirler. Tarak, tozu yapı yüzeyine süpüren metal, seramik veya polimer kaplı bir çubuktur. Tarağın geçiş sayısı, mekanik tarak türü ve geçiş başına geri kazanılan toz miktarı, toz yatağı ergitme işlemlerinde toz dağıtım sisteminin verimliliğini belirler [23].

2.5.6. Isı transferi, Katılma ve Termal Çevrimler

Eklemeli imalat parçalarının metalürjisi, hammadde kimyasal kompozisyonu ve malzemenin uğradığı ısıl işlemler ile belirlenir. Katılma, metal çökeltinin ilk faz dağılımını ve tane morfolojisini belirler. Isı kaynağının hızı, gücü ve boyutu ergiyik havuzu geometrisini belirler ve bu da katılma kinetiğini belirler. Katılmadan sonra, termal döngü ve soğuma yolu çözelti kinetiğini ve tane büyümesini belirler.

Isı transfer yollarının eklemeli imalat süreçleri arasında nasıl farklılaştığını anlamak önemlidir. Doğrudan enerji biriktirme prosesleri ısıyı öncelikle alt tabakaya iletim, yapı malzemesine iletim ve koruyucu (soy) gaza taşınım yoluyla aktarır. Bu ısı transfer yolları, kaynak işlemi ile aynıdır. Seçici lazer ergitme işlemlerinde, iletim, parçayı çevreleyen bir termal yalıtkan görevi gören toz tarafından engellenebilir.

Elektron ışın ergitme iletim mekanizmaları seçici lazer ergitme işlemine benzer, ancak vakuma yakın ortam, ergitme işlemi sırasında taşınım yolu ile ısı transferini önemli ölçüde azaltır. Bu, elektron ışın ergitme işlemi için, yapı yüzeyinden radyasyon yolu ile kaybın ve makineye iletim yolu ile olan kaybın, ısı transferinin ana modları olduğu anlamına gelir. Elektron ışını ergitme işlemi yüksek sıcaklıklarda (400–1000 ° C) çalıştığından, elektron ışını ergitme yolu ile üretilmiş malzemenin termal geçmişi, yapı sırasındaki katılma ve bekletme sıcaklığı açısından dikkate alınmalıdır. Ergitilmiş metal, bir havuzda katılır ve tüm katmanlar erimeyi bitirene kadar yüksek sıcaklıkta tutulur. Doğrudan enerji biriktirme ve seçici lazer ergitme işlemlerinde, yapı sıcaklığını 100–200 ° C'ye çıkarmak için ısıtıcılar kullanabilir. Bu sayede artık gerilimin ve eğilmenin azaltılması amaçlanır. Bu sıcaklıklar malzeme faz ve tane yapısını önemli ölçüde etkileyecek kadar yüksek değildir.

Isı transfer şekli önemli mikroskobik sonuçlara sahip olabilir. Örneğin, bir ergiyik havuzunun derinliği, ergiyik havuzundan alttaki malzemeye ısı iletimi ile kontrol edilir [48]. Kusurları önlemek için gereken hız ve güç arasındaki ilişki birkaç faktöre bağlı olarak değişir: kenar etkileri, tarama stratejisi, parça geometrisi ve tarama

alanının altındaki toz kalınlığı. Tüm bu faktörler, ısı transferi için başlangıç koşullarında veya sınır koşullarında değişikliklere neden olur. Bir ısı kaynağı bir kenarın yakınından geçtikten sonra, önceki geçişten kalan ısı enerjisinin dağılması için yeterli süre geçmeden kenara geri dönebilir. Tarama stratejisi, stratejinin her ergitme geçişi arasında soğumaya nasıl izin verdiğine bağlı olarak ısı akışı üzerinde benzer bir etkiye sahip olabilir. Sabit güç ve hız göz önüne alındığında, küçük bir parça ergitme sırasında daha büyük bir parçaya göre daha yüksek bir sıcaklığa ulaşacaktır. Bu, daha küçük parçalarda daha fazla hataya yol açabilir. Toz yatağı ergitme işlemleri için, ergiyik alanı altındaki malzemenin durumu (katıya karşı toz) ısı transferini büyük ölçüde etkileyebilir. Toz (sinterlenmemiş veya sinterlenmiş) nispeten zayıf termal iletkenliğe sahiptir ve alt katmanın katı kısmına kıyasla termal olarak yalıtkan kabul edilebilir. Isı uygulandıkça tozun içinden daha yavaş akar ve bu da tozun üzerinde bulunan eriyik yüzeyinin aşırı ısınmasına yol açabilir.

Isı kaynağının gücü ve hızı, ergiyik havuzunun termal gradyanını ve sıvı-katı arayüz hızını da etkiler ve bunun neticesinde taneler eş eksenli veya kolonsal olarak büyüyebilir. Toz yatağı ergitme ve doğrudan enerji biriktirme işlemlerinde, üst toz tabakası ergitilirken ve alttaki tabakalar yeniden ergitilir. Bu, malzeme yeniden ısınırken ve soğurken termal döngü oluşturur. Doğrudan enerji biriktirme ve seçici lazer ergitme işlemleri oda sıcaklığında veya yakınında gerçekleştirilir (ısıtıcılar 100–200 ° C'ye kadar çıkabilir); malzeme hızla soğur. Elektron ışın ergitme işlemlerinde, proses yüksek bir sıcaklıkta meydana gelir. Elektron ışın ergitme işleminde, katman ergitme süreci tamamlandıktan sonra parçanın 100 ° C'nin altına soğuması parça geometrisine bağlı olarak 5–80 saat sürebilir [27].

2.5.7. Modelleme ve Simülasyon

Eklemeli imalat için modellemenin birincil hedeflerinden biri, değişken toz, tasarım, enerji girdisi, yol / katman sıralaması ve ısı işlem sonrası işlemlere dayalı olarak deney ve hata optimizasyonuna olan ihtiyacı azaltmaktır. Bu deneyler birkaç yıla yayılabilir ve belirli bir işlem için her bir malzeme tozu / tel / bant kombinasyonu için milyonlarca dolara mal olabilir. Malzemeler ve işleme yönelik tüm bu karmaşık seçenekler göz önüne alındığında, parça performansını tahmin edebilen, işleme ve malzeme stratejilerinin geliştirilmesini destekleyen ve entegre bir şekilde malzeme tasarımına yardımcı bir simülasyon yeteneğine ve modellere sahip olmak önemlidir.

Yapının artık gerilim miktarı, geometrisi ve kalitesinin ön görülebilmesi için doğru hesaplama araçlarının mevcut olmaması; yüzey gerilimi, mikroyapı vb. faz değişim dinamiklerini içeren hesaplama araçlarının mevcut olmaması; altlık ile ışıın arasındaki etkileşimin, faz değişikliklerinin ve çok sayıdaki termo-fiziksel değişkenin tam olarak anlaşılmasını eklemeli imalat süreçlerinin modellenmesini zorlaştıran çeşitli zorluklardır. Bu zorluklar ile başa çıkabilmek adına farklı ölçeklerde farklı modeller kullanılmaktadır [23]:

- Mikro ölçekli (10^{-9} m ile 10^{-6} m): Katılaşmış malzemenin mikro yapısını tahmin etmek için faz-alan modellemesi (bu, katılaşmanın modellenmesi, katı hal faz dönüşümleri, tane irileşmesi vb. içerir)
- Parçacık ölçeği (10^{-6} m ile 10^{-3} m): Küçük yapı hacimlerinin anlaşılması ve makroskopik simülasyonlar için (ör. ışın-toz etkileşimleri ve toz pekiştirme simülasyonları)
- Mezo-ölçek (10^{-3} m): Faz değişim dinamiklerini ve sıvı akışını içeren makroskopik simülasyonlar (ör. hareketli bir ısı kaynağına dayalı sıcaklık profili hesaplamaları)
- Makro ölçek (10^{-3} m ila 1 m): Tamamen üretilmiş parçaların şekil kalitesini ve çarpılmasını, artık gerilmelerini vb. değerlendirmek için kaba taneli veya homojen termo-mekanik simülasyonlar

2.5.8. Hatalar

Gözeneklilik, metal eklemeli imalat ile üretilmiş parçalarda yaygınca karşılaşılan bir kusurdur ve mekanik özellikleri olumsuz etkileyebilir. Gözeneklilik, toz kaynaklı, proses kaynaklı veya katılaşma esnasında yaşanan bir problem kaynaklı olabilir. Toz atomizasyonu sırasında toz halindeki hammadde içinde gaz gözenekleri oluşabilir. Bu küresel gaz gözenekleri, parçalara taşınabilir. Genellikle gözenek oluşumu işlem kaynaklıdır. Gözenekler oluşturabilecek mekanizmalardan kaçınmak için işlem parametreleri uygun şekilde ayarlanmalıdır. İşlemden kaynaklanan gözeneklilik, uygulanan enerji tam ergime için yeterli olmadığında veya çapak sıçraması meydana geldiğinde oluşur. Bu gözenekler tipik olarak küresel değildir ve çeşitli boyutlarda olabilir. Farklı işleme sorunları, malzemede kusurlar yaratabilir ve

bunların bazıları gözenekliliğe katkıda bulunur. Bir toz bölgesine yeterli güç sağlanmadığında, ergime eksikliği meydana gelebilir. Uygulanan güç çok yüksek olduğunda, çapak sıçraması meydana gelebilir. Çapak sıçraması, gözenekli bölgelere de yol açabilir [23].

Artık gerilme, işleme sırasındaki büyük termal gradyanlar nedeniyle metal eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş malzemelerde yaygındır. Mekanik özellikleri olumsuz etkileyebilir ve tane yapısındaki değişiklikler için itici bir güç görevi görebilir. Artık gerilme, uygulanan gerilmenin giderilmesinden sonra da devam eden malzeme içindeki bir gerilmedir. Bu gerilme, malzemenin yerel akma gerilimini aşarsa, çarpılma veya plastik deformasyon meydana gelebilir. Bu gerilim, malzemenin lokal gerilme mukavemetini aşarsa, çatlama veya diğer kusurlar meydana gelebilir. Makroskopik kalıntı gerilmeler, eklemeli imalat ile üretilmiş parçaların mekanik davranışı üzerinde önemli bir etkiye sahip olabilirken, çökeltilerden veya atomik dislokasyonlardan kaynaklanan mikroskobik artık gerilmelerin etkileri daha bölgeseldir. Makroskopik artık gerilme, katının farklı ısıtılması ve katılaşma sırasında ve sonrasında farklı soğuma hızlarına bağlı olarak oluşabilir [49].

Çatlama, katman ayrılması veya şişme gibi kusurların oluşumu esas olarak işlem sıcaklığına bağlıdır. Mikroyapıda çatlama, katılaşma veya katılaşma sonrasında ısıtma sırasında meydana gelebilir. Makroskopik çatlaklar, gözeneklilik dâhil diğer kusurlarla ilgili olabilir. Bir çatlak iki katman boyunca devam ediyorsa buna katman ayrılması ismi verilir. İşlem sıcaklığı çok yüksekse, ergiyik havuzu boyutu ve yüzey geriliminin bir kombinasyonu şişmeye neden olabilir. İşlem koşulları sıkı bir şekilde kontrol edilirse, bu kusurların çoğu önlenebilir. Mikroyapının çatlama da malzemeye bağlıdır ve çatlamanın kaçınılmaz olduğu bazı işlem durumları olabilir. Eklemeli imalat ile üretilmiş malzeme çatlakların olduğu malzemeye bağlı farklı mekanizmalar vardır [46]. Çok fazla enerji uygulanırsa ve ergiyik havuzunun katılaşmış alanları ile henüz katılaşmamış alanlar arasında oluşan gerilmeden kaynaklanırsa, bazı malzemeler için katılaşma çatlama meydana gelebilir. Bu tip çatlama, malzemenin katılaşma doğasına bağlıdır (dendritik, hücresel, düzlemsel). Uygulanan yüksek enerji daha yüksek termal gradyanlara yol açar, bu da katılaşma çatlakları için gereken termal gerilimi sağlar. Tane sınırı çatlama, malzemenin tane sınırları boyunca çekirdeklenen veya meydana gelen çatlaklardır. Bu tür çatlakların nedeni çökelti fazlarının oluşumuna, çözünmesine ve tane sınırı morfolojisi gibi malzeme özellikleridir.

Katman ayrılması, katmanlar arasındaki ergimenin eksik olması nedeniyle parçalar içindeki bitişik katmanların ayrılmasıdır. Bu, tozun ergimesinin eksik olması veya alttaki katının yeniden ergimesinin yetersiz olması nedeniyle meydana gelebilir. Ergime eksikliği kusurlarının etkileri parçanın iç kısmında lokalize edilebilir ve sonradan işlemle hafifletilebilirken, katman ayrılmasının etkileri makroskopiktir ve son işlemle onarılamaz. Altlığın ısıtılması ile katman ayrılmasının azaltılabildiği görülmüştür [50]. Fazla enerji girişi veya malzemenin üzerindeki enerjiyi atabileceği yolların azalması ise üretilen malzeme üzerinde şişme gibi hataların oluşumuna neden olur [23].

2.5.9. Son İşlemler

Eklemeli imalat işlemi ile metal parçalar üretildiğinde, imal edilmiş bir parçayı bir son ürün haline getirmek için kullanılan birçok işlem vardır. Parçalar, bir eklemeli imalat makinesinden çıktıktan sonra direkt kullanım için hazır olmayabilir. Fazla toz çıkarılmalı, yapı altlığından parçalar çıkarılmalı, destek yapıları çıkarılmalıdır. Mekanik özellikleri iyileştirmek için ısıtım işlemleri gerekebilir ve istenen yüzey kalitesi veya geometrik toleransı elde etmek için parçaların yüzeyi işlem görebilir.

Parçalar altlıktan çıkarıldıktan ve destek parçaları alındıktan sonra, artık gerilimi azaltmak, gözenekleri kapatmak ve / veya malzemenin mekanik performansını iyileştirmek için ısıtım işlemi uygulanabilir. Üretilen parçalar kullanılacakları şartlara bağlı olarak istenen mikroyapı ve mekanik özellikleri elde etmek için ısıtım işlemi tabii tutulur. Malzeme, gözenekliliği ve iç çatlakları azaltmak için eş basınçlı sıcak presleme ile işlem görebilir, fırında çözeltiye alınabilir veya yaşlandırma işlemi görebilir. Çeşitli ısıtım işlem türleri, tane boyutu, tane oryantasyonu, çökme fazları, gözenekliliği ve mekanik özellikleri etkileyebilir. Mikroyapı, çözünme, çökme, büyüme, yeniden kristalleşme gibi işlemler ile değiştirilir.

Yüksek sıcaklıklarda difüzyon miktarının artması sayesinde atomlar gerilimin yüksek olduğu bölgelerden düşük olduğu bölgelere doğru hareket eder. Bu sayede iç gerilme azalır. Çeşitli eklemeli imalat yöntemleri ile üretilmiş parçalar iç gerilmeyi gidermek için tavlama işlemine tabii tutulabilir. Bu tavlama işlemi difüzyona izin verecek, ancak istenmediği durumlarda yeniden kristalleşmeye veya tane büyümesine izin vermeyecek sıcaklıklarda ve sürelerde yapılmalıdır. Kolonsal tanelerden eş eksenli tanelere dönüşüm için yeniden kristalleşme işlemi tercih edilebilir. Çökme

sertleşmesi işlemi görmüş malzemelere çözeltiye alma işlemi ve çökelti fazlarını oluşturmak/büyütmek için yaşlandırma işlemi uygulanabilir. Çözeltiye alma işlemi tüm çökeltilerin çözüneceği bir sıcaklıkta ancak tane büyümesine izin vermeyecek kadar kısa sürelerde yapılmalıdır.

Eklemeli imalat ile üretilmiş parçalar istenen yüzey kalitesine ulaşabilmek adına talaşlı imalat ile işlenebilir. Eklemeli imalat süreci ardından parçalar pürüzlü bir yüzeye sahiptir ve bu parçaların yüzeylerini işlemek için bilgisayar kontrollü (CNC) frezeler, zımparalar, taşlama ve parlatma cihazları kullanılabilir [23].

Özet olarak eklemeli imalat teknolojilerinin sunmuş olduğu avantajlar:

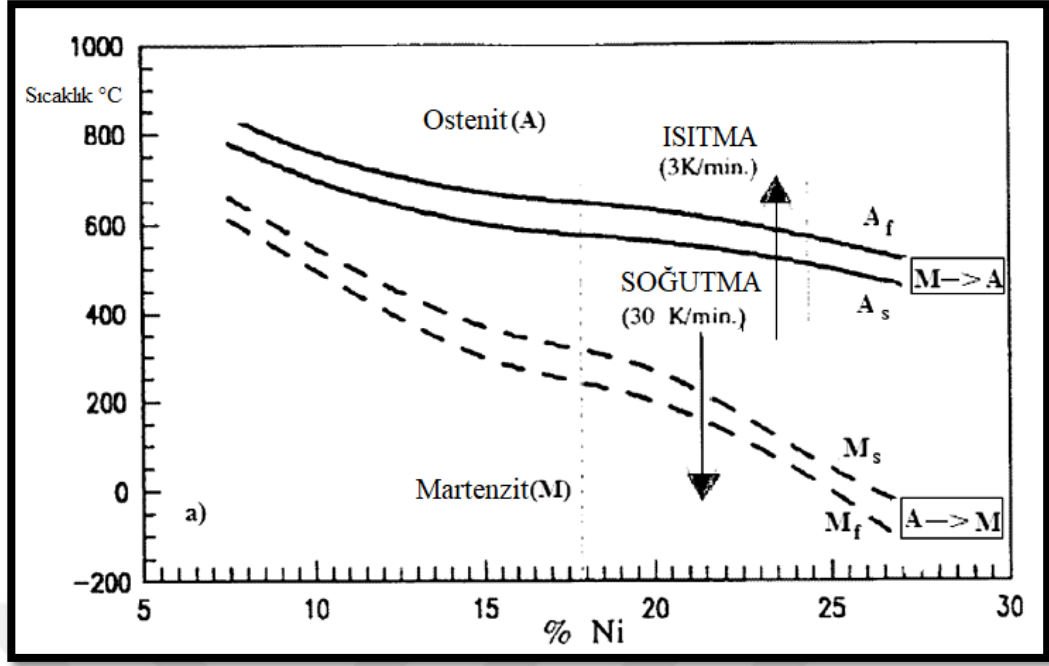
Son şekle yakın üretim, özel parçalar için imalat süresinin azaltılması, bilgisayar destekli tasarım modelleri ve taramalar üzerinden özel parçaların üretimi, tasarımda yüksek esneklik, karmaşık geometrilere sahip parçaların imalatı, içi boşluklu ve kapalı yapılar, topoloji optimizasyonu, fabrikasyon süreçlerinin otomasyonu, alet ve kalıpların kullanılmaması, eksiltici stratejinin yerine (talaş kaldırma vb.) ekleme stratejisi nedeniyle malzeme tasarrufu, yağlayıcılar ve soğutucular gibi zararlı-toksik kimyasalların azaltılması, imal edilen parçaların yoğunluğunun yüksek olması (nadiren teorik yoğunluğun % 100'üne ulaşılır), türünün tek örneği parçalar, az sayıda parça üretim için uygunluktur. Bunun yanı sıra, eklemeli imalat teknolojilerinin beraberinde getirdiği dezavantajlar:

Çıkıntılar için tasarlanan destek parçalar sebebi ile olası malzeme atıklarının olması, sınırlı çeşitlilikte hammadde malzemesi, eklemeli imalat parçalarının mekanik ve termal özellikleri için standart eksikliği, hammadde geri dönüşümü için standardizasyon eksikliği, eklemeli imalat parçalarının anizotropisi, artık termal gerilmeler, artık gözeneklilik, nedeniyle zayıf yüzey kalitesi, çok sayıda parçanın seri üretimi için uygun olmamasıdır [51].

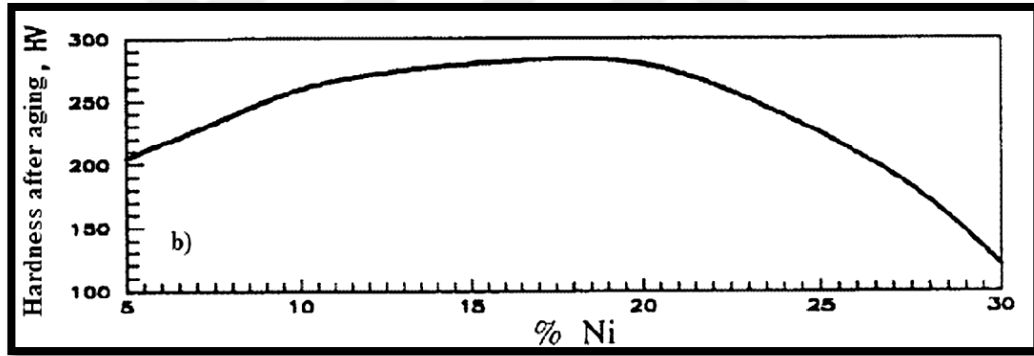
3. MARAGING ÇELİKLERİ

Maraging çelikleri, düşük karbonlu ve yüksek nikel içerikli bir grup martenzitik çeliktir. İsimleri, "martenzitik" ve "yaşlanma (aging)" kelimelerinin birleştirilmesinden türetilmiştir. Bu çelikler, sertliği ve mukavemeti büyük ölçüde iyileştirmek için yaşlanma ısıl işlemlerine tabi tutulur. Maraging çelikleri, intermetalik çökeltileri oluşturmak için eklenen çok sayıda alaşım elementi, özellikle Ni, Co, Mo, Ti ve Al ile karakterize edilir. Bu çelikler, yüksek mukavemeti iyi tokluk ile birleştirerek çok iyi mekanik özellikler sergiler. Maraging çelikleri, metal eklemeli imalat yöntemi ile üretilebilmektedir [52]. Özellikle iyi bir kaynak kabiliyetine sahip olmalarından dolayı eklemeli imalat işlemine uygundur. Özellikleri, onları havacılık endüstrisindeki ağır hizmet uygulamaları için, motorlarda veya enjeksiyon kalıplama, basınçlı döküm, ekstrüzyon ve zımbalama için kalıp ve kalıp imalatı için uygun hale getirir. Bu sınıf çelikler yüksek sıcaklık uygulamaları için kullanılamaz. Çalışma sıcaklığı 500 ° C'nin üzerine çıktığında, önceki yaşlanma ile güçlü bir etkileşim olacak ve bu da aşırı bir mukavemet düşüşüne yol açacaktır [5].

Demir – nikel faz diyagramı ve demir içerisindeki nikel miktarının artışının sertlik üzerindeki etkileri bu çeliklerin uygun kompozisyonun ve uygun ısıl işlemin seçilmesine yardımcı olacaktır. Şekil 3.1'de demir-nikel yarı kararlı faz diyagramı paylaşılmıştır [54]. Yaklaşık olarak % 18 Ni içeren alaşım, 650°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda tek fazlı ostenit alanında olacaktır (genellikle ostenizasyon-homojenizasyon sıcaklığı yaklaşık 820 ° C'dir) [53], [54]. Bu nikel içeriği ile alaşım soğuduktan sonra en yüksek mukavemeti sergiler [53], [55]. Ayrıca Şekil 3.2'de Ni içeriğine bağlı olarak, eklenen alaşım elementlerinin demir-nikel alaşımlarının tavlama sonrası sertlik değerine olan etkileri paylaşılmıştır [55].



Şekil 3.1: Demir-nikel yarı-kararlı faz diyagramı.



Şekil 3.2: Fe-Ni alaşımlarının, Ni yüzdesine bağlı olarak tavlama sonrası sertlik değişimi.

En yaygın maraging çelikler alaşım elementi olarak içerisinde % 18 Ni olanlardır. Genellikle akma gerilimini ksi (inç kare başına kilopound) olarak belirten bir sayı (200, 250, 300, 350) ile tanımlanırlar. Bu nedenle maraging çeliklerin nominal akma gerilimi 1400 ile 2400 MPa arasındadır. Tablo 3.1 , Tablo 3.2 ve Tablo 3.3'te çeşitli maraging çeliklerinin akma gerilimleri ile ilgili bilgiler verilmiştir [10], [56], [57]. Maliyetleri düşürmek için düşük nikel ve kobalt içerikli maraging çelikleri geliştirilmiştir. Ancak performansları 18-Ni kaliteleri ile elde edilen sonuçlardan daha düşüktür.

Tablo 3.1: Maraging çeliklerinin kimyasal bileşimlerine göre akma dayanımları.

Maraging Çelikleri						
Tip	Akma Sınırı (MPa) %0,2 kalıcı uzama gerilmesi	Alaşım İçeriği (%)				
		Ni	Co	Mo	Ti	Al
18Ni1400	1400	18	8,5	3	0,2	0,1
18Ni1700	1700	18	8	5	0,4	0,1
18Ni1900	1900	18	9	5	0,6	0,1
18Ni2400	2400	17,5	12,5	3,75	1,8	0,15
17Ni1600(döküm)	1600	17	10	4,6	0,3	0,05

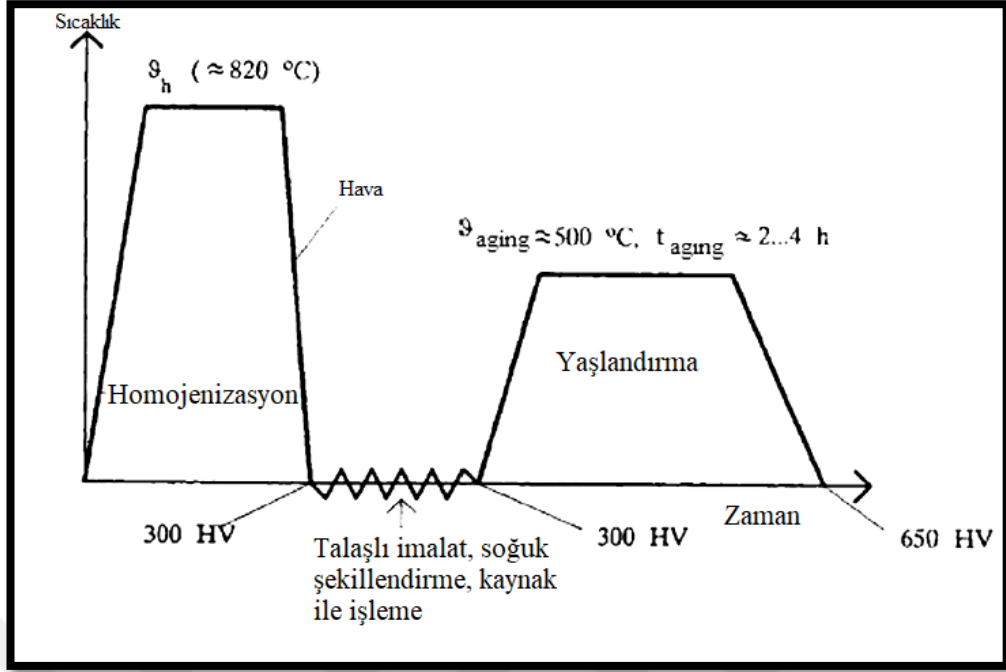
Tablo 3.2: %18 Ni maraging çeliklerinin farklı yaşlandırma sürelerine göre mukavemet değerleri.

Özellik	18Ni1400	18Ni1700	18Ni1900	18Ni2400
	Çözeltiye Alma (1sa 820°C)			
Akma Sınırı - %0,2 Kalıcı uzama gerilmesi (N/mm ²)	800	800	790	830
Çekme dayanımı (N/mm ²)	1000	1010	1010	1150
% Uzama	17	19	17	18
% Kesit daralması	79	72	76	70
Sertlik (HRC)	27	29	32	35
	Çözeltiye Alma (1sa 820°C), yaşlandırma (3sa 480°C)			Çözeltiye Alma (1sa 820°C), yaşlandırma (12sa 480°C)
Akma Sınırı - %0,2 Kalıcı uzama gerilmesi (N/mm ²)	1310-1550	1650-1830	1790-2070	2390
Çekme dayanımı (N/mm ²)	1340-1590	1690-1860	1830-2100	2460
% Uzama	6-12	6-10	5-10	8
% Kesit daralması	35-67	35-60	30-50	36
Elastisite modülü (GN/mm ²)	181	186	190	191-199
Sertlik (HRC)	44-48	48-50	51-55	56-59
Poisson oranı	0,264	0,3	0,3	0,26

Tablo 3.3: Çeşitli maraging çeliklerinin oda sıcaklığındaki özellikleri.

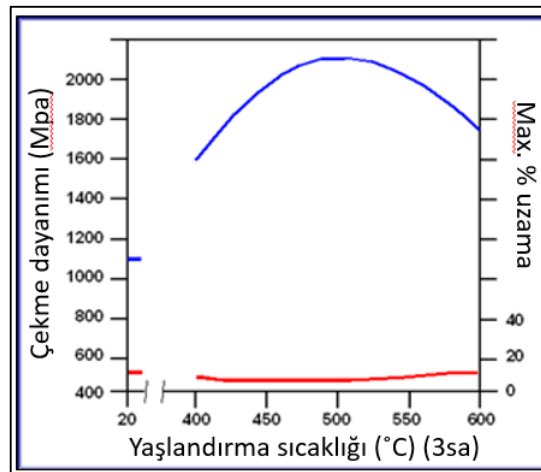
Sınıf	Akm a Sınırı - %0,2 Kalıcı uzama gerilmesi (N/m ²)	Çekme dayanımı (N/m ²)	% Uzama	% Kesit daralması	Charpy Darbe Dayanımı (J)	Sertlik (HR C)	Kırılma Tokluğu MN m ^{-3/2}	Elastisite modülü (GN/mm ²)	Poisson oranı
18Ni 200	1310-1550	1345-1585	6-12	35-67	35-68	44-48	110-176	181	0,26
18Ni 250	1655-1825	1690-1860	6-10	35-60	24-45	48-50	99-165	186	0,3
18Ni 300	1790-2070	1825-2105	5-10	30-50	16-26	51-55	88-143	190	0,3
Döküm Sınıf 1	1635	1718	10	40	20	-	-	-	-
P/M	1918	1946	10	54	31	52	-	-	-

Düşük karbon içeriği nedeniyle katı çözeltiler ve martensit sertleştirme ile yüksek mukavemet elde edilemez; daha ziyade yumuşak martenzitik matriste intermetalik bileşiklerin çökertilmesiyle yüksek mukavemet elde edilir. Yaygın ısıl işlem adımları, çözeltiler alma ve yaşlandırma'dır. Şekil 3.3'te bu çeliklerin ısıl işlem aşamaları şematik olarak gösterilmiştir [6]. Malzeme, 800 ° C ile 900 ° C arasında tamamen ostenitik bölgede çözeltiler alınır, ardından aşırı doymuş katı bir çözeltiler elde etmek için çok hızlı soğutulur. Ortaya çıkan mikro yapı, birincil ostenit taneciklerinde çekirdeklenen iğnemsiz (lath) martenzittir [58]. Bu ısıl işlemten sonra, bir ostenit stabilizatörü olan nikel varlığı nedeniyle bir miktar artık ostenit kalabilir [59].



Şekil 3.3: Maraging çeliklerinin elde edilmesi için uygulanan ısıl işlem adımları.

Yaşlandırma işlemi 450 ° C ile 650 ° C arasında değişen farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilebilir [60]-[62]. Mukavemet artışı, yaşlanma sıcaklığının ve süresinin bir fonksiyonudur, çünkü bu iki parametre çökeltme kinetiğini etkiler. Şekil 3.4'te 3 saat süre ile yaşlanmaya bağlı olarak akma dayanımı ve yüzde uzama değerlerinin değişimi verilmiştir. Şekilden anlaşılacağı üzere mukavemet iki kattan fazla artmasına rağmen uzamada ciddi bir değişim gözlenmemektedir [63].

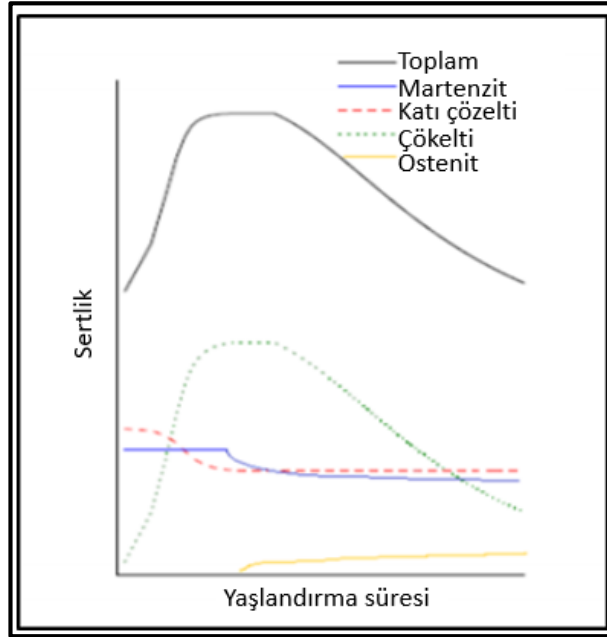


Şekil 3.4: Yaşlanma sıcaklığına bağlı olarak akma mukavemeti ve yüzde uzama değerlerindeki değişim.

Bir sonraki ısıl işlem (yaşlanma), Fe_2Mo veya Fe_7Mo_6 çökeltilerinin ardından Ni_3Ti (veya daha genel olarak Ni_3X fazlarının, burada $X = Ti, Mo, V, W$) intermetaliklerin difüzyon ile çekirdeklenmesini ve büyümesini sağlar. Martenzitten ostenit dönüşüm, nikel bakımından zengin çökeltilerin çözünmesi nedeniyle $500^{\circ}C$ 'nin üzerindeki sıcaklıklarda meydana gelir. Ardından, dönüşen ostenit, mekanik özelliklerin değişmesine neden olan oda sıcaklığında tutulur.

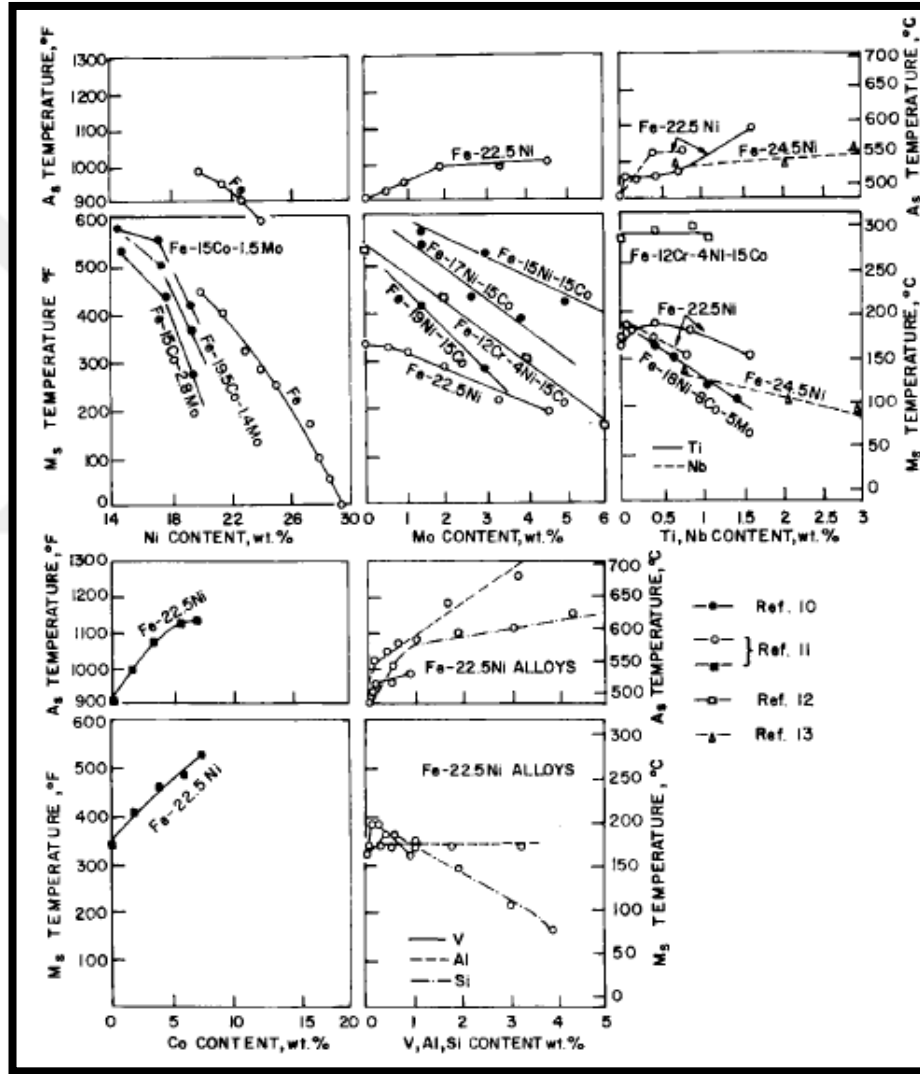
Yaşlanma işlemi, $450^{\circ}C$ ila $650^{\circ}C$ arasında değişen farklı sıcaklıklarda gerçekleştirilebilir. Mukavemetlendirme, yaşlanma sıcaklığının ve zamanının bir fonksiyonudur. Çünkü bu iki parametre çökeltme kinetiğini etkiler. Yaşlanma sırasında, çökeltilerin kabalaşması ve ostenit dönüşümleri nedeni ile yapıda yumuşama olur. Sıcaklık ile arttırılan yüksek katı hal difüzyonu sayesinde yumuşama ve mukavemet arttırıcı mekanizmalar aynı anda gerçekleşebilir. Bu nedenle, sıcaklık arttıkça mukavemetin pik değeri azalır. Çünkü mukavemet arttırma, yumuşama ile dengelenir. Sertlik, her sıcaklık için farklı zamanlarda bir zirve yaptığından, sıcaklık ve süre seçimi önem arz etmektedir.

Maraging çeliğin mukavemeti üç katkıya dayanır: martenzitik matrisin mukavemeti, katı çözeltili sertleştirilmesi ve çökeltme sertleşmesi [64]. Yaşlanma zamanının bir fonksiyonu olarak bu katkılar Şekil 3.5'te gösterilmektedir [8].



Şekil 3.5: Çözeltili alma işleminden sonra yaşlanma sırasında zamana bağlı olarak sertlik ve yumuşamaya olan katkıları.

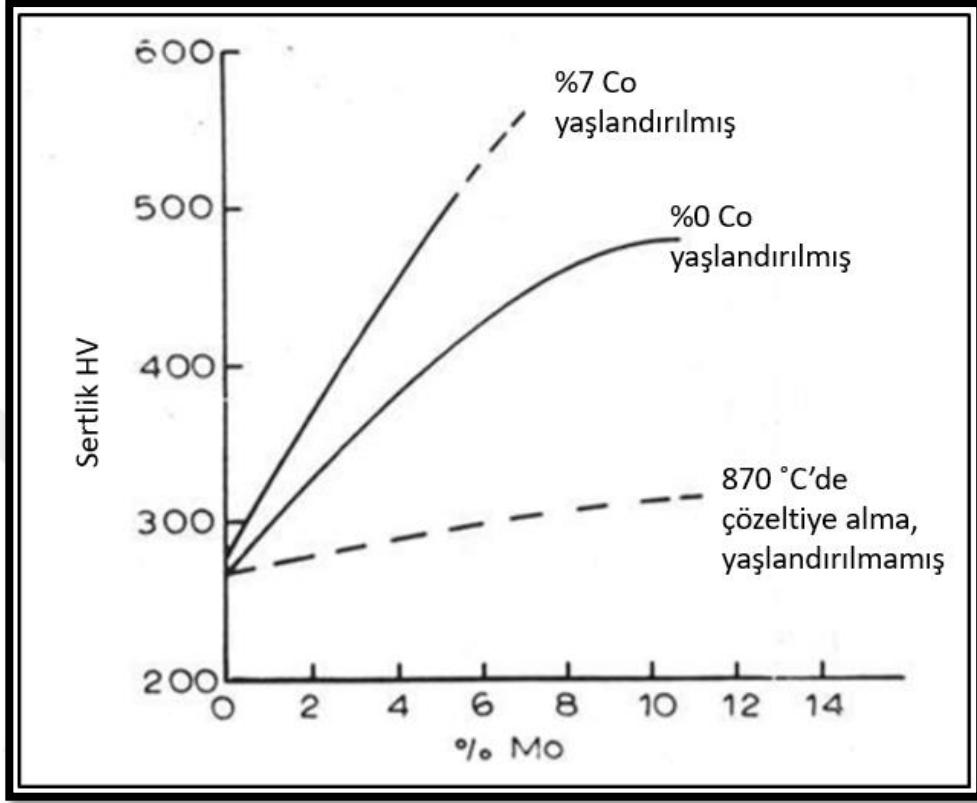
Martensit mukavemeti, karbon içeriği, tane boyutlarındaki azalma ve dislokasyon yoğunluğu ile kontrol edilirken, katı çözelti sertleştirme çözünen atom türlerine ve konsantrasyonlarına bağlıdır. Şekil 3.6'da alaşım elementlerinin demir bazlı alaşımlarda martenzit oluşum başlangıç ve bitiş sıcaklıklarına olan etkileri paylaşılmıştır [57]. Co, çözelti kuvvetlendirmesine daha yüksek katkı sağlar, ardından Ti ve Mo gelir. Ni ve Al, diğer alaşım elementlerinden daha düşük bir etkiye sahiptir [64]. Şekil 3.7'de Co ve Mo'in sertliğe olan etkileri verilmiştir [65].



Şekil 3.6: Demir bazlı alaşımlarda alaşım elementlerinin martenzit ve ostenit dönüşüm başlangıç sıcaklıklarına olan etkileri.

Çökeltme başladığında, çözünen maddelerin tükenmesi katı çözelti sertleşmesinde bir düşüşe neden olur. Ancak çökeltme sertleşmesi sertliğe en önemli

katkıyı verir. Kobalt, nikel intermetaliklerinin oranını arttıran ve Fe-Mo fazının çökmesini artıran Mo'in çözünürlüğünü düşürür. Bu çeliklere eklenen alaşım elementlerinin yapıda oluşturduğu fazlar Tablo 3.4'te verilmiştir.



Şekil 3.7: Mo ve Co elementlerinin 480°C yaşlandırma sıcaklığında %18 Ni maraging çeliklerinin sertliği üzerine etkisi.

Tablo 3.4: Maraging çeliklerinde görülen muhtemel fazlar.

Faz	Kimyasal Formül	Kristal Yapı
Martenzit (α -Fe)		BCC
Ostenit (γ -Fe)		FCC
ω	A_2B	Hegzagonal
S	A_8B	Hegzagonal
X	A_3B	Hegzagonal
μ	Fe_7Mo_6	Rombohedral
H	$Ni_3(Ti,Mo)$	Hegzagonal
Laves fazları	Fe_2Mo	Hegzagonal
Ni_3Mo	Ni_3Mo	Ortorombik

Yaşlanmanın son evrelerinde ortaya çıkan molibden zengin fazlar hala araştırılmaktadır. Bu belirsizliklerin bir nedeni çökeltilerin nanometrik ölçekte olması,

dolayısıyla karakterize edilmelerinin sorunlu olmasıdır. Bununla birlikte, sertleşme martenzitik matris içinde ve iğnemsî (lath) sınırlarında tercihli olarak $Ni_3(Ti, Mo)$ ve Fe-Mo fazının çökeltilmesine atfedilir.

İlk oluşan çökelti Ni_3Ti 'dir ve mukavemete daha fazla katkı sağladığına inanılmaktadır. Fe ve Co, nikelin yerine az miktarda geçebilirken, Ti atomları Mo ve Al ile ikame edilebilir, bu nedenle oluşan fazlar genellikle $Ni_3(Ti, Mo, Al)$ olarak tanımlanır. Bu çökelti, sırasıyla yaklaşık 5nm ve 10-20nm genişlik ve uzunluğa sahip çubuk şeklinde veya elipsoidal olabilir. Bunlar aynı zamanda etkili bir şekilde kabalaşmayı önleyici rol oynar. H fazı boyunca ve Ni_3Mo çökeltileri iğne benzeri kümeler şeklinde yapıda bulunurlar. Bunlar karasız fazlardır ve yaşlanma ilerledikçe çözünerek azalır. Fe-Mo çökelti matris ile uyumlu olmadığından, yaşlanmanın erken aşamasında görülürler. Sonrasında sistemin dengeye ulaşma eğilimi Ni_3Mo çözülmesini teşvik eder. Bu sayede matris Mo'ce zenginleşerek küresel Mo-zengin fazlarını üretir. Bu faz bileşimi açıkça tanımlanmamıştır; Bazı çalışmalarda Laves evresi (Fe_2Mo), diğer çalışmalarda μ evresi (Fe_7Mo_6) olarak tanımlanmıştır. Tam olarak ne olduğu bilinmese de, η ve Ni_3Mo 'e göre mukavemet üzerine daha düşük bir etkiye sahip olduğu bilinmektedir. Bu faz özellikle aşırı yaşlanma koşullarda ortaya çıkmaktadır. $500^\circ C$ ile A_s arasındaki sıcaklıklarda, çok hızlı bir çökelti oluşur ve kolayca aşırı yaşlanma bölgesine geçiş olur. Bu sıcaklık aralığında çökeltme ve Ni_3Mo 'nun çözülmesini takip eden, başka bir reaksiyon gözlemlenir. Bu reaksiyon östenit fazının tekrar oluşmasıdır.

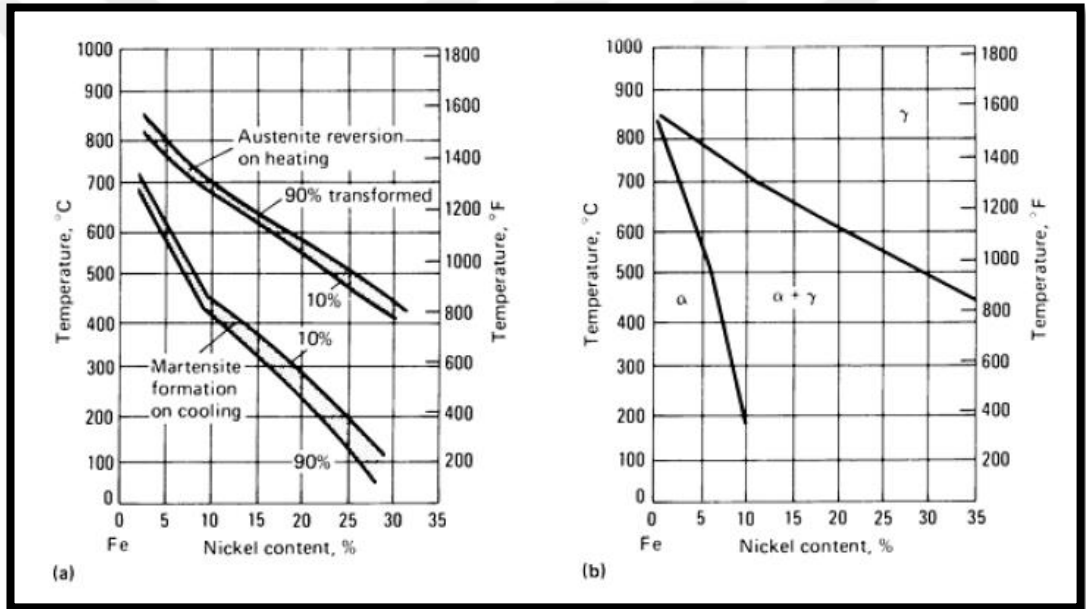
Maraging çeliğine birbirini takip eden iki farklı ısıl işlem uygulanmaktadır [66]. Bu prosesler;

- Çözeltiye alma ısıl işlemi,
- Yaşlandırma ısıl işlemidir.

Çözeltiye alma ısıl işleminde çelik östenitleme sıcaklığına ($815-825^\circ C$) ısıtılarak alaşım elementlerinin çözeltiye geçmesi için yeterli süre bekletilerek yapı tamamen ostenite çevrilir. Bekleme süresi genelde 20 mm kalınlıktaki çelik için 1 saattir. Bekletme işlemi ardından yavaş soğutulur (havada soğutma) martenzit fazı elde edilir. Maraging çeliklerinde yüksek oranda nikel elementi varlığı yavaş soğutma koşullarında yapıda perlit ve ferrit oluşumunu engellemektedir. Bu neden ile yavaş soğutma koşullarında martenzit elde edilebilmektedir. Çözeltiye alma ısıl işlemi çeliği

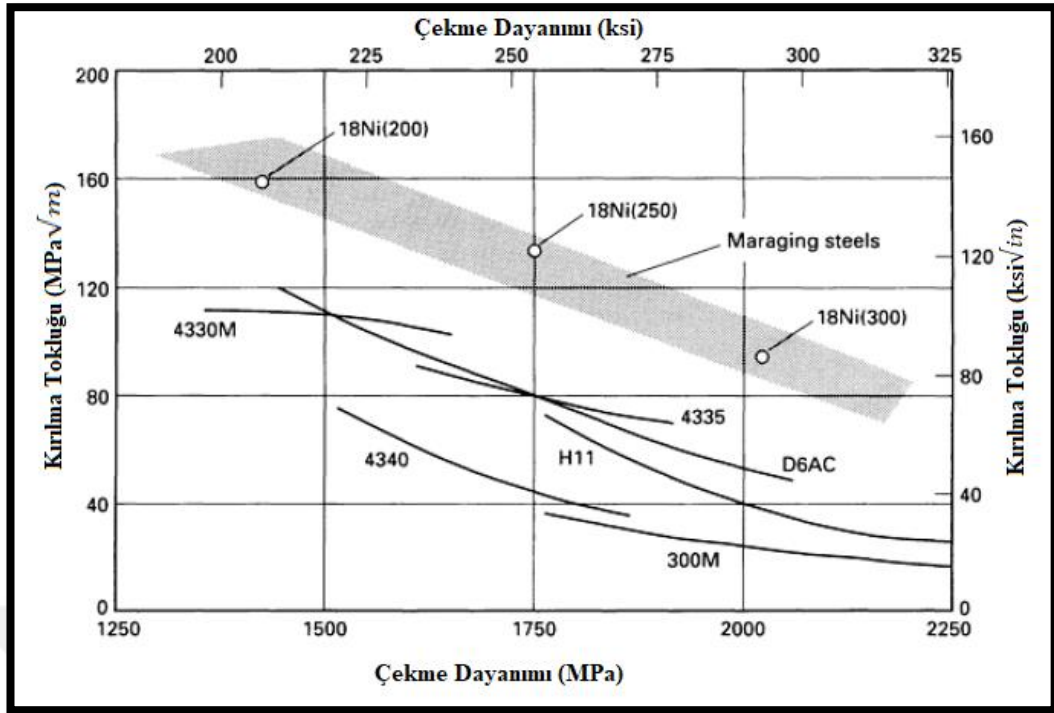
havanın olumsuz etkilerinden korumak amacı ile atmosfer kontrollü fırında yapılmaktadır. Fırında genellikle azot-argon gibi soy gazlar tercih edilmektedir [66], [67].

Şekil 3.8’de maraging çeliklerinin ostenit sıcaklığından soğutulması sırasında yapıdaki martenzitik dönüşüm davranışını gösteren yarı kararlı demir-nikel faz diyagramı verilmiştir [8]. Ostenit sıcaklığından yavaş soğuma sırasında) ostenit fazı martenzit fazına dönüşmektedir. Şekildeki diyagramdan görüleceği üzere martenzitik dönüşüm sıcaklığı çeliğin yapısındaki nikel miktarına bağlı olarak değişim göstermektedir. Dönüşüm, martenzit başlama sıcaklığı (M_s) ile başlayıp martenzit bitiş sıcaklığı (M_f) ile tamamlanmaktadır.



Şekil 3.8: Fe-Ni Faz Diyagramı; a) Yarı kararlı, b) Kararlı.

Maraging çelikleri sertleştirilmiş karbon çeliklerine göre daha iyi tokluk ve dayanım özelliklerinin kombinasyonu gösterir. 18Ni maraging çeliğinin konvansiyonel yüksek dayanımlı çelikler ile dayanım ve tokluğunun karşılaştırılması Şekil 3.9’da verilmiştir [66]. Maraging çelikleri çok düşük karbon içerikleri (<0.03%) ve yapılarındaki martenzit fazının daha sünek olması nedeni ile tokluk-dayanım kombinasyonu iyi olan çeliklerdir. Konvansiyonel yüksek dayanımlı karbonlu çelikler ile karşılaştırıldığında maraging çeliklerinin sertlik ve tokluk kombinasyonu daha iyidir.



Şekil 3.9: Maraging Çeliklerinin Dayanım/Tokluk Özelliğinin Konvansiyonel Karbonlu Yüksek Dayanım Çelikleri ile Karşılaştırılması.

Ostenit-martenzit dönüşümünde alaşım yapısındaki nikel miktarı oluşacak martenzit yapısı üzerinde önemli etkiye sahiptir. Maraging çeliklerinin yapısında maksimum %23 oranında nikel bulunmaktadır. Maraging çeliklerinin yapısındaki kobalt dışındaki diğer alaşım elementleri (nikel-molibden-titanyum vb.) martenzit başlama sıcaklığını (M_s) düşürücü etki yapmaktadır. Maraging çeliklerinin yapısında ağırlıkça %6-8 oranında kobalt elementi eklenir. Bu element, martenzit başlangıç sıcaklığını yukarı çeker ve böylece yapıya yüksek oranda M_s sıcaklığını düşüren alaşım elementi ilavesine imkân sağlamaktadır. Genellikle yapının tamamen martenzit olması için maraging çeliklerinin martenzit başlama sıcaklığı 200-300°C arasındadır. M_s sıcaklığını düşürücü etki yapan elementler yapıya fazla miktarda eklenmemelidir. Fazla miktarda eklenmeleri durumunda M_s sıcaklığını azaltıp yapıda ikizlenmiş martenzit oluşumuna neden olmaktadır. İkizlenmiş martenzit ise bu çeliklerden istenen tokluk değerini sağlamadığı için istenen bir yapı değildir. Artık ostenit maraging çelikleri açısından genellikle problem oluşturan bir durum değildir. Fakat, artık ostenite lokalize olmuş bölgeler içerisinde oluşması ihtimal bir durumdur. Artık ostenit yapısında yüksek oranda M_s sıcaklığını düşürücü elementler olan nikel-titanyum-

molibden-krom elementlerini içermektedir. Malzemenin sertlik ve dayanım değerlerini düşürücü etki yapması nedeni ile yapıda istenmeyen bir fazdır.

Ostenit başlangıç sıcaklığının altına ısıtıldığında ısıtıldığı sıcaklığa bağlı olarak ilk yaşlanma işlemi daha sonra martenzitik yapı ferrit + ostenit yapısına dönüşüm gösterir. 455-510°C sıcaklıkları arasında reaksiyon hızı dönüşüm meydana gelmeden yapının yaşlandırılmasına imkân sağlamaktadır. Bu nedenle maraging çeliklerinin yaşlandırma işlemi 455-510°C sıcaklıkları arasında yapılmaktadır. 550°C'den yüksek sıcaklıklarda uzun süre bekletme durumunda martenzitik yapı ostenit + ferrit yapısına dönüşüm göstermektedir. Bu nedenle maraging çeliklerinin yaşlandırılmasında ısıtılan sıcaklık ve bekletme süresi dikkat edilmesi gereken parametrelerdendir.

Çözeltiye alma işlemi sonucunda çeliğin yapısında elde edilen lath martenzit yapısında yüksek yoğunlukta ve yapıda homojen olarak dağılmış dislokasyonlar mevcuttur. Yapıda var olan dislokasyonlar yaşlandırma işlemi sırasında oluşacak olan çökeltiler için heterojen çekirdeklenme bölgesi sağlamaktadır. Ayrıca, dislokasyonların martenzit yapıda homojen dağılmaları yaşlandırma ile oluşacak çökeltilerin de homojen olarak dağılmasına imkân sağlamaktadır.

Yaşlandırma işleminde çözeltiye alınmış yapı uygun yaşlandırma sıcaklık aralığında (455-510°C) bekletilerek yapıda difüzyona imkan verilir. Bekletme sırasında yapıdaki alaşım elementleri bir araya gelerek intermetalik yapı çökeltileri meydana getirir. Yapıda Fe_2Mo , Ni_2Mo , Ni_3Mo , Ni_3Ti , Fe_7Mo gibi intermetalik yapılar meydana gelir [68].

Aşağıdaki üstün özellikler sebebi ile maraging çelikleri, havacılık sanayi, yapısal makine parçaları ve kalıp malzemelerinin imalatında kullanılmaktadır:

- i) Çok yüksek mukavemet ile birlikte yüksek tokluk ve yüksek kırılma tokluğu;
- ii) Termal yorulmaya karşı yüksek direnç;
- iii) Koruyucu atmosfere ihtiyaç olmadan ısıl işleme uygunluk. Örneğin; çökelme sertleştirilmesi, yaşlanma ve çözeltiye alma işlemleri sırasında yüzeyde dekarburizasyon ve oksidasyon riski bulunmamaktadır.
- iv) Sertleştirilebilirlik, en büyük takım boyutlarında bile çözelti tavlama sıcaklığından yavaş soğutma ile elde edilir; bu nedenle, takım kesitindeki sıcaklık farkının neden olduğu çarpılma ve çatlak oluşma riskleri önemli ölçüde azaltılır.
- v) İyi kaynaklanabilirlik

- vi) Tavlama sonrası iyi işlenebilirlik ve iyi soğuk şekil verilebilme özelliği (yaşlandırma işlemi tamamlanmadan önce)
- vii) Çözeltiye almada ve soğutmada, beklenen boyutsal kısalma yaklaşık% 0,1'dir ve son ısıtma işlemde (yaşlanma) pratikte hiçbir deformasyon yoktur; bu nedenle, bu ısıtma işlem süreçleri çarpılmaya neden olmayan işlemler olarak düşünülebilir.
- viii) Geleneksel takım çeliklerinin ısıtma işlemlerine kıyasla maraging çeliklerinin ısıtma işlemleri (çözeltiye alma ve yaşlandırma) çok daha basittir.

Maraging çeliklerinin yüksek alaşımlı takım çeliklerine kıyasla en önemli dezavantajı, nispeten düşük sertlikleri (en fazla HRC = 50-57) ve yetersiz aşınma direncidir. Düşük sertliklerinden dolayı maraging çelikleri, kesici aletlerin imalatı için uygun değildir, ancak kalıpların imalatı için uygundur.

Maraging çeliklerinin aşınma direncini arttırmak amacı ile çeşitli çalışmalarda nitrürleme ve / veya karbonitrürleme uygulamaları yapılmaktadır. Literatürde diğer termo-kimyasal işlemlerin (karbonlama, borlama) ve buhar biriktirme kaplama işlemlerinin uygulamasının araştırıldığı da görülmüştür [6]-[10].

4. BORLAMA

4.1. Giriş

Borlama, yüksek sıcaklıkta ana metalin yüzeyinde bor atomlarının difüzyonuyla borür tabakası oluşturulmasına yönelik termokimyasal bir yüzey modifikasyon yöntemidir [11]. İşlem; yüzeyi temizlenmiş olan altlık malzemelere, 700-1000 °C aralığında, tercihen 1-12 saat boyunca, toz, pasta, sıvı ve gaz gibi çeşitli bor kaynakları ile yapılmaktadır [69]. Ayrıca gaz ortam teknikleri altında da sıralayabileceğimiz plazma pasta borlama ve akışkan yataklı borlama, diğer termokimyasal yöntemlerdir. Borlama takım çelikleri, paslanmaz çelikler, soğuk ve sıcak işlem çelikler, döküm çelikler, gri ve sfero dökme demirler, sinterlenmiş çelikler gibi demir esaslı malzemeler ile nikel, krom, kobalt, molibden, titanyum, krom, mangan, tungsten, niyobyum ve tantalum ve vanadyum gibi demir dışı metal ile alaşımlarına uygulanabilmektedir [11], [30], [70]-[76]. Borlamanın temel üç bileşeni vardır. Bunlar; bor kaynağı, aktivatör ve dolgu malzemesinden meydana gelmektedir. Burada aktivatörler borür tabakasının kontrollü büyümesini sağlarken deoksidanlar malzemenin oksitlenmesini ve ortamdaki tozların yüzeye yapışmasını engellemektedir. Borlama tabakasının diğer geleneksel yüzey sertleştirme yöntemlerine göre en büyük avantajı elde edilen borür tabakasının çok yüksek sertlik (1450-5000 HV) ve ergime sıcaklıklarına sahip olmasıdır [11]. Borlama ile modifiye edilmiş yüzeyler yüksek yüzey sertliği ve düşük sürtünme katsayısı; adhezif aşınma, tribo-oksidasyon, yüzey yorulması ve abrasif aşınma gibi temel aşınma mekanizmalarına karşı büyük direnç sağlamaktadır [11]. Bu sayede kalıp üreticilerinin, işlenmesi zor ve çok pahalı olan takım çelikleri yerine daha kolay işlenebilen ve takım çeliklerine göre çok daha yüksek aşınma direnci ve diğer özelliklere sahip malzemeler kullanmasını mümkün kılmaktadır. Tablo 4.1'de çeşitli malzemelere ait mikrosertlik değerleri paylaşılmıştır [11].

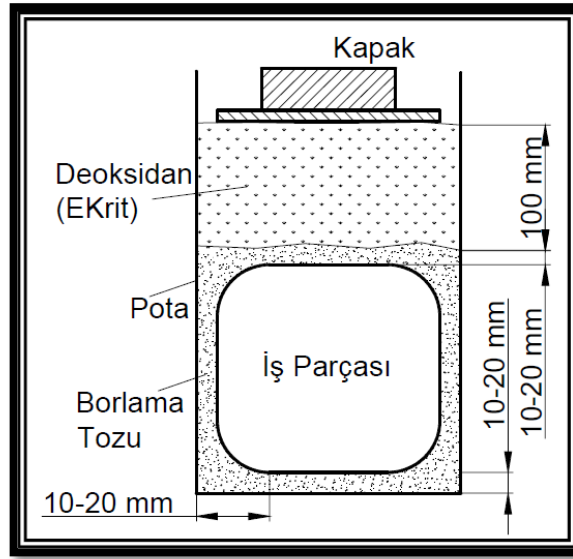
Tablo 4.1: Çeşitli Yüzey İşlemleri ile Elde Edilebilecek Sertlik Değerleri.

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

4.2. Borlama Yöntemleri

4.2.1. Kutu Borlama

Uygulamanın kolay olması ve az ekipman gerektirmesi gibi avantajları nedeni ile yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Kutu borlama katı (toz) halinde bulunan bor kaynağının, borlama yapılacak altlık malzeme ile birlikte bir potanın içerisine yerleştirilerek bir fırına yerleştirilmesi ve yüksek sıcaklıklarda belirli bir süre bekletilmesi şeklinde yapılır. Şekil 4.1’de bu işleme ait şematik görsel paylaşılmıştır [69]. Bor tozu, potanın içerisinde borlanacak parçanın etrafını en az 10-20 mm kaplayacak şekilde yerleşim yapılır. Borlama tozlarının üzerine SiC gibi bir dolgu malzemesi doldurulur. Üst kısma ise hava girişini dolayısıyla oksitlenmeyi engelleyecek şekilde bir kapak kapatılır. Potada meydana gelebilecek yüksek iç gerilmeleri, çatlakları ve pota yüzeyindeki malzeme dökülmelerini önlemek veya gerekli durumlarda yeniden toz ilavesi sağlayabilmek adına pota hacmi fırın hacminin %60’ını geçmemelidir.



Şekil 4.1: Kutu borlama işleminin şematik gösterimi.

Yaygın olarak kullanılan bor bileşikleri bor karbür (B₄C), ferrobor ve amorf bordur. Ferrobor ve amorf bor çok iyi bor verici olup, kalın borür tabakası oluştururlar. SiC ve Al₂O₃ çözünmeye yardımcı olur. Aktivatör olarak NaBF₄, KBF₄, (NH₄)₃BF₄, NH₄Cl, Na₂CO₃, BaF₂ ve Na₂B₄O₇ kullanılır [69]. Tablo 4.2’de kutu borlama işleminde kullanılan bor kaynaklarının bazı özellikleri ve toz karışımları verilmiştir [11], [72], [77].

Tablo 4.2: Kutu borlama işleminde kullanılan bor sağlayıcı maddelerin bazı özellikleri.

İsim	Formül	Molekül Ağırlığı (gr)	Teorik Bor Miktarı (%)	Ergime Sıcaklığı (°C)
Amorf Bor	B	10,82	95-97	2050
Ferro-Bor	Fe-B	-	17-19	-
Bor Karbür	B ₄ C	55,29	77,28	2450

- % 5 B₄C, % 90 SiC, % 5 KBF₄
- % 50 B₄C, % 45 SiC, % 5 KBF₄
- % 85 B₄C, % 15 Na₂CO₃
- % 95 B₄C, % 5 Na₂B₄O₇
- % 84 B₄C, % 16 Na₂B₄O₇

- Amorf bor (% 95–97), % (3-5) KBF₄
- % (40–80) B₄C, % (20-60) Fe₂O₃
- % 60 B₄C, % 5 B₂O₃, % 5 NaF, % 30 demir oksit
- % 50 Amorf bor, % 1 NH₄F.HF, % 49 Al₂O₃
- % 100 B₄C
- % 20 B₄C, %5 KBF₄, % 75 Grafit
- % 95 Amorf bor, % 5 KBF₄

4.2.2. Sıvı Borlama

Bu yöntemde sıvı fazda bulunan çeşitli bor kaynakları kullanılmaktadır. İşlem 700-1000°C arasında gerçekleştirilmektedir ve elektrolitik/elektrolitik olmayan sıvı borlama olarak ikiye ayrılır. İşlemin korozyona neden olabilmesi, parçanın üzerinde tuz ve bor kalıntıları kalması ve tuz banyosunun özelliklerinin sabit tutulması için gereken çabanın fazla olması bu işlemin sakıncalarındandır. Demir esaslı malzemeler 900-950°C arasında 4-6 saat süre ile borlanmaktadır. Elektrolitik işleminde borlanacak malzeme katot, grafit vb. malzemeler anot ve elektrolit olarak ise boraks vb. malzemeler kullanılmaktadır. İşleminde kullanılan akım değeri 0,15-0,2 A/cm² arasındadır. Borlama yapılacak parçanın içerisindeki alaşım elementi miktarına göre akım yoğunluğu ve süre değişebilmektedir. Borlamanın, dolayısı ile kaplama kalınlığının eşit ve homojen olabilmesi adına parça işlem esnasında çeşitli eksenler üzerinde çevrilebilmektedir [11], [72]. Tablo 4.3'te bazı tuz banyosu içerikleri yüzde (%) olarak verilmiştir [78]-[80].

Tablo 4.3: Bazı tuz banyosu içerikleri (%).

Na ₂ B ₄ O ₇	B ₄ C	KBF ₄	B ₂ O ₃	SiC	Ferro-Si
66	-	-	14	-	20
65	-	-	15	-	20
70	-	-	-	30	-
70	-	-	10	20	-
60	40	-	-	-	-
-	2,5	10	-	87,5	-

4.2.3. Pasta Borlama

Kutu borlama işleminin tercih edilmediği, bölgesel borlama işlemi ve karmaşık şekle sahip parçaların borlanması istendiği durumlarda pasta borlama işlemi kullanılır. İşlemden %45 B₄C, %55 kriyolit (Na₃AlF₆) veya B₄C, SiC ve KBF₄ kullanılır. Hazırlanan karışım malzeme üzerine 1-2mm kalınlıkta uygulanarak kurutulur ve demir esaslı malzemeler için 800-1000°C sıcaklıklarda 5 saat süre ile borlama yapılır. Ayrıca borlama işlemi Ar, NH₃ veya N₂ gibi koruyucu gazlar altında yapılmaktadır [11], [69], [72].

4.2.4. Gaz Borlama

Gaz borlama işleminde bor kaynağı olarak gaz fazında malzemeler kullanılır. Gaz borlama işleminde kullanılan bor kaynakları aşağıda verilmiştir.

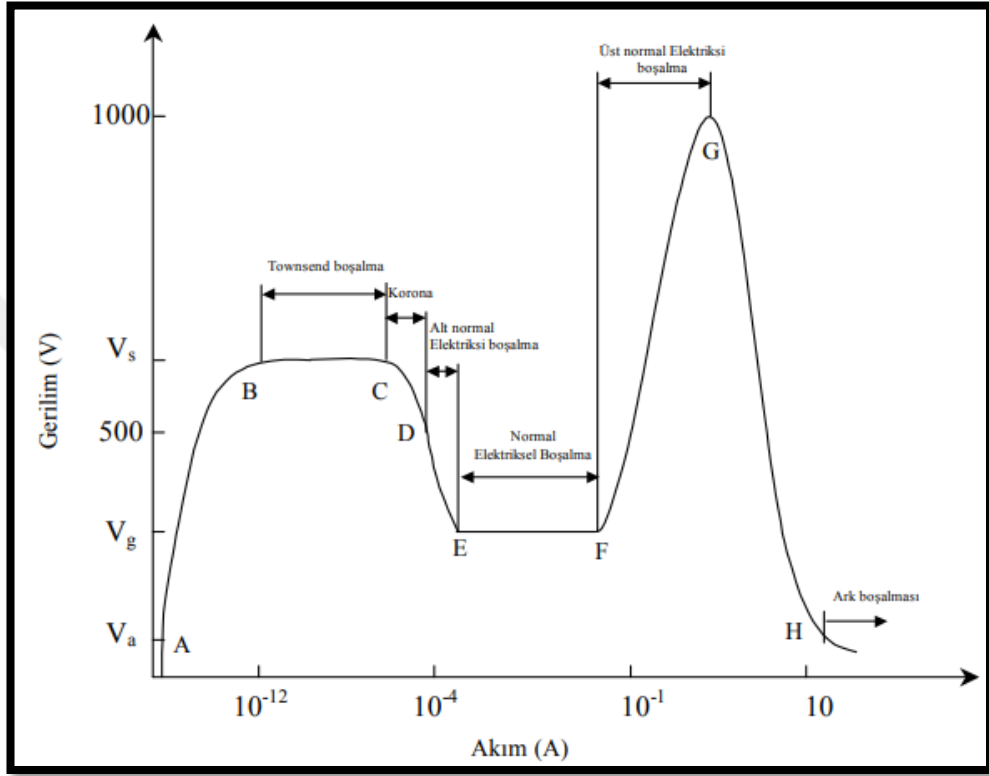
- Diborane (B₂H₆)-H₂ karışımı
- Borhalid (iyonize bor)-H₂/veya (75/25 N₂-H₂) gaz karışımı
- (CH₃)₃B ve (C₂H₅)₃B gibi organik bor bileşikler

Kullanılan gazların zehirli ve patlayıcı olabilmesi sebebiyle sistem karmaşık ekipmanlar gerektirebilmektedir. Pratikte en çok kullanılan gaz BCl₃ gazıdır. Borlama işlemi 700-950°C arasında 67kPa basınç altında yapılmaktadır [11], [69], [72].

4.2.5. Plazma Borlama

Maddenin katı, sıvı, gaz ve plazma olmak üzere 4 hali vardır. Bu haller arasındaki asıl fark sahip oldukları enerjidir. Yani maddenin fazının değiştirilmesi, o ortam şartlarında hangi fazın kararlı olduğu ile ilgilidir. Plazma, içerisinde iyon, elektron, uyarılmış atom, foton ve nötral atom veya molekül içeren bir karışımdır. Pratikte plazma, ısı enerjisi verilerek, ışınla veya elektriksel boşalma ile elde edilir. Plazma elde etme yöntemlerinin en önemlisi ve en yaygın olarak kullanılanı elektriksel boşalmadır. Elektrik boşalma mekanizması, bir elektrik gerilim kaynağı gaz içinde bulunan iki iletken plaka arasına bağlanırsa, uygulanan gerilim plakalar arasındaki

gazın delinme geriliminin üzerinde olduğunda bu iki plaka arasında bir elektrik boşalması olur ve bu iki iletken plaka arasında bir elektrik akımı akışı olarak gerçekleşir. Akımın büyüklüğüne göre ortaya çıkan elektrik boşalma sistemleri sınıflandırılabilir. Şekil 4.2’de gaz boşalma bölgeleri ve elektrik arki boşalma bölgeleri ve tiplerinin voltaj-akım karakteristiği gösterilmiştir [81].



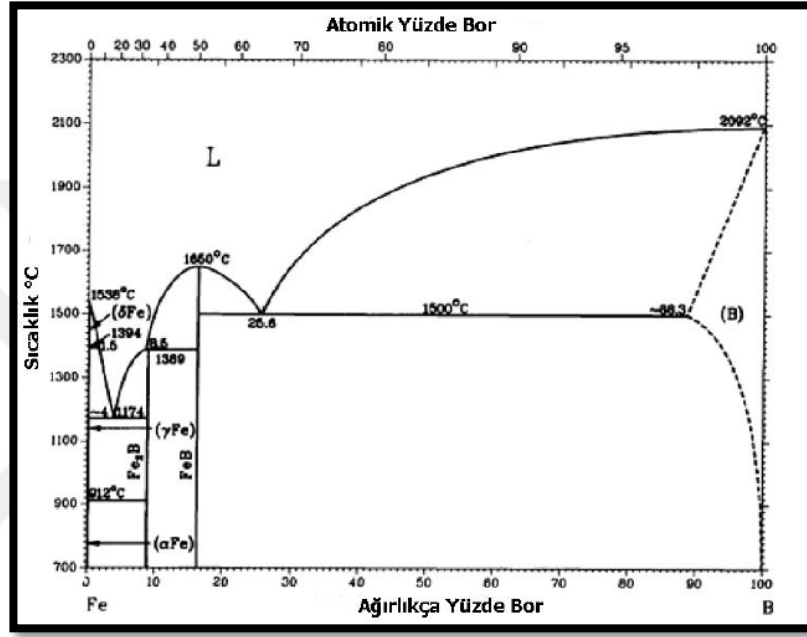
Şekil 4.2: Farklı elektrik boşalma tiplerinin gerilim-akım şiddeti karakteristiği.

Plazma borlama Ar, H₂ koruyucu gazları ile birlikte bor kaynağı olarak BCl₃, B₂H₆, BF₃ veya B(OCH₃)₃ (trimetilborat) kullanılarak, 800-1000 °C sıcaklıkta, yaklaşık 10⁻² Pa gibi düşük bir basınçta oluşturulmuş plazma içerisinde yapılır. Mikroyapı ve demir-bor tabakalarının büyümesi işlem sıcaklığı, gaz karışım oranları, malzeme kompozisyonları, işlem basınç değişim oranları ve uygulanan akım yoğunluğuyla kontrol edilebilmektedir [81].

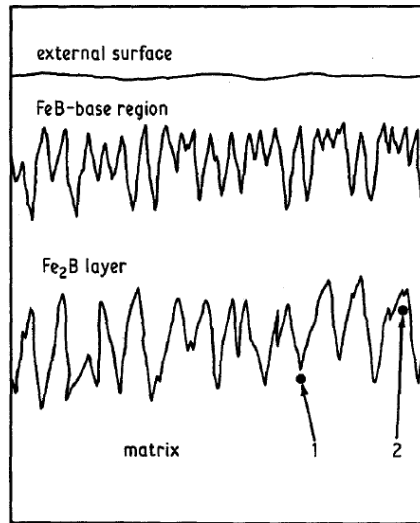
4.3. Borür Tabakaları

Borlama işlemi genellikle difüzyon kontrollü bir işlemdir. Bu sebeple oluşacak borür tabakalarının özellikleri borlama süresi, sıcaklığı veya ortamın özellikleri gibi

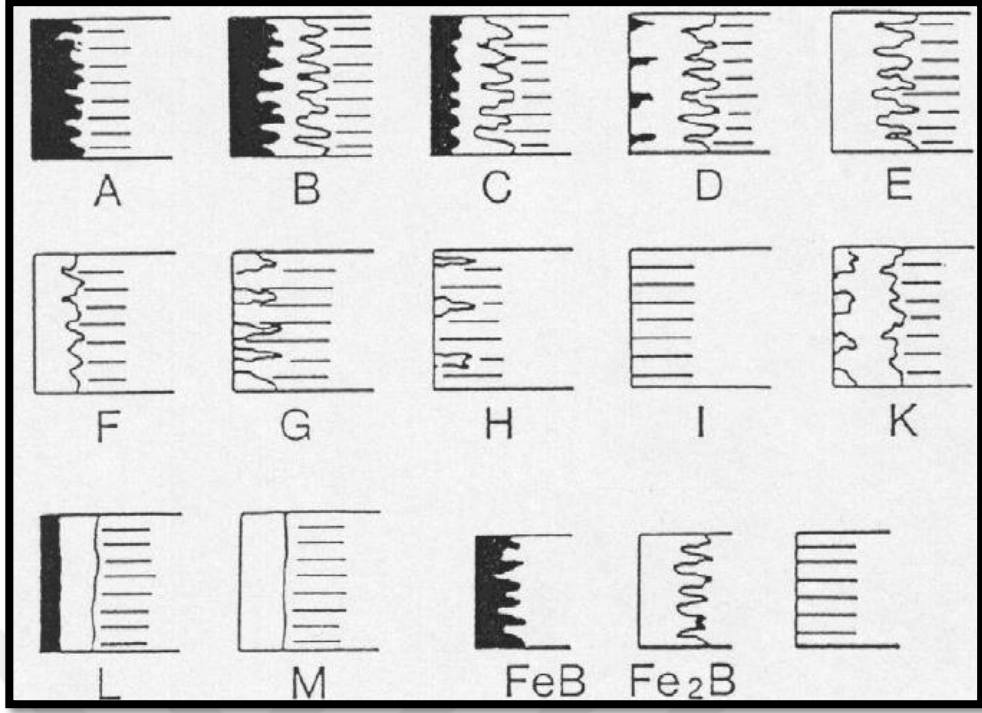
difüzyon parametrelerine bağlıdır. Borlama sonucunda malzeme içerisinde çeşitli bölgeler görülebilir. Bunlar borür tabakaları, geçiş bölgesi ve ana malzeme olarak adlandırılabilir. Demir esaslı malzemelerde borür tabakaları genellikle FeB ve Fe₂B'den oluşmaktadır. Şekil 4.3'te Fe-B faz diyagramı verilmiştir [82]. Ancak borlama işlemi sonucunda bunların her ikisi veya biri görülebilir [83]. Şekil 4.4 ve Şekil 4.5'te ise borür bölgelerinin şekilleri ve yerleşimleri ile ilgili bilgiler verilmiştir [83], [84].



Şekil 4.3: Fe-B faz diyagramı.

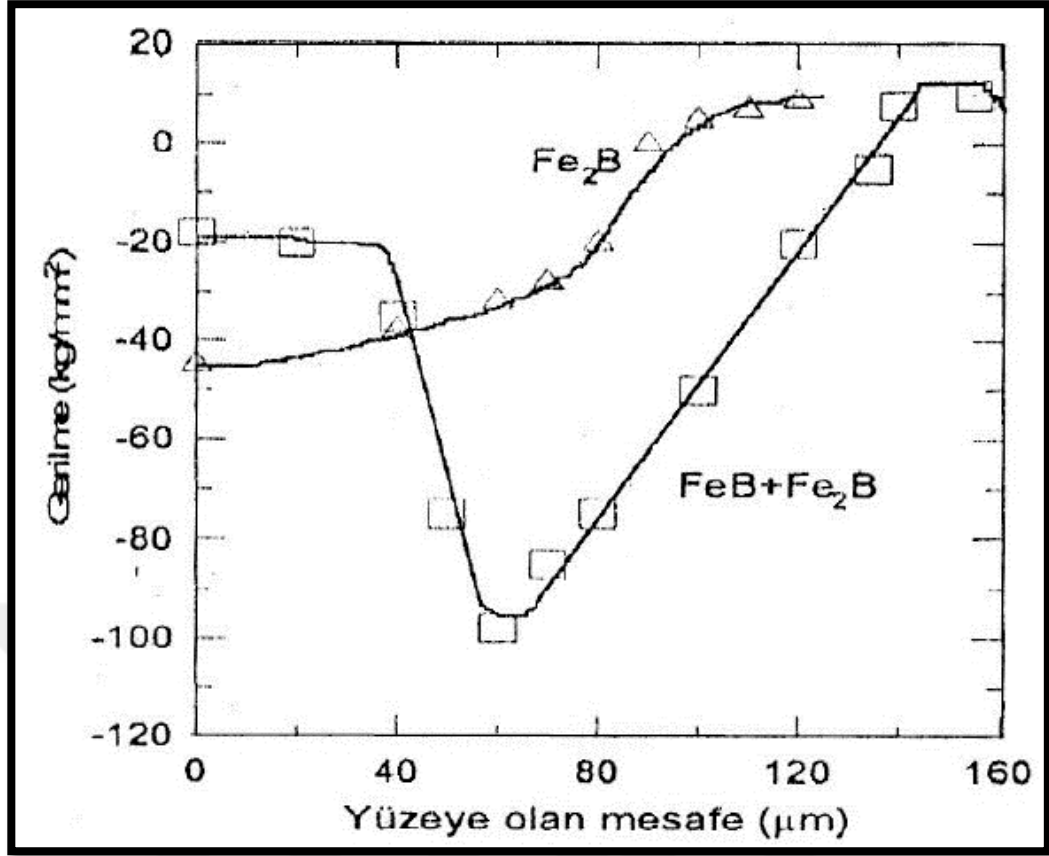


Şekil 4.4: Borlama işlemi sonucunda demir-borürlerin yerleşiminin şematik gösterimi.



Şekil 4.5: Borlama sonrasında elde edilen tipik borür tabaka çeşitlerinin şematik gösterimi A) Tek fazlı tabaka sadece FeB B) İki fazlı tabaka FeB + Fe₂B C) İki fazlı tabaka B şematığıne göre daha ince FeB tabakası D) İki fazlı tabaka FeB dişleri izole edilmiş E) Tek fazlı Fe₂B tabakası dişli yapıda F) Tek fazlı Fe₂B tabakası düze yakın bir dişli tabakası G) Tek fazlı Fe₂B dişleri çok izole edilmiş tabaka H) Tek fazlı Fe₂B dişleri çok izole edilmiş tabaka I) Geçiş bölgesi K) Bozulmuş tabaka L) İki fazlı tabaka FeB+Fe₂B düz yapıda M) Tek fazlı Fe₂B düz yapıda.

Genellikle tek fazlı borür tabakalar tercih edilmektedir. Çünkü iki veya daha fazla borür tabakaya sahip olan malzemelerde malzeme içerisinde çatlamlar veya artık gerilmeler gibi çeşitli problemler görülebilmektedir. Şekil 4.6'da tek ve çift fazlı borür tabakalarında kalıntı gerilmelerin dağılımı verilmiştir [85]. Bunun sebebi her bir tabakanın farklı mekanik ve termal özelliklere sahip olmasıdır [86]. Tablo 4.4'te ise borür tabakaları ve saf demirin ısıl genişleme katsayıları verilmiştir [87].



Şekil 4.6: Tek ve çift fazlı borür tabakalarında kalıntı gerilmelerin dağılımı.

Tablo 4.4: Borür tabakaları ve saf demirin ısıl genleşme katsayıları.

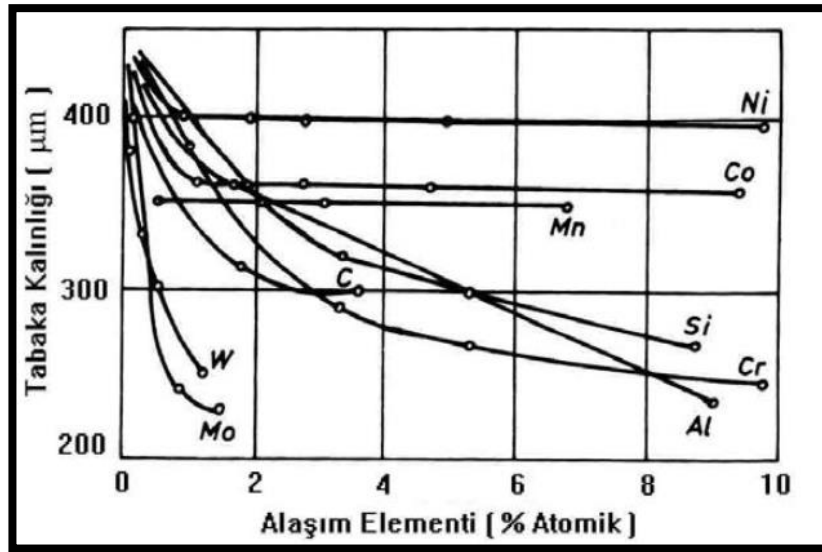
Malzeme	Isıl Genleşme Katsayısı ($10^{-6}/^{\circ}\text{K}$)
FeB	23
Fe ₂ B	7,85
Saf Demir	15,6

Fe₂B, FeB fazına göre daha fazla tercih edilmektedir. Bunun sebebi Fe₂B fazının ısıl genleşme katsayısının genellikle ana malzemeye daha yakın olmasıdır. Ayrıca FeB fazının porozite miktarını arttırması, ve oldukça gevrek olması ise diğer dezavantajlardır. Tablo 4.5'te FeB ve Fe₂B fazlarının çeşitli özellikleri verilmiştir [11].

Tablo 4.5: FeB ve Fe₂B fazlarının çeşitli özellikleri.

Özellik	Fe ₂ B	FeB
Kristal Yapı	Hacim merkezli tetragonal	Ortorombik
Latis Parametresi (Å)	a= 5,078 c=4,28	a= 4,053 b=5,495 c=2,946
Bor içeriği (% ağırlık)	8,83	16,23
Yoğunluk (gr/cm³)	7,43	6,75
Elastisite Modülü (GPa)	280-295	590
Mikrosertlik (GPa)	18-20	19-21
Oluşum Entalpisi (ΔH) (kJ/mol)	-71,13	-71,13
Gibbs Serbest Enerjisi (kJ/mol)	-71,75	-69,47
Ergime Sıcaklığı (°C)	1389-1410	1540-1657
Termal İletkenlik (W/m.°K)	30,1 (20 °C)	12 (20 °C)
Elektriksel Direnç (10⁻⁶ Ω.cm)	38	80

Altlık malzeme içerisinde alaşım element miktarı ve türleri borür tabakalarının özelliklerini etkileyebilmektedir. Şekil 4.4'te görülen dişli bor yapısı genellikle alaşım elementi miktarı arttıkça düzleşmektedir. Genellikle alaşım elementi miktarı arttıkça kaplama kalınlığı azalmaktadır [11]. Şekil 4.7'de alaşım elementlerinin miktarına bağlı olarak borür tabaka kalınlığı değişimi verilmiştir [11].



Şekil 4.7: Çeliklerde artan alaşım element miktarı ile borür tabakası kalınlığının değişimi.

Alaşım içerisinde karbon, silisyum, krom, alüminyum, molibden ve tungsten elementleri arttıkça kaplama kalınlığının oldukça azaldığı görülmektedir. Ve genellikle borür tabakalarının dişli yapısını düzleştirdiği görülebilmektedir. Karbon ve krom elementlerinin artışı FeB ve Fe₂B tabakalarının sertliklerini arttırdığı bilinmektedir [78], [85]. Bu alaşım elementlerinin aksine nikel ve kobalt gibi elementlerin kaplama kalınlığına etkisi daha düşüktür. Alaşım içerisindeki nikel miktarının artması FeB ve Fe₂B tabakalarının sertliklerini düşürmektedir [85].

Literatürde döküm gibi geleneksel yöntemler ile üretilen maraging çeliklere borlama, karbürleme, karbo-nitrürleme ve nitrürleme gibi çeşitli termokimyasal işlemler yapıldığı görülmüştür [53], [88]. Bu çalışmalarda karbürleme işlemi ile sertlik değerinin 350-700 HV, borlama işlemi ile 370-1600 HV, nitrürleme ve karbo-nitrürleme ile 400-800 HV, oks-nitrürleme ile 500-800 HV arasında olduğu görülmüştür [88], [89]. Ek olarak aşınma direnci açısından incelendiğinde borlama işleminde aşındırıcının devir sayısına bağlı olarak ortalama ağırlık kaybı 0,02 g olurken, karbürlemede bu kayıp 0,22g, nitrürlemede 0,3g olduğu görülmüştür [87]. Ayrıca katı partikül erozyon test sonuçları incelendiğinde süreye bağlı olarak ağırlık kaybı borlamada 0,005g olurken, karbo-nitrürlemede 0,022g, nitrürlemede ise bu kayıp 0,01g olarak görülmüştür [87]. Bu işlemlerin yüzey kalitesini iyileştirdiği görülmüştür. Ayrıca eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş maraging çeliklere de, yaşlandırma, tavlama, temperleme gibi ısıl işlemlerin yanı sıra; karbo-nitrürleme, oks-nitrürleme gibi termokimyasal işlemler uygulandığı da görülmüştür [90]. Ancak eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş maraging çeliklerin yüzey özelliklerine borlama yönteminin etkisinin tespitine yönelik literatürde bir çalışmaya rastlanmamıştır. Borlama işleminin, eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş maraging çeliklerde oluşacak borür tabakanın sertlik, mikroyapı kalınlık gibi özelliklerine etkisini ortaya çıkarmak literatürde önemli bir boşluğu dolduracak ve daha sonra yapılacak çalışmalara yol gösterici nitelikte olacaktır.

5. DENEYSEL ÇALIŞMA

5.1. Giriş

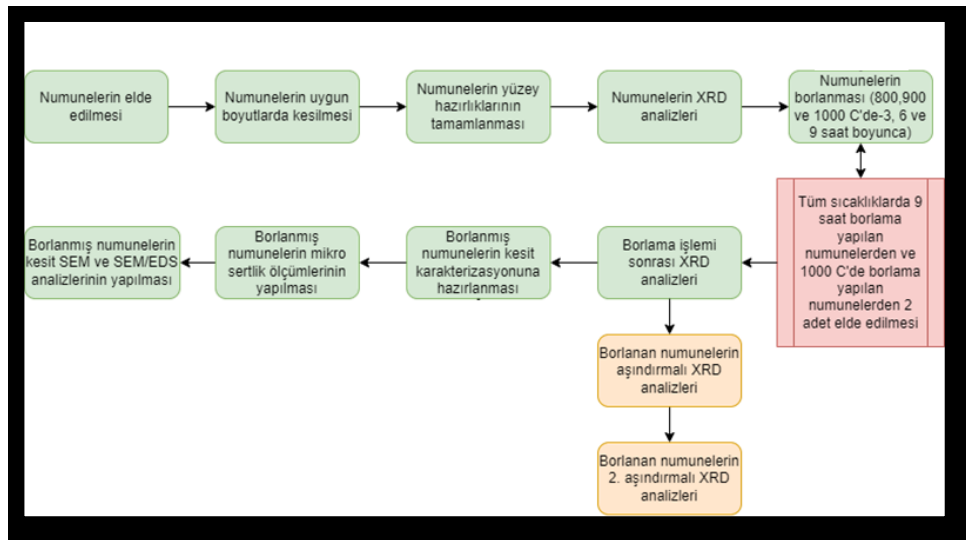
Bu çalışmada eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş 18Ni300 Maraging çeliklerinin termokimyasal borlama yöntemi ile yüzeyleri modifiye edilerek özellikleri incelenmiştir.

Fatih Sultan Mehmet Üniversitesi Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi'nde eklemeli imalat ile üretilen 18Ni300 (MS1) maraging çeliğinden numuneler elde edilmiştir.

Elde edilen numuneler Struers Discotom-5 marka kesici ile kesilmiş, Struers LaboPol-5 marka zımpara cihazı ve sırasıyla 80,120,240,400,600,800,1200,2500 numaralı zımparalar ile yüzeyleri işlenmiştir. Ardından hazırlanan numunelerin yüzeyleri XRD analizi karakterize edilmiştir.

XRD analizi sonrası numuneler 800°C, 900°C ve 1000°C sıcaklıklarda 3,6 ve 9 saat boyunca ticari Ekobor-2 tozu kullanılarak kutu borlama işlemine tabi tutulmuştur.

Farklı sıcaklık ve sürelerde borlama işlemi sonrasında elde edilen kaplamalar, XRD analizi, SEM ve SEM/EDS analizi, mikrosertlik ölçümü ile karakterize edilmiştir. Böylelikle farklı sıcaklık ve süre değerlerinin eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliklerinin borlanmasına etkileri ortaya çıkarılmıştır. Akış diyagramı Şekil 5.1'de paylaşılmıştır.



Şekil 5.1: Akış diyagramı.

5.1.1. Altlık Malzemenin Özellikleri

Tablo 5.1.'de 18Ni300 maraging çeliğinden üretilen altlık malzemenin kimyasal kompozisyonu verilmiştir [97].

Tablo 5.1: Altlık malzemenin kimyasal kompozisyonu.

Element	Ağırlıkça İçerik
Demir	Ana Element
Nikel	% 17 - 19
Kobalt	% 8,5 - 9,5
Molibden	% 4,5 - 5,2
Titanyum	% 0,6 – 0,8
Alüminyum	% 0,05 – 0,15
Krom	≤ % 0,5
Bakır	≤ % 0,5
Karbon	≤ % 0,03
Mangan	≤ % 0,1
Silisyum	≤ % 0,1
Fosfor	≤ % 0,01
Kükürt	≤ % 0,01

Tablo 5.2.'de 18Ni300 maraging çeliğinden üretilen altlık malzemenin bazı termal özellikleri verilmiştir [97].

Tablo 5.2: Altlık malzemenin bazı termal özellikleri.

Özellik	Üretilen	Isıl İşlem Sonrası
Isıl İletkenlik	15 ± 0.8 W/m°C	20 ± 1 W/m°C
Özgül Isı	450 ± 20 J/kg°C	450 ± 20 J/kg°C
Maksimum İşletme Sıcaklığı	400°C	--

Tablo 5.3.'de 18Ni300 maraging çeliğinden üretilen altlık malzemenin bazı mekanik özellikleri verilmiştir [97].

Tablo 5.3: Altlık malzemenin bazı mekanik özellikleri.

Mekanik Özellik	Değer
Çekme mukavemeti	
Yatay (XY)	1200 ± 100 MPa
Dikey (Z)	1100 ± 150 MPa
Akma mukavemeti	
Yatay (XY)	1100 ± 100 MPa
Dikey (Z)	930 ± 150 MPa
Elastiklik Modülü	
Yatay (XY)	150 ± 25 GPa
Dikey (Z)	140 ± 25 GPa
Kopma Uzaması	
Yatay (XY)	% (12 ± 4)
Dikey (Z)	--
Sertlik	33-37 HRC

Tablo 5.4.'de 18Ni300 maraging çeliğinden üretilen altlık malzemenin bazı yüzey özellikleri paylaşılmıştır [97].

Tablo 5.4: Altlık malzemenin bazı yüzey özellikleri.

Tolerans		
Küçük Parçalar(<80x80 mm)	± 20 µm	
Büyük Parçalar	± 50 µm	
Minimum Duvar Kalınlığı	0.3-0.4 mm	
Yüzey Pürüzlülüğü		
Üretilen (40 µm)	Ra= 5 µm	Rz=28 µm
Üretilen (50 µm)	Ra= 9 µm	Rz=50 µm
Shot-Peening Sonrası	Ra= 4-6.5 µm	Rz=20-50 µm
Parlatma Sonrası		<0.5 µm

Tablo 5.5.'de 18Ni300 maraging çeliğinden üretilen altlık malzemenin yoğunluk değerleri paylaşılmıştır [97].

Tablo 5.5: Altlık malzemenin yoğunluk değeri.

Yoğunluk	8-8.1 g/cm ³
Göreceli Yoğunluk	% 100

5.2. Borlama İşlemi

Borlama işlemi Protherm PLP126/15 marka fırında paslanmaz çelik bir pota içerisinde ticari Ekobor-2 tozu kullanılarak yapıldı. Paslanmaz çelikten üretilmiş pota içerisine bir miktar (pota zemininden 20mm mesafeye ulaşacak kadar) bor tozu yerleştirildi. Ardından numune pota tam olarak ortalanacak şekilde yerleştirilerek üzerine bor tozu ile dolduruldu. Oksitlenmeyi engellemek amacı ile bor tozunun üzerini kapatacak şekilde bir miktar Alümina (Al_2O_3) tozu eklendi ve potanın üzeri de bir kapak ile kapatıldı. Fırın, farklı numune grupları için $800^{\circ}C$, $900^{\circ}C$ ve $1000^{\circ}C$ gibi farklı sıcaklıklara ayarlandı. Fırının bu sıcaklığa ulaşması beklendikten sonra hazırlanan potalar fırının içerisine yerleştirildi. Her bir sıcaklık değeri için 3 saat, 6 saat ve 9 saat süre boyunca borlama işlemi yapıldı. Borlama işlemi tamamlandıktan sonra fırının kapağı kontrollü bir şekilde açılarak potalar termal şoka uğratmayacak şekilde soğutuldu. $1000^{\circ}C$ de borlama yapılan potaların tümünde ve 9 saat süre ile borlama yapılan potalar içerisinde iki adet, diğer potalar içerisinde bir adet numune bulunmaktadır. Borlama işlemi bittikten sonra numuneler saf etanol içerisinde ultrasonik banyoya atılarak mekanik olarak yapışmış olabilecek tozlar temizlendi.

5.3. Karakterizasyon

Borlama numunelerinin borür tabaka kesiti açığa çıkacak şekilde epoksi kalıp içerisine alındıktan sonra sırasıyla 320, 400, 600, 800, 1200, 2500 numaralı zımparalarla aşındırıldı. Daha sonra alümina içeren solüsyon kullanılarak parlatıldı. Ardından numuneler önce su, sonra alkol ile yıkandı ve sıcak hava akımına maruz bırakılarak kurutuldu.

5.3.1. Yüzey XRD Analizi

Borlama işlemi sonrasında numunelerin yüzeylerinde oluşan fazları tayin etmek için XRD analizi Bruker 8 Advance marka cihaz yardımı ile 10° ile 90° arasında dakikada 2° ile taranarak yapılmıştır. Elde edilen veriler cihaz bilgisayarında ki yazılım kullanılarak borlanmış numune yüzeyinde oluşan fazlar tespit edildi.

5.3.2. SEM-EDS Analizi

Borlanmış numuneler altın ile kaplanarak, numunelerin yüzey SEM analizleri Philips XL30 taramalı elektron mikroskobu yardımı ile geri saçılan elektron dedektörü (Back Scattered Electron Detector (BSED)) kullanılarak yapılmıştır. Bu analiz yardımı ile borlanmış numunelerin kesitten görüntüleri alınarak kaplama kalınlığı, geçiş bölgesi kalınlığı vs. gibi özellikleri belirlenmeye çalışılmıştır.

Borlama sonrasında elde edilen kaplamanın elemental analizi Philips XL30 FEG'ye bağlı enerji dağılım spektroskopisi dedektörü (EDS) ile borlanmış numunelerin çeşitli tabakalarına noktasal ve çizgisel olarak yapıldı. Bu analizin yapılmasının sebebi hem kaplama içerisinde hem de kaplama matris ara yüzeyindeki çökeltilere benzer yapıların kompozisyonlarını belirlemektir.

5.3.3. Aşındırılmalı XRD Analizi

Borlama ile 18Ni300 maraging çeliğinin yüzeyinde oluşan kaplamanın faz içeriğini detaylı olarak karakterize etmek için 1000°C' de borlanmış numuneler kademeli olarak aşındırılmış ve XRD analizine tabi tutulmuştur. Bu sıcaklığın seçilmesinin sebebi ise difüzyon sıcaklıkla birlikte arttığı için daha kalın bir tabaka oluşacak aynı zamanda kaplamada oluşan fazlar kaplama kalınlığı boyunca daha belirgin olarak gözlenecektir. Aşındırılmış numunelerin XRD analizi, 400, 600 ve 800 numaralı zımpara kâğıdı kullanılarak ve kademeli olarak kesilmemiş, kalıba alınmamış bu analiz için özel olarak hazırlanmış numunelerin yüzeyleri aşındırılarak yapılmıştır. Numune yüzeyi 100 µm aşındırıldıktan sonra XRD analizi yapılmıştır. 9 saat boyunca borlama yapılan numune tekrar 300 µm aşındırma yapılmış ve XRD analizi yapılmıştır. Bu analizler Broker 8 Advance marka cihaz yardımı ile 10° ile 90° arasında dakikada 1° ile taranarak yapılmıştır.

5.3.4. Aktivasyon Enerjisi

Aktivasyon enerjisini hesaplayabilmek için öncelikle 800 °C, 900 °C ve 1000 °C'de 3, 6 ve 9 saat borlanmış numunelerin kaplama kalınlığı verileri kullanılarak $X^2=Dt$ (X: kaplama kalınlığı, D: difüzyon katsayısı, t: süre) eşitliğinden difüzyon

katsayıları hesaplandı. Daha sonra $D=D_0 \times E^{(-Q/RT)}$ (Q: Aktivasyon enerjisi, R: 8.314 J/Mol.K evrensel gaz sabiti, T: Sıcaklık) eşitliği kullanılarak $\ln D'$ ye karşılık $1/T$ grafikleri çizildi. Bu işlem her kompozisyona ayrı ayrı uygulandı. Daha sonra eğim çizgisi eklenerek eğim değerlerinden $-Q/R$ hesaplandı.

5.3.5. Mikrosertlik

Mikrosertlik değerlerini tespit etmek için Mitutoyo HM-200 marka cihaz kullanılmıştır. 0,025 kg yük uygulanarak Vickers mikrosertlik ucu ile (5s yükleme, 5s bekletme ve 5s yük kaldırma süreleri) Vickers sertlik izleri oluşturuldu. Dikey olarak kaplama bölgesinden başlayarak, geçiş bölgesi ve ardından matris üzerinde kabaca 2 iz mesafesinden daha yakın olmayacak şekilde ölçümler alındı. Yatay olarak ise yüzeyden mesafeleri benzeş 3 noktadan ölçümler alındı. Kaplama bölgesi boşluklu bir yapıda olduğundan farklı numuneler için farklı sayıda iz oluşturulabildi. Ardından bu sertlik izlerinin köşegen uzunlukları kullanılarak Vickers cinsinden sertlik değerleri hesaplandı. Kullanılan sertlik formülü:

$$HV = F/A \quad (5.1.a)$$

$$A \approx d^2/1,8544 \quad (5.1.b)$$

$$F = 0,025 \text{ kg} \quad (5.1.c)$$

$$D = d_{ort} = (d_1+d_2)/2 \quad (5.1.d)$$

$$HV \approx (1,8544 \times F)/d^2 \text{ [kgf/mm}^2] \quad (5.1.e)$$

6. SONUÇLAR

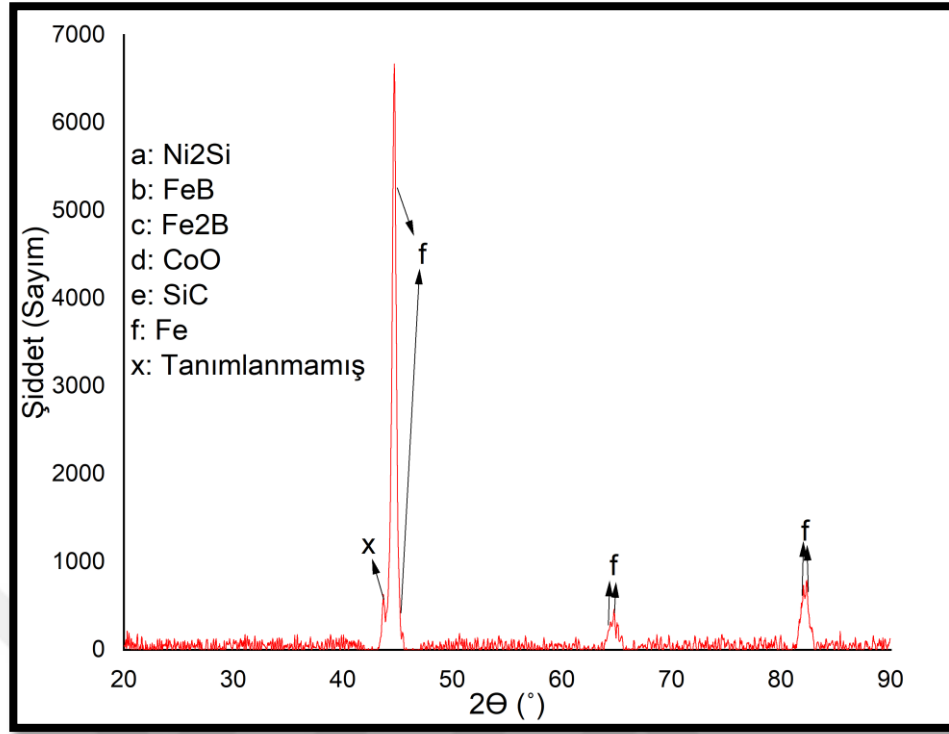
Eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş ve borlama işleminde altlık olarak kullanılmış 18Ni300 maraging çeliği bu tezde Tablo 6.1'de gösterildiği üzere anılmıştır.

Tablo 6.1: Altlık olarak kullanılan ve borlama işlemi yapılan 18Ni300 maraging çeliğinden elde edilen numunelerin isimlendirilmesi.

Numune Kodu	Numune Açıklaması	Borlama Sıcaklığı	Borlama Süresi
MÇ	Eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliği	-	-
BMÇ-800-3	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	800	3
BMÇ-800-6	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	800	6
BMÇ-800-9	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	800	9
BMÇ-900-3	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	900	3
BMÇ-900-6	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	900	6
BMÇ-900-9	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	900	9
BMÇ-1000-3	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	1000	3
BMÇ-1000-6	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	1000	6
BMÇ-1000-9	Eklemeli imalat ile üretilmiş ve borlama işlemi yapılmış 18Ni300 maraging çeliği	1000	9

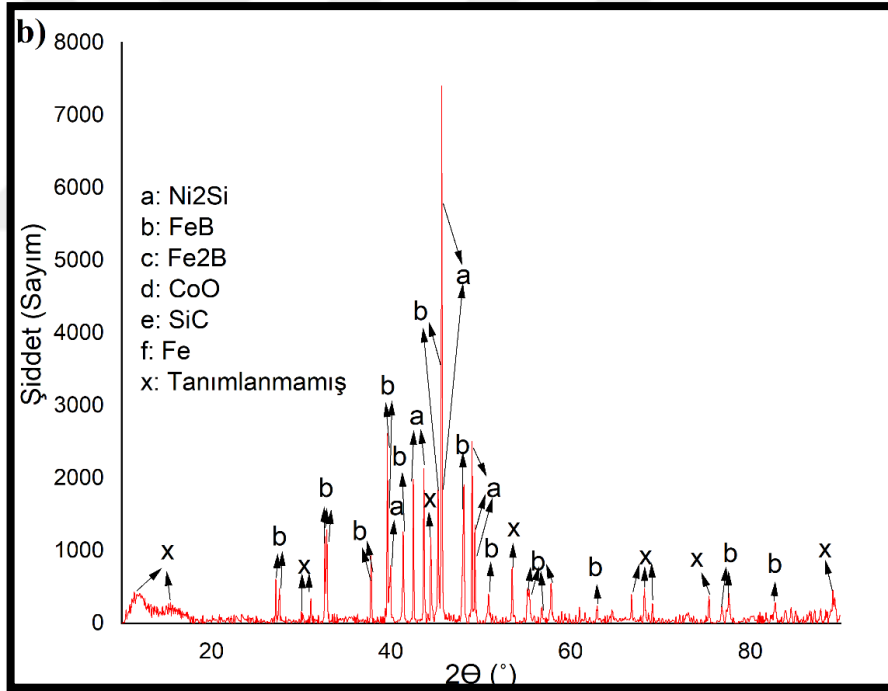
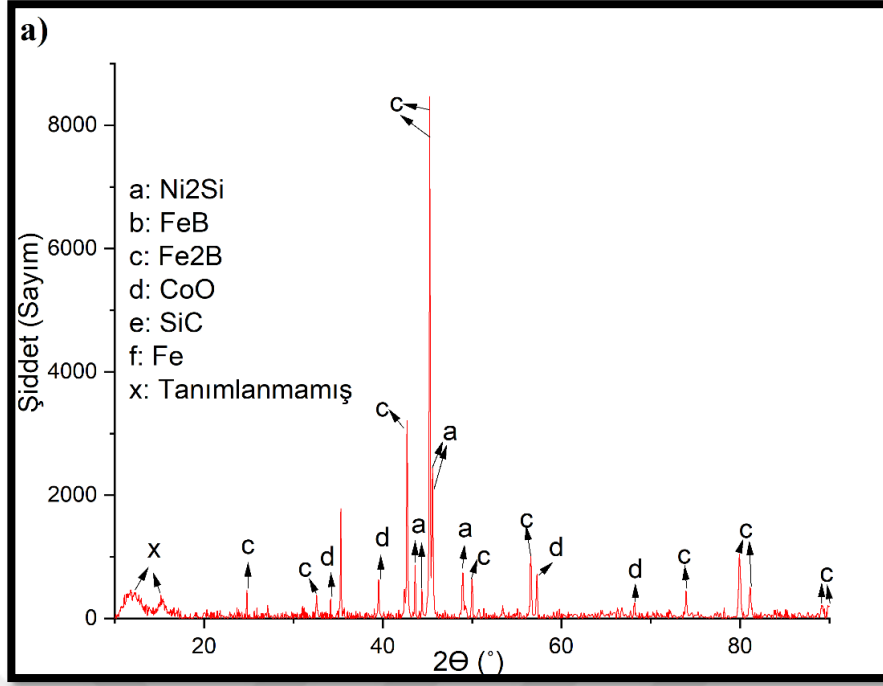
6.1. XRD Analizi

Şekil 6.1.'de altlık malzeme olarak kullanılan ve eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin borlama öncesi yüzeyinden yapılan XRD analizi sonucu elde edilen XRD deseni verilmiştir. İlgili yazılım kullanılarak XRD deseninde görülen piklerin veri tabanındaki ilgili fazlar ile eşleştirilmesi sonucu XRD desenindeki belirgin olan piklerin Fe fazına ait olduğu tespit edilmiştir. Bu fazın çelik içerisinde en fazla bulunan Fe alaşım elementinden kaynaklı olduğu anlaşılmaktadır.

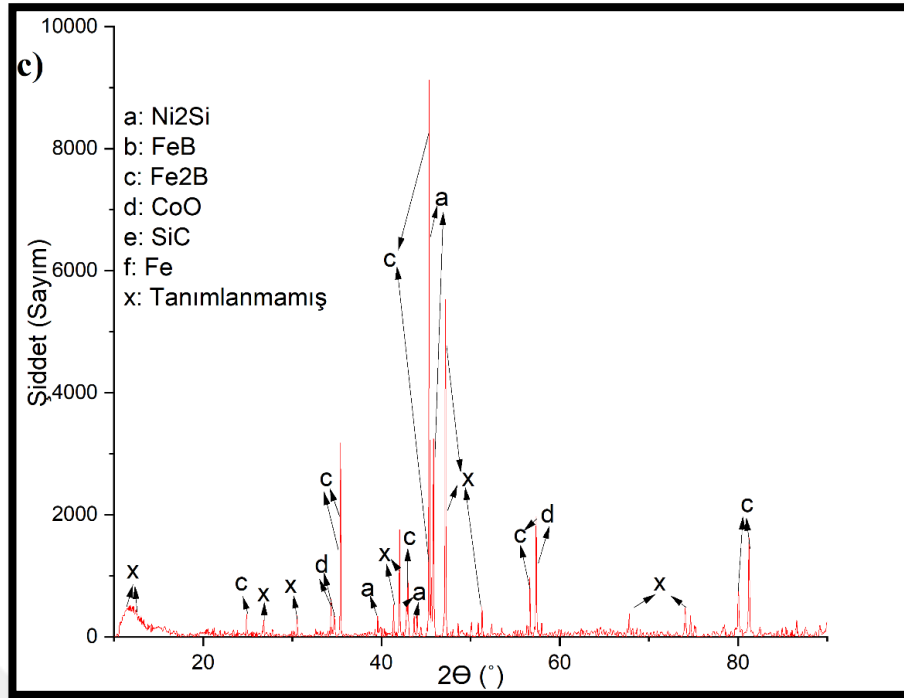


Şekil 6.1: MÇ XRD deseni.

Şekil 6.2.'de eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin farklı sıcaklıklarda 3 saat borlama sonrası yüzeyinden yapılan XRD analizi sonucu elde edilen XRD desenleri verilmiştir. XRD deseni incelendiğinde ağırlıklı olarak 3 faz görülmektedir. Bunlar FeB, Fe₂B ve Ni₂Si fazlarıdır. Bu fazlara ek olarak düşük şiddette CoO fazına da rastlanmıştır. Şekil 6.2.'de de görülebileceği üzere sıcaklık 800°C'den 900°C'ye arttırıldığında Fe₂B fazı kaybolurken FeB fazı şiddetlenmektedir. Ancak sıcaklık 1000°C'ye arttırıldığında yeniden Fe₂B fazı görülmektedir. Ayrıca 3 saat borlama yapılmış tüm numunelerde, kullanılan bor kaynağı içerisinde bulunan Si ile alaşım içerisinde yer alan Ni elementlerinin Ni₂Si fazı oluşturduğu gözlemlenmiştir.

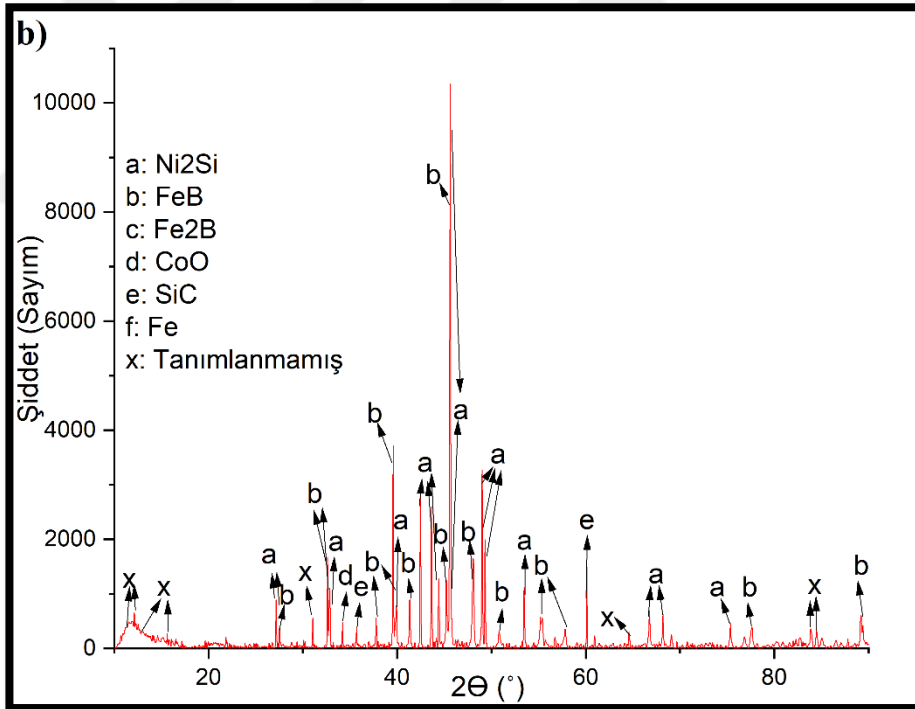
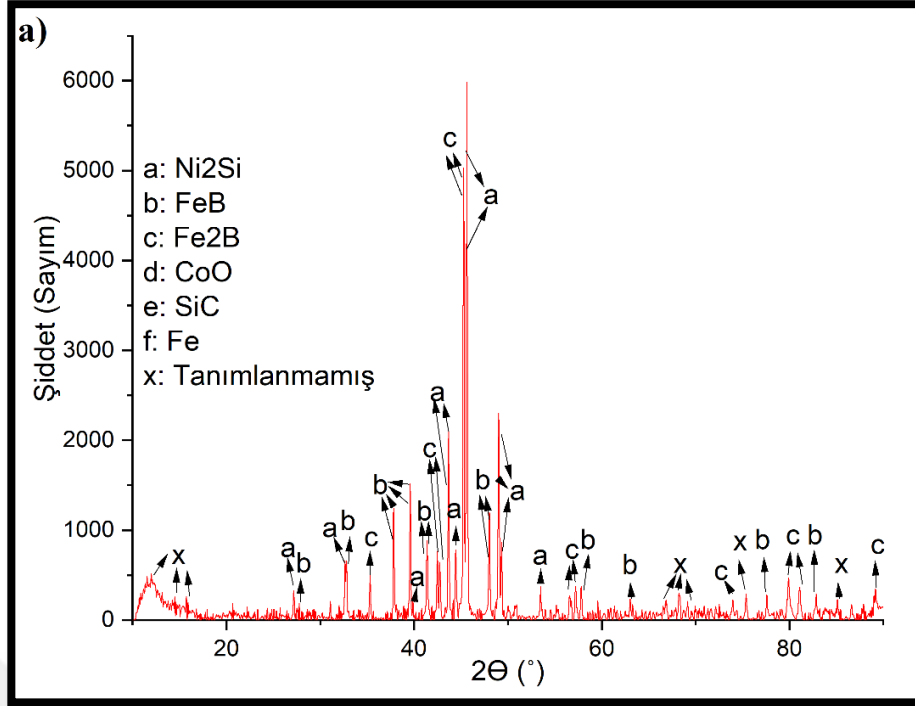


Şekil 6.2: Farklı sıcaklıklarda 3 saat borlama yapılan eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin yüzeyinden elde edilen XRD desenleri, a)BMÇ-800-3, b)BMÇ-900-3, c)BMÇ-1000-3.

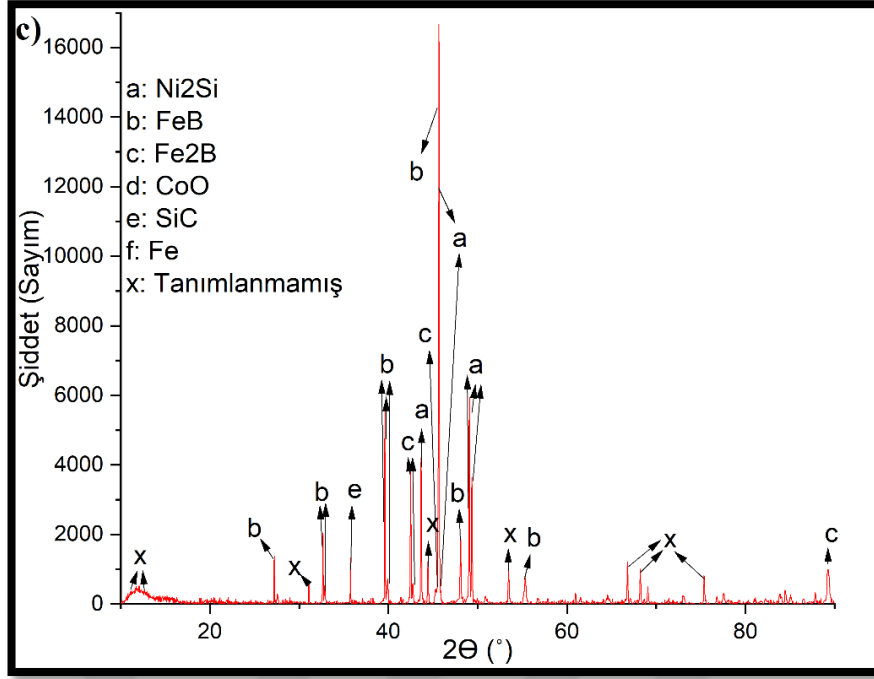


Şekil 6.2: Devam.

Şekil 6.3'te eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin farklı sıcaklıklarda 6 saat borlama sonrası yüzeyinden yapılan XRD analizi sonucu elde edilen XRD desenleri verilmiştir. Şekil incelendiğinde ağırlıklı olarak 3 faz görülmektedir. Bunlar FeB, Fe₂B ve Ni₂Si fazlarıdır. Bu fazlara ek olarak 900°C sıcaklıkta borlama yapılan numunede düşük şiddette CoO ve SiC fazlarına da rastlanmıştır. 6 saat borlama yapılmış tüm numunelerde, kullanılan bor kaynağı içerisinde bulunan Si ile alaşım içerisinde yer alan Ni elementlerinin Ni₂Si fazı oluşturduğu gözlemlenmiştir. Sıcaklık artışı ile birlikte Ni₂Si fazı şiddetlenmektedir. Şekil 6.3'te de görülebileceği üzere sıcaklık 800°C'den 900°C'ye arttırıldığında Fe₂B fazı kaybolurken FeB fazı şiddetlenmektedir. Ancak sıcaklık 1000°C'ye arttırıldığında yeniden Fe₂B fazı görülmekte ve ancak FeB fazı da şiddetlenmektedir.

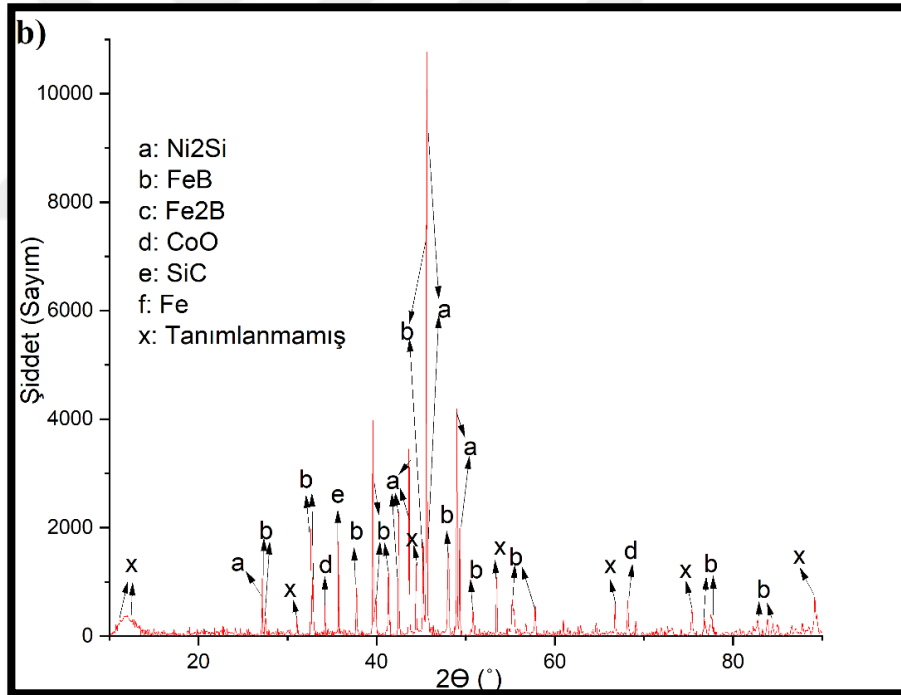
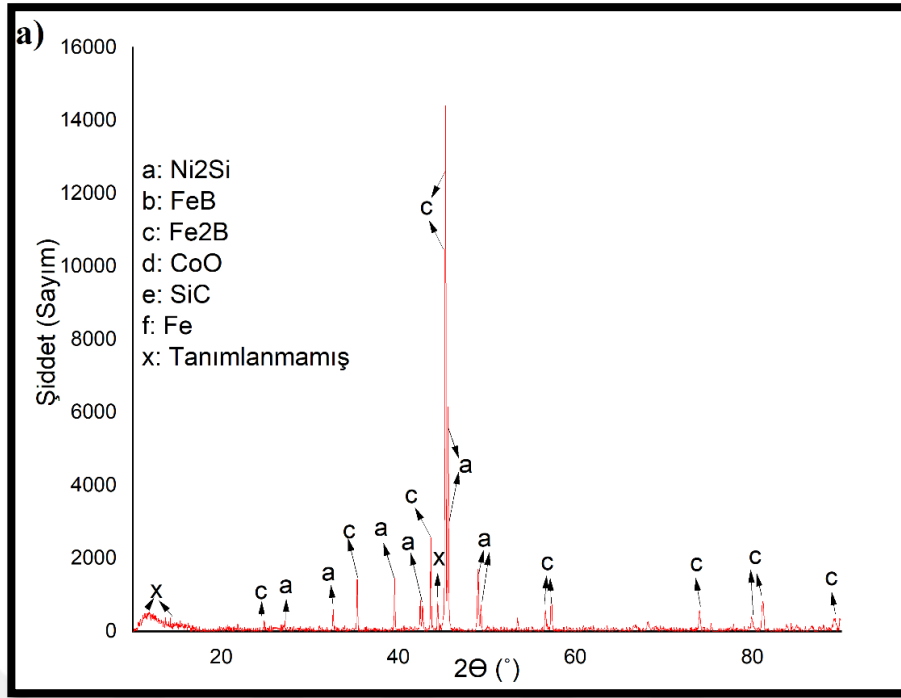


Şekil 6.3: Farklı sıcaklıklarda 6 saat borlama yapılan eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin yüzeyinden elde edilen XRD desenleri, a)BMÇ-800-6, b)BMÇ-900-6, c)BMÇ-1000-6.

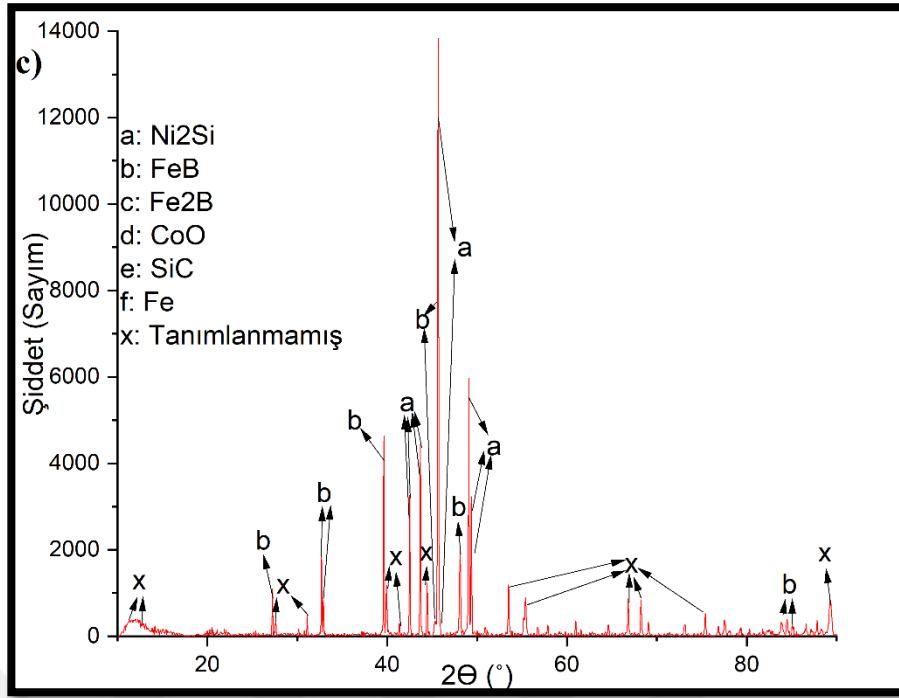


Şekil 6.3: Devam.

Şekil 6.4'te eklemeli imalat yöntemi ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin farklı sıcaklıklarda 9 saat borlama sonrası yüzeyinden yapılan XRD analizi sonucu elde edilen XRD desenleri verilmiştir. Şekil incelendiğinde ağırlıklı olarak 3 faz görülmektedir. Bunlar FeB, Fe₂B ve Ni₂Si fazlarıdır. 900°C sıcaklıkta borlama yapılan numunede düşük şiddette CoO ve SiC fazlarına da rastlanmıştır. 9 saat borlama yapılmış tüm numunelerde, kullanılan bor kaynağı içerisinde bulunan Si ile alaşım içerisinde yer alan Ni elementlerinin Ni₂Si fazı oluşturduğu gözlemlenmiştir. Sıcaklık artışı ile birlikte Ni₂Si fazı şiddetlenmektedir. Şekil 6.4'te de görülebileceği üzere sıcaklık 800°C'den 900°C'ye arttırıldığında Fe₂B fazı kaybolurken FeB fazı şiddetlenmektedir. Sıcaklık 1000°C'ye arttırıldığında 3 saat ve 6 saat boyunca borlama yapılan numunelerin aksine, 9saat boyunca borlama yapılan numunede Fe₂B fazı görülmemekte ve FeB fazı bulunmaktadır.



Şekil 6.4: Farklı sıcaklıklarda 6 saat borlama yapılan eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin yüzeyinden elde edilen XRD desenleri, a)BMÇ-800-9, b)BMÇ-900-9, c)BMÇ-1000-9.



Şekil 6.4: Devam.

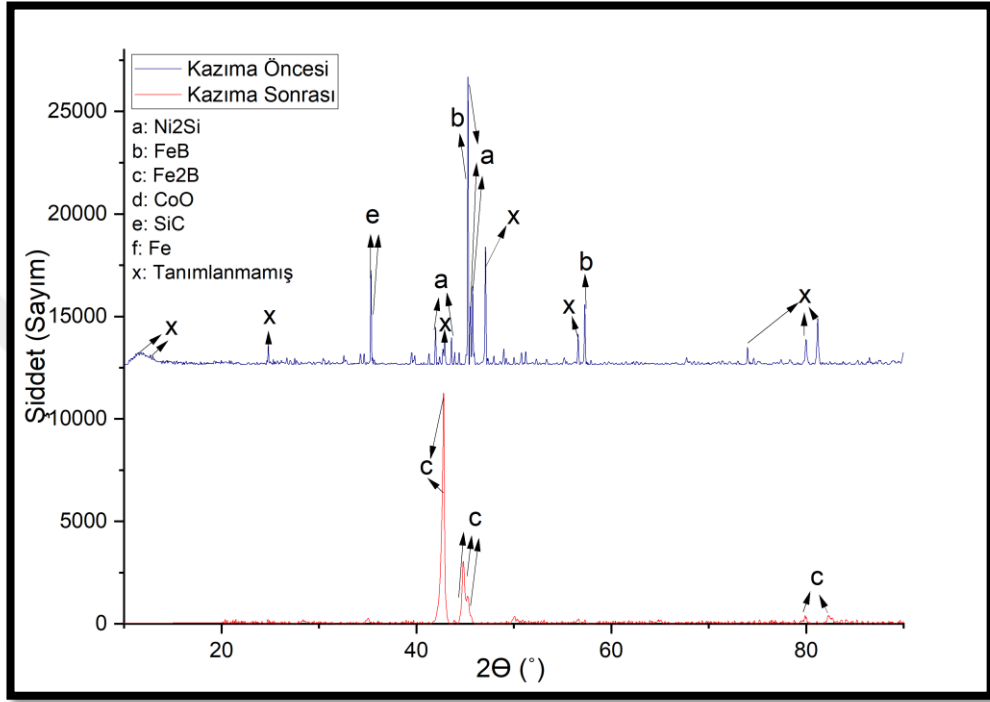
Borlama sonucu MÇ kodlu numunenin yüzeyinde oluşan borür tabakanın kalınlığından dolayı bu borür tabakanın hangi fazlardan oluştuğunu tespit etmek adına en yüksek sıcaklıkta borlanan numune yüzeyleri zımpara ile aşındırılmıştır. Tablo 6.2’de aşındırılmalı XRD analizi için yapılan talaş kaldırma işlemleri sonucunda ulaşılan parça kalınlıkları verilmiştir.

Tablo 6.2: Yüzeyi aşındırılan numunelerin zımparalama öncesi ve sonrası numune kalınlıkları.

Numune	Aşındırma Öncesi Kalınlık (mm)	Aşındırma Sonrası Kalınlık (mm)
BMÇ-1000-3	5,015	4,913
BMÇ-1000-6	5,141	5,036
BMÇ-1000-9	6,045	5,942
BMÇ-1000-9 (ikinci aşındırma)	5,942	5,647

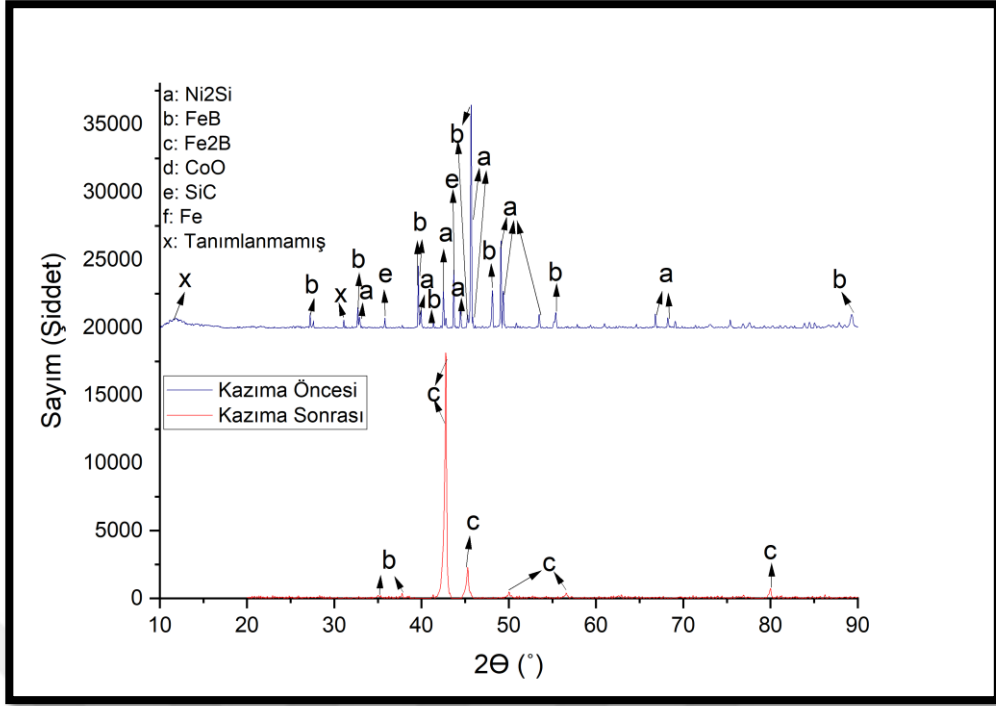
Şekil 6.5’te yüzeyi aşındırılmış BMÇ-1000-3 numunesinin yüzeyinde yapılan XRD analizi sonucu elde edilen XRD deseni verilmiştir. Sonuçlar offset (şiddet değerleri bir önceki değere eklenerek) şeklinde paylaşılmıştır. Bu numunenin aşındırma öncesi XRD deseninde 45°’de Ni₂Si fazına ait olduğu belirlenen şiddetli bir

pikgörlürken aşındırma sonrası XRD deseninde bu pik kaybolmuş bunun yerine yaklaşık 45°'de Fe₂B fazına ait olduğu belirlenen pik görülmektedir. Bu numunenin yine aşındırma öncesi XRD deseninde FeB, SiC, Fe-Ni fazlarına ait olan piklerin aşındırma sonrası kaybolduğu görülmektedir.. Aşındırma sonrasında yaklaşık 42,7°'de en güçlü olacak şekilde yalnızca Fe₂B fazına ait pik görülmektedir.



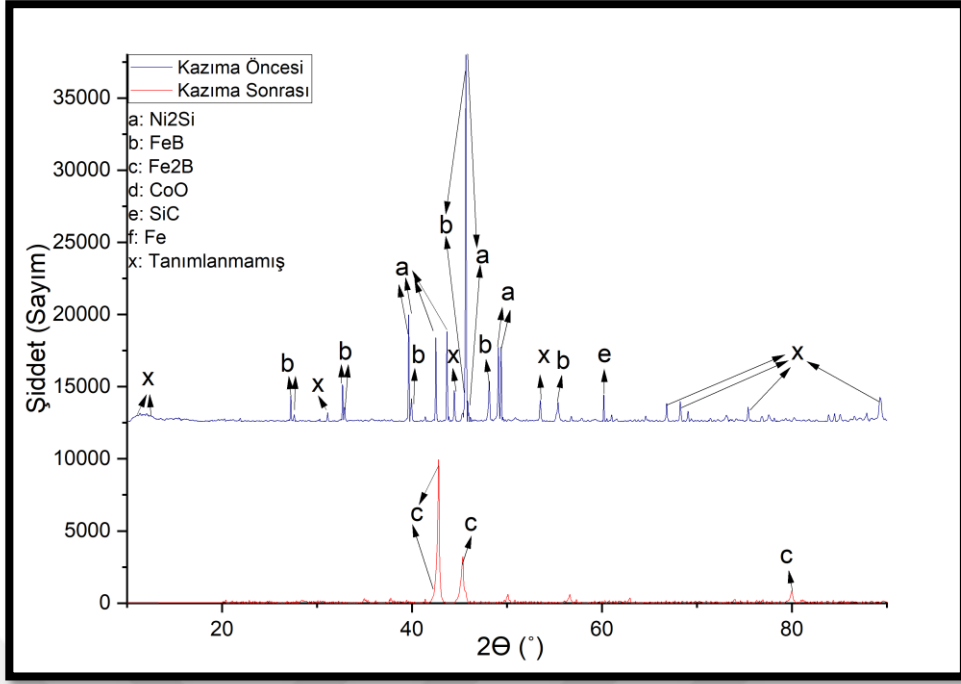
Şekil 6.5: Yüzeyi aşındırılmış BMCÇ-1000-3 numunesinin yüzeyinden elde edilen XRD deseni.

Şekil 6.6'da yüzeyi aşındırılmış BMCÇ-1000-6 numunesinin yüzeyinde yapılan XRD analizi sonucu elde edilen XRD deseni verilmiştir. Sonuçlar offset (şiddet değerleri bir önceki değere eklenerek) şeklinde paylaşılmıştır. Aşındırma öncesi 45,69216°'de şiddetli bir Ni₂Si fazı görülürken aşındırma sonrası bu faz görülmemektedir, yaklaşık 45°'de Fe₂B fazına ek olarak FeB fazı da görülmektedir. Yine aşındırma öncesi SiC, Fe-Ni bileşiği görülürken aşındırma sonrası bu fazlar da görülmemektedir. Aşındırma sonrasında yaklaşık 42,77644°'de en güçlü olacak şekilde Fe₂B fazı ve 45,28699°'de FeB fazı görülmektedir.

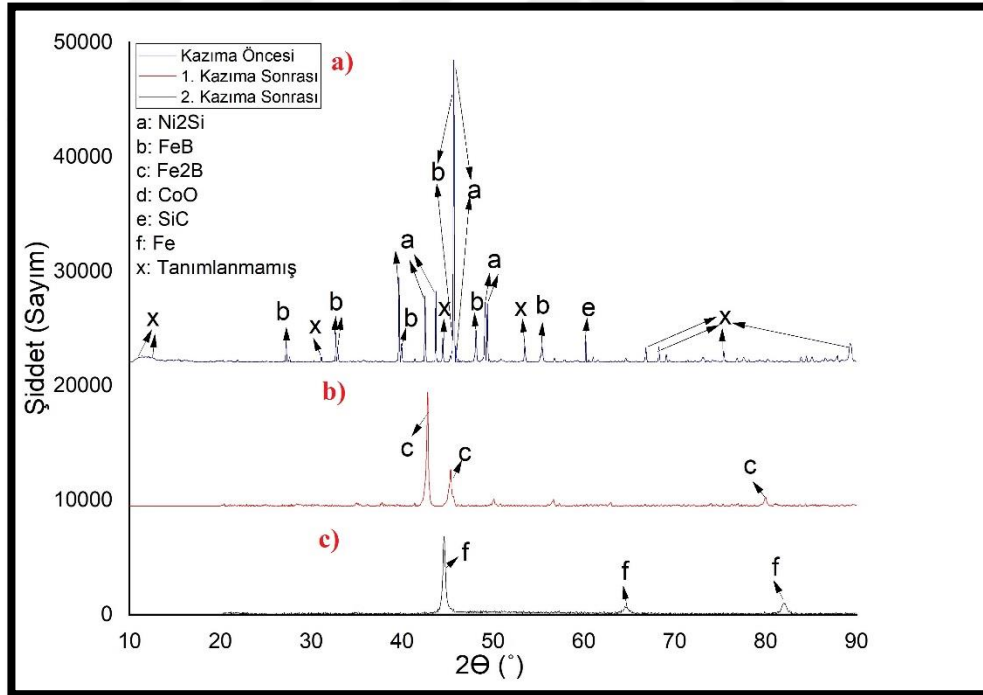


Şekil 6.6: Yüzeyi aşındırılmış BMÇ-1000-6 numunesinin yüzeyinden elde edilen XRD deseni.

Şekil 6.7.'de yüzeyi aşındırılmış BMÇ-1000-9 numunesinin yüzeyinde yapılan XRD analizi sonucu elde edilen XRD deseni verilmiştir. Sonuçlar offset (şiddet değerleri bir önceki değere eklenerek) şeklinde paylaşılmıştır. Aşındırma öncesi $45,69216^{\circ}$ 'de şiddetli bir Ni_2Si piki görülürken ilk aşındırma sonrası bu faz görülmemektedir, yaklaşık 45° 'de Fe_2B fazı görülmektedir. Yine aşındırma öncesi FeB , SiC , $Fe-Ni$ bileşiği görülürken ilk aşındırma sonrası bu fazlar da görülmemektedir. Aşındırma sonrasında yaklaşık $42,80669^{\circ}$ 'de en güçlü pik olacak şekilde yalnızca Fe_2B fazı görülmektedir. Şekil 6.8.'de ise ikinci aşındırma sonuçları paylaşılmıştır. Bu aşamada yaklaşık $44,61891^{\circ}$ 'de en güçlü pik olacak şekilde yalnızca Fe elementine rastlanmıştır.



Şekil 6.7: Yüzeyi aşındırılmış BMCÇ-1000-9 numunesinin yüzeyinden elde edilen XRD deseni.



Şekil 6.8: 1000°C sıcaklıkta 9 saat borlama yapılmış imalat yöntemi ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliğinin aşındırılmalı XRD sonuçları a) aşındırma öncesi, b) birinci aşındırma sonrası, c) ikinci aşındırma sonrası.

6.2. Mikroyapı İncelemesi

Şekil 6.9-6.12’de farklı sıcaklık ve sürelerde kutu borlama işlemine tabi tutulan MÇ kodlu numunenin kesitinin SEM ile incelenmesi sonu elde edilen mikrograflar verilmiştir.

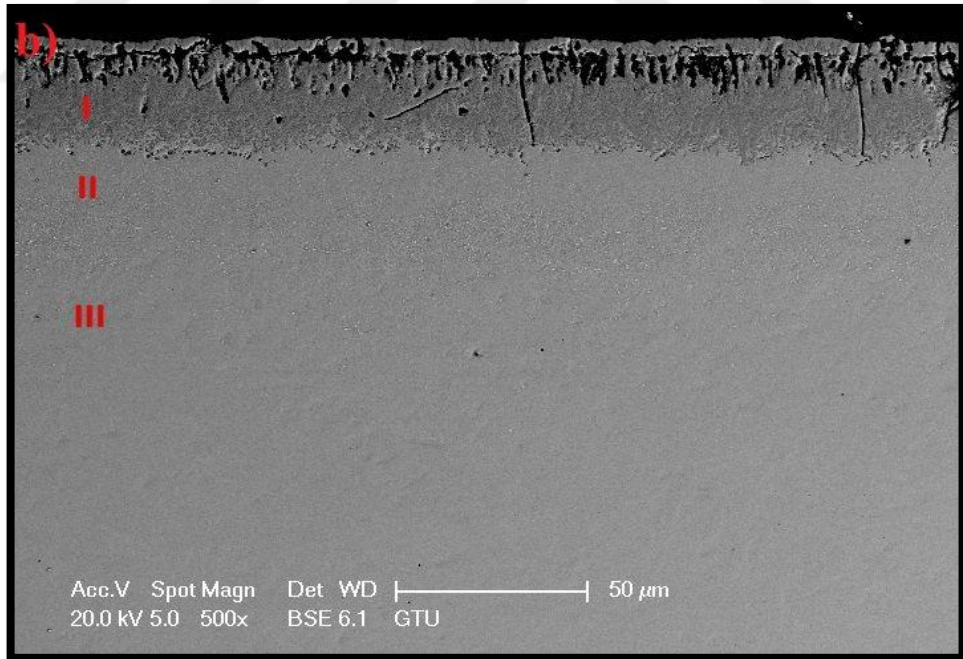
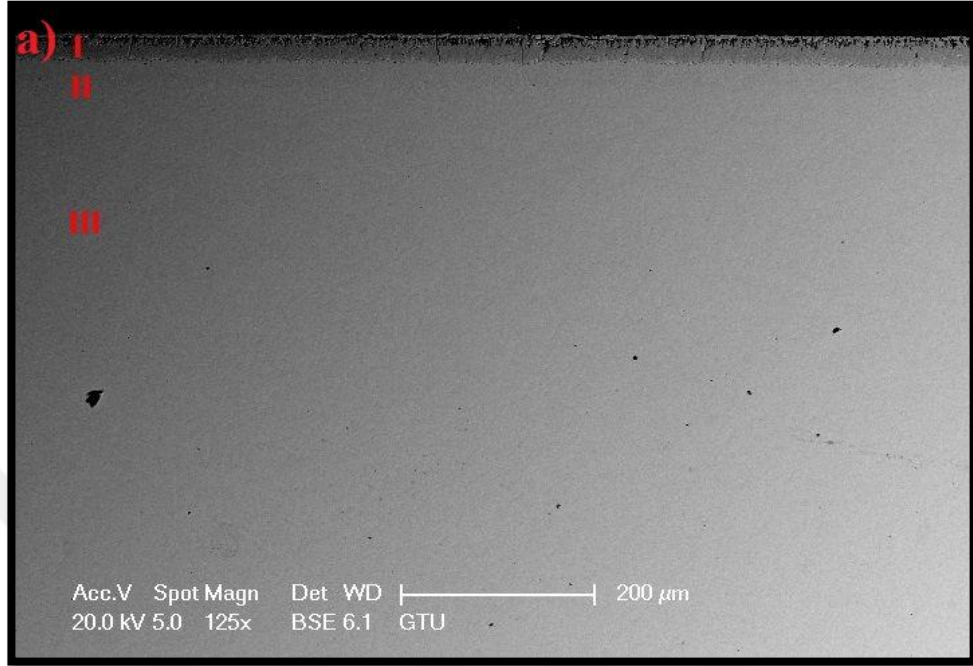
Şekil 6.9’da MÇ kodlu numunenin SEM incelemesi sonrası elde edilen mikrograf paylaşılmıştır [97]. Bu görüntü incelendiğinde numunenin eklemeli imalat süreci sonucu yoğun bir şekilde birleştirildiği görülmektedir. Ayrıca numune içerisinde lokal, farklı boyutlarda ve görece homojen olarak dağılmış gözenekler görülmektedir.



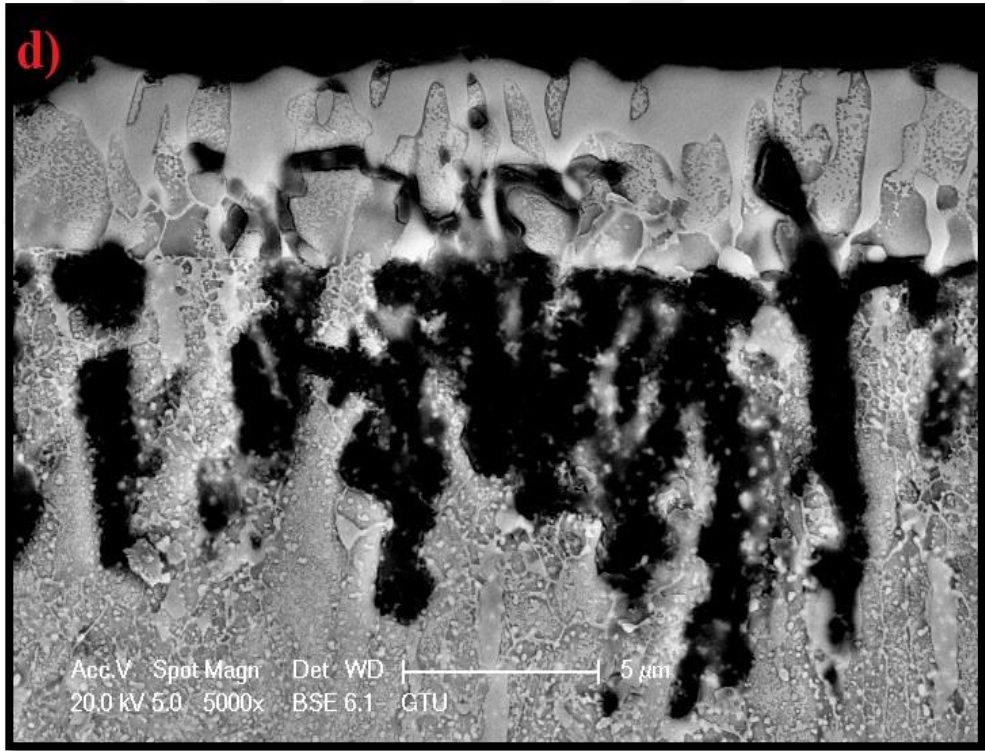
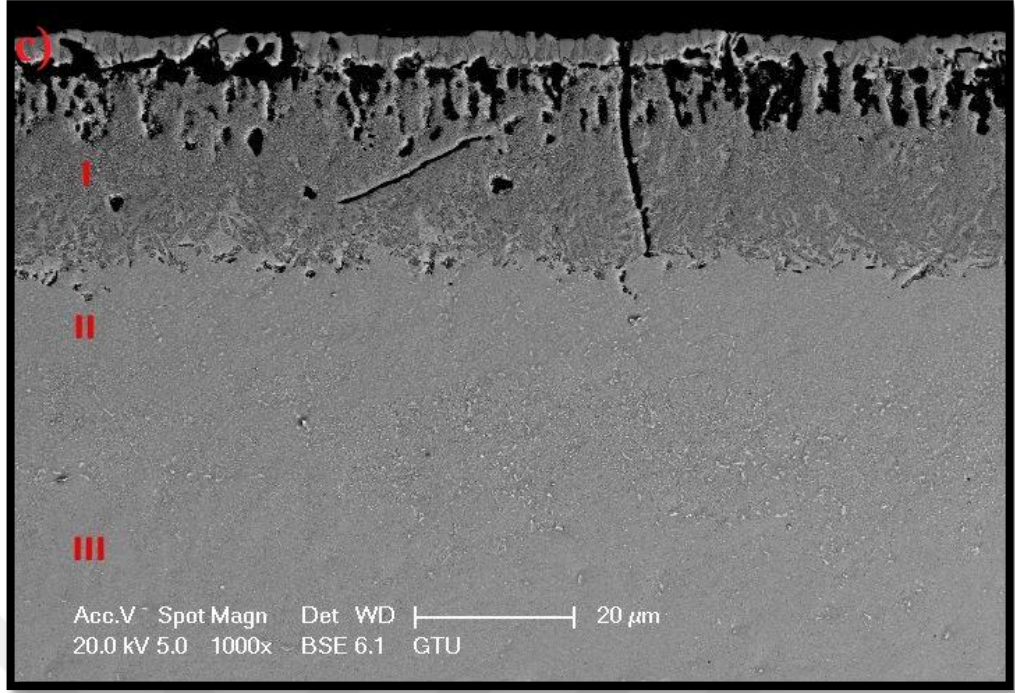
Şekil 6.9: MÇ kodlu numunenin SEM analizi sonucu elde edilen mikrograf.

Şekil 6.10.’da BMÇ-800-9 numunesinin kesitinden farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Söz konusu büyütme oranları SEM’de alınan büyütme oranları olup, görüntülerin büyütme oranları ilgili olarak mikrograflardaki ölçekler esas alınmış olup verilen büyütme oranları tanımlama ve görece olarak karşılaştırma amaçlıdır. Kesitten alınan mikroyapı görüntüleri incelendiğinde borlanan numunenin kesitini üç kısma

ayırmak mümkündür. Bunlar: I) borür tabakası, II) çökeltilerin bulunduğu geçiş bölgesi ve III) altlık malzeme(MÇ) bölgesidir.



Şekil 6.10: BMÇ-800-9 numunesinin kesitinden farklı büyütmelelerde alınmış SEM görüntüleri; a) 125X b) 500X c) 1000X ve d) 5000X.

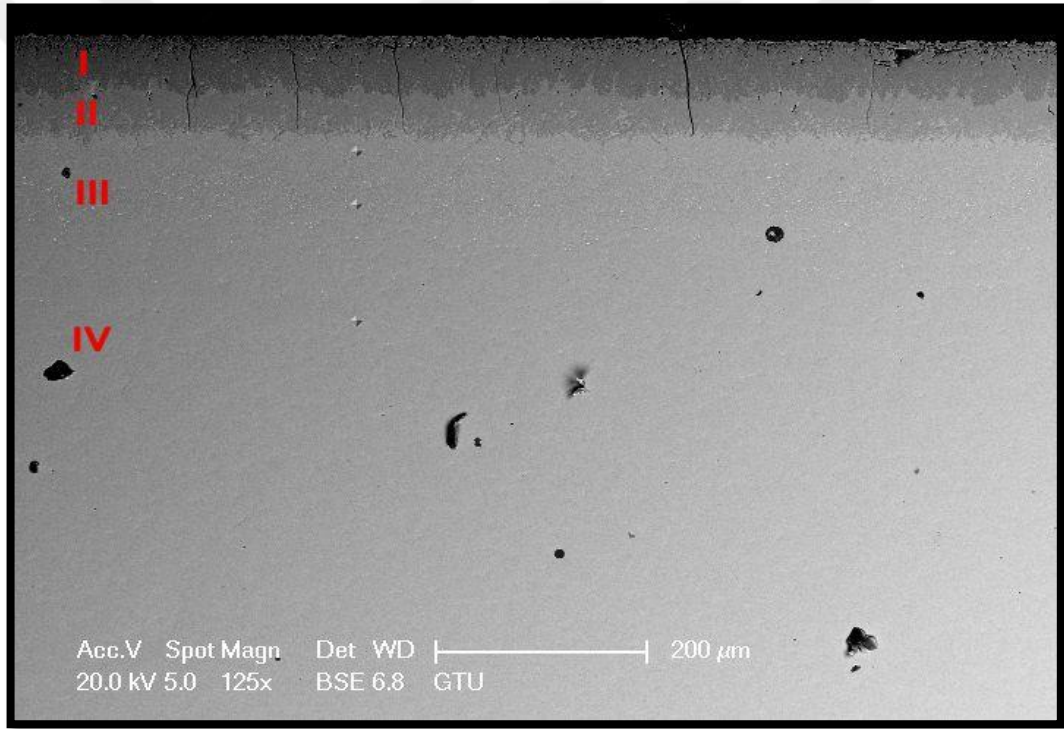


Şekil 6.10: Devam.

Şekil 6.10 incelendiğinde borür tabakasında kontrast oluşmadığı söylenebilir. Ancak yüksek büyütmede (Şekil 6.10 d) borür tabakasının dış bölgesinin iki farklı yapıda olduğu görülmektedir. Bu borür tabakasının dış bölgesi ile altlığa yakın iç

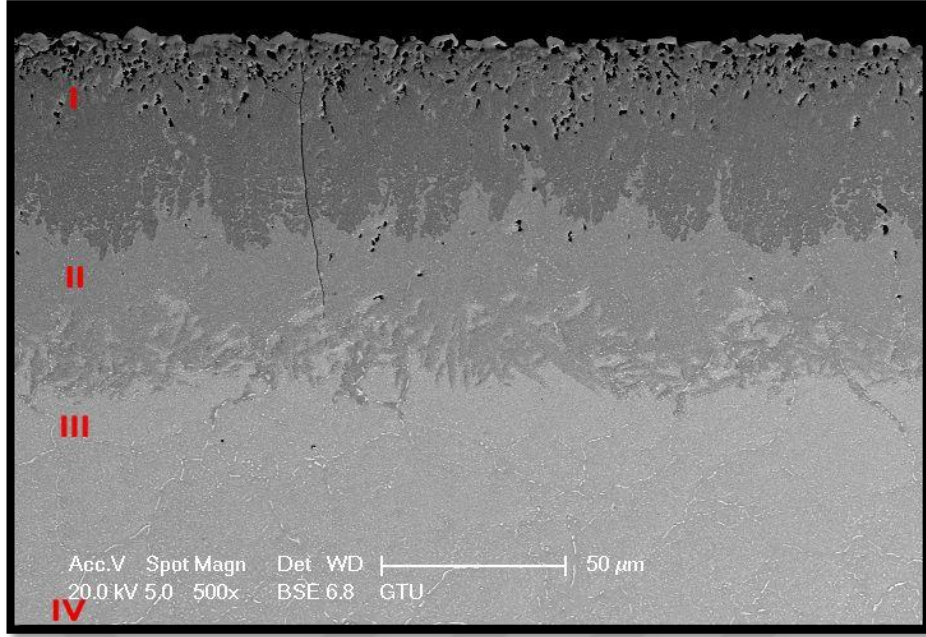
bölgesi arasında özellikle yüzeye yakın bölgelerde çok fazla gözenek olduğu görülmektedir. Bununla birlikte borür tabakası genel olarak değerlendirildiğinde morfolojisinin düz bir yapıda olduğu görülmektedir. Bu yapıların boyutu tabaka boyunca farklılık göstermektedir. Çökeltilerin geçiş bölgesinde borür tabakaya göre daha fazla olduğu görülmektedir.

Şekil 6.11.'de BMÇ-900-9 kodlu numuneye ait kesit SEM görüntüleri verilmiştir. Kesitten elde edilen SEM mikrografları incelendiğinde numunenin kesitini dört kısma ayırmak mümkündür. Bunlar: I) borür bölgesi (koyu renk), II) borür bölgesi (açık renk), III) geçiş bölgesi (çökelti içeren) ve IV) altlık malzeme (MÇ).

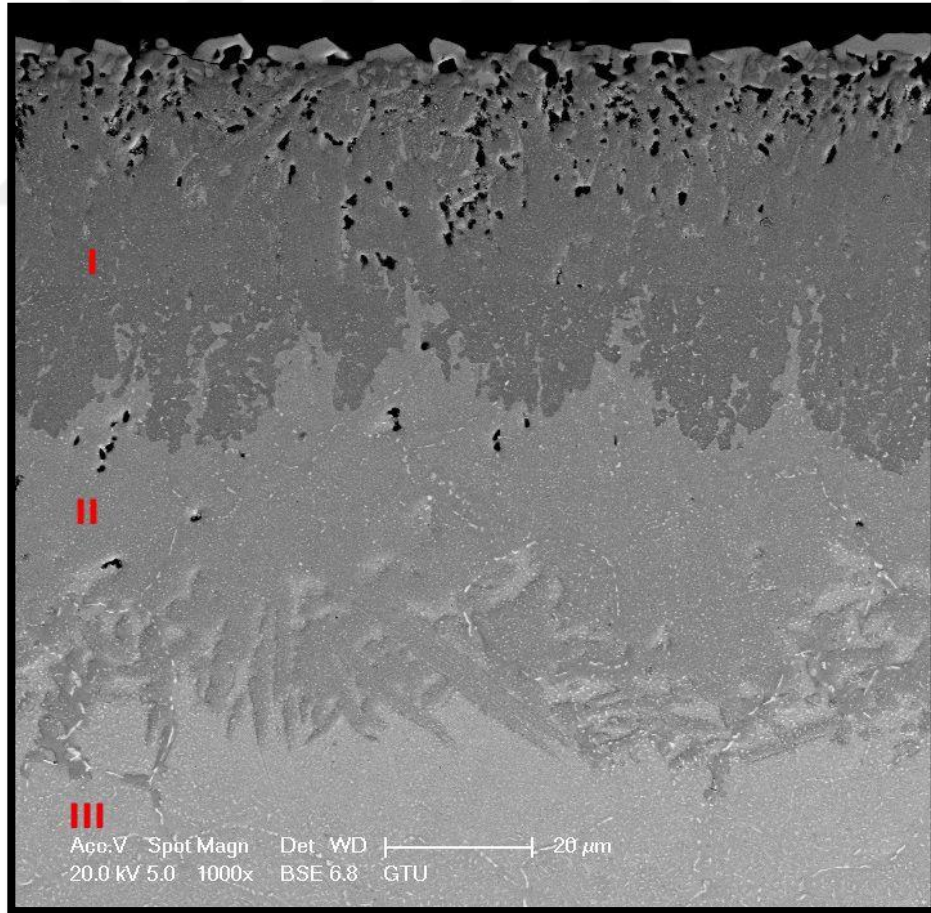


a).

Şekil 6.11: BMÇ-900-9 numunesinin kesitinden farklı büyütme oranlarında alınmış SEM görüntüleri; a) 125X b) 500X c) 1000X ve d) 5000X.

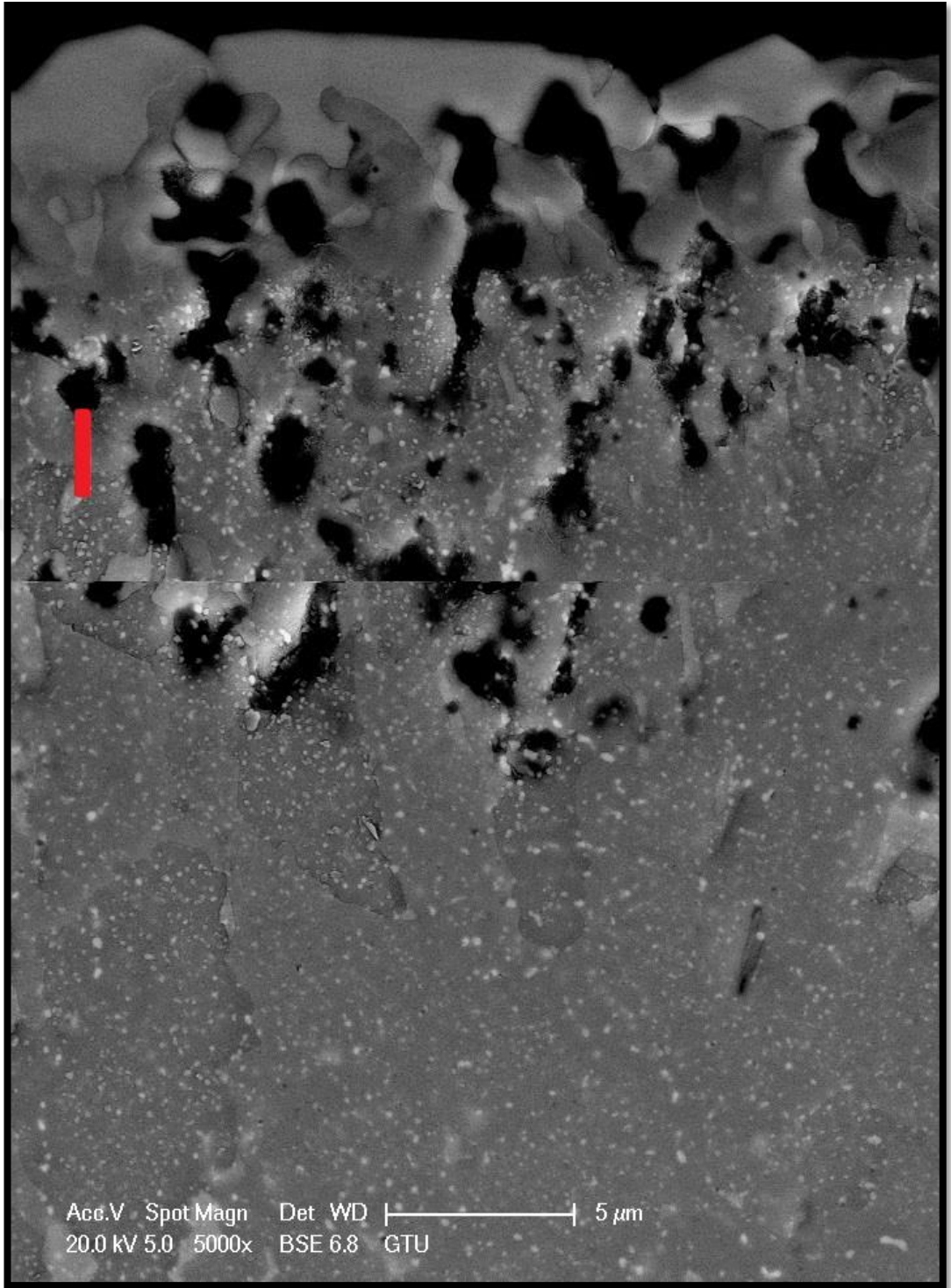


b)



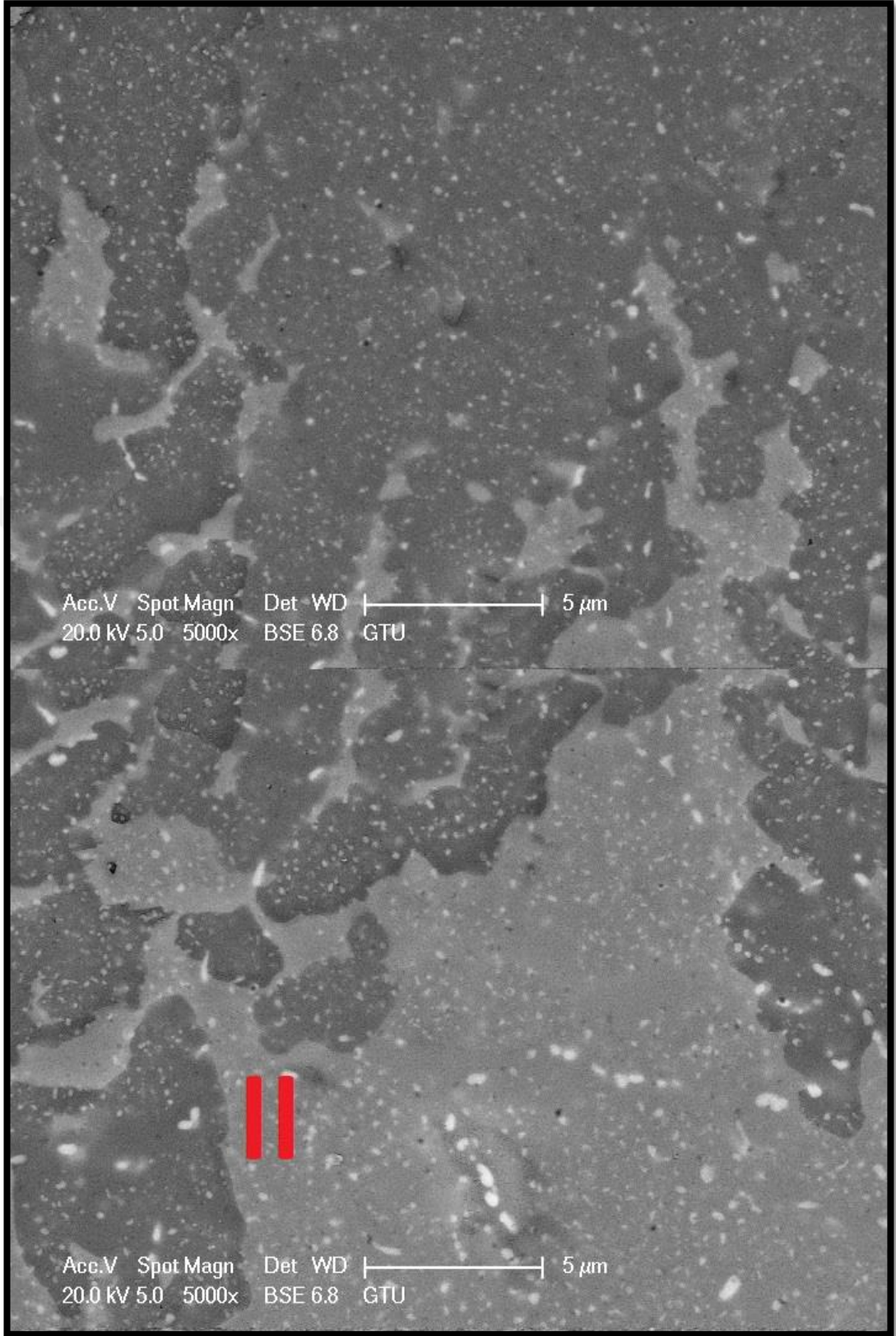
c)

Şekil 6.11: Devam.



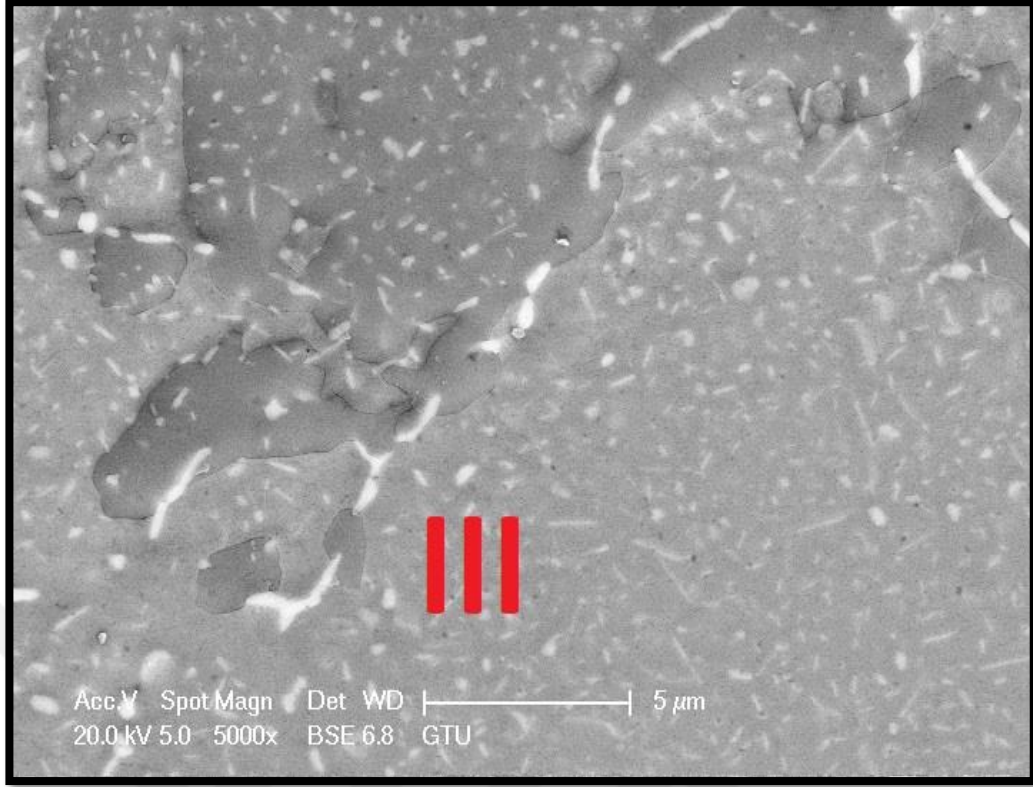
d)

Şekil 6.11: Devam.



d)

Şekil 6.11: Devam.



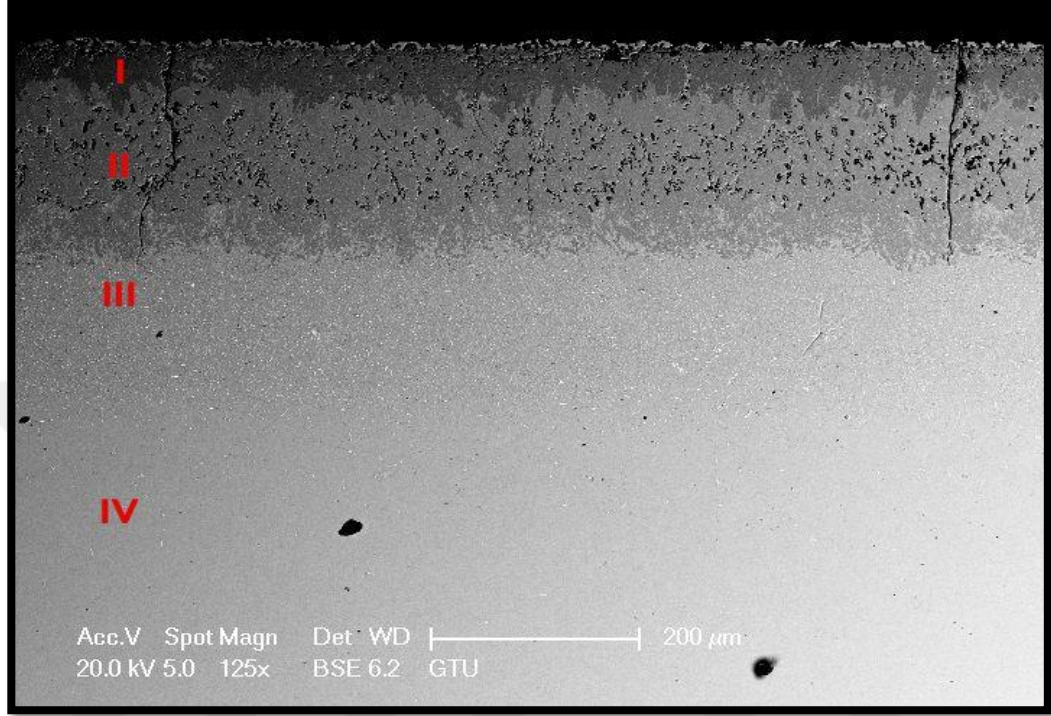
d)

Şekil 6.11: Devam.

Şekil 6.11'deki, farklı büyütmelerde alınan mikrograflar incelendiğinde borür tabakası iki farklı bölgeden (I ve II) oluştuğu rahatlıkla görülmektedir. Şekle bakıldığında kesit mikroyapısında I ve II ile gösterilen bölge borür tabakalarını, III ile gösterilen bölge çökeltilerin oluştuğu bölgeyi ve IV ile gösterilen bölge ise altlık malzemeyi (MÇ) temsil etmektedir. Borür tabakasına bakıldığında tabaka içerisinde çökeltiler olduğu göze çarpmaktadır. Ayrıca tabaka içerisinde özellikle yüzeye yakın bölgelerde çok fazla gözenek olduğu görülmektedir. Bununla birlikte borür tabakasının morfolojisinin diş benzeri bir yapıda olduğu görülmektedir. Bu yapıların boyutu tabaka boyunca farklılık göstermektedir. II ile gösterilen bölgede tabaka içerisindeki boşluk miktarının I ile gösterilen bölgeye göre düşük miktarda olduğu görülmektedir. Ayrıca bu tabakanın morfolojisi ise iğnemiş şekildedir. Çökeltilerin geçiş bölgesinde en fazla olduğu, II ile gösterilen bölgede I ile gösterilen bölgeye göre daha fazla bulunduğu görülmektedir.

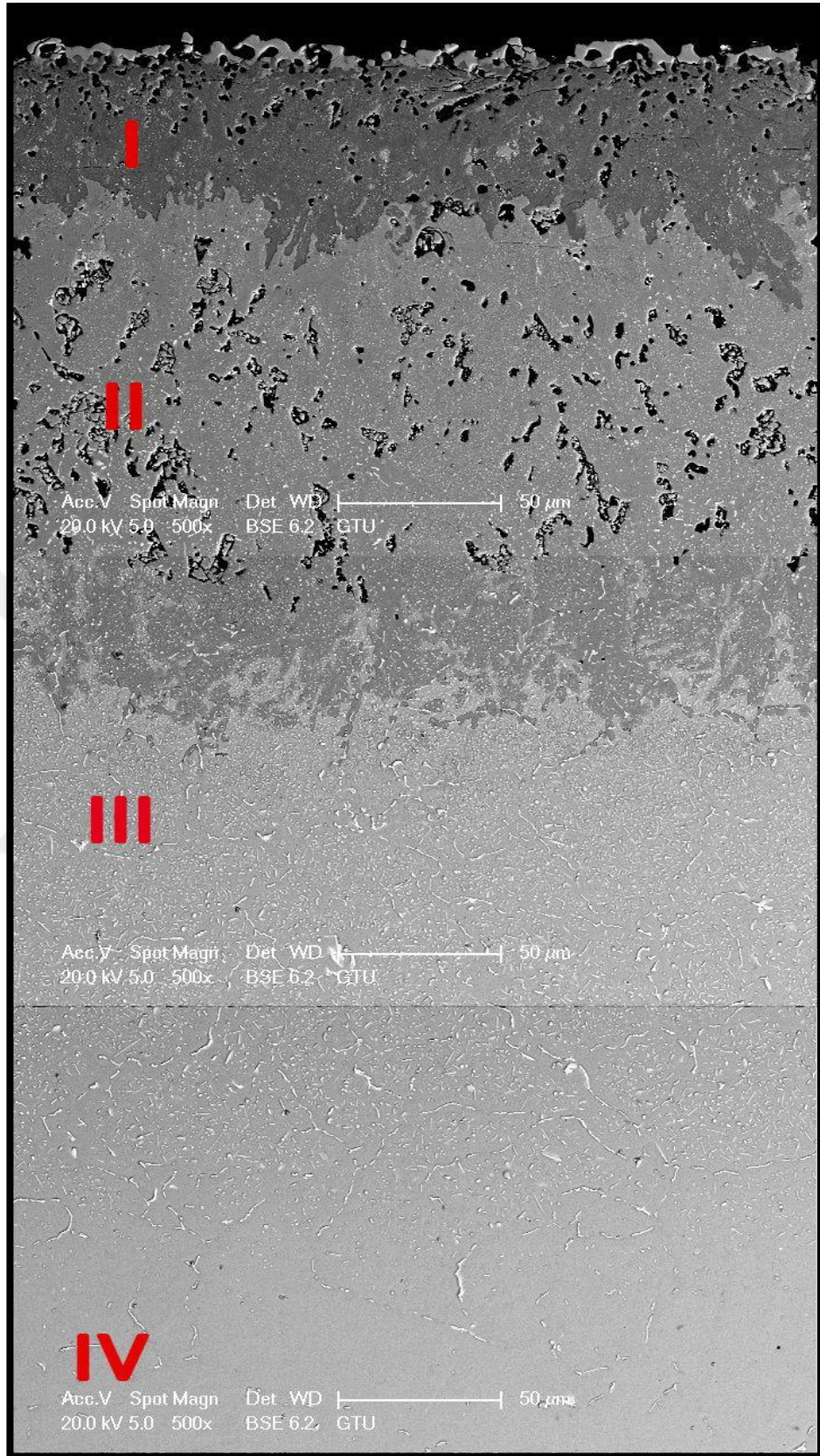
Şekil 6.12'de BMCÇ-900-9 kodlu numuneye ait kesit SEM görüntüleri verilmiştir. Kesitten elde edilen SEM mikrografları incelendiğinde numunenin

kesitini dört kısma ayırmak mümkündür. Bunlar: I) borür bölgesi (koyu renk), II) borür bölgesi (açık renk), III) geçiş bölgesi (çökelti içeren) ve IV) altlık malzeme (MÇ).



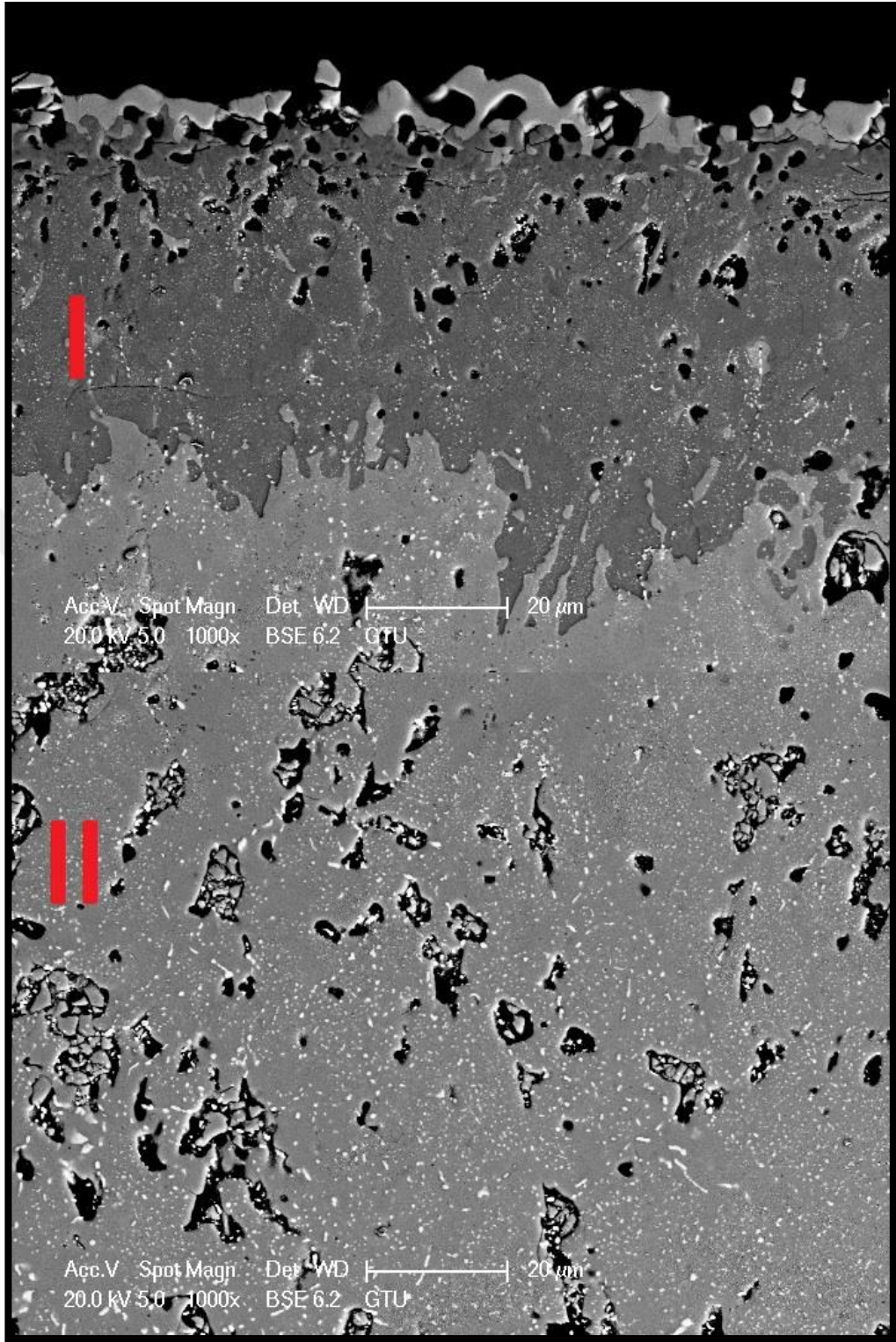
a)

Şekil 6.12: BMÇ-1000-9 numunesinin kesitinden farklı büyütmelemlerde alınmış SEM mikrografları; a) 125X b) 500X c) 1000X d) 2000X ve e)5000X.



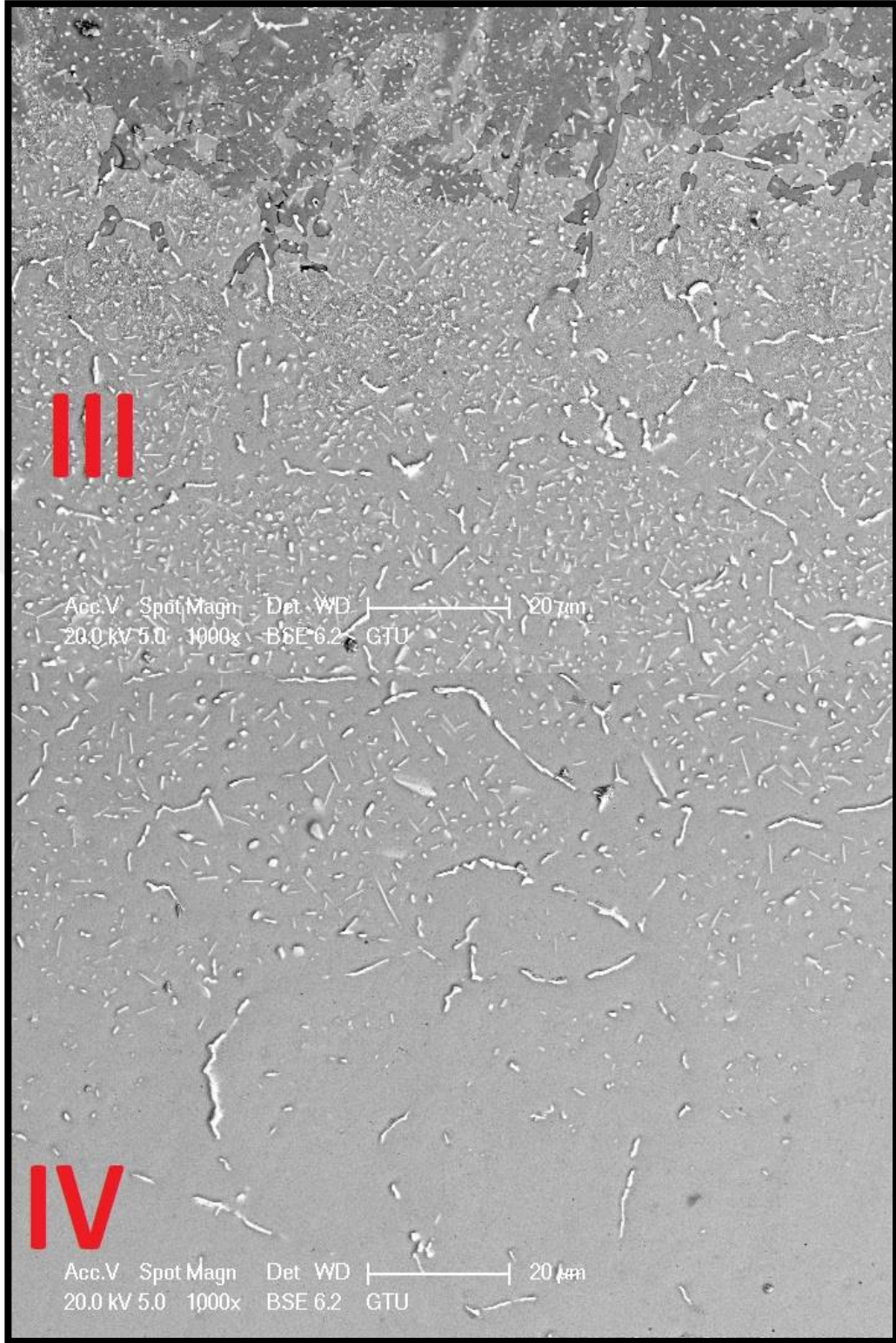
b):

Şekil 6.12: Devam.



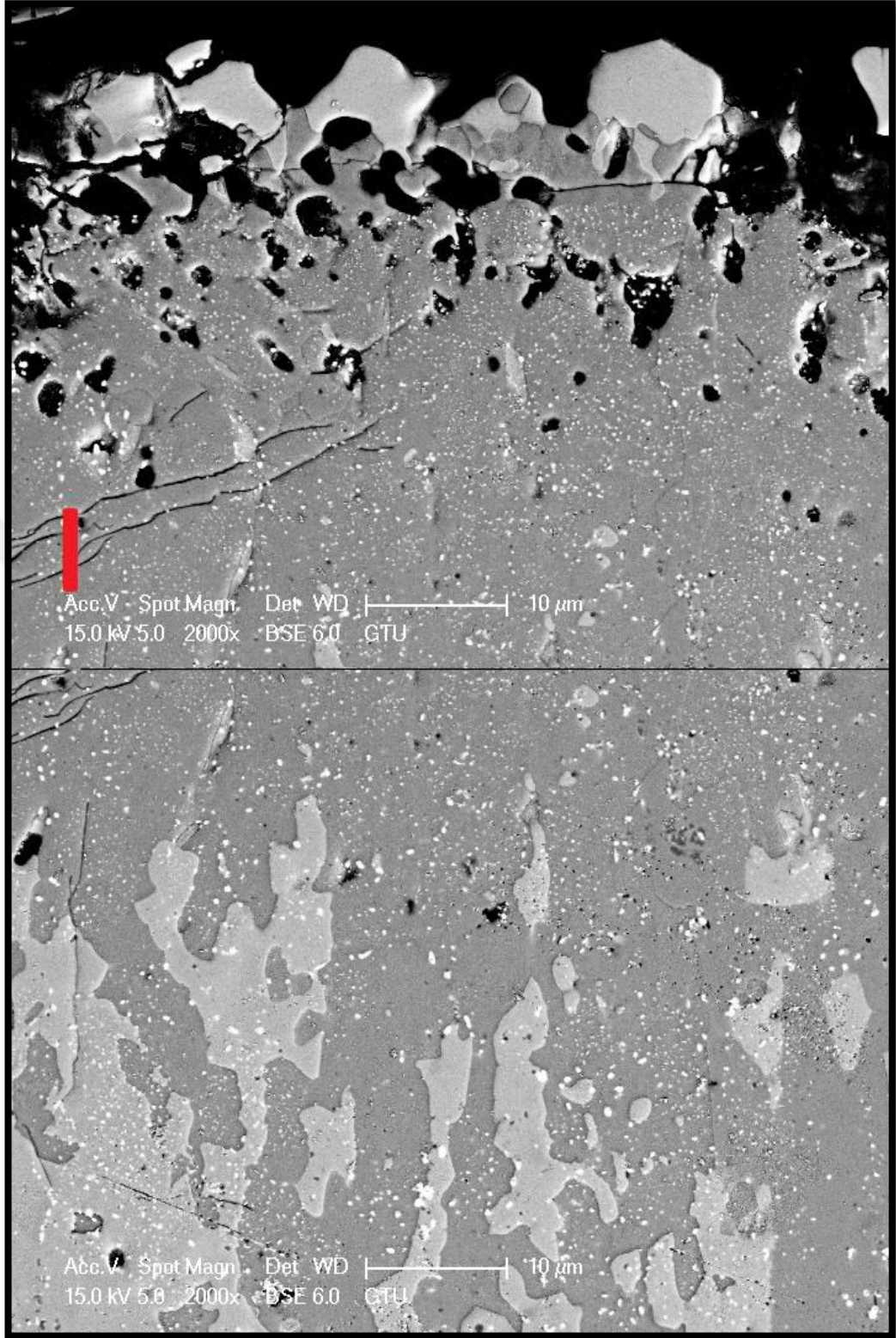
c)

Şekil 6.12: Devam.



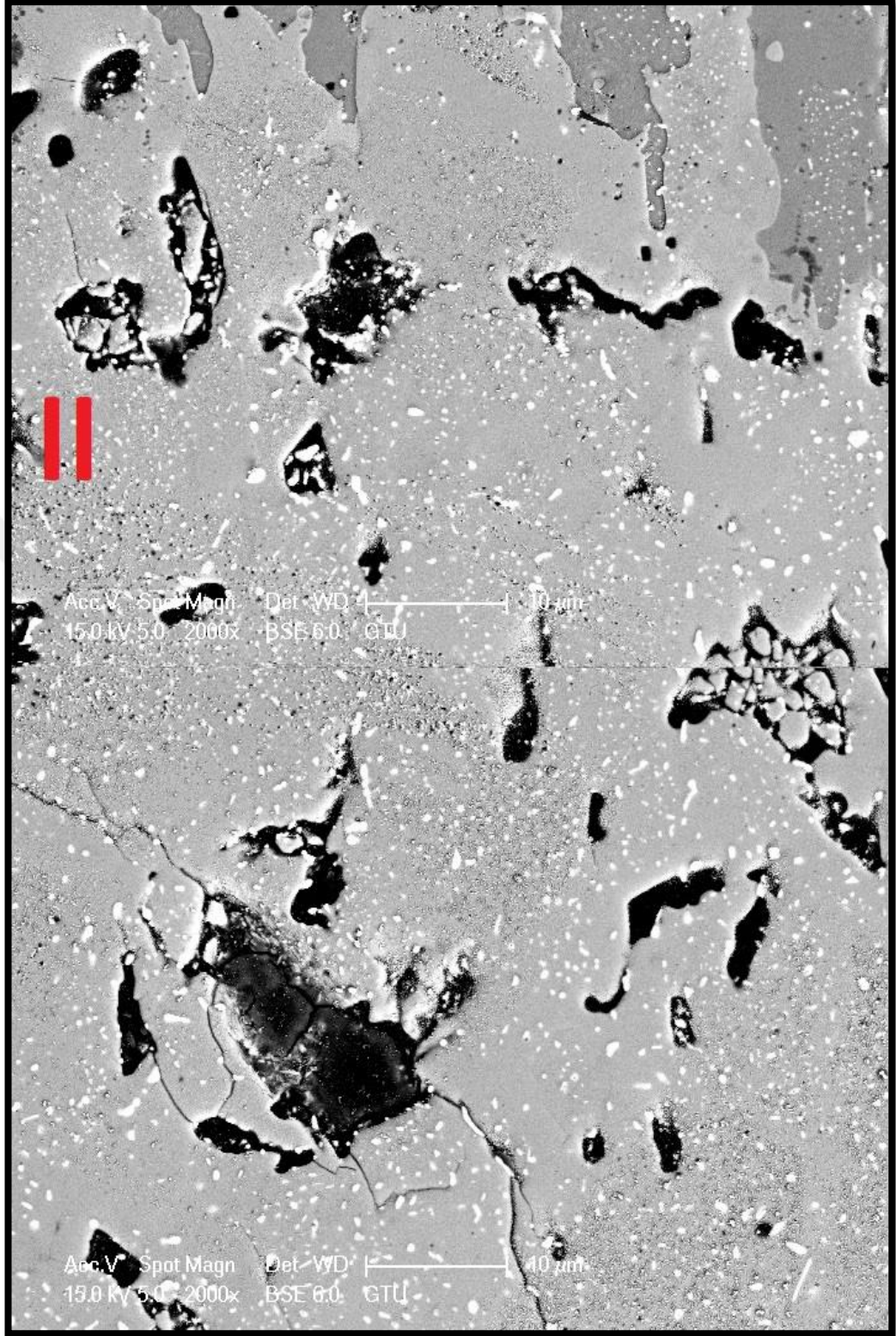
c)

Şekil 6.12: Devam.



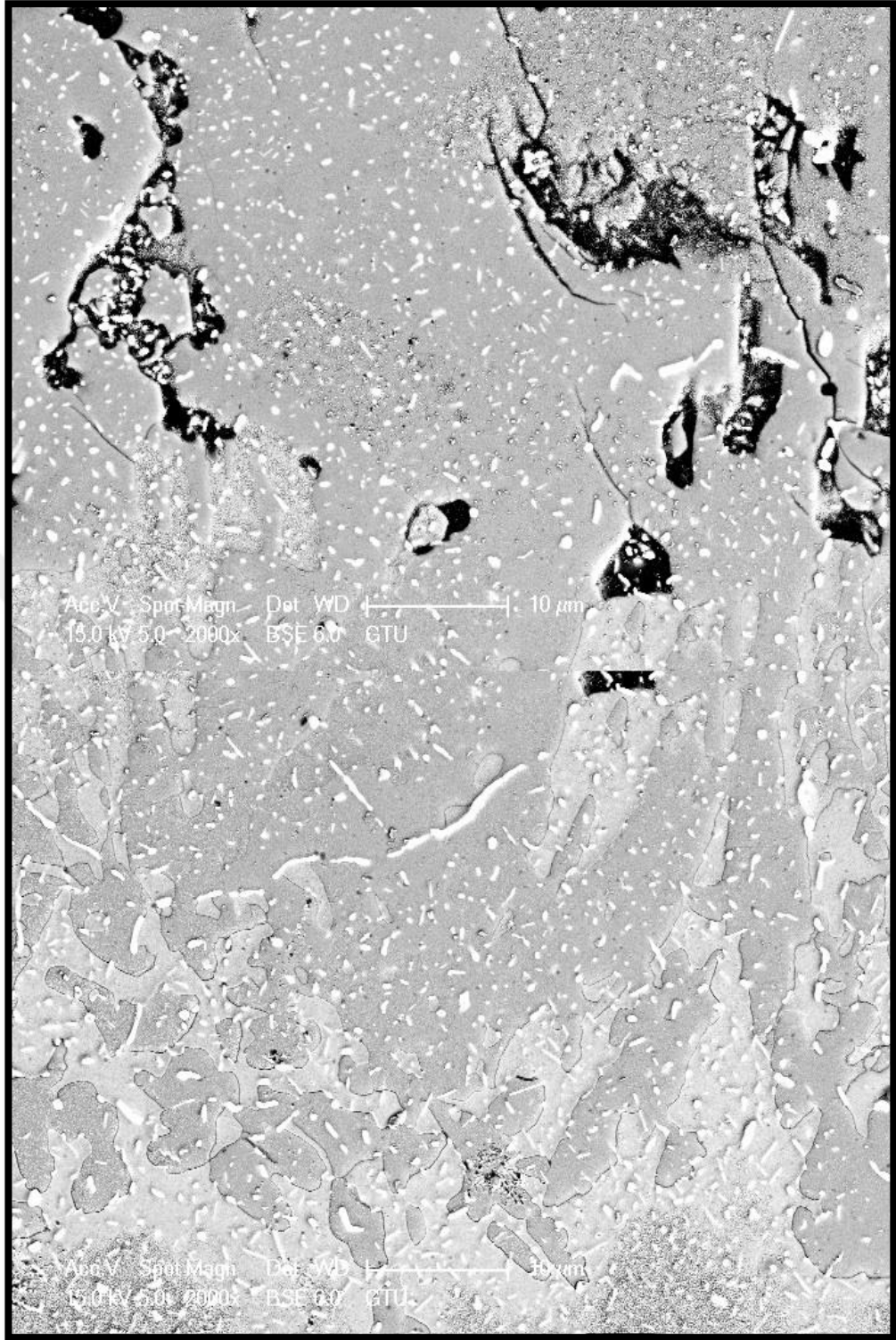
d)

Şekil 6.12: Devam.



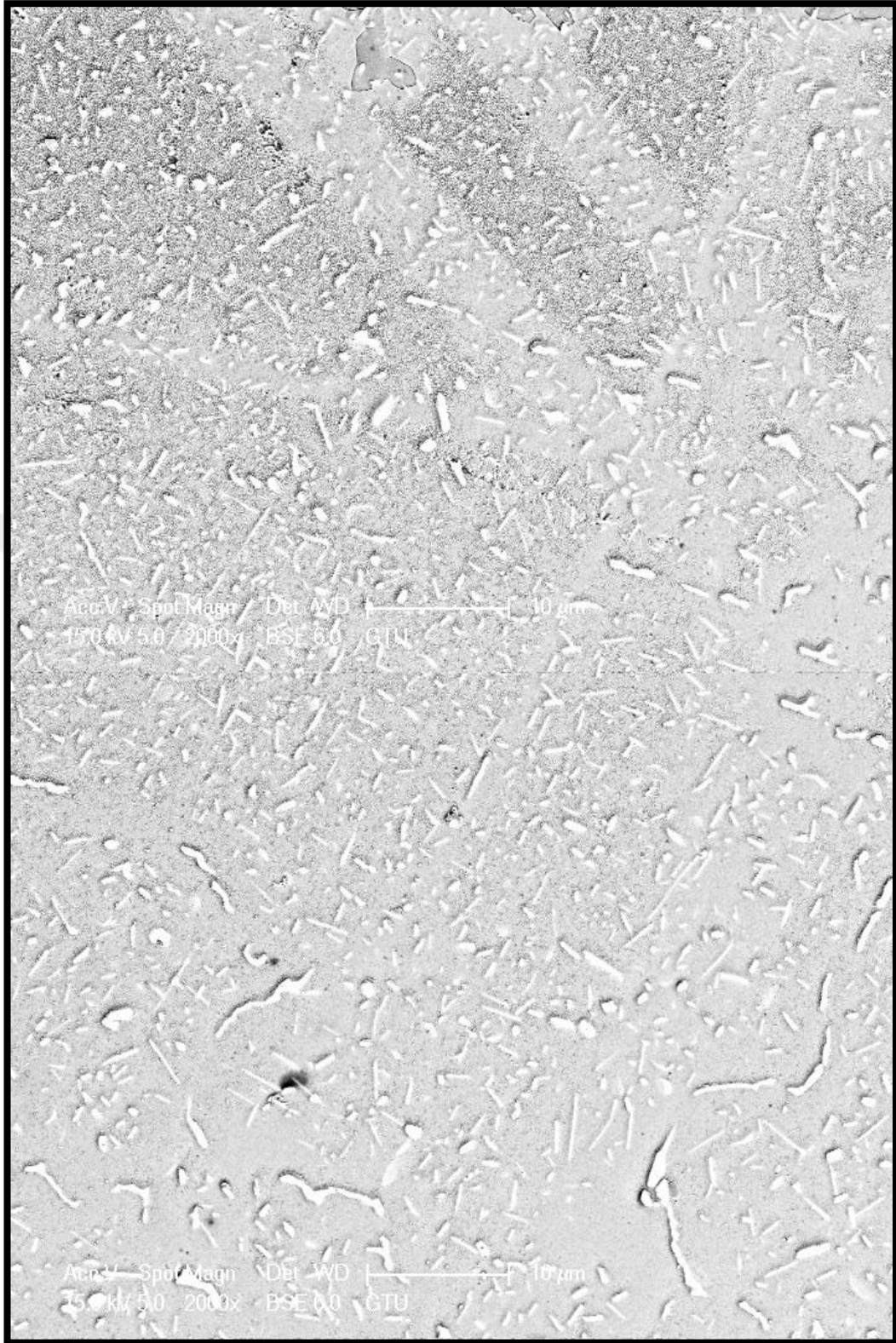
d)

Şekil 6.12: Devam.



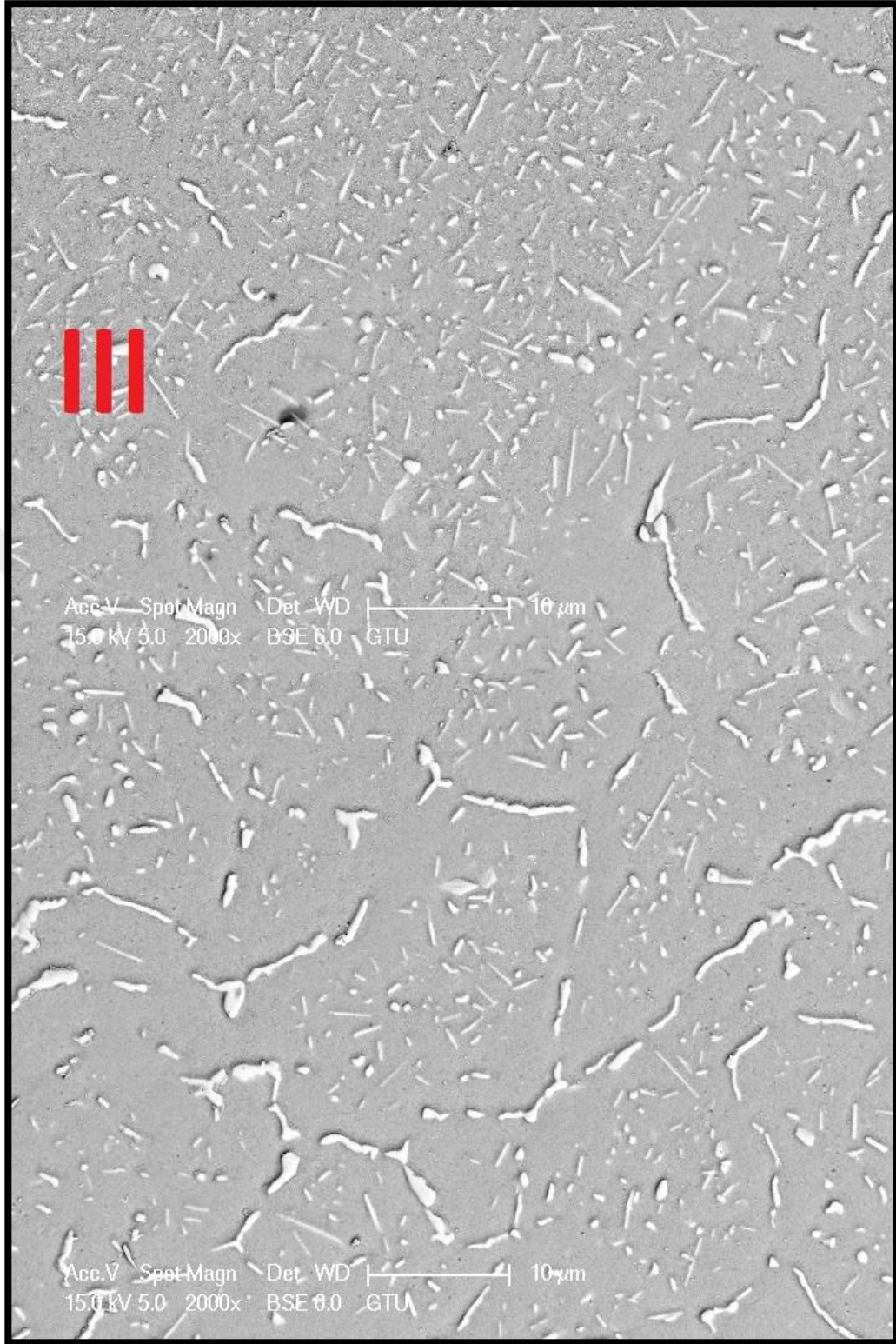
d)

Şekil 6.12: Devam.



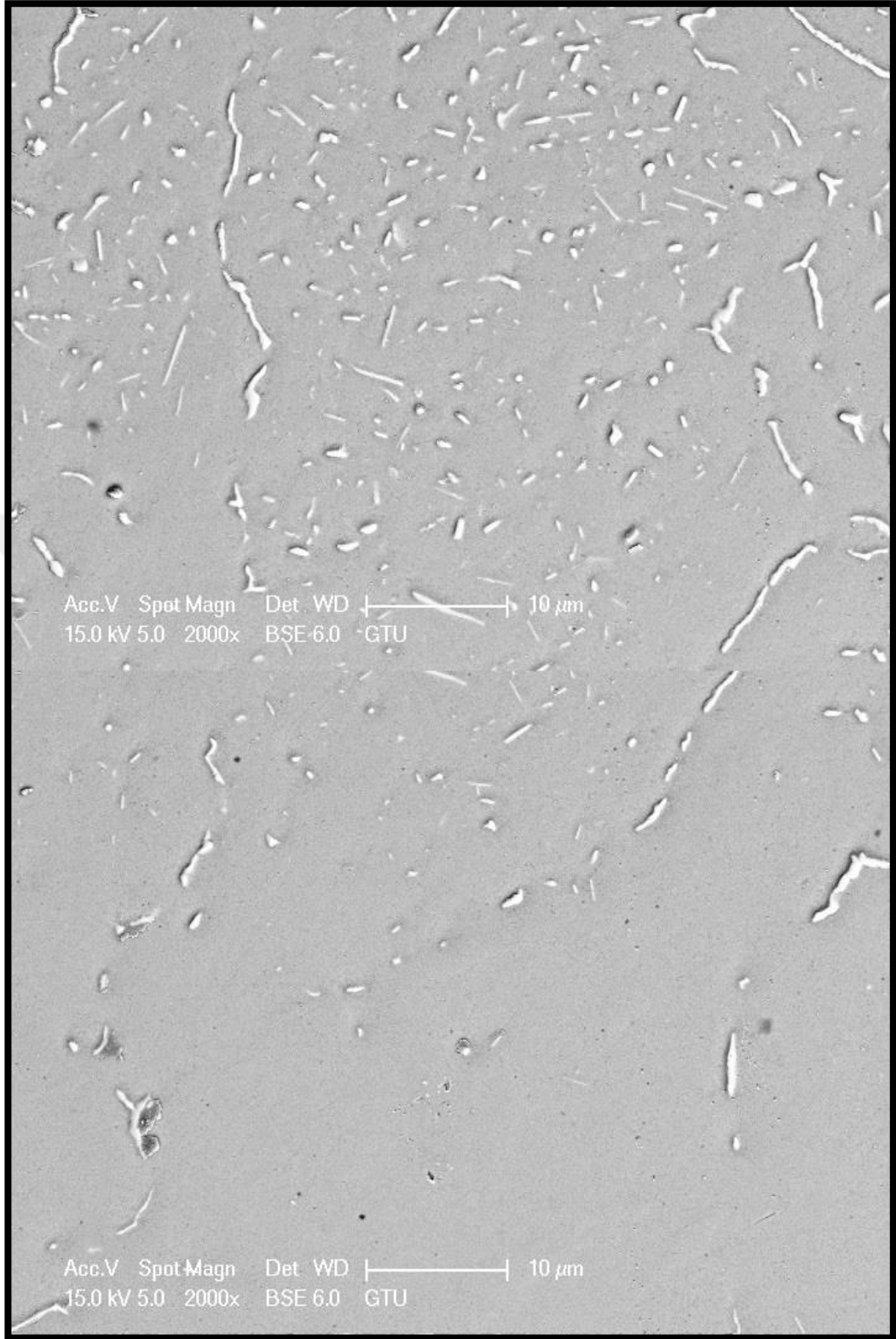
d)

Şekil 6.12: Devam.



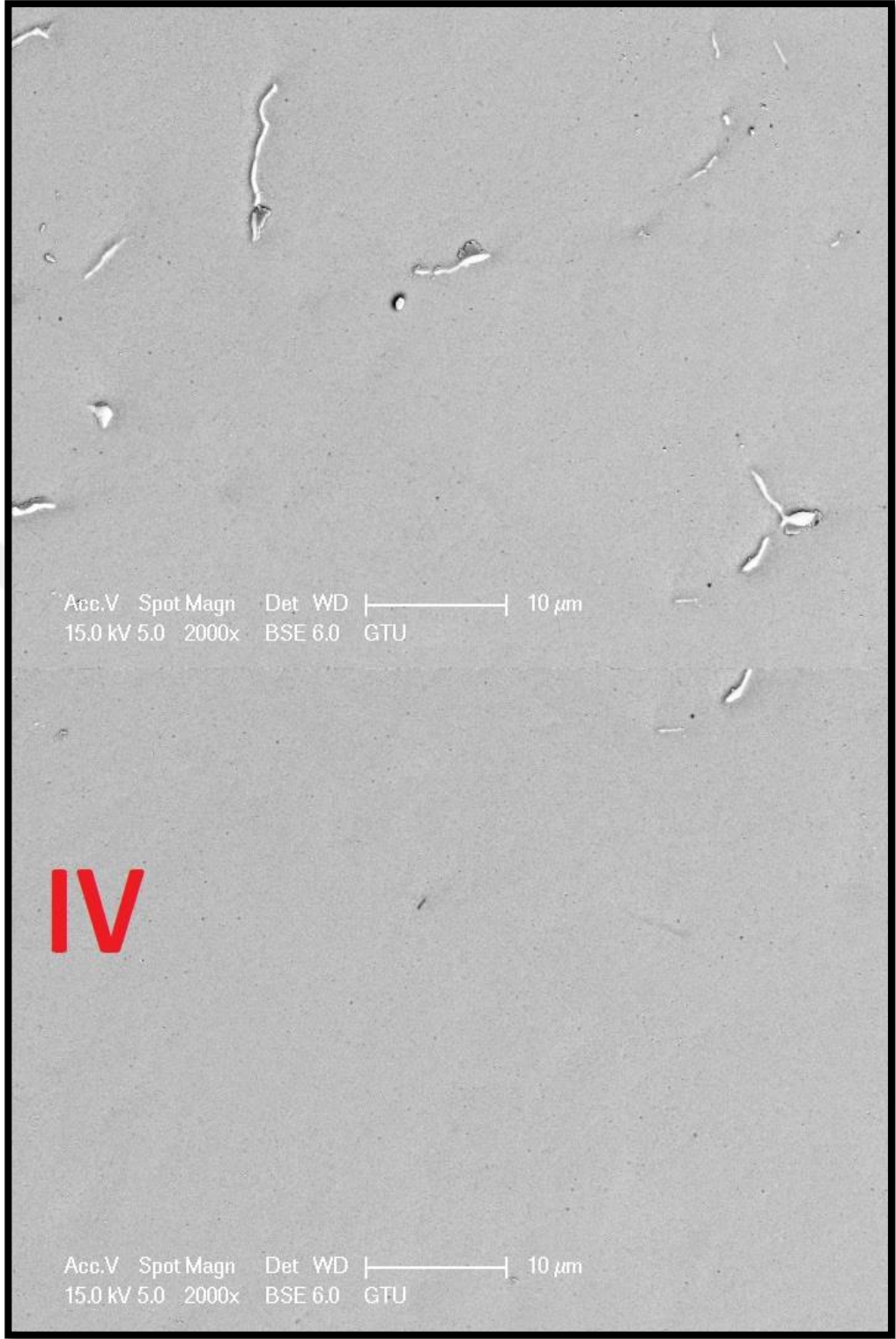
d)

Şekil 6.12: Devam.



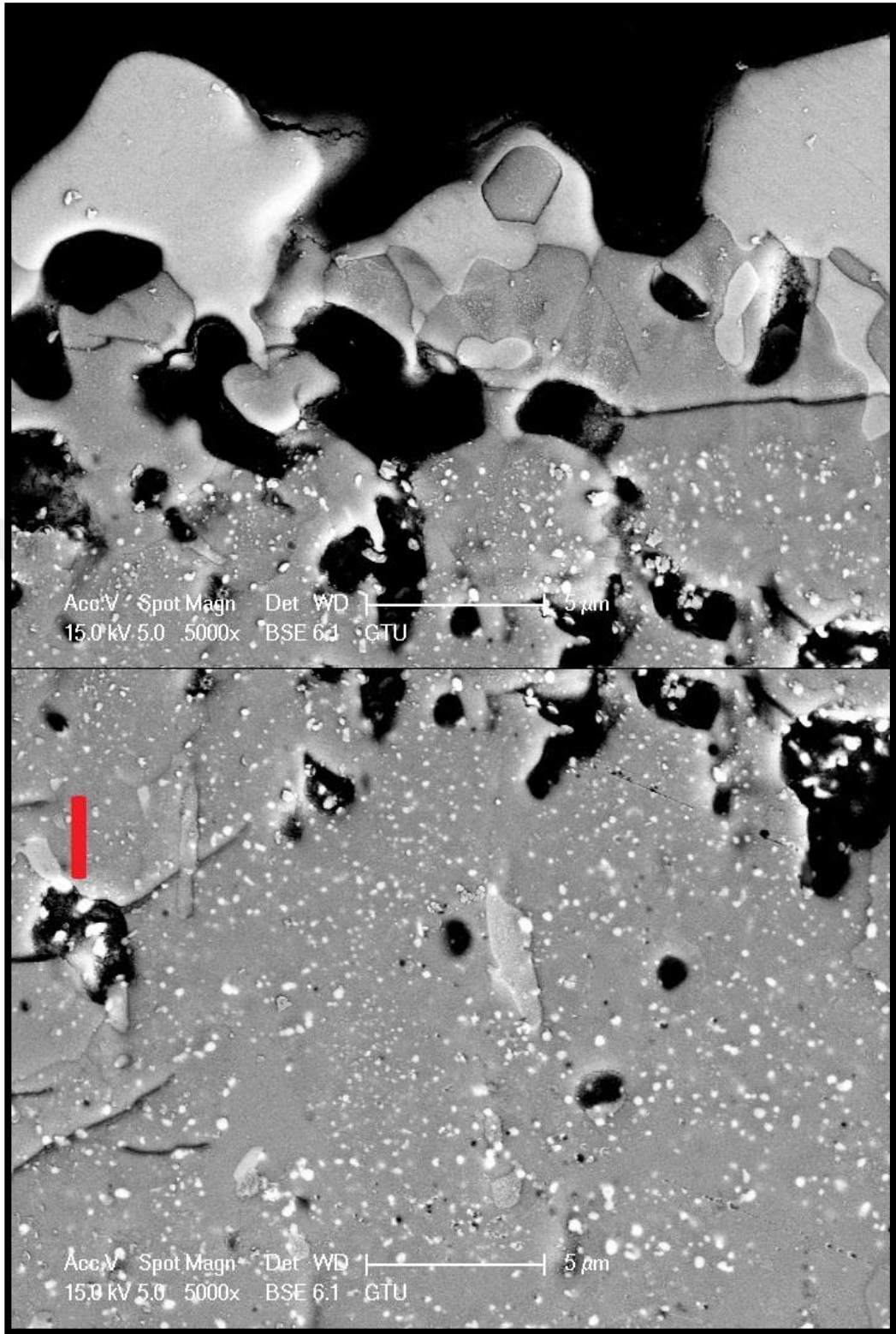
d)

Şekil 6.12: Devam.



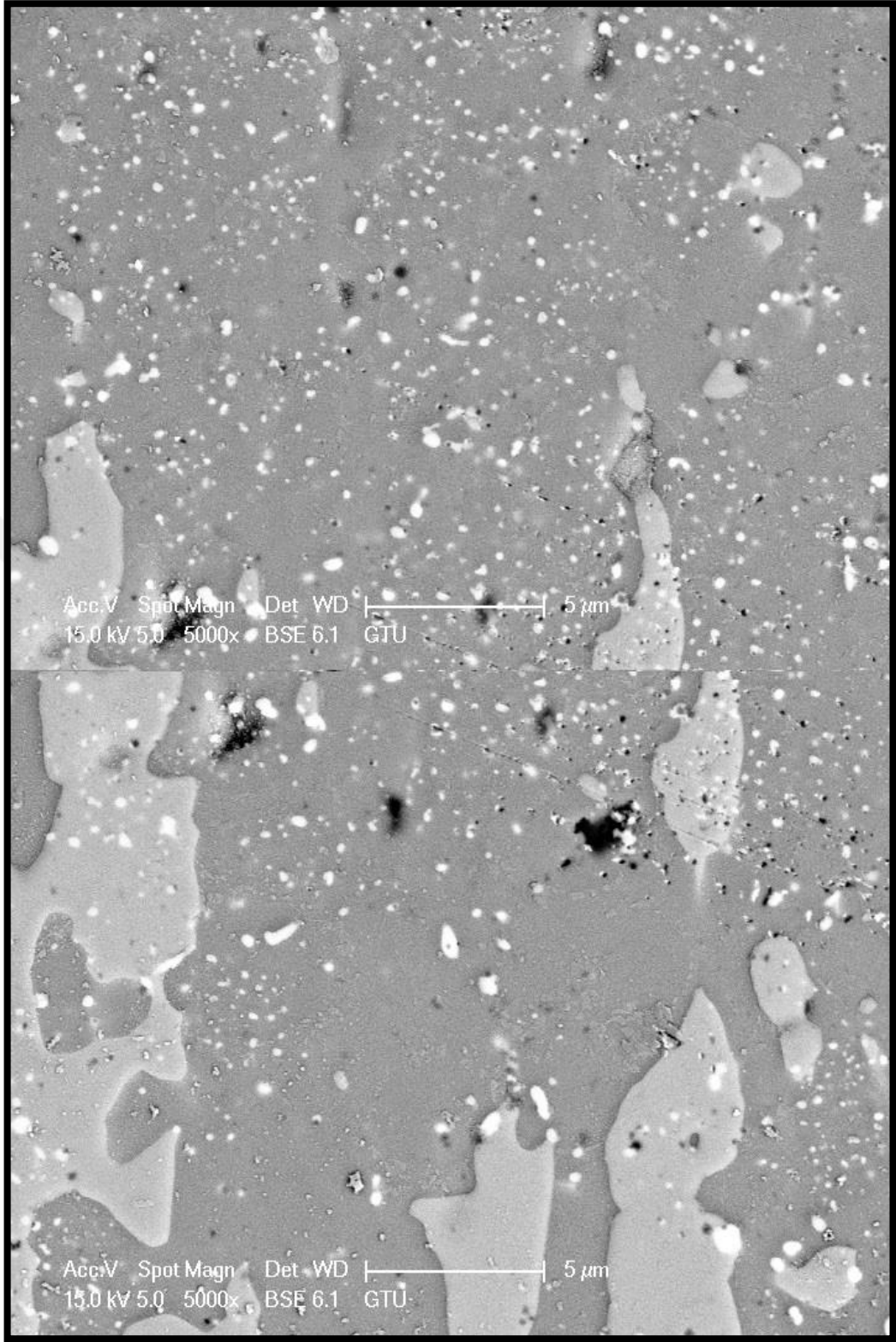
d)

Şekil 6.12: Devam.



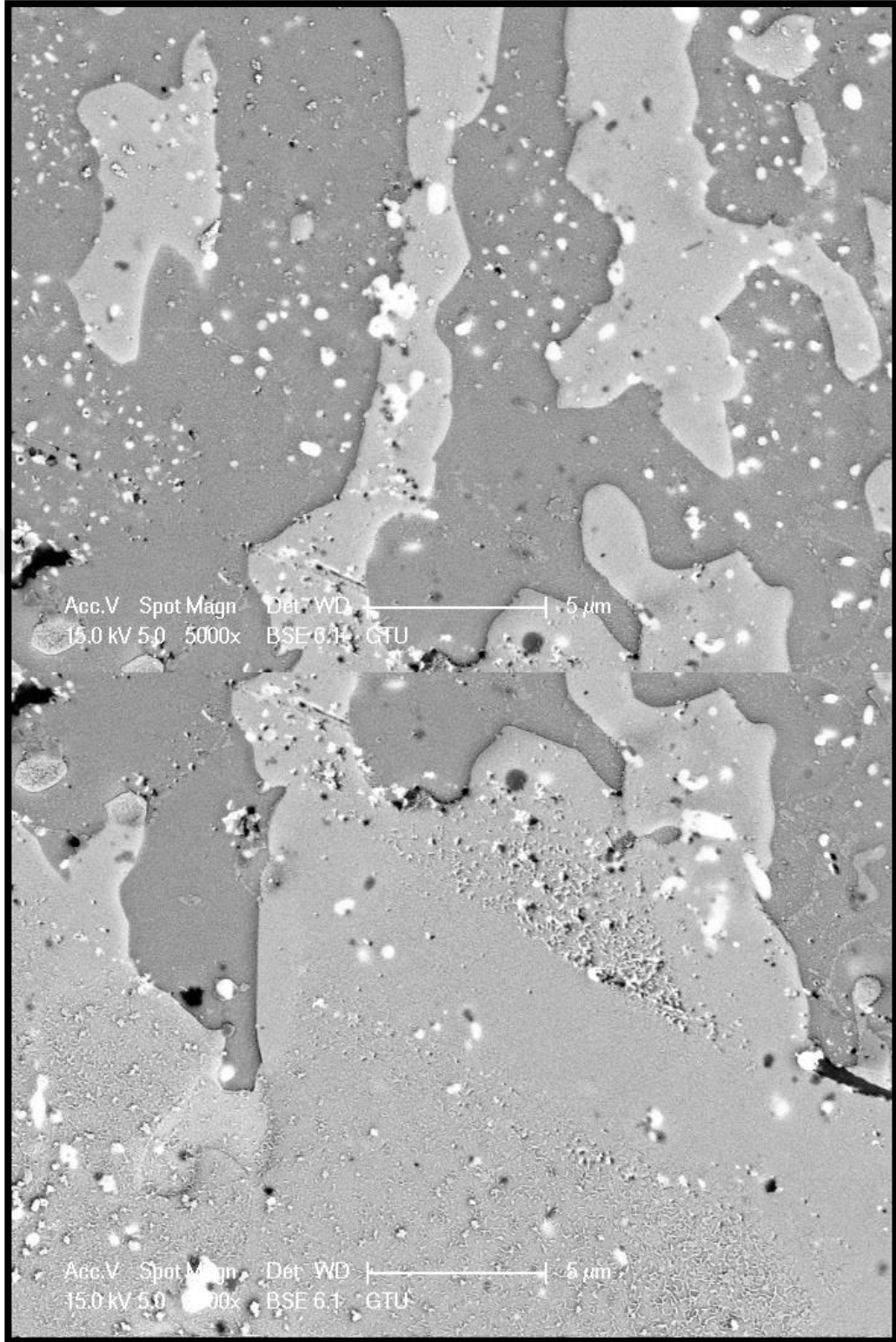
e)

Şekil 6.12: Devam.



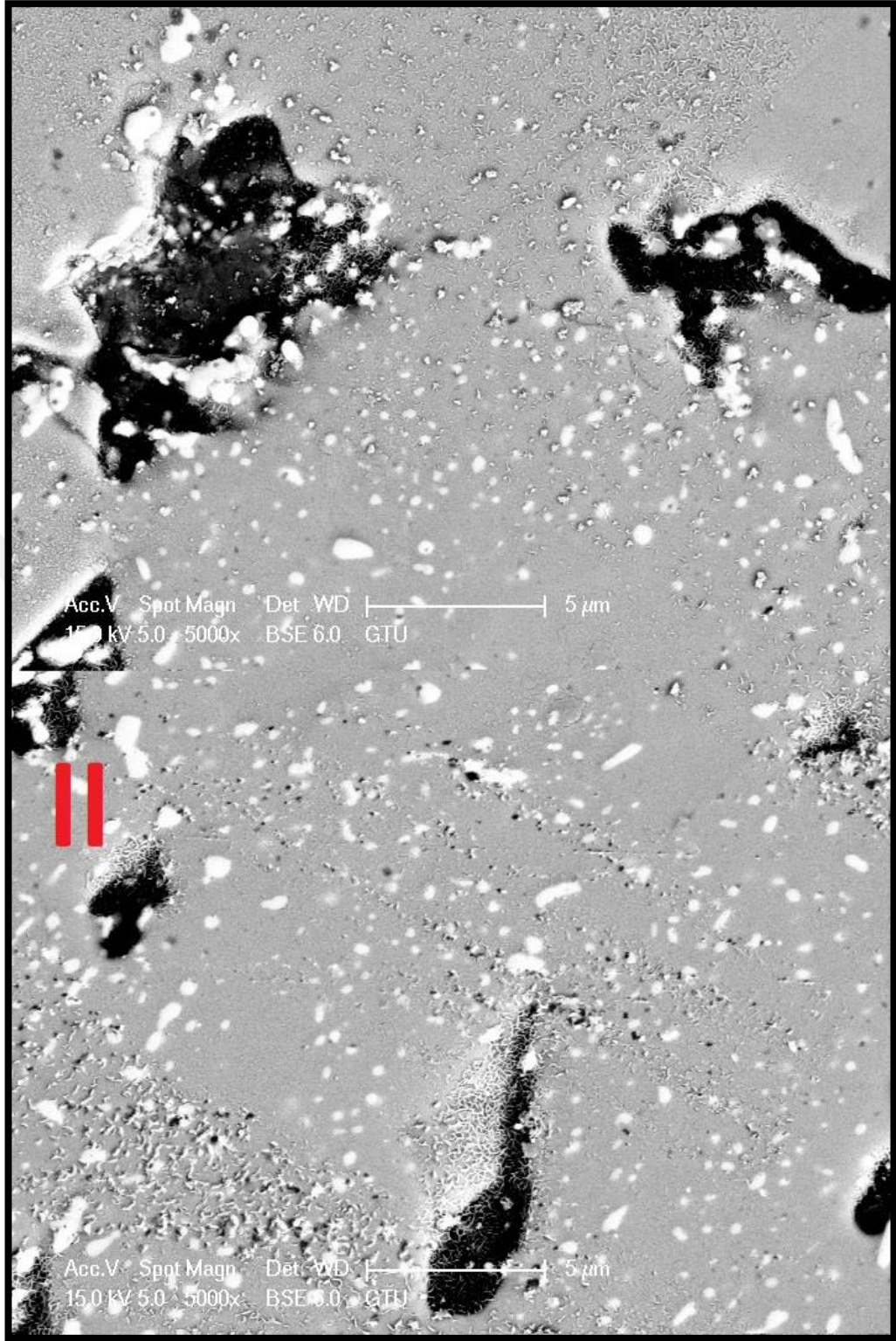
e)

Şekil 6.12: Devam.



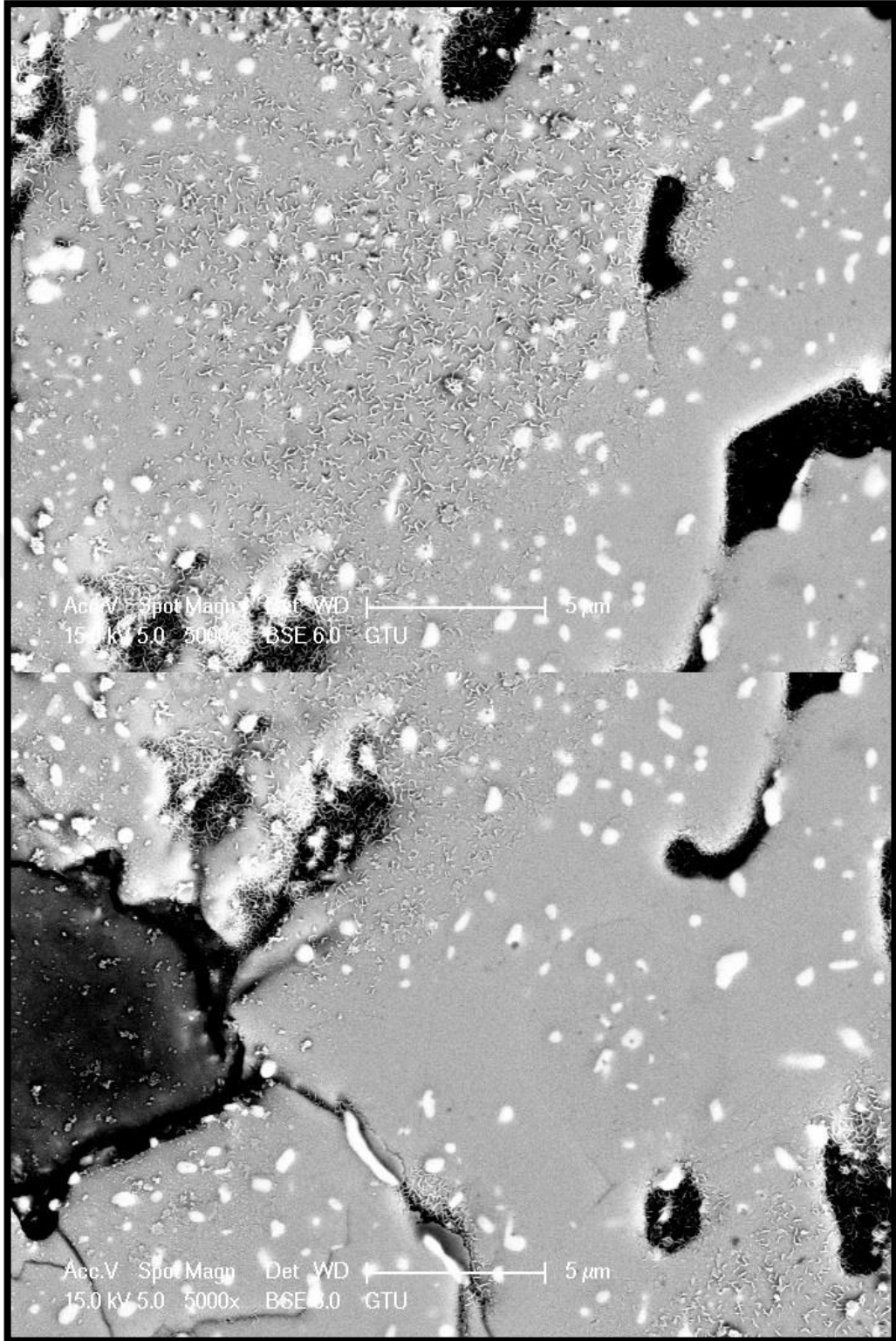
e)

Şekil 6.12: Devam.



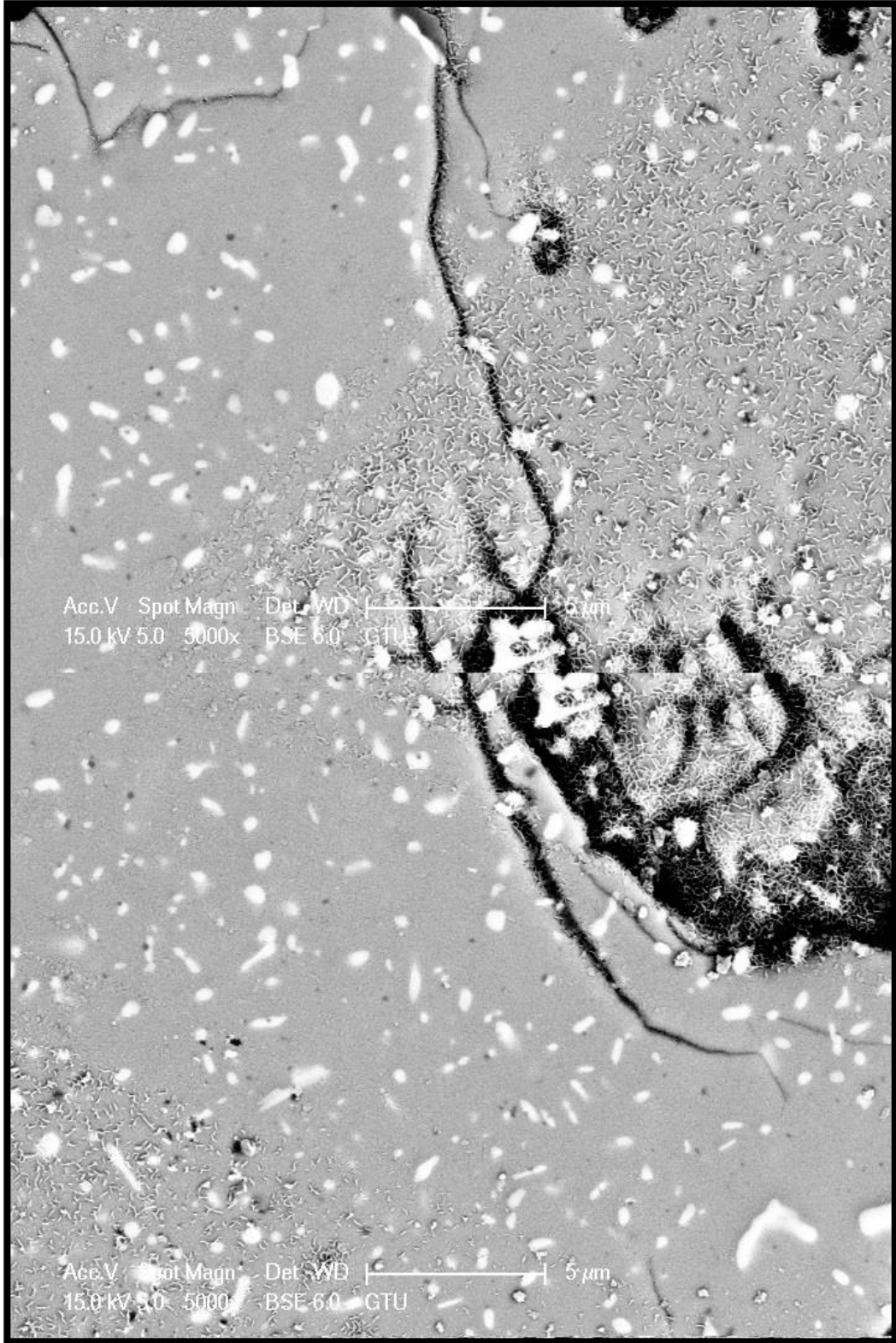
e)

Şekil 6.12: Devam.



e)

Şekil 6.12: Devam.



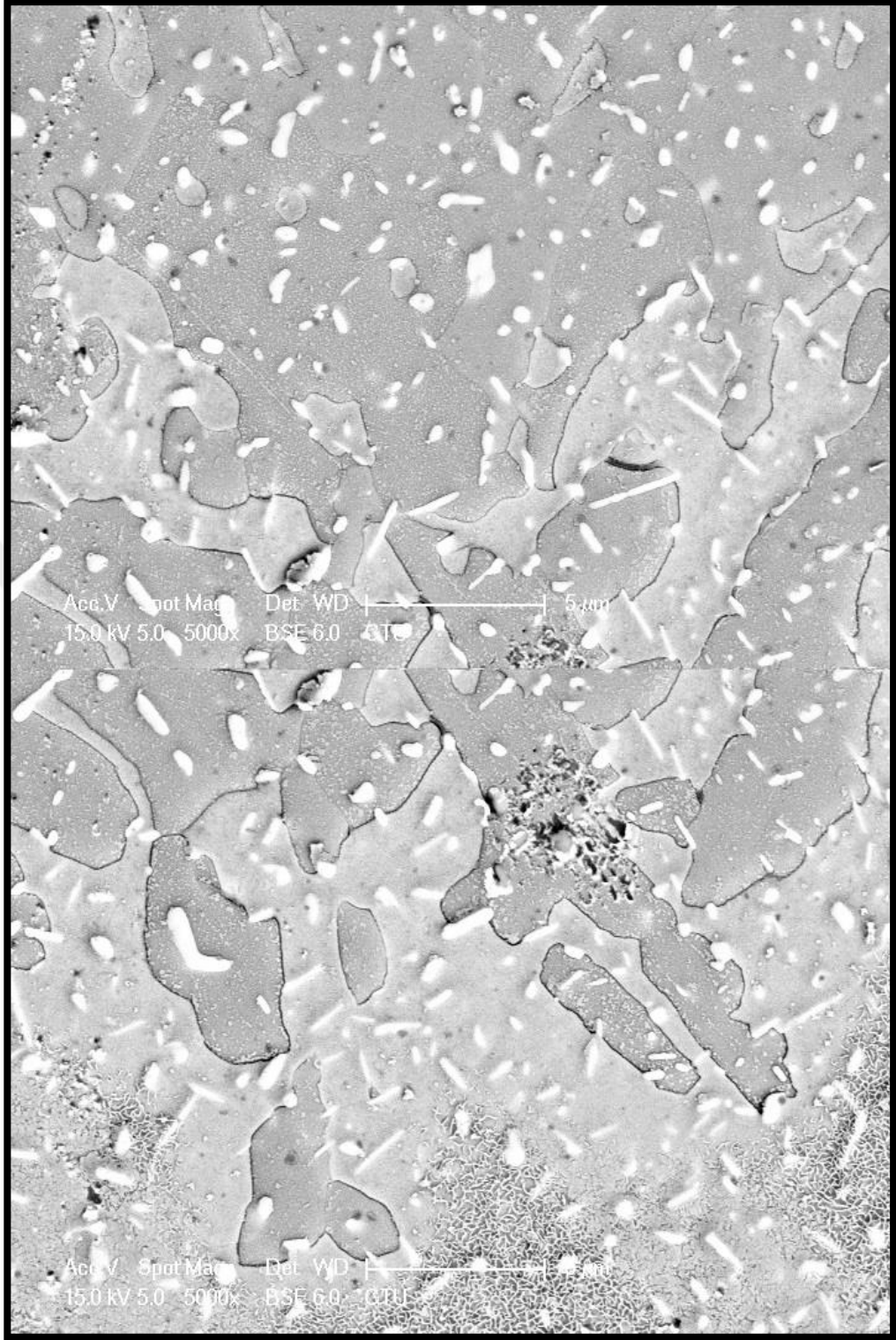
e)

Şekil 6.12: Devam.



e)

Şekil 6.12: Devam.



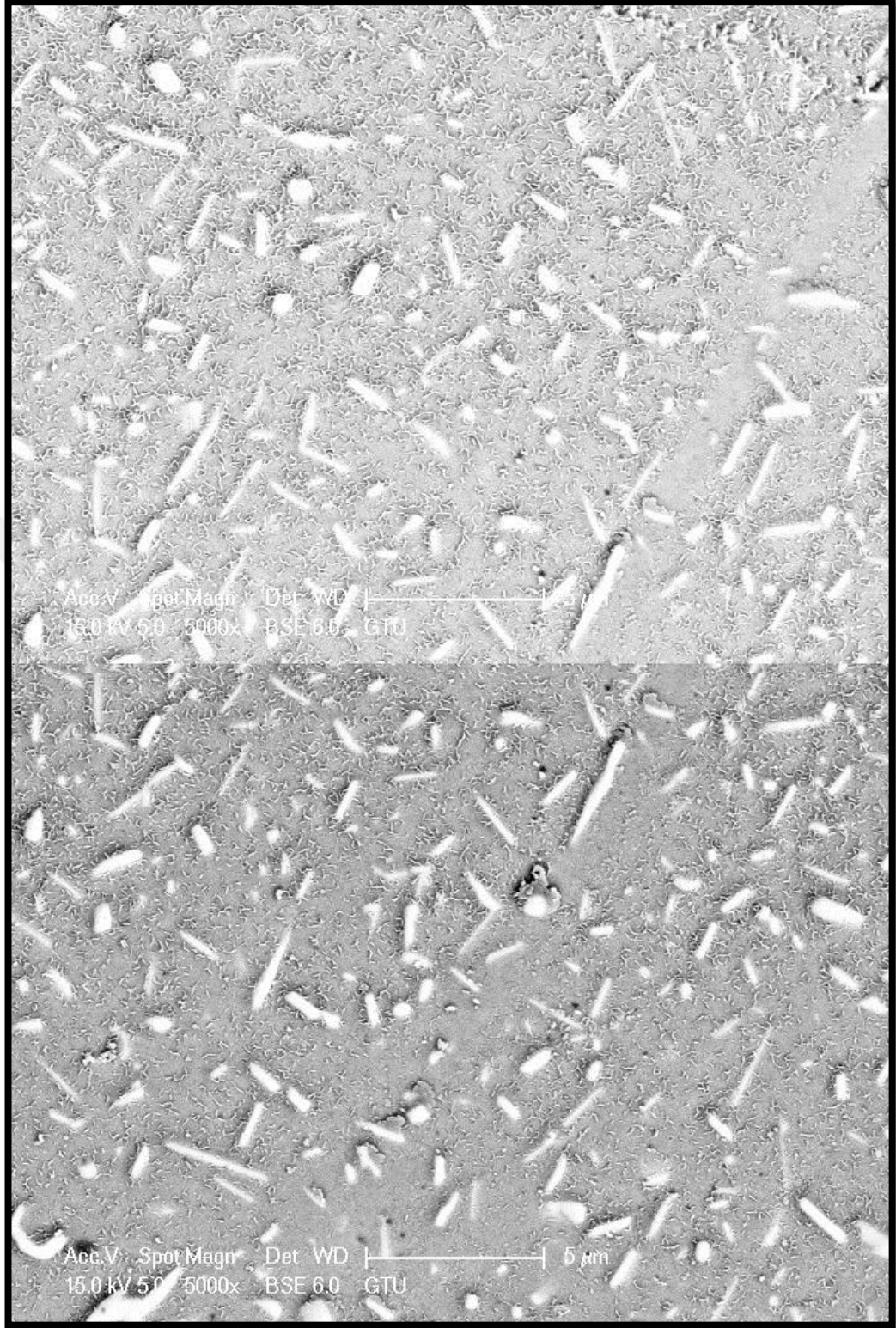
e)

Şekil 6.12: Devam.



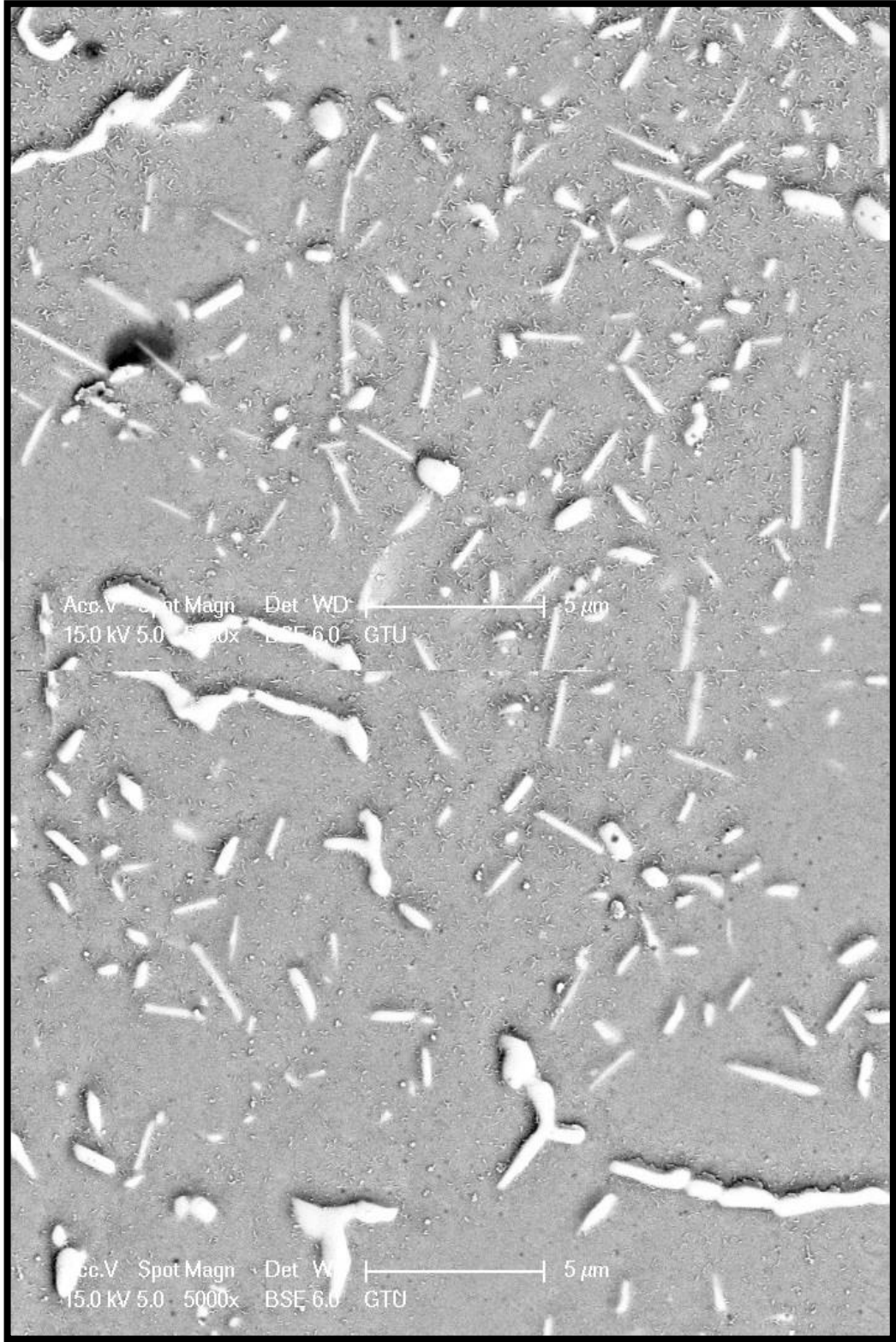
e)

Şekil 6.12: Devam.



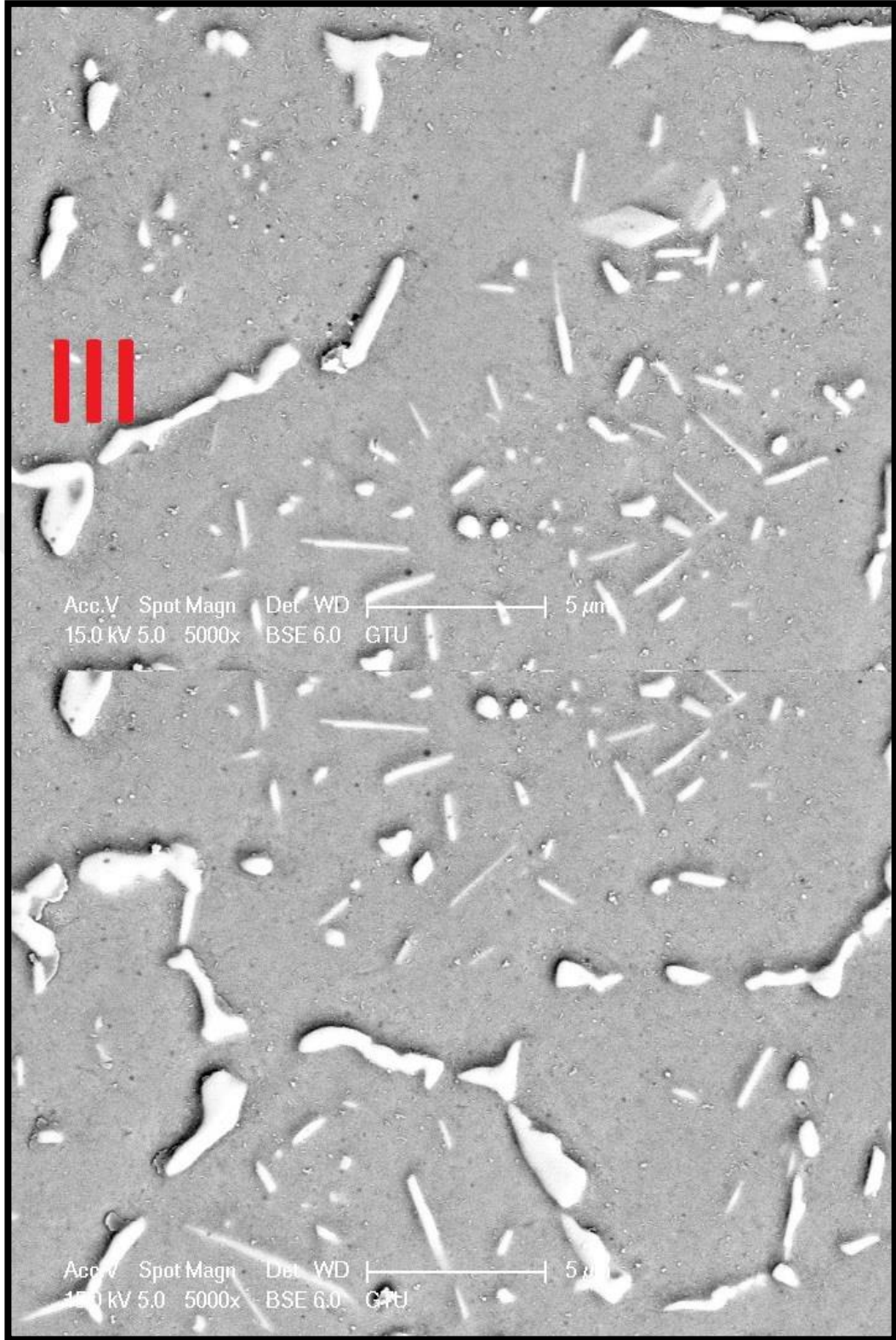
e)

Şekil 6.12: Devam.



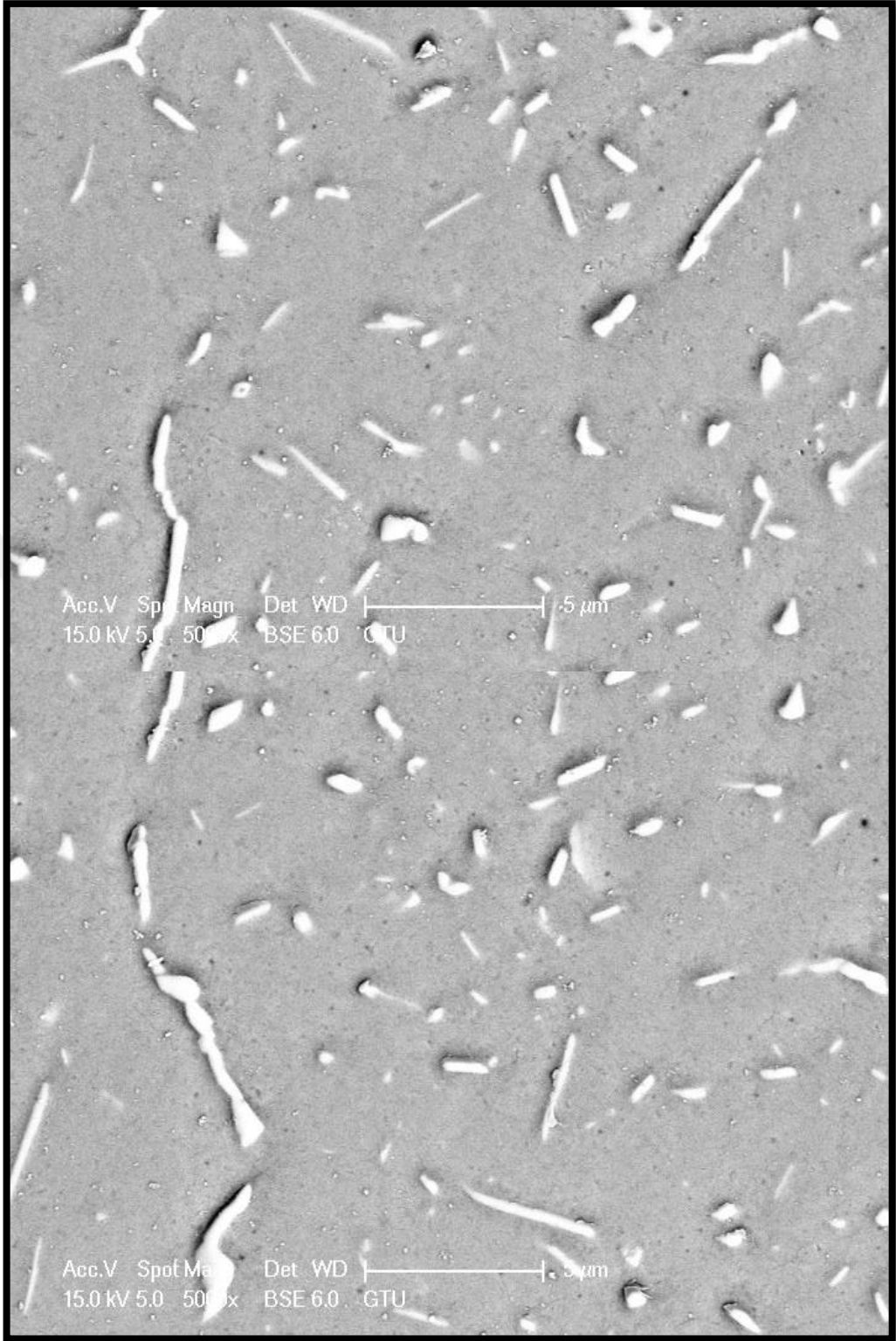
e)

Şekil 6.12: Devam.



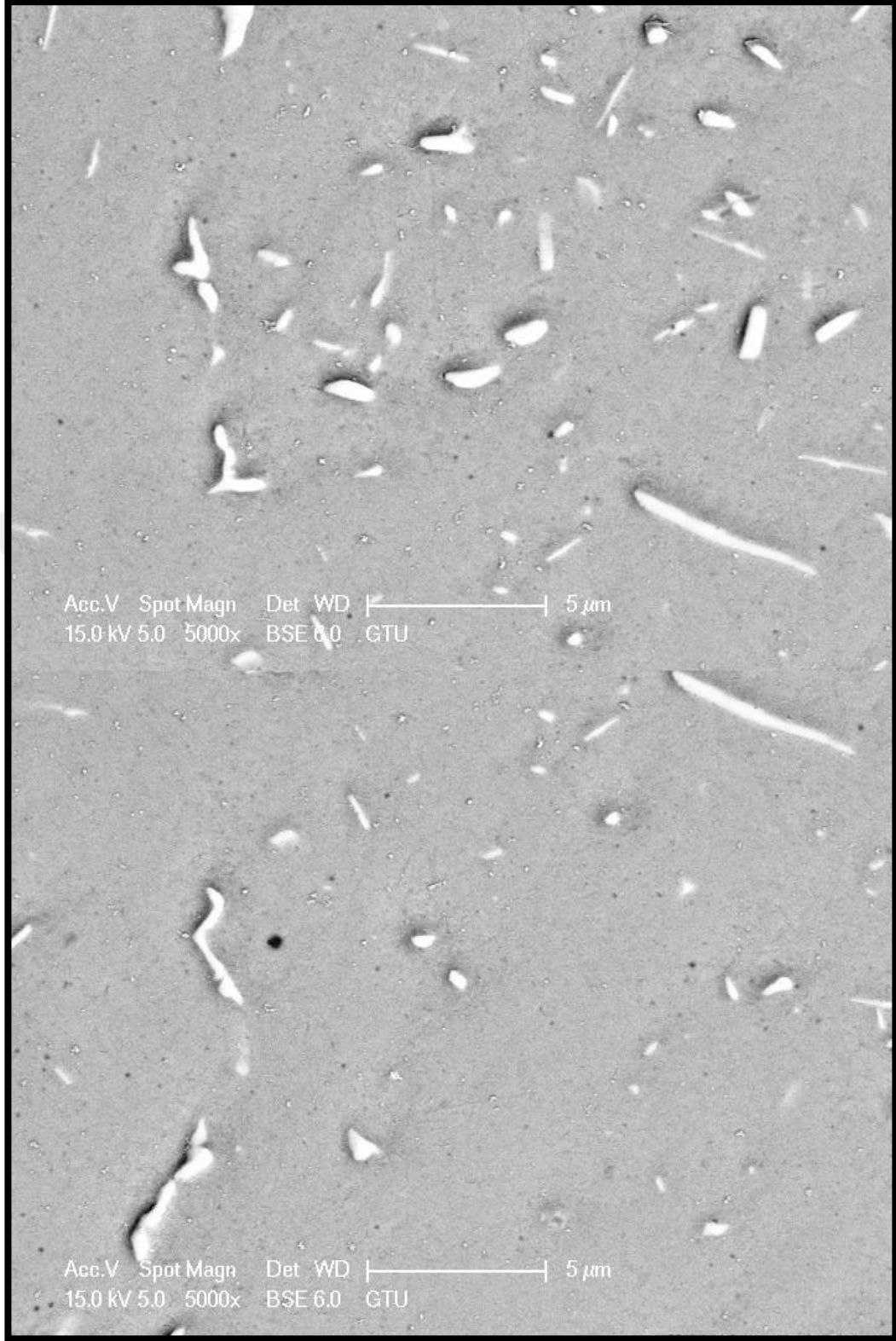
e)

Şekil 6.12: Devam.



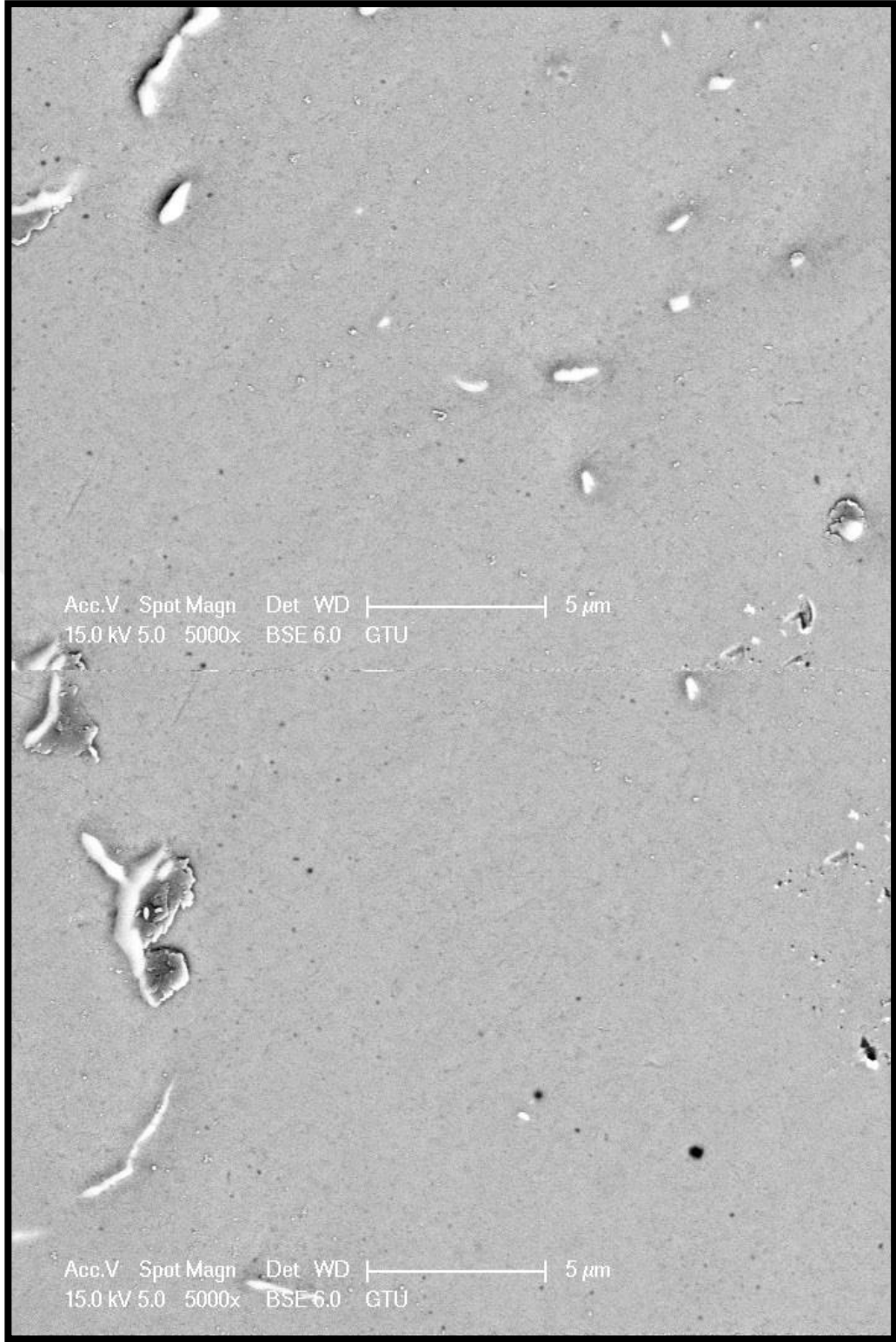
e)

Şekil 6.12: Devam.



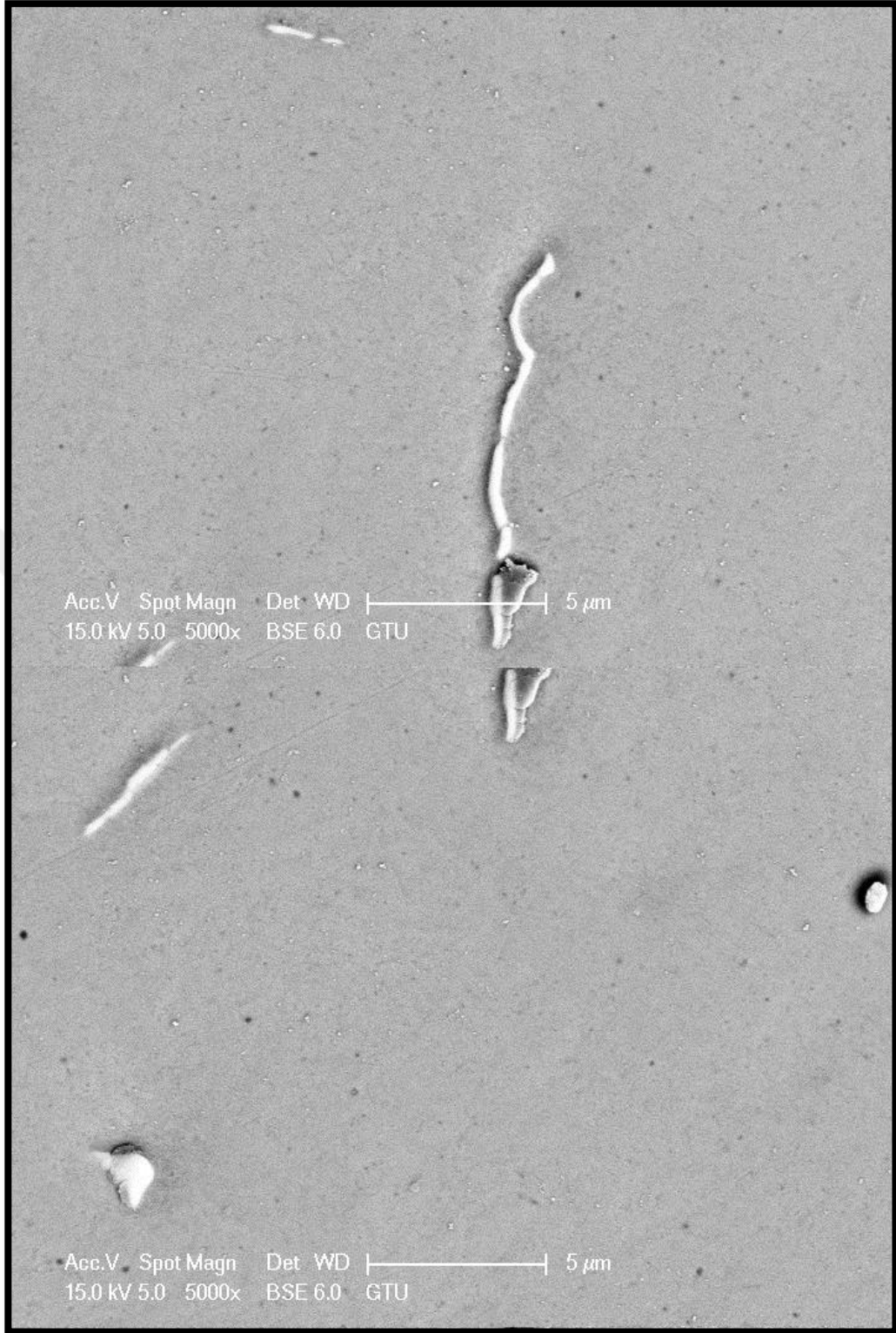
e)

Şekil 6.12: Devam.



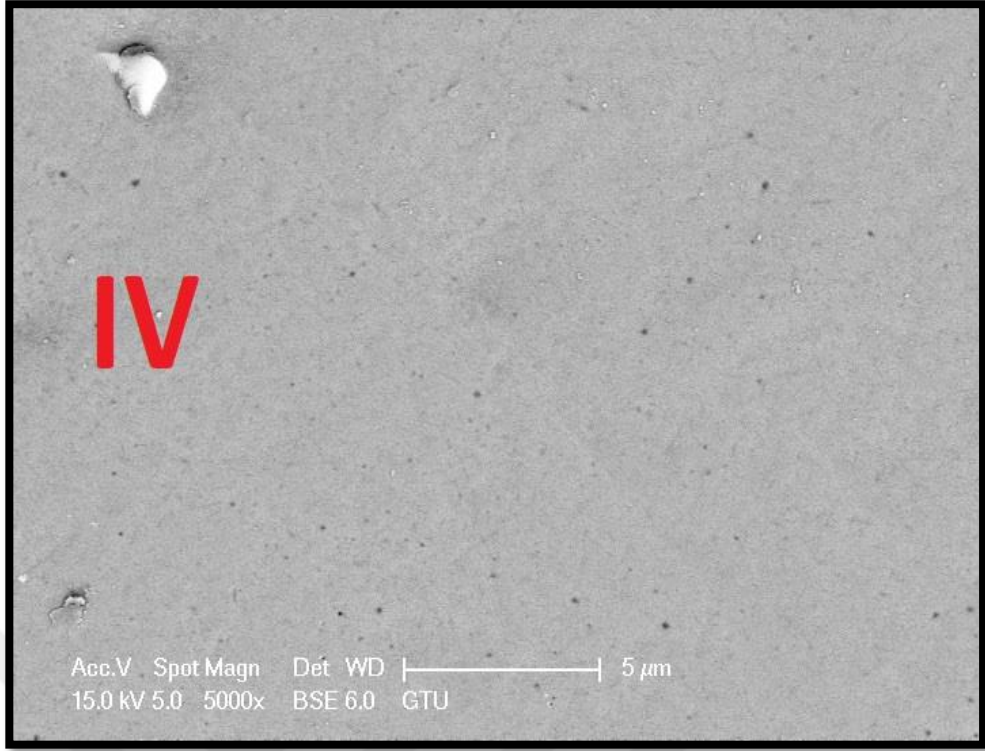
e)

Şekil 6.12: Devam.



e)

Şekil 6.12: Devam.



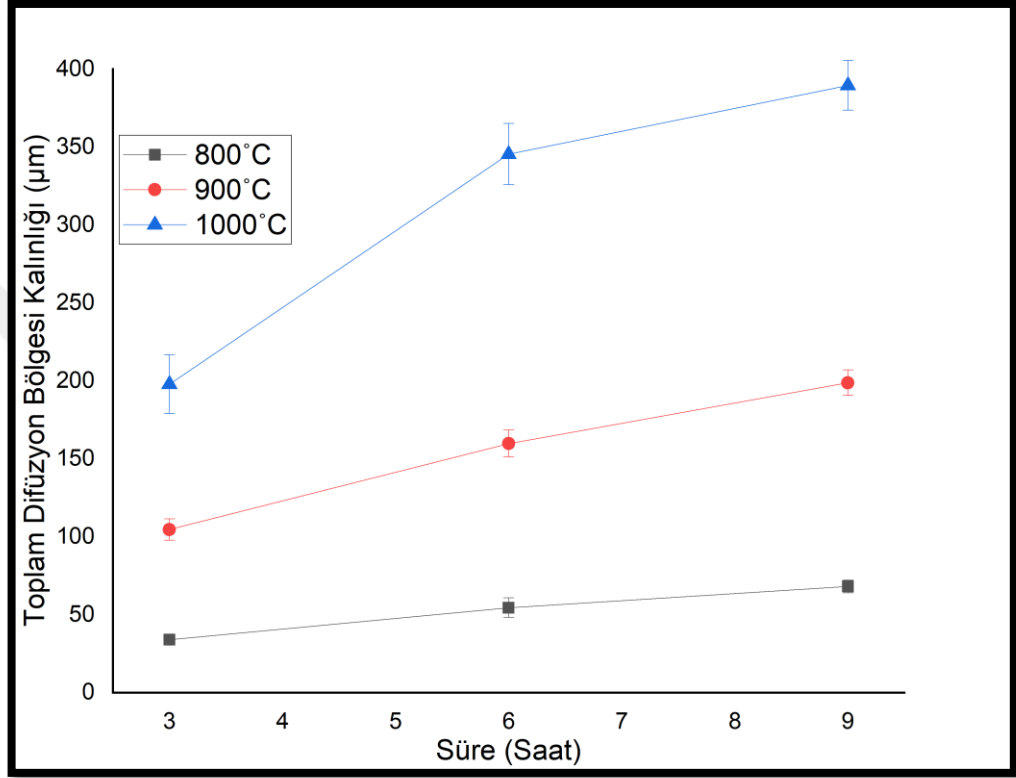
e)

Şekil 6.12: Devam.

Şekil 6.12'deki, farklı büyütme oranlarında alınan mikrograflar incelendiğinde borür tabakası iki farklı bölgeden (I ve II) oluştuğu rahatlıkla görülmektedir. Şekle bakıldığında kesit mikroyapısında I ve II ile gösterilen bölge borür tabakalarını, III ile gösterilen bölge çökeltilerin oluştuğu bölgeyi ve IV ile gösterilen bölge ise altlık malzemeyi (MÇ) temsil etmektedir. I ile gösterilen borür tabakasına bakıldığında tabaka içerisinde çökeltiler olduğu göze çarpmaktadır. Ayrıca tabaka içerisinde özellikle yüzeye yakın bölgelerde çok fazla gözenek olduğu görülmektedir. Bununla birlikte borür tabakasının morfolojisinin dış benzeri bir yapıda olduğu görülmektedir. Bu yapıların boyutu tabaka boyunca farklılık göstermektedir. II ile gösterilen borür tabakası içerisinde çökeltiler bulunduğu görülmektedir. Ek olarak tabaka içerisinde gözenekler bulunduğu görülmektedir. Ayrıca bu tabakanın morfolojisi de dış şekildedir. Çökeltilerin III ile gösterilen bölgede en fazla olduğu, II ile gösterilen bölgede I ile gösterilen bölgeye göre daha fazla bulunduğu görülmektedir.

6.3. Kaplama Kalınlığı

Şekil 6.13.'de 800, 900 ve 1000°C sıcaklıklarda 3, 6 ve 9 saat boyunca borlama işlemi yapılmış, eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliklerinin toplam difüzyon bölgesi kalınlıklarının sıcaklık ve süre ile değişimi gösterilmiştir.



Şekil 6.13: Borlama işlemi sonrası toplam difüzyon bölgesi kalınlıkları.

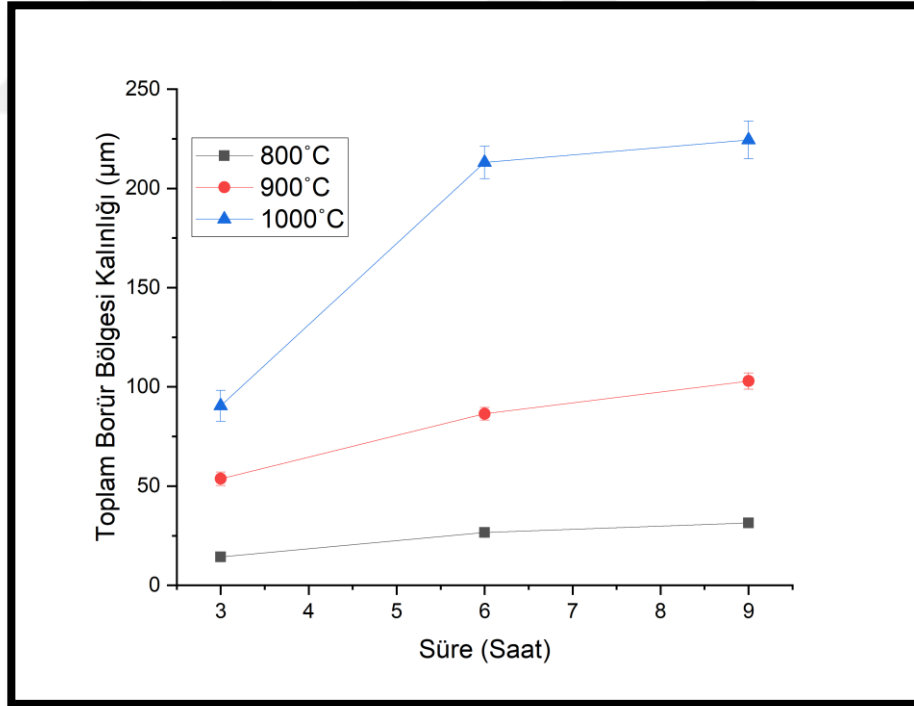
Şekil 6.13 incelendiğinde toplam difüzyon bölgesi kalınlıklarının sıcaklık ve süre artışı ile arttığı görülmektedir. En düşük kaplama kalınlığı 800°C'de 3 saat boyunca borlama yapılan numunede elde edilirken (yaklaşık 33,9µm), en yüksek kaplama kalınlığı ise 1000°C sıcaklıkta 9 saat boyunca borlama işlemine tabii tutulan numunede elde edilmiştir (yaklaşık 389,6 µm). Difüzyon bölgesinin kalınlık artışının 1000°C'de parabolik bir şekilde olduğu görülmüştür. Ayrıca aynı sıcaklıklarda borlama işlemine tabii tutulan numunelerde, borlama süresi 3 saatten 6 saate çıkarılırken görülen artış miktarı, borlama süresi 6 saatten 9 saate çıkarıldığında görülen artış miktarından daha fazladır. Ek olarak aynı sürelerde borlama işlemine tabii tutulan numunelerde sıcaklığın 900°C'den 1000°C'ye arttırıldığında difüzyon kalınlığında görülen artış miktarı, sıcaklık 800°C'den 1000°C'ye arttırıldığında

kaplama kalınlığında görülen artış miktarından daha fazladır. Tablo 6.3'te elde edilen toplam difüzyon bölgesi kalınlık verileri özetlenmiştir.

Tablo 6.3: Toplam difüzyon bölgesi kalınlıkları.

Sıcaklık (°C)	Süre (Saat)	Difüzyon Bölgesi Kalınlığı (µm)
800	3	33,9
800	6	54,4
800	9	68
900	3	104,6
900	6	159,7
900	9	198,8
1000	3	197,8
1000	6	345,3
1000	9	389,5

Şekil 6.14.'de 800, 900 ve 1000°C sıcaklıklarda 3, 6 ve 9 saat boyunca borlama işlemi yapılmış, eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliklerinin borür bölgesi kalınlıklarının sıcaklık ve süre ile değişimi gösterilmiştir.



Şekil 6.14: Borlama işlemi sonrası görülen toplam borür tabakası kalınlıkları.

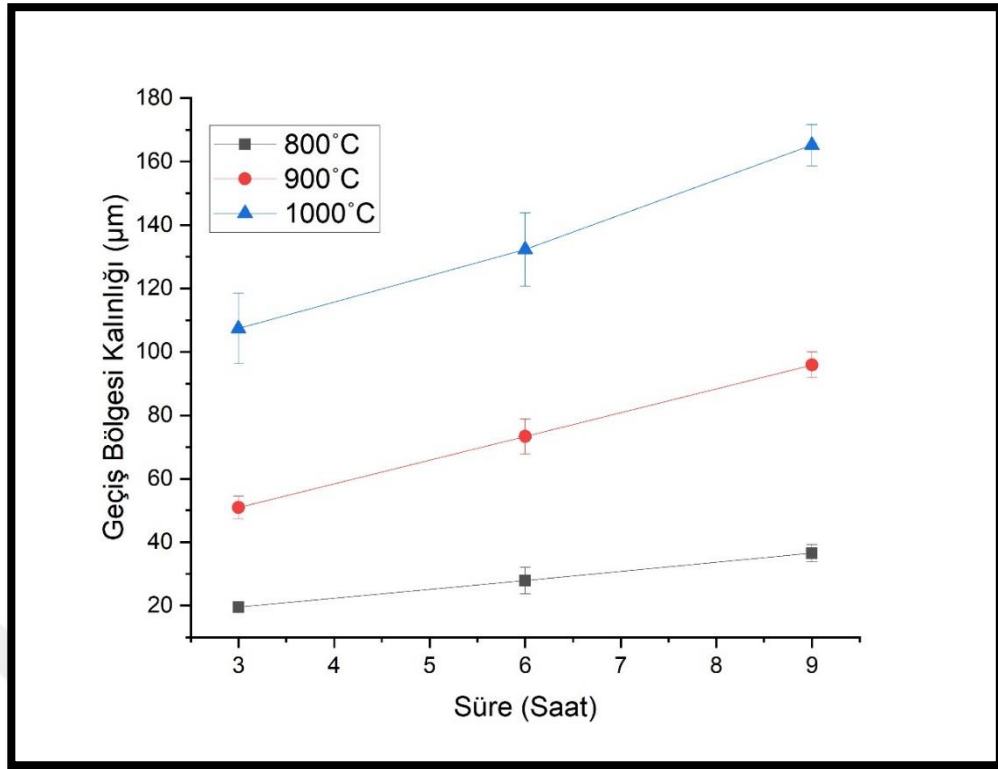
Şekil 6.14 incelendiğinde borür tabakası kalınlıklarının sıcaklık ve süreye bağlı olarak arttığı görülmektedir. En düşük ortalama borür tabaka kalınlığı 800°C'de 3 saat

boyunca borlama yapılan numunede elde edilirken (yaklaşık 14,3 μ m), en yüksek borür tabaka kalınlığı ise 1000°C sıcaklıkta 9 saat boyunca borlama işlemine tabii tutulan numunede elde edilmiştir (yaklaşık 224,3 μ m). Borür tabaka kalınlık artışının parabolik bir şekilde olduğu görülmüştür. Ayrıca aynı sıcaklıklarda borlama işlemine tabii tutulan numunelerde, borlama süresi 3 saatten 6 saate çıkarılırken görülen artış miktarı, borlama süresi 6 saatten 9 saate çıkarıldığında görülen artış miktarından daha fazladır. Ek olarak aynı sürelerde borlama işlemine tabii tutulan numunelerde sıcaklığın 900°C'den 1000°C'ye arttırıldığında borür tabaka kalınlığında görülen artış miktarı, sıcaklık 800°C'den 1000°C'ye arttırıldığında kaplama kalınlığında görülen artış miktarından daha fazladır. Tablo 6.4'te elde edilen borür tabaka kalınlık verileri özetlenmiştir.

Tablo 6.4: Borür tabaka kalınlıkları.

Numune	FeB+Fe₂B Borür Tabaka Kalınlığı (μm)
BMÇ-800-3	14,3
BMÇ-800-6	26,5
BMÇ-800-9	31,4
BMÇ-900-3	53,6
BMÇ-900-6	86,4
BMÇ-900-9	102,9
BMÇ-1000-3	90,4
BMÇ-1000-6	213
BMÇ-1000-9	224,3

Şekil 6.15'te 800, 900 ve 1000°C sıcaklıklarda 3, 6 ve 9 saat boyunca borlama işlemi yapılmış, eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliklerinin geçiş bölgesi kalınlıklarının sıcaklık ve süre ile değişimi gösterilmiştir.



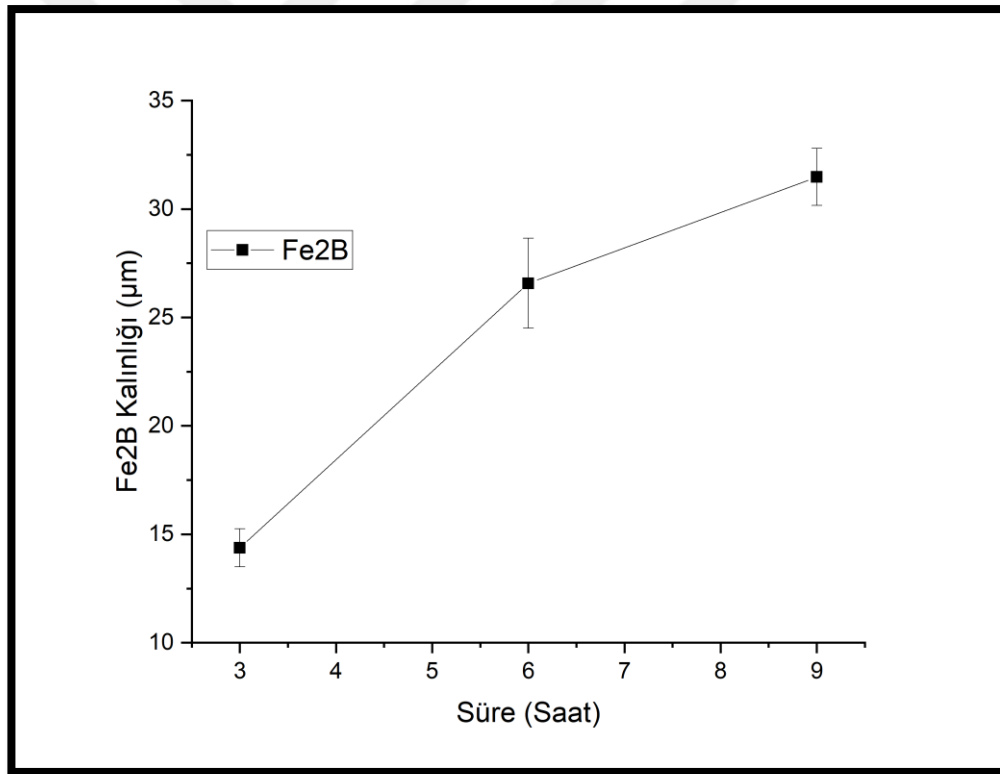
Şekil 6.15: Borlama işlemi sonrası görülen geçiş bölgesi kalınlıkları.

Şekil 6.15 incelendiğinde geçiş bölgesi (borür kaplama ile bor difüzyonu sonucu oluşan metal matris bölgesi) kalınlıklarının sıcaklık ve süre artışı ile arttığı görülmektedir. En düşük geçiş bölgesi kalınlığı 800°C’de 3 saat boyunca borlama yapılan numunede elde edilirken (yaklaşık 19,5µm), en yüksek geçiş bölgesi kalınlığı ise 1000°C sıcaklıkta 9 saat boyunca borlama işlemine tabii tutulan numunede elde edilmiştir (yaklaşık 165,1 µm). Geçiş bölgesinin kalınlık artışının parabolik bir şekilde olduğu görülmüştür. Ayrıca aynı sıcaklıklarda borlama işlemine tabii tutulan numunelerde, borlama süresi 6 saatten 9 saate çıkarılırken görülen artış miktarı, borlama süresi 3 saatten 6 saate çıkarıldığında görülen artış miktarından daha fazladır. Ek olarak aynı sürelerde borlama işlemine tabii tutulan numunelerde sıcaklığın 900°C’den 1000°C’ye arttırıldığında borür bölgesi kalınlığında görülen artış miktarı, sıcaklık 800°C’den 1000°C’ye arttırıldığında kaplama kalınlığında görülen artış miktarından daha fazladır. Tablo 6.5’te elde edilen borür bölgesi kalınlık verileri özetlenmiştir.

Tablo 6.5: Geçiş bölgesi kalınlıkları.

Numune	Geçiş Bölgesi Kalınlığı (μm)
BMÇ-800-3	19,5
BMÇ-800-6	27,8
BMÇ-800-9	36,5
BMÇ-900-3	50,9
BMÇ-900-6	73,3
BMÇ-900-9	95,8
BMÇ-1000-3	107,3
BMÇ-1000-6	132,3
BMÇ-1000-9	165,1

Şekil 6.16'da 800°C sıcaklıkta 3, 6 ve 9 saat boyunca borlama işlemi yapılmış, eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliklerinin borür bölgesini oluşturan Fe₂B faz kalınlıklarının borlama süresine bağlı değişimi gösterilmiştir.

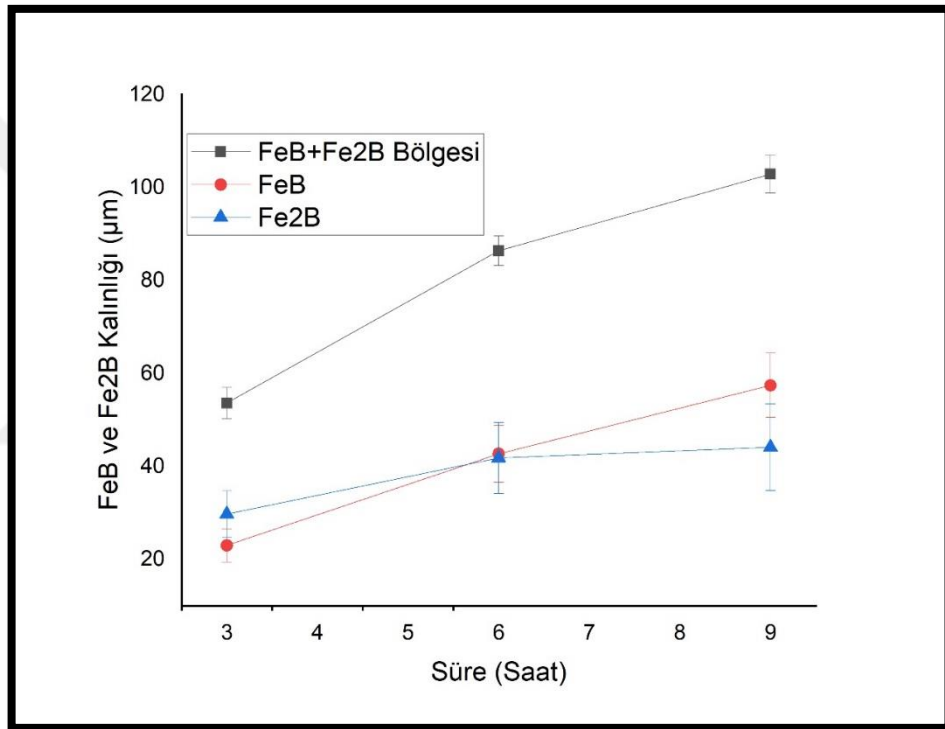


Şekil 6.16: 800°C sıcaklıkta borlama işlemi yapılmış numunelerin borür tabakasını oluşturan Fe₂B faz kalınlıkları.

XRD sonuçları da göz önünde bulundurulduğunda 800°C sıcaklıkta borlama işlemi yapılmış numunelerin borür tabakasının yalnızca Fe₂B fazından oluştuğu anlaşılmaktadır. Bu fazın kalınlığının borlama sıcaklık ve süresi ile arttığı

görülmüştür. En düşük Fe_2B faz kalınlığı 3 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülürken (yaklaşık $14,3 \mu m$), en yüksek Fe_2B faz kalınlığı ise 9 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülmüştür (yaklaşık $31,4 \mu m$). Ayrıca kalınlık artışının süre artışı ile birlikte parabolik bir şekilde olduğu tespit edilebilmektedir. Bu numuneler içerisinde yalnızca Fe_2B fazı yer aldığı için $800^\circ C$ 'de borlama işlemi yapılan numunelere ait borür bölgesi kalınlık verileri Tablo 6.4'te özetlenmiştir.

Şekil 6.17'de $900^\circ C$ sıcaklıkta 3, 6 ve 9 saat boyunca borlama işlemi yapılmış, eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliklerinin borür tabakasını oluşturan fazların kalınlıklarının borlama süresine bağlı değişimi gösterilmiştir.



Şekil 6.17: $900^\circ C$ sıcaklıkta borlama işlemi yapılmış numunelerin borür tabakasını oluşturan FeB ve Fe_2B faz kalınlıkları.

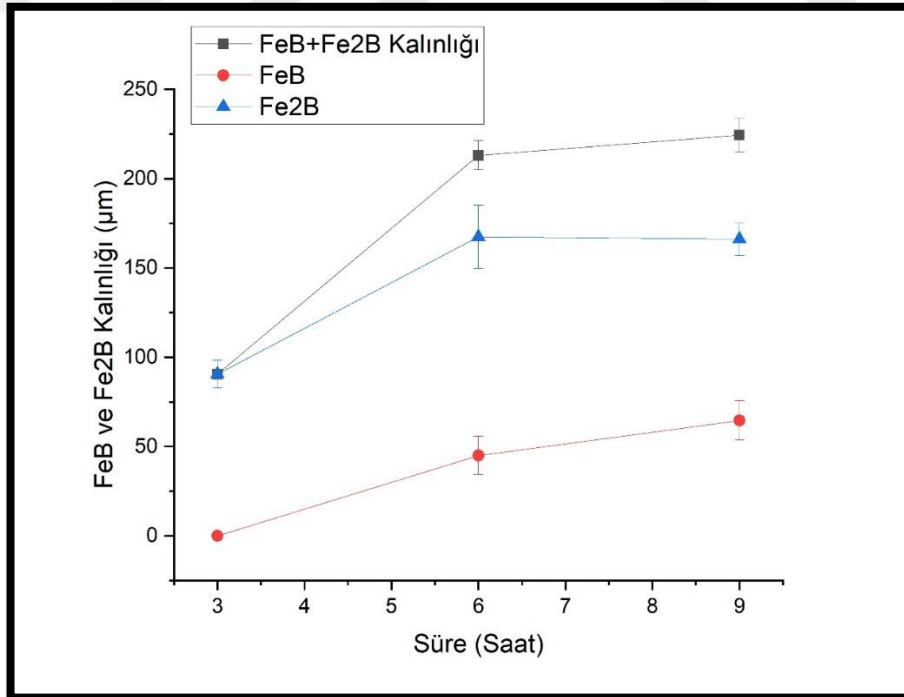
XRD sonuçları da göz önünde bulundurulduğunda $900^\circ C$ 'de borlama işlemi yapılan numunelerin borür tabakasının Fe_2B ve FeB fazlarından oluştuğu belirlenebilmektedir. Bu fazların kalınlıklarının borlama sıcaklık ve süresi ile arttığı görülmüştür. En düşük Fe_2B faz kalınlığı 3 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülürken (yaklaşık $29,7 \mu m$), en yüksek Fe_2B faz kalınlığı ise 9 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülmüştür (yaklaşık $44,1 \mu m$). Ayrıca FeB ve Fe_2B tabakalarının kalınlıklarında görülen artış miktarının, parabolik bir şekilde olduğu

tespit edilmiştir. En düşük FeB faz kalınlığı 3 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülürken (yaklaşık 23 μm), en yüksek FeB faz kalınlığı ise 9 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülmüştür (yaklaşık 57,4 μm). Tüm bunlara ek olarak 3 saat boyunca borlama işlemine tabii tutulan numunede Fe₂B fazının FeB fazından daha fazla kalınlığa sahip olduğu görülürken, süre artışı ile bu durumun değiştiği ve FeB fazının Fe₂B fazından daha yüksek kalınlığa ulaştığı tespit edilmiştir. Tablo 6.6'da elde edilen borür bölgesi içerisinde yer alan fazların kalınlık verileri özetlenmiştir.

Tablo 6.6: 900°C sıcaklıkta farklı sürelerde borlama yapılan numunelerin borür tabakasını oluşturan fazların kalınlıkları.

Numune	FeB Kalınlığı (μm)	Fe ₂ B Kalınlığı (μm)
BMC-900-3	23	29,7
BMC-900-6	42,7	41,8
BMC-900-9	57,4	44,1

Şekil 6.18'de 1000°C sıcaklıkta 3, 6 ve 9 saat boyunca borlama işlemi yapılmış, eklemeli imalat ile üretilmiş 18Ni300 maraging çeliklerinin borür tabakasını oluşturan fazların kalınlıklarının borlama süresine bağlı değişimi gösterilmiştir.



Şekil 6.18: 1000°C sıcaklıkta borlama işlemi yapılmış numunelerin borür tabakasını oluşturan FeB ve Fe₂B faz kalınlıkları.

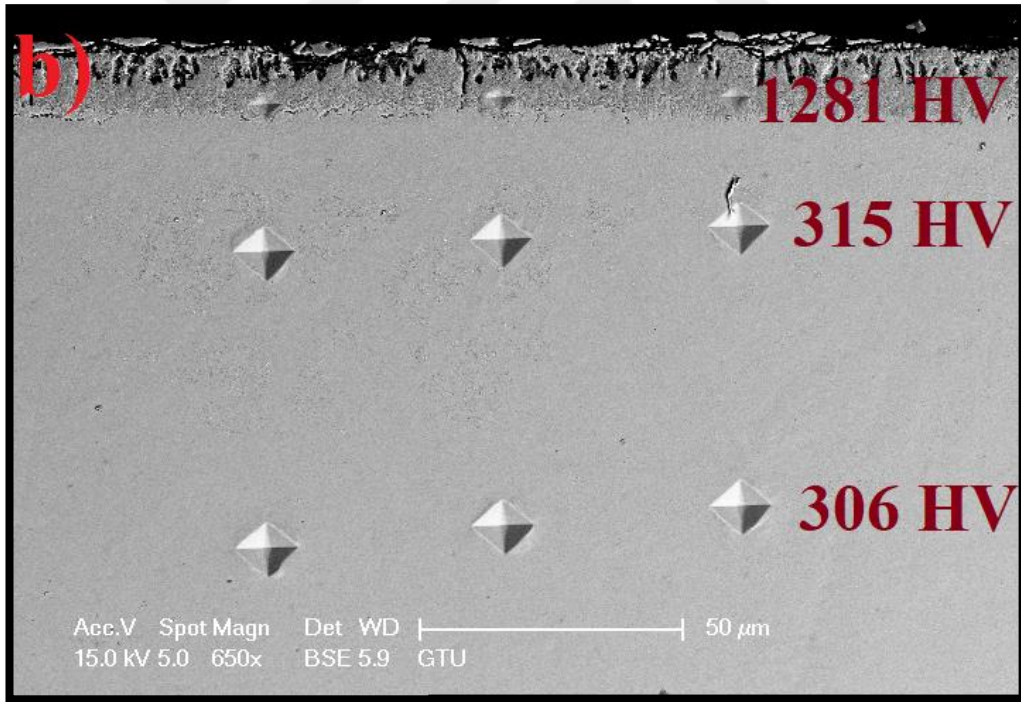
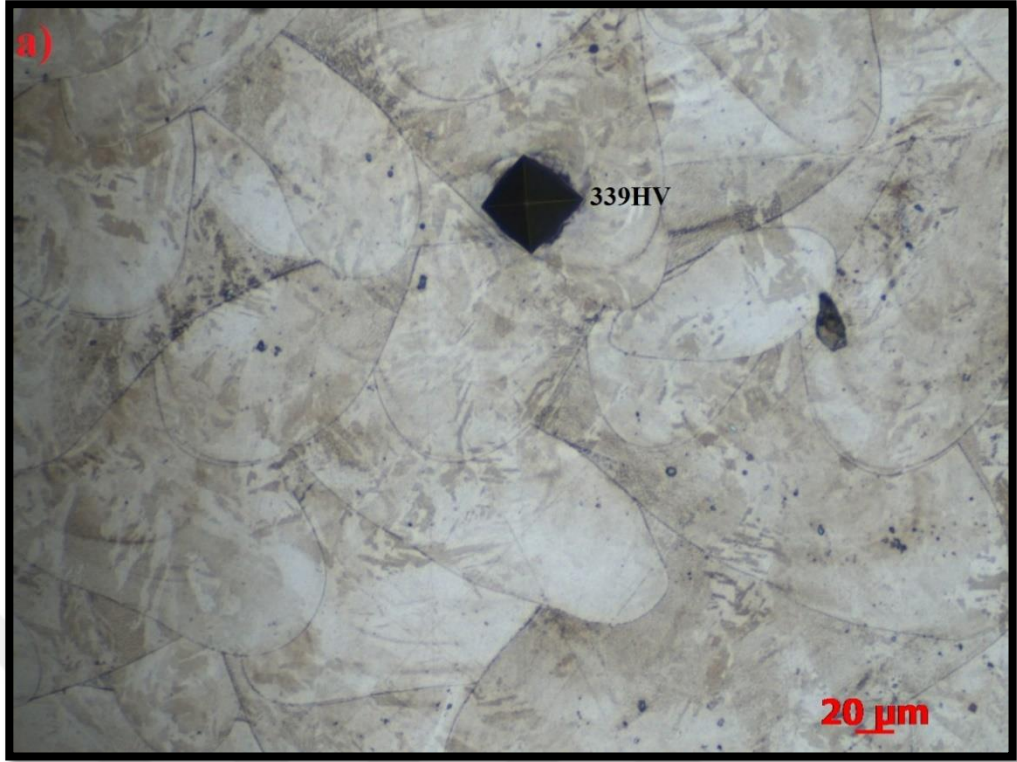
XRD sonuçları da dikkate alındığında 3, 6 ve 9 saat borlama yapılan numunelerin borür tabakasının Fe₂B ve FeB fazlarından oluştuğu görülürken, 3 saat borlama yapılan numunede yalnızca FeB fazı görülmüştür. Bu fazların kalınlıklarının sıcaklık ve süre artışı ile arttığı görülmüştür. En düşük Fe₂B faz kalınlığı 3 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülürken (yaklaşık 90,4 µm), en yüksek Fe₂B faz kalınlığı ise 6 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülmüştür (yaklaşık 167,3 µm). Borlama süresinin 6 saatten 9 saate çıkarıldığında Fe₂B faz kalınlığında düşüş gözlemlenmiştir. 3 saat boyunca borlama yapılmış numunede FeB görülmediği için, en düşük FeB faz kalınlığı 6 saat boyunca borlama yapılan numunede görülürken (yaklaşık 44,9 µm), en yüksek FeB faz kalınlığı ise 9 saat boyunca borlama yapılmış numunede görülmüştür (yaklaşık 64,6 µm). FeB ve Fe₂B fazlarının kalınlık değişimlerinin parabolik olduğu tespit edilmiştir. Tablo 6.7’de elde edilen borür bölgesi içerisinde yer alan fazların kalınlık verileri özetlenmiştir.

Tablo 6.7: 1000°C sıcaklıkta farklı sürelerde borlama yapılan numunelerin borür tabakasını oluşturan fazların kalınlıkları.

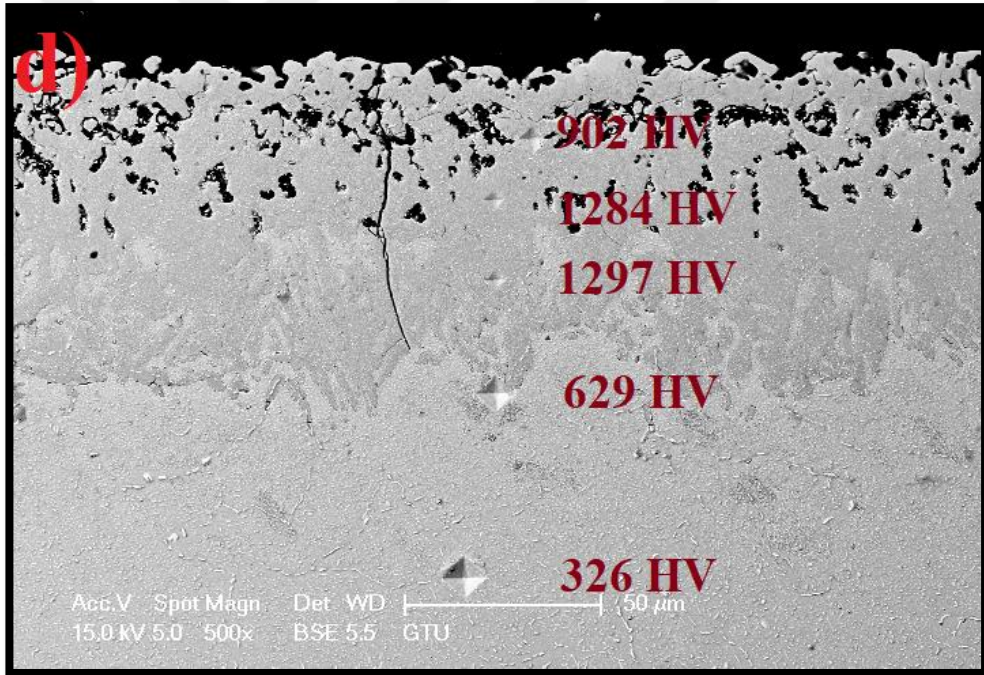
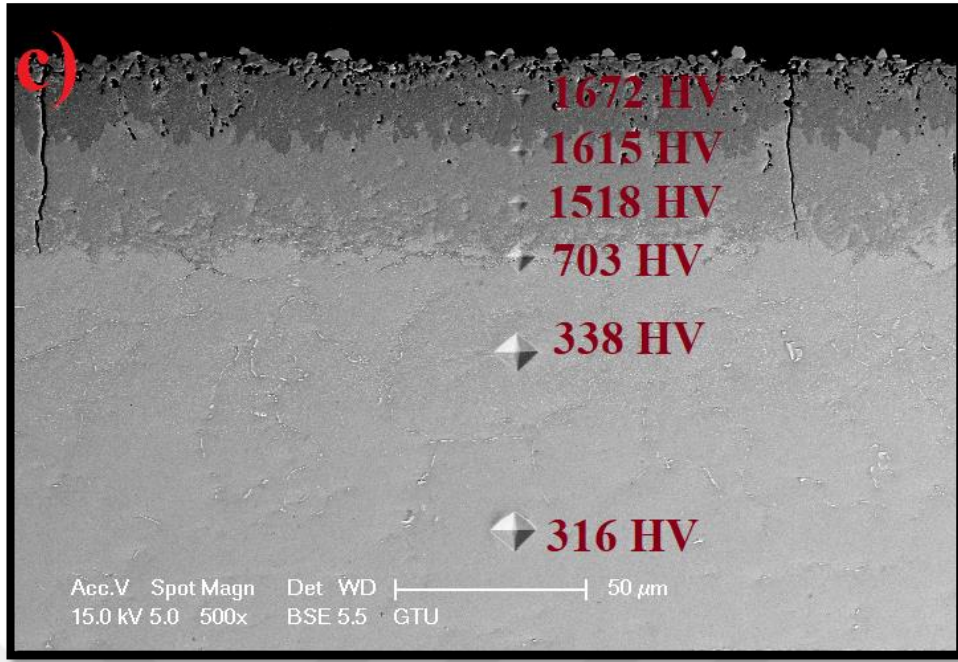
Faz	FeB Kalınlığı (µm)	Fe ₂ B Kalınlığı (µm)
BMÇ-1000-3	Görülmedi	90,4
BMÇ-1000-6	44,9	167,3
BMÇ-1000-9	64,6	166

6.4. Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları

Altlık ve borür tabakasında oluşturulan tipik Vickers mikrosertlik izlerinin alındığı numunelerin kesit SEM görüntüleri Şekil 3.19.’da verilmiştir. Şekil 6.19a’da [97] altlık malzemede yer alan sertlik izi gösterilirken 6.19b-d’de 3 saat süre ile borlanmış numunelere ait görüntüler gösterilmiştir. Kaplamanın mikrosertlik izleri kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru bir çizgi boyunca alınmıştır. Mikrosertlik izlerinin boyutları mikrosertlik değerleri hakkında fikir vermekte olup, borür tabakası içerisindeki sertlik iz boyutlarının altlıktaki izlere göre çok küçük olması, borür tabaka mikrosertlik değerlerinin görece yüksek olduğu göstermektedir.

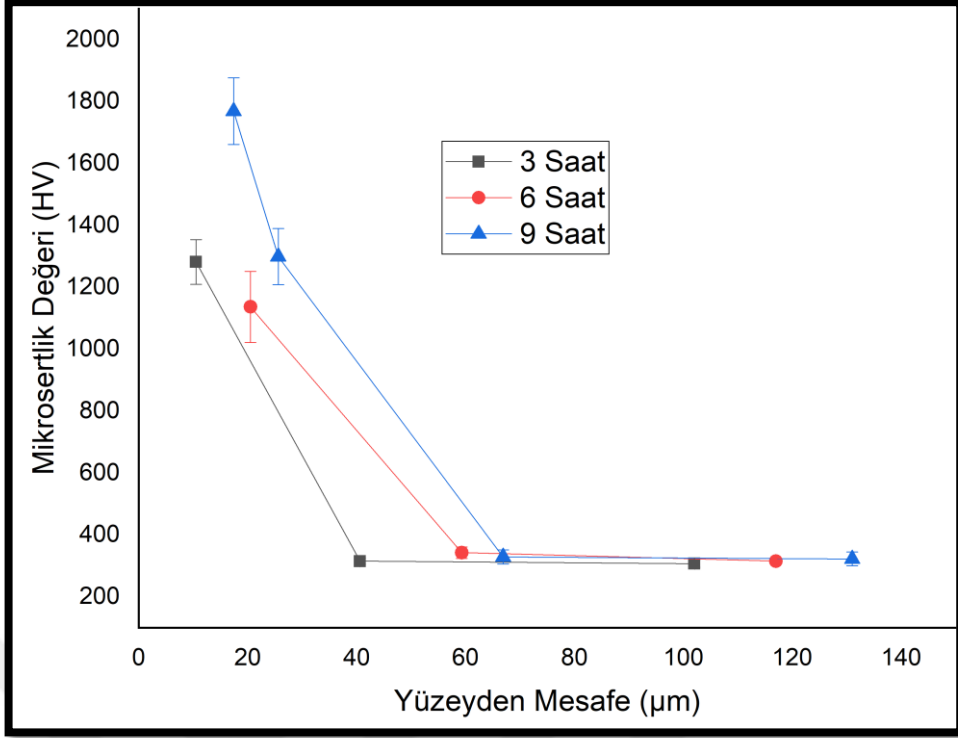


Şekil 6.19: Altlık ve borür tabakasındaki Vickers mikrosertlik izlerinin SEM görüntüleri a)MÇ, b) BMÇ-800-3, c) BMÇ-900-3, d) BMÇ-1000-3.



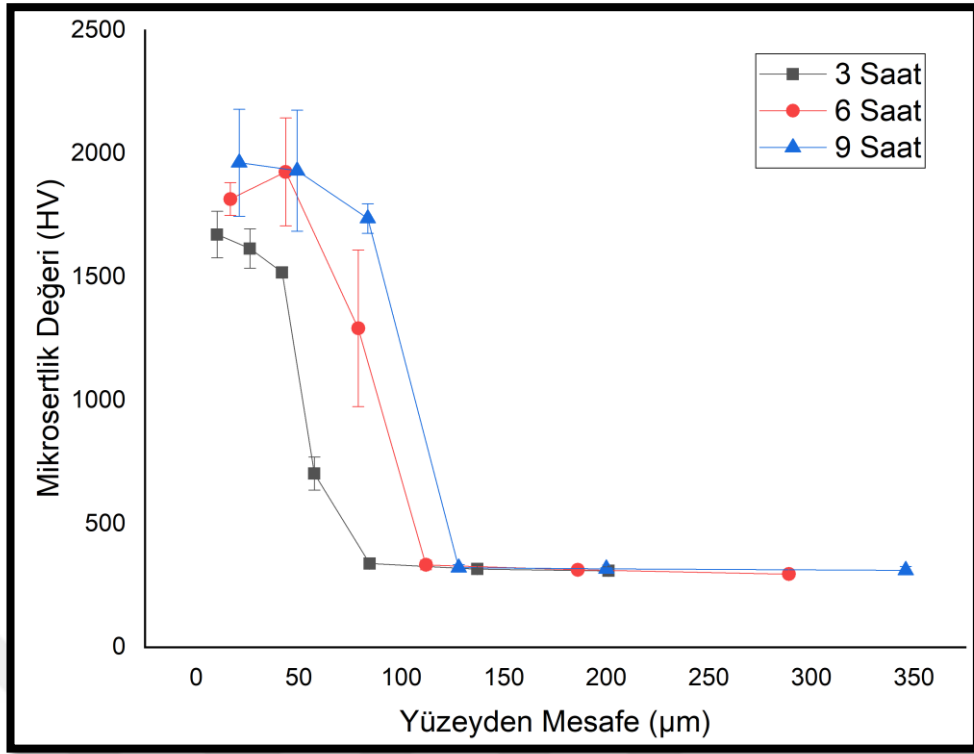
Şekil 6.19: Devam.

Şekil 6.20'de 800°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış numunelere ait mikrosertlik değerleri gösterilmiştir. Artan borlama süresi ile birlikte kesitten bakıldığında yüzeye benzer uzaklıklarda bulunan noktalarda mikrosertlik değerinin arttığı ve borür bölgesinden geçiş bölgesine ve MÇ altlığına doğru sertlik değerinin azaldığı görülmektedir.



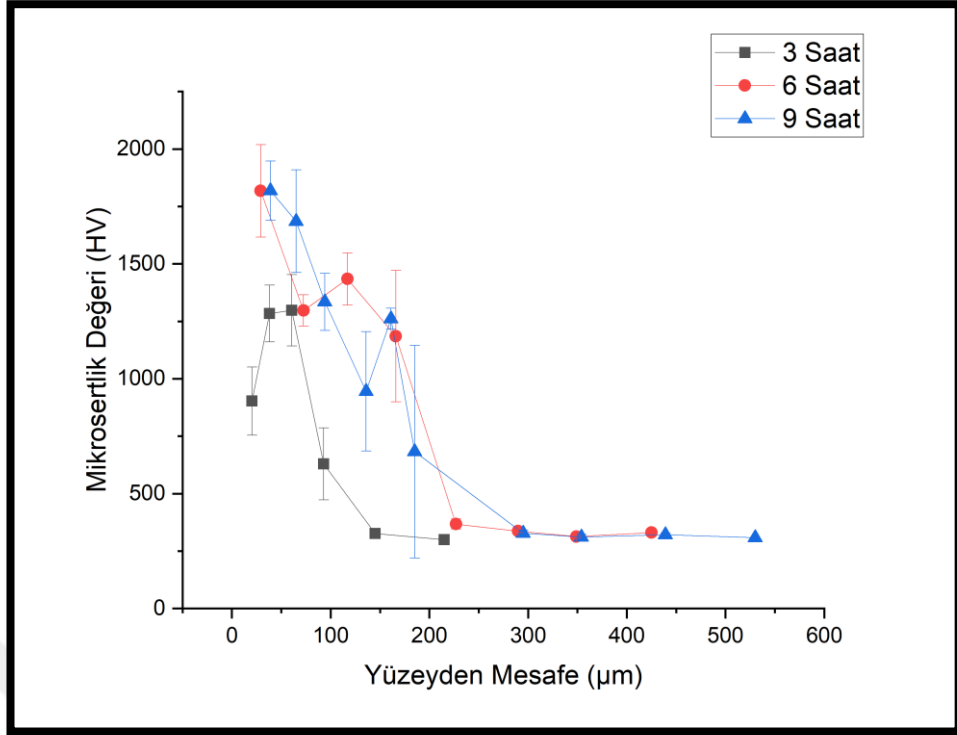
Şekil 6.20: 800°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış MÇ numunelerin kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru mikrosertlik değerlerinin değişimi.

Şekil 6.21’de 900°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış MÇ numunelere ait mikrosertlik değerleri gösterilmiştir. Artan borlama süresi ile birlikte kesitten bakıldığında yüzeye benzer uzaklıklarda bulunan noktalarda mikrosertlik değerinin arttığı ve borür bölgesinden geçiş bölgesine ve MÇ altlık malzemeye doğru mikrosertlik değerinin ani bir şekilde azaldığı görülmüştür. Ancak 6 saat borlama yapılan numune içerisinde sertlik izi oluşturulan yüzeye en yakın noktada numunenin boşluklu bir yapıya sahip olması sebebi ile mikrosertlik miktarı normalden düşük olarak ölçülmüştür.



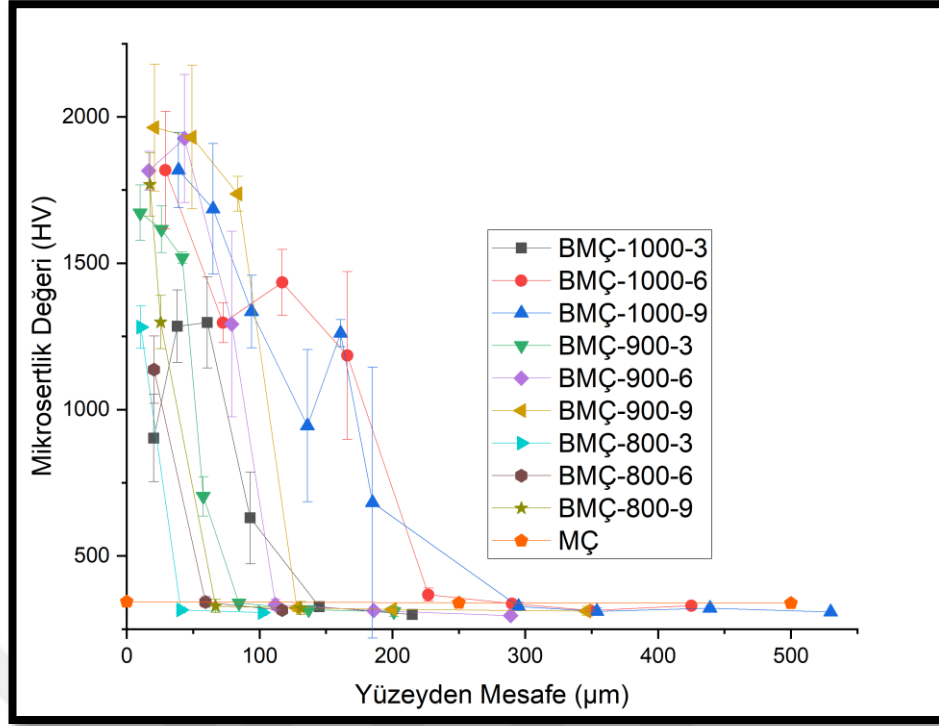
Şekil 6.21: 900°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış MÇ numunelerin kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru mikrosertlik değerlerinin değişimi.

Şekil 6.22’de 1000°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış MÇ numunelere ait mikrosertlik değerleri gösterilmiştir. Artan borlama süresi ile birlikte kesitten bakıldığında yüzeye benzer uzaklıklarda bulunan noktalarda mikrosertlik değerinin arttığı ve borür bölgesinden geçiş bölgesine ve MÇ altlık malzemeye doğru mikrosertlik değerinin ani bir şekilde azaldığı görülmüştür. Ancak BMÇ1000-3 kodlu numune içerisinde sertlik izi oluşturulan yüzeye en yakın iki noktada ve BMÇ-1000-6 kodlu numunenin yüzeye en yakın ikinci noktasında ve BMÇ-1000-9 kodlu numunenin yüzeye en yakın dördüncü numunenin boşluklu bir yapıya sahip olması sebebi ile mikrosertlik miktarı normalden düşük olarak ölçülmüştür.



Şekil 6.22: 1000°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış MÇ numunelerin kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru mikrosertlik değerlerinin değişimi.

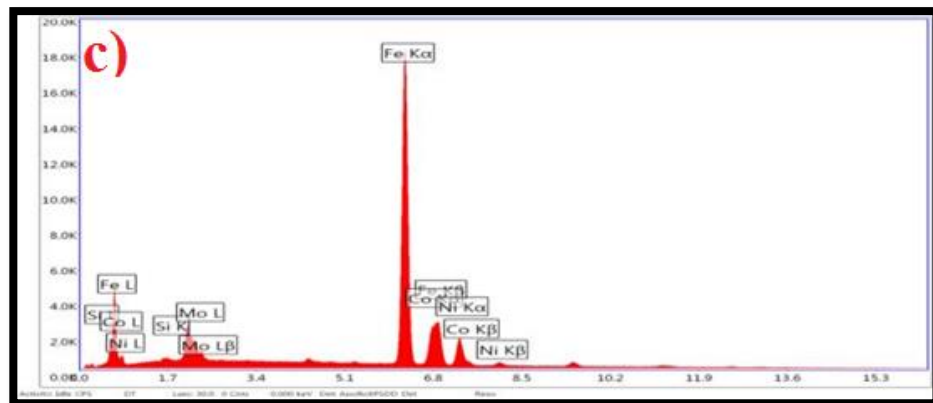
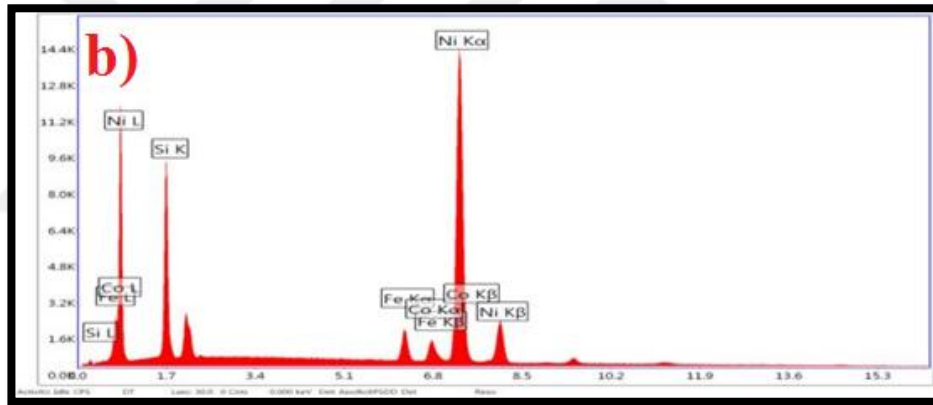
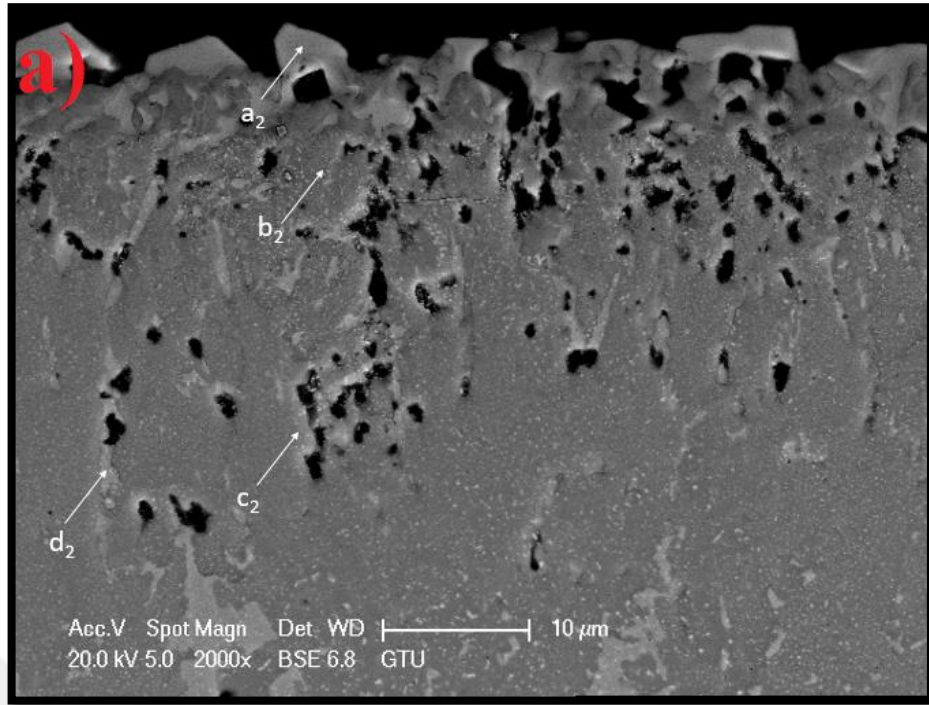
En yüksek sertlik değeri 900°C sıcaklıkta 9 saat boyunca borlama işlemine tabii tutulan numunede yaklaşık 1963 HV olarak ölçülürken, en düşük sertlik değeri ise 900°C sıcaklıkta 6 saat boyunca borlama işlemine tabii tutulan numunede 296 HV olarak ölçülmüştür. 800°C sıcaklıkta borlanan numuneler için borür bölgesinin sertlik değeri 1136HV ile 1768 HV arasında değişmektedir. Geçiş bölgesindeki sertlik değerleri 315 HV ile 342 HV arasında değişirken, MÇ numuneden elde edilen altlıkta 306HV ile 322 HV arasında değişmektedir. 900°C sıcaklıkta borlanan numuneler için borür bölgesinin sertlik değeri 1292HV ile 1963 HV arasında değişmektedir. Borür bölge ve geçiş bölgesi sınırında sertlik değeri 703 HV olarak saptanmıştır. Geçiş bölgesindeki sertlik değerleri 317 HV ile 338 HV arasında değişirken, MÇ numuneden elde edilen altlıkta 296HV ile 313 HV arasında değişmektedir. 1000°C sıcaklıkta borlanan numuneler için borür bölgesinin sertlik değeri 902HV ile 1818 HV arasında değişmektedir. Borür bölge ve geçiş bölgesi sınırında sertlik değeri 629 HV ile 682 HV arasında değişmektedir. Geçiş bölgesindeki sertlik değerleri 326 HV ile 367 HV arasında değişirken, MÇ numuneden elde edilen altlıkta 308HV ile 336 HV arasında değişmektedir. Tüm sertlik değerleri Şekil 6.23'te özet olarak verilmiştir.



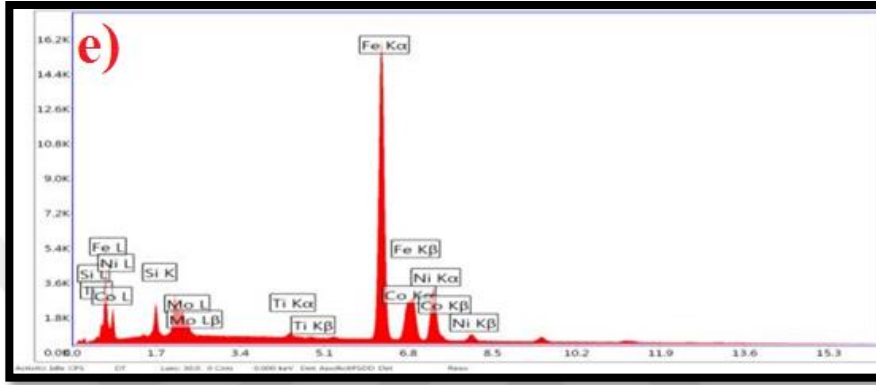
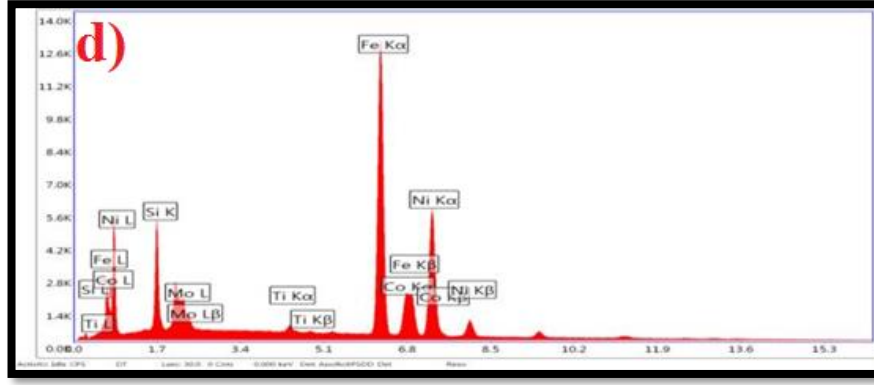
Şekil 6.23: Farklı sıcaklık ve sürelerde borlama işlemine tabi tutulan MÇ numunelerinin kaplama dış yüzeyinden altlığa doğru ortalama sertlik değerlerinin değişimi.

6.5. SEM-EDS Analiz Sonuçları

Borlama işlemi sonrasında alaşım elementlerinin dağılımlarını ve borlama sonucu oluşan çökeltilerin kimyasal bileşimlerini tespit etmek amacı ile yapılan SEM-EDS analizi sonuçları bu bölümde verilmiştir. Borlama işlemine tabi tutulan tüm numuneler için SEM-EDS analizi yapılmıştır. Ancak benzer olmaları itibarıyla ve tezde fazla yer kaplamaması açısından sadece BMÇ-900-9 kodlu numuneye ait sonuçlar verilmiştir. Şekil 6.24'te BMÇ-900-9 kodlu numunenin kaplama bölgesine ait SEM-EDS analizinin yapıldığı noktaların tipik olarak işaretlendiği SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.24: BMÇ-900-9 kodlu numunenin kaplama bölgesine ait SEM görüntüsü ve SEM-EDS analizinin yapıldığı işaretlenmiş noktalar ile bu noktalardan elde edilen SEM-EDS spektrumları; a) SEM görüntüsü ve ilgili noktalar, b) a₂ c) b₂, d) c₂ e) d₂.



Şekil 6.24: Devam.

Şekil 6.24'te 4 adet SEM-EDS alınan nokta görülmektedir. a₂ kaplamanın yüzey bölgesinden alınan çökeltiden yapılan analiz noktasını, b₂ borür tabakanın matrisinden alınan çökeltiden yapılan analiz noktasını, c₂ borür tabakanın matrisi içerisindeki çökeltiden alınan analiz noktasını, d₂ borür tabakada yer alan çökeltiden yapılan analiz noktasını, temsil etmektedir.

Şekil 6.24. b'de BMÇ-900-9 kodlu numunenin a₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde nikel miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde silisyum bulunduğu ve ayrıca az miktarda demir ve kobalt bulunduğu anlaşılmaktadır.

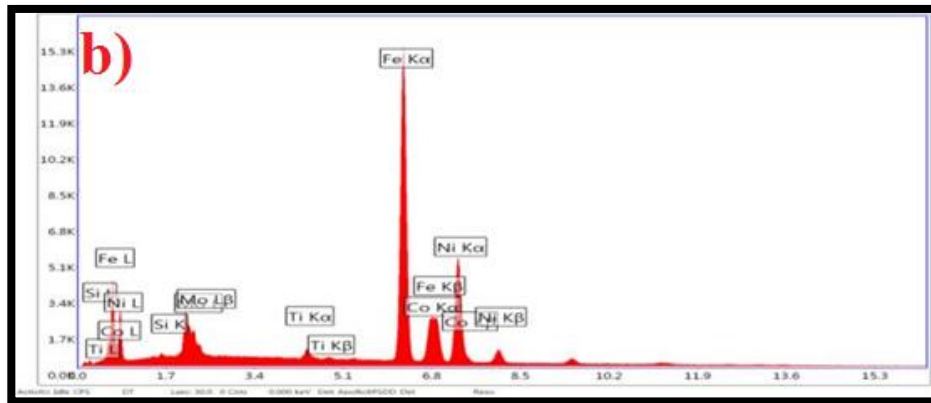
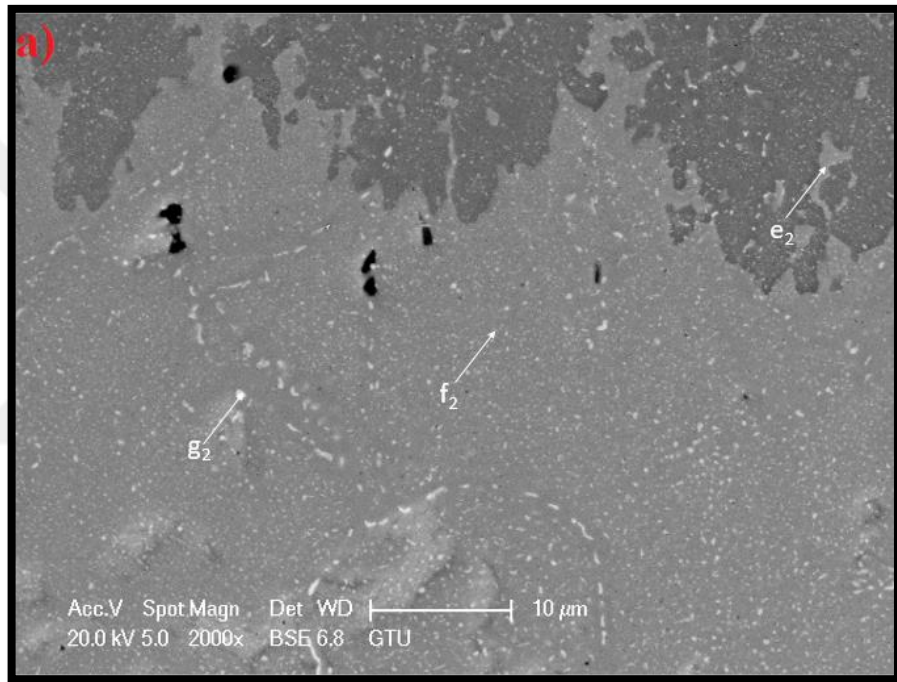
Şekil 6.24. c'de BMÇ-900-9 kodlu numunenin b₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt, molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda silisyum bulunduğu görülebilmektedir.

Şekil 6.24. d'de BMÇ-900-9 kodlu numunenin c₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir ve

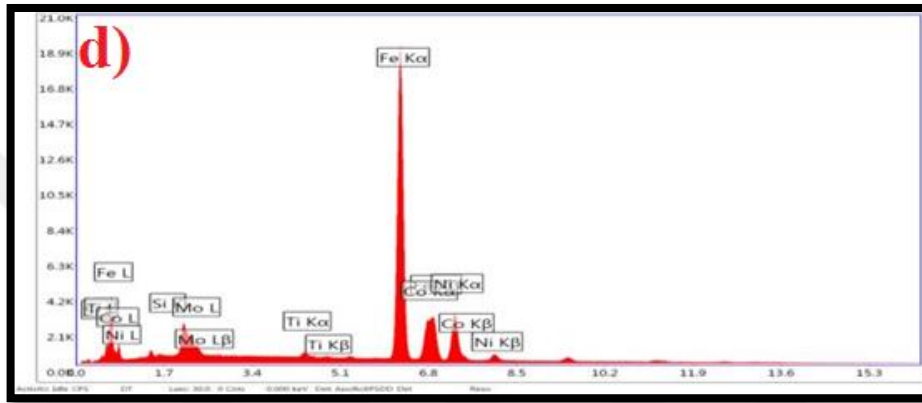
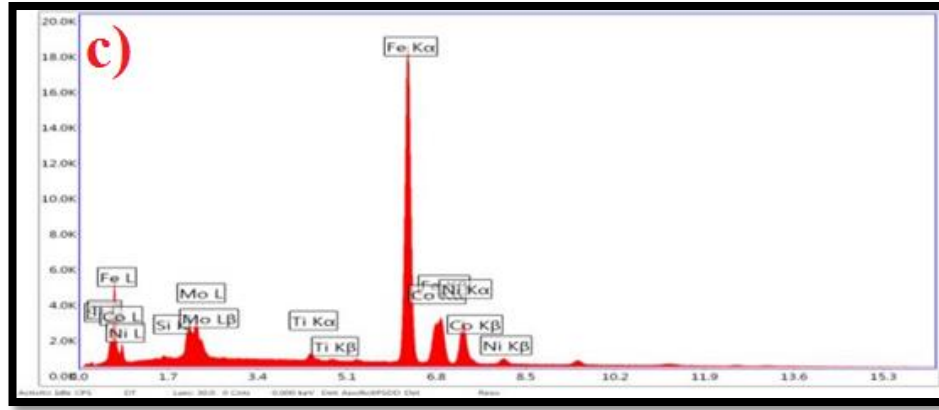
nikel miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde silisyum, kobalt ve molibden bulunduğu görülebilmektedir.

Şekil 6.24 e’de BMÇ-900-9 kodlu numunenin d₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt, molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda silisyum bulunduğu görülebilmektedir.

Şekil 6.25’te BMÇ-900-9 kodlu numunenin açık renkli olarak görülen kaplama bölgesine ait SEM-EDS analizinin yapıldığı noktaların işaretlendiği SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.25: BMÇ-900-9 kodlu numunenin kaplama bölgesine ait SEM görüntüsü ve SEM-EDS analizinin yapıldığı işaretlenmiş noktalar ile bu noktalardan elde edilen SEM-EDS spektrumları; a) SEM görüntüsü ve ilgili noktalar, b) e₂, c) f₂, d), g₂.



Şekil 6.25: Devam.

Şekil 6.25'te 3 adet SEM-EDS alınan nokta görülmektedir. e₂ borür tabakada yer alan çökeltiden yapılan analiz noktasını, f₂ borür tabakanın matrisinden alınan çökeltiden yapılan analiz noktasını, g₂ borür tabakada yer alan çökeltiden yapılan analiz noktasını temsil etmektedir.

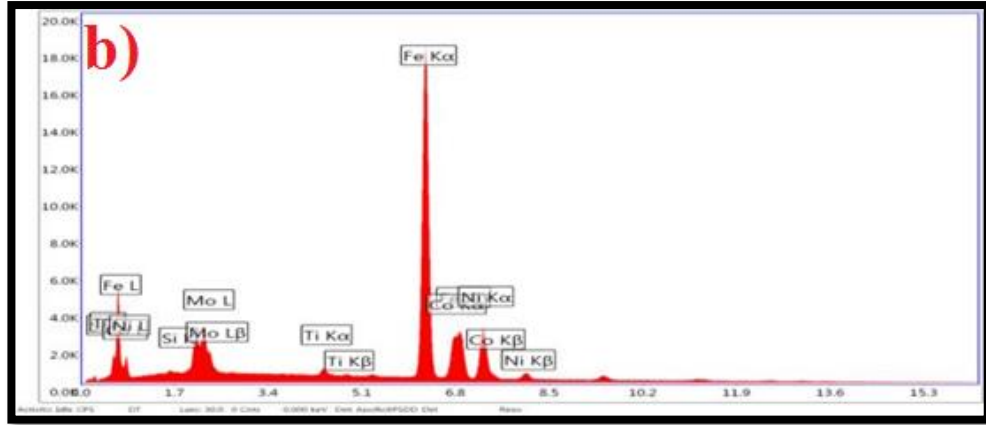
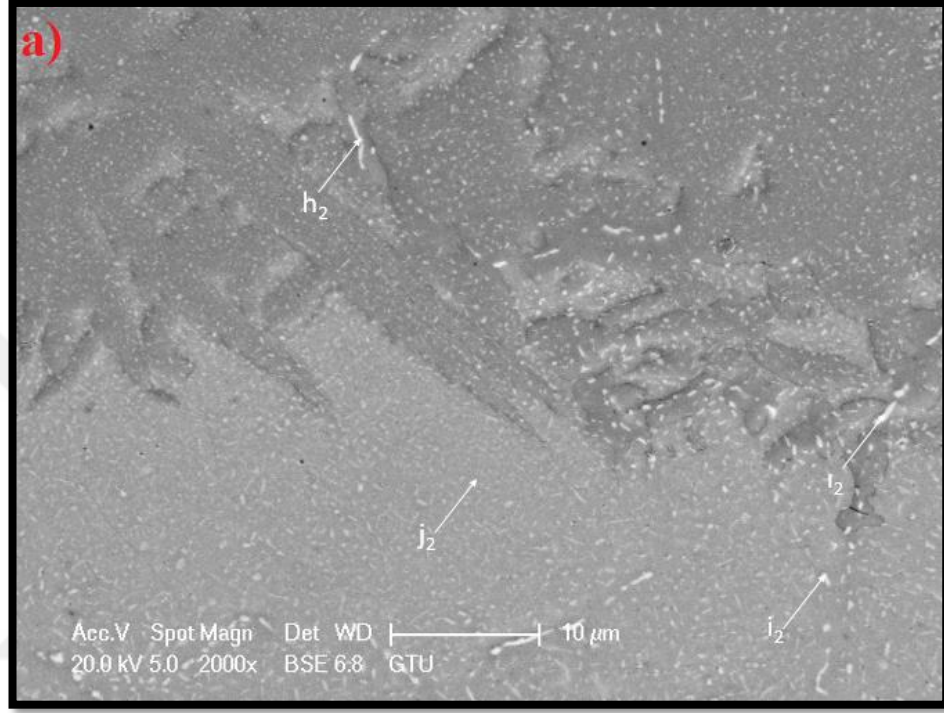
Şekil 6.25 b'de BMÇ-900-9 kodlu numunenin e₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt ve molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda silisyum ve titanyum bulunduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 6.25 c'de BMÇ-900-9 kodlu numunenin f₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt, molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda titanyum ve silisyum bulunduğu anlaşılmaktadır.

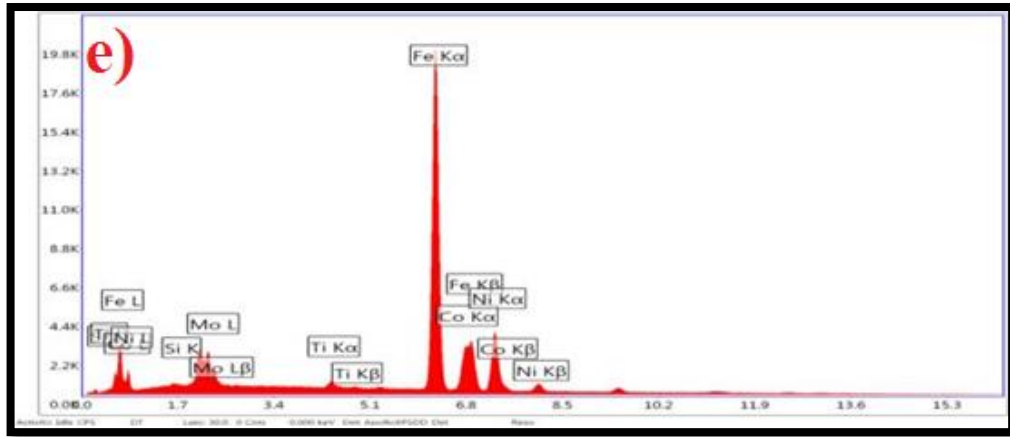
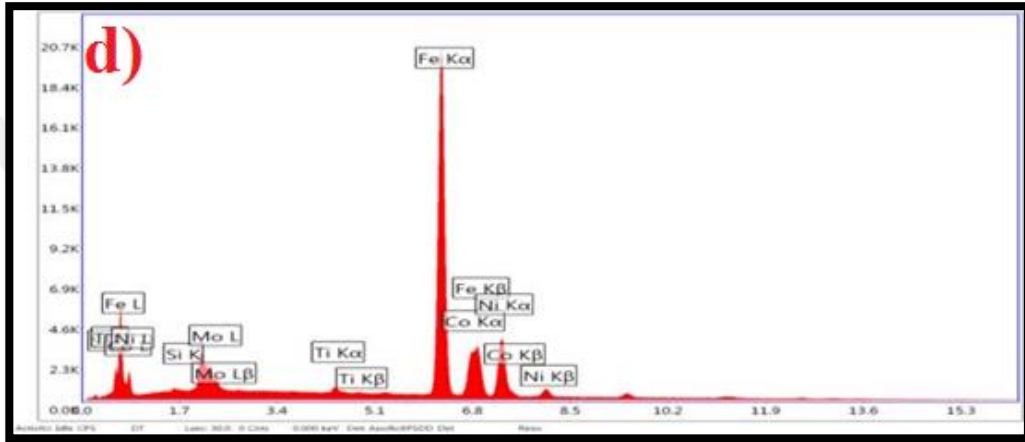
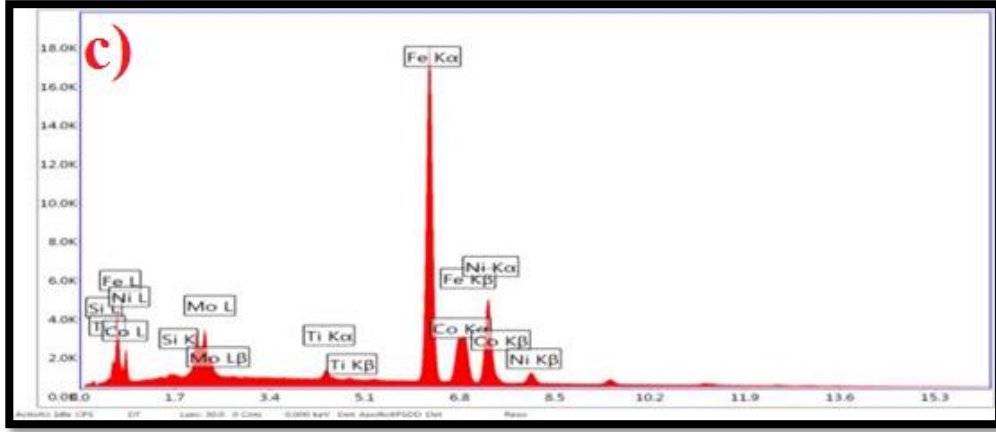
Şekil 6.25 d'de BMÇ-900-9 kodlu numunenin g₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir

miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt ve molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda titanyum ve silisyum bulunduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 6.26'da BMÇ-900-9 kodlu numunenin açık renkli olarak görülen geçiş bölgesine ait SEM-EDS analizinin yapıldığı noktaların işaretlendiği SEM görüntüsü verilmiştir.



Şekil 6.26: BMÇ-900-9 kodlu numunenin kaplama bölgesine ait SEM görüntüsü ve SEM-EDS analizinin yapıldığı işaretlenmiş noktalar ile bu noktalardan elde edilen SEM-EDS spektrumları; a) SEM görüntüsü ve ilgili noktalar, b) h_2 , c) i_2 , d) i_2 , e) j_2 .



Şekil 6.26: Devam.

Şekil 6.26’da 4 adet SEM-EDS alınan nokta görülmektedir. h_2 borür bölge içerisinde yer alan çökeltiden yapılan analiz noktasını, i_2 borür tabaka içerisinde yer alan çökeltiden yapılan analiz noktasını, i_2 geçiş bölgesi içerisinde yer alan çökeltiden yapılan analiz noktasını, j_2 ise geçiş bölgesi matrisinden alınan çökelti noktasını temsil etmektedir.

Şekil 6.26 b’de BMÇ-900-9 kodlu numunenin h₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt ve molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda silisyum ve titanyum bulunduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 6.26 c’de BMÇ-900-9 kodlu numunenin i₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt, molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda titanyum ve silisyum bulunduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 6.26 d’de BMÇ-900-9 kodlu numunenin j₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt ve molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda titanyum ve silisyum bulunduğu anlaşılmaktadır.

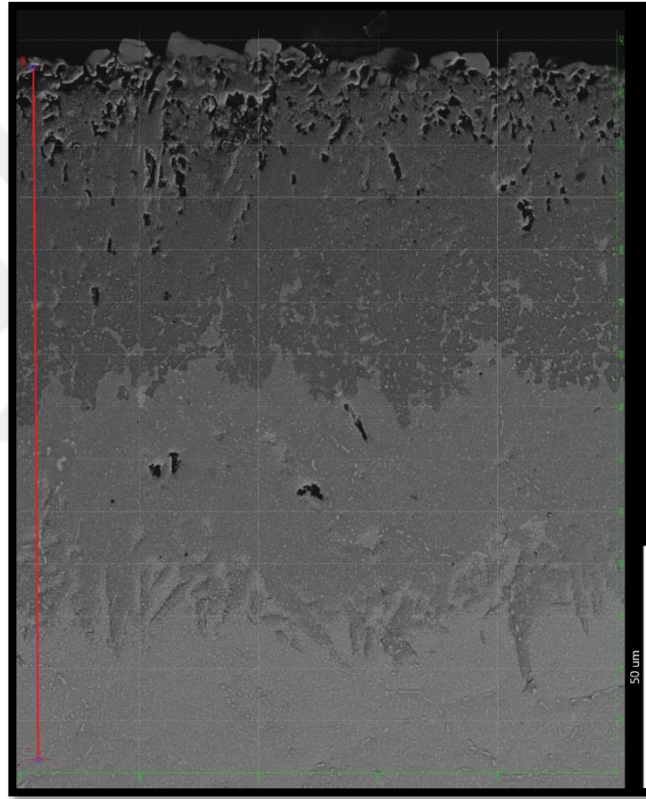
Şekil 6.26 e’de BMÇ-900-9 kodlu numunenin j₂ noktasından alınan SEM-EDS analizinin sonuçları verilmiştir. Spektruma bakıldığında çökelti içerisinde demir miktarının yüksek olduğu, çökelti içerisinde nikel, kobalt ve molibden bulunduğu ve ayrıca az miktarda titanyum ve silisyum bulunduğu anlaşılmaktadır.

Tablo 6.8’de bu analizler özetlenmiştir. Ayrıca bu tablo içerisindeki elementlerin miktarları atomik olarak verilmiştir. Bu durum buradaki çökeltilerin stokiyometrilerinin görülebilmesini sağlayacaktır.

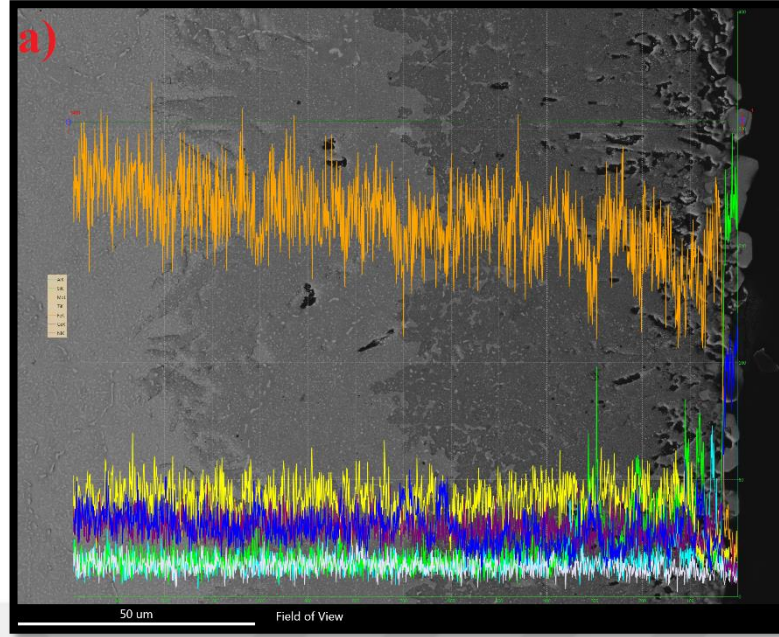
Tablo 6.8: BMÇ-900-9 numunesinde oluşan çökeltilerin kimyasal bileşimi (SEM-EDS).

Tarama Yapılan Nokta	Noktanın Bulunduğu Bölge	Element Miktarı (% Atomik)					
		Fe	Ni	Si	Co	Mo	Ti
a ₂	Kaplama Yüzeyi	3,45	61,99	31,28	3,28	-	-
b ₂	Borür Tabaka	76,61	9,62	0,42	8,97	3,93	-
c ₂	Borür Tabaka	63,32	16,4	6,84	8	4,61	0,71
d ₂	Borür Tabaka	43,94	27,8	16,45	6,57	4,35	0,88
e ₂	Borür Tabaka	57,51	28,47	0,25	8,4	4,08	1,29
f ₂	Borür Tabaka	70,34	14,11	0,32	8,41	5,65	1,17
g ₂	Borür Tabaka	70,66	15,2	0,38	8,87	3,97	0,93
h ₂	Borür Tabaka	70,8	15,13	0,63	8,73	3,94	0,77
i ₂	Borür Tabaka	61,6	22,52	0,73	8,2	5,66	1,3
i ₂	Geçiş Bölgesi	69,38	17,23	0,28	8,43	3,89	0,8
j ₂	Geçiş Bölgesi	68,14	16,86	0,73	8,45	4,79	1,03

Noktasal SEM-EDS analizlerinde görülen elementlerin kaplama yüzeyinden MÇ kodlu numuneden elde edilmiş altlığa doğru dağılımlarının daha iyi anlaşılabilmesi için çizgisel SEM/EDS analizi yapılmıştır. Şekil 6.27’de BMÇ-900-9 kodlu numunede bu analizin yapıldığı bölge ve analizin yapıldığı çizgi gösterilmiştir. Şekil 6.28’de bu analizin sonuçları numune üzerinde temsili olarak gösterilmiş, ve MÇ kodlu malzemedeki elde edilmiş altlığın içerisinde bulunan alaşım elementleri ile kullanılan bor tozu içerisinde bulunan elementlerin dağılımları grafik olarak paylaşılmıştır.



Şekil 6.27: Çizgisel SEM/EDS analizinin yapıldığı bölgenin mikrografi ve analizin yapıldığı çizgiyi temsil eden görüntü.

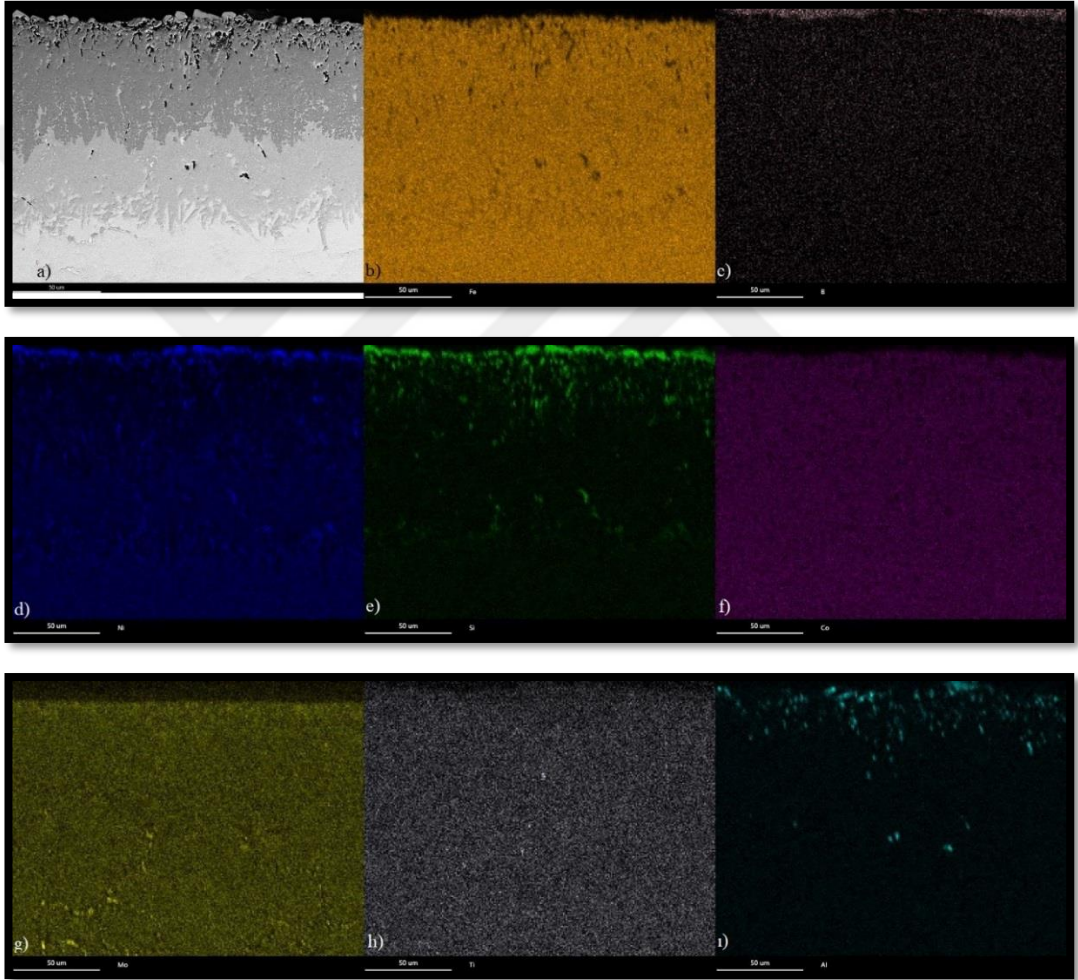


Şekil 6.28: SEM görüntüsü ve çizgisel SEM/EDS analizi sonuçları a) SEM görüntüsü ve çizgi boyunca elementel dağılım üzerinde, b) elementel dağılım grafiği.

Şekil 6.28 incelendiğinde MÇ kodlu numune içerisindeki alaşım elementlerinden en çok bulunan Fe elementinin kaplamanın yüzey kısmı haricinde tüm difüzyon bölgesi boyunca yüksek miktarda bulunduğu görülmektedir. Yine alaşım içerisinde bolca bulunan Ni elementinin kaplamanın yüzey bölgesinde çokça bulunduğu ve kaplama yüzeyinden altlığa doğru ilerledikçe miktarının azaldığı görülmüştür. Kaplamanın yüzey kısmında çokça Si elementi görülmektedir. Si miktarının altlık bölgeye doğru azaldığı görülse de, borür bölgeler içerisinde bu miktarın arttığı görülebilmektedir. Al, Mo, Co, Ti gibi alaşım içerisinde bulunan diğer elementlerin Fe ile benzer bir dağılım göstererek kaplamanın yüzey bölgesi haricinde tüm bölgelerde buldukları görülmektedir. Bu çizgi boyunca bu elementlerin

miktarlarının en yüksek Mo, ardından Co, ardından Ti ve Al şeklinde olduğu görülmektedir. Al elementinin kaplama yüzeyinden borür bölgeye doğru miktarının oldukça arttığı da yine grafik üzerinden görülebilmektedir.

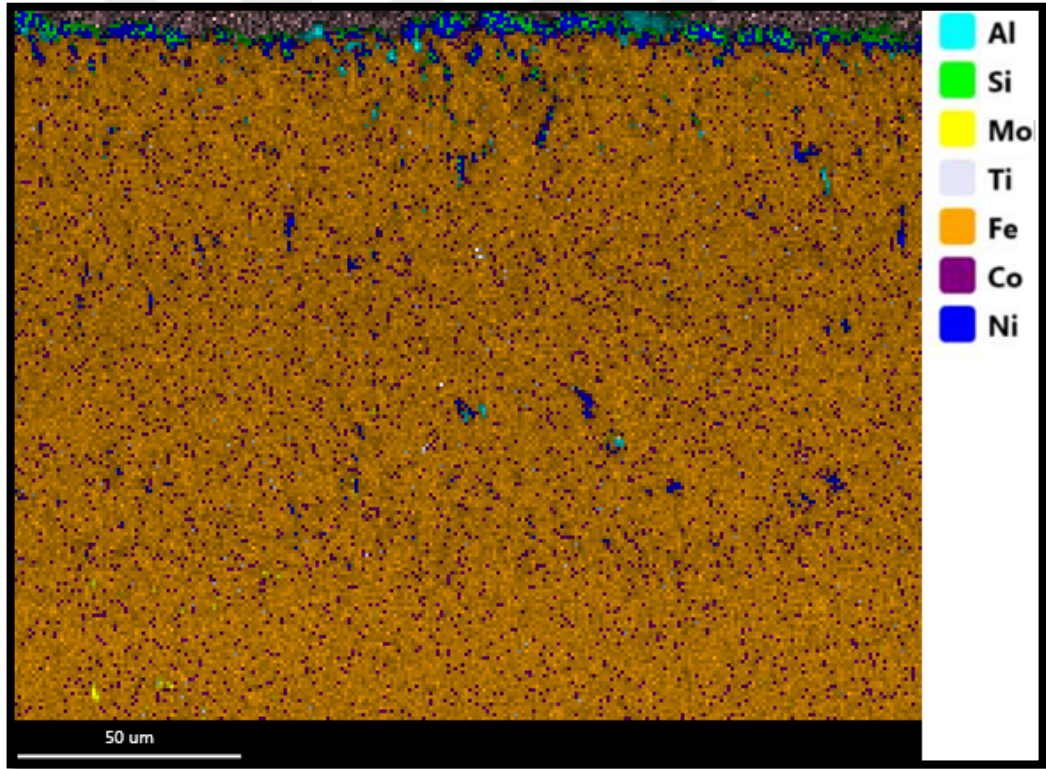
Burada elde edilen sonuçların ardından noktasal ve çizgisel SEM/EDS analizlerinde görülen elementler ile birlikte B elementinin kaplama bölgesi, geçiş bölgesi ve altlık malzeme içerisinde nasıl dağıldıklarının daha iyi anlaşılabilmesi adına SEM/EDS haritalama analizi yapılmıştır. Şekil 6.29’da BMÇ-900-9 kodlu numuneden alınan haritalama bölgesi mikrografı ve elementlerin dağılımları gösterilmiştir.



Şekil 6.29: BMÇ-900-9 kodlu numunenin SEM görüntüsü ve elementlerin SEM-EDS haritalama analizi sonuçları, a) SEM görüntüsü, b)Fe, c)B, d)Ni, e)Si, f)Co, g)Mo, h)Ti ve i)Al.

Şekil 6.29 incelendiğinde Fe elementinin kaplama yüzey bölgesi haricinde her bölgede homojen olarak bulunduğu görülebilmektedir. B elementinin kaplama yüzey bölgesinde daha fazla bulunduğu ve kalan tüm bölgelerde homojen olarak bulunduğu

şekil üzerinden anlaşılmaktadır. Ni elementinin kaplamanın yüzey bölgesinde, borür ve geçiş bölgesinde bulunan çökeltilerde yüksek miktarda bulunduğu ve diğer bölgelerde daha az miktarda bulunduğu görülmektedir. Si elementinin de benzer şekilde kaplamanın yüzey bölgesinde yüksek miktarda bulunduğu ve borür bölgede bulunan çökeltilerde daha az miktarda bulunduğu görülmektedir. Co elementinin, Fe elementine benzer olarak kaplamanın yüzey bölgesi haricinde homojen olarak dağılım gösterdiği şekil üzerinden anlaşılabilir. Mo elementinin kaplamanın yüzey bölgesi haricinde homojen olarak dağıldığı, ancak geçiş bölgesi içerisinde yer alan çökeltilerde daha yüksek miktarda bulunduğu görülmektedir. Ti elementinin homojen olarak dağıldığı görülmekle birlikte, borür bölgede yer alan çökeltilerde daha yüksek miktarda bulunduğu görülmektedir. Al elementinin ise kaplamanın yüzey kısmı ile borür bölgede bulunan çökeltilerde yer aldığı ve kalan kısımlara homojen dağıldığı görülebilmektedir. Şekil 6.30'da tüm elementlerin yerleşimleri birlikte paylaşılmıştır.



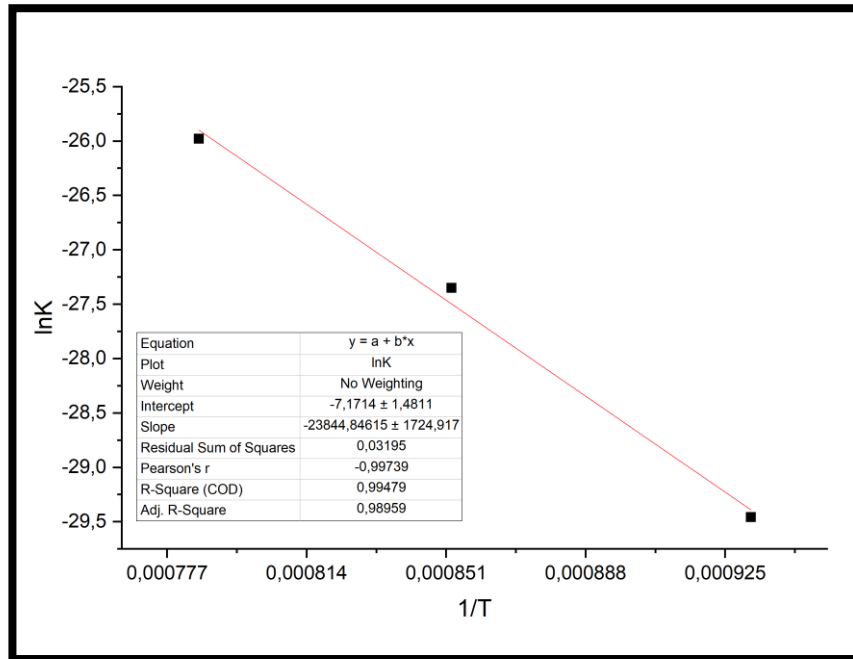
Şekil 6.30: BMÇ-900-9 kodlu numune içerisinde SEM/EDS haritalama analizi sonucunda elde edilen elementlerin dağılım şeklinin temsili gösterimi.

6.6. Aktivasyon Enerjisi

Aktivasyon enerjisini hesaplayabilmek için öncelikle 800 °C, 900 °C ve 1000 °C'de 3, 6 ve 9 saat borlanmış numunelerin kaplama kalınlığı verileri kullanılarak $X^2=Dt$ (X : kaplama kalınlığı, D : difüzyon katsayısı, t : süre) eşitliğinden difüzyon katsayıları hesaplandı. Bu değerler Tablo 6.8.'de özetlenmiştir. Daha sonra $D=D_0 \times E(-Q/RT)$ (Q : Aktivasyon enerjisi, R : 8.314 J/Mol.K evrensel gaz sabiti, T : Sıcaklık) eşitliği kullanılarak $\ln D$ ' ye karşılık $1/T$ grafikleri çizildi. Bu işlem her kompozisyona ayrı ayrı uygulandı. Daha sonra eğim çizgisi eklenerek eğim değerlerinden $-Q/R$ hesaplandı. Şekil 6.31'de $\ln D$ 'ye karşılık $1/T$ grafiği ve eğim çizgisi paylaşılmıştır.

Tablo 6.9: Borlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak kaplama kalınlığı değişimi.

Numune	Kalınlık (μm)	X^2 (m)
BMÇ-800-3	33,9	$1,15009 \times 10^{-9}$
BMÇ-800-6	54,4	$2,96589 \times 10^{-9}$
BMÇ-800-9	68	$4,62699 \times 10^{-9}$
BMÇ-900-3	104,6	$1,09447 \times 10^{-8}$
BMÇ-900-6	159,7	$2,55226 \times 10^{-8}$
BMÇ-900-9	198,8	$3,95218 \times 10^{-8}$
BMÇ-1000-3	197,8	$3,91355 \times 10^{-8}$
BMÇ-1000-6	345,3	$1,19294 \times 10^{-7}$
BMÇ-1000-9	389,5	$1,51775 \times 10^{-7}$



Şekil 6.31: Aktivasyon enerjisi $\ln D$ değerine karşılık $1/T$ grafiği.

Altık malzeme olarak kullanılan 18Ni300 maraging çeliğinin borlanması için gerekli aktivasyon enerjisi $Q=1,98 \times 10^5$ Joule olarak hesaplanmıştır.



7. DEĞERLENDİRME

Eklemeli olarak üretilmiş MÇ numuneler farklı sıcaklık ve sürelerde borlandıktan sonra XRD, SEM, SEM-EDS ile karakterize edilmiş ve elde edilen sonuçlar literatürdeki benzer çalışmalarla karşılaştırılarak değerlendirilmiştir.

MÇ numuneler başarılı bir şekilde borlanmış ve numunelerin yüzeylerinde geleneksel üretim teknikleri ile elde edilen çeliklere benzer borür tabakaların oluştuğu gözlemlenmiştir [11]. En dış tabakada Ni ve Si elementlerince zengin bir tabaka tespit edilmekle birlikte borür tabakanın FeB, Fe₂B ve geçiş bölgesi şeklinde 3 farklı fazdan oluştuğu anlaşılmıştır. FeB fazının kaplama bölgesinin yüzeyine yakın kısımda bulunduğu, bu yapının dişli bir şekilde olduğu tespit edilmiştir. Fe₂B tabakasının ise FeB tabakası ile geçiş bölgesi arasında yer aldığı ve bu tabakanın da dişli bir yapısı olduğu görülmüştür. Her 3 bölgede de gözenekli ve mikro çatlakların bulunduğu bir yapı görülürken, borlama işlemi şartlarına bağlı olarak gözenek ve çatlakların miktar ve boyutlarının değiştiği gözlemlenmiştir.

XRD sonuçları incelendiğinde 800°C sıcaklıkta 3,6 ve 9 saat süreler boyunca borlama işlemi yapılan numunelerin tümünde yüzey kısmında Ni ve Si içeren bileşiklere rastlanmıştır. Ayrıca bu numunelerde FeB fazı görülmemiş (6 saat borlanan numunede düşük şiddette rastlanmasına rağmen SEM analizi sonucunda ortaya çıkan mikrograflarda kontrast farkı görülmemiştir) olup, yalnızca Fe₂B fazına rastlanmıştır. BMÇ-800-3 kodlu numunede düşük şiddette CoO fazına da rastlanmıştır. Bu fazın MÇ kodlu altlık malzemenin alaşım elementleri içerisinde bulunan Co elementinin deoksidan olarak kullanılan alüminanın yeterince oksitlenmeye engel olamaması veya proses esnasında çatlaması nedeniyle oksitlenerek ortaya çıktığı düşünülmektedir. Kesit SEM görüntüleri incelendiğinde kaplama bölgesinin ayrılmadığı, altlık malzemenin borür tabakanın kopmasına sebep olabilecek yatay bir çatlak bulunmadığı görülmektedir. 800°C'de borlama yapılan numunelerin tümünde 4 bölge görülmektedir. Bunlar; kaplamanın yüzey bölgesindeki çok ince parlak görülen kısım, borür bölgesi olduğu düşünülen koyu renkli görülen kısım, çökeltilerin bulunduğu kısım ve MÇ altlık malzeme olduğu düşünülmektedir. XRD sonuçları ile beraber değerlendirildiğinde kaplama yüzeyindeki kısmın Ni ve Si elementlerince zengin çökeltilerin oluştuğu bir bölge olduğu, SEM-EDS sonuçları da dikkate alınarak bu bölgede B ve Al elementlerinin bulunduğu tespit edilmiştir. Si elementinin ticari

Ekabor-2 tozunda bulunduğu bilinmektedir. Bu element B ile birlikte MÇ altlık malzemeye yayınmıştır. XRD sonuçları ve literatür bilgileri göz önüne alındığında bu numunelerin borür bölgesinin Fe₂B fazından oluştuğu anlaşılmıştır [11]. Bu bölgede ve geçiş bölgesinde çökeltiiler görülmektedir. SEM/EDS sonuçları ile buradaki çökeltiilerin içerisinde Ni, Si, Mo, Co, Ti ve Al gibi alaşım içerisinde bulunan elementlerin bulunduğu görülmüştür. Kesitten yapılan SEM analizi sonucu ortaya çıkan mikrograflarda borür bölgesinde gözeneklilik olduğu görülmektedir. MÇ numunenin SEM analizi ile oluşturulan görüntülerde bulunan gözenek miktarının borlama işleminden sonra arttığı görülmektedir. Ayrıca gözeneklilik miktarının artan sıcaklık ve süre etkisiyle birlikte arttığı görülmektedir. Bu durumun difüzyon süreci ile ilgili olduğu ve borlama işlemi sonucu borür tabakalarda gözeneklilik oluşabildiği literatürde yer alan bilgiler ile paralellik göstermektedir. Numunelerdeki borür tabakanın dişli bir yapıda olduğu yine SEM mikrograflarında görülebilmektedir. Bu tip bir morfolojinin oluşabileceği literatürde yer almaktadır [95]. Bu diş yapısının, süre artışı ile birlikte incelendiği de görülebilmektedir. 800°C’de borlanan numunelerin tümünde çok düşük miktarda dikey (kaplama yüzeyinden altlığa doğru) çatlak bulunmaktadır. Borür tabaka ve altlık malzemenin ısıl genleşme katsayıları farklı olduğundan, borlama işlemi sonucunda bu tip çatlaklar ile karşılaşılabilirdiği literatür kısmında bahsedilmiştir [11], [78], [80].

900°C sıcaklıkta borlama yapılan numunelerin XRD sonuçlarında ise Fe₂B fazına ek olarak FeB fazına da rastlanmıştır. Ayrıca yine SEM analizi ile elde edilen görüntülerde kaplamanın yüzeye en yakın bölgesinde görülen Ni ve Si elementlerince zengin tabakaya rastlanmıştır. 6 ve 9 saat borlanan numunelerde BMÇ-800-6 kodlu numuneye benzer şekilde CoO fazına rastlanmıştır. Kesit SEM görüntüleri incelendiğinde kaplama bölgesinin ayrılmadığı, altlık malzemedan borür tabakanın kopmasına sebep olabilecek yatay bir çatlak bulunmadığı görülmektedir. Hem iki fazlı borür tabakası hem de yüzeyde oluşan tabaka kesit SEM görüntülerinde görülebilmektedir. XRD sonuçları ile beraberce değerlendirildiğinde kaplama yüzeyindeki kısmın Ni ve Si elementlerince zengin çökeltiilerin oluştuğu bir bölge olduğu, SEM-EDS sonuçları da dikkate alınarak bu bölgede B ve Al elementlerinin bulunduğu tespit edilmiştir. Bu iki fazın üst kısımda kalan ve daha koyu renkli görünen kısmının FeB, diğlerinin Fe₂B olduğu hem XRD analizleri hem de literatür bilgileri göz önüne alındığında anlaşılmıştır. Borür bölgelerde çökeltiiler görülmüştür. Bu bölgelere ek olarak geçiş bölgesinde de çökeltiiler görülmektedir. SEM/EDS sonuçları ile

buradaki çökeltilerin içerisinde Ni, Si, Mo, Co, Ti ve Al gibi alaşım içerisinde bulunan elementlerin bulunduğu görülmüştür. SEM analizi ile elde edilen mikrograflarda numunelerde gözneklilik bulunduğu görülmektedir. Bu gözeneklerin yoğun olarak FeB tabakasının yüzeye yakın kısımlarında yer aldığı ve düşük miktarda da Fe₂B tabakasında da yer aldığı görülebilmektedir. Burada görülen gözeneklerin miktarları ve boyutları sıcaklık ve süre etkisi ile artmaktadır. FeB tabakasının dişli bir yapıda olduğu yine bu mikrograflarda görülmektedir. Fe₂B tabakasının da dişli bir yapısı bulunduğu görülmekle birlikte bu diş yapısının süre artışı ile birlikte incelendiği de tespit edilebilmektedir. 900°C’de borlanan numunelerde de çatlaklara rastlanmıştır. 800°C’de borlanan numunelere benzer şekilde oluşan bu çatlakların sayısı ve boyutları süre artışı ile birlikte artmaktadır.

XRD sonuçlarına göre BMÇ-1000-3 kodlu numune içerisinde FeB fazına rastlanmazken, 6 ve 9 saat boyunca borlama yapılan numunelerde bu faz da tespit edilmiştir. Bu numunelerin de tümünün SEM analizi ile elde edilen görüntülerde kaplamanın yüzeye en yakın bölgesinde görülen Ni ve Si elementlerince zengin tabakaya rastlanmıştır. SEM/EDS haritalama sonuçları ile beraber değerlendirildiğinde bu tabaka içerisinde B ve Al elementleri de yer alabildiği görülmektedir. BMÇ-1000-3 kodlu numunede CoO fazına rastlanırken, BMÇ-1000-6 kodlu numunede SiC fazına rastlanmıştır. SiC, kullanılan ticari Ekabor-2 bor kaynağında bulunmaktadır, XRD analizi öncesi her ne kadar numune yüzeyi temizlenmiş olsa da düşük miktarda SiC fazına rastlanmıştır. XRD analizinde malzeme içerisinde bulunan diğer çökeltilerden sinyal alınamamıştır. Kaplama dış bölgesinde oluşan yoğun ve kalın FeB fazı Fe₂B fazı XRD sinyali alınmasını engellemiştir. Bu sebeple aşındırılmalı XRD analizi yapılmış olsa da yine bu çökeltilerin içeriği ile ilgili bir çıkarım yapılamamıştır. Ek olarak kazımalı XRD işlemleri ile kaplama yüzeyinde yer alan Ni ve Si elementlerince zengin kısım ve FeB fazınca zengin kısım yüzeye yakın olduğu için aşındırılarak numuneden ayrılmıştır. Böylelikle ilk aşındırma sonrasında Fe₂B fazınca zengin kısma rastlanmıştır. Bu sayede literatür kısmında yer alan, bor elementince görece daha zengin olan FeB fazının Fe₂B fazına göre kaplama yüzeyine daha yakın olduğu bilgisi teyit edilmiştir [11], [80], [84]. İkinci aşındırma sonrasında ise bu kısım da aşındırılarak 18Ni300 maraging matrise ulaşılmıştır. Burada ise yalnızca Fe elementinden sinyal alınabilmektedir. Bu bilgiler ışığında SEM analizi sonucu elde edilen görüntüler değerlendirildiğinde borlama işlemi sonucu 5 adet bölge olduğu görülebilmektedir. Bu bölgeler; kaplama

yüzeyinde yer alan parlak renkli görülen kısım, koyu renkli görülen FeB borür tabakası, daha açık renki görülen Fe₂B borür tabakası, çökeltilerin bulunduğu geçiş bölgesi ve altlık malzeme şeklinde görülmektedir. Kesit SEM görüntüleri incelendiğinde kaplama bölgesinin ayrılmadığı, MÇ altlık malzemeden borür tabakanın kopmasına sebep olabilecek yatay bir çatlak bulunmadığı görülmektedir. 1000°C'de borlanan numunelerin tümünde diğer numuneler gibi gözenekli bir yapı görülmektedir. Buradaki gözenekli yapıyı diğer numunelerden ayıran etken, burada görülen gözenek miktarının FeB fazında daha az ve boyut olarak daha düşük miktarda olmasıdır. Bu numunelerde Fe₂B fazındaki gözeneklilik miktarı daha yüksek görülmektedir. Bu durum literatürde yer alan FeB fazındaki gözeneklilik miktarının daha fazla olabileceği bilgisi ile çelişki göstermektedir. Ayrıca sıcaklık ve süre artışı ile bu gözeneklilik miktarının arttığı da yine SEM analizi ile elde edilen mikrograflarda görülebilmektedir. Tüm gözeneklilik miktarı ve boyutları beraber değerlendirildiğinde difüzyon için gerekli kinetik faktörlerin etkisinin artması ile birlikte gözeneklilik miktarının artması, difüzyon sonucu boşlukların yer değiştirmesiyle (Kirkendall etkisi) bu gözeneklerin oluştuğunu teyit etmektedir [98]. 1000°C'de borlama işlemi yapılan numunelerde de dikey çatlaklara rastlanmıştır. Bu çatlakların oluşma sebebinin de diğer numuneler ile benzer olduğu düşünülmektedir. Bu numunelerde oluşan FeB borür tabakanın dişli bir yapısı bulunmaktadır. Fe₂B borür tabakanın da dişli bir yapısı bulunmakla birlikte, bu yapının süre artışı ile birlikte incelendiği kesitten yapılan SEM analizi sonucu elde edilen görüntülerde görülebilmektedir.

SEM-EDS sonuçları beraber değerlendirildiğinde kaplama yüzeyine en yakın bölgelerde Ni, Si, B ve Al elementleri bulunan bileşiklere rastlanırken, bazı bölgelerde Fe ve Co elementlerinin varlığı da gözlemlenmiştir. FeB borür tabakasındaki çökeltiler incelendiğinde bu çökeltilerin bazılarının Mo elementince bazılarının Ni ve Si elementlerince zengin olduğu görülmüştür. Fe₂B bölgesindeki çökeltiler incelendiğinde Co ve Mo elementlerinin miktarlarının arttığı ve Si elementi miktarının oldukça azaldığı görülmektedir. Bu durum geçiş bölgesinde de benzerlik göstermektedir. Kesit SEM görüntülerinde özellikle geçiş bölgesinde yer alan tüm açık renkli çökeltiler içerisinde Ti miktarının diğer çökeltilere nazaran çok fazla arttığı görülmüştür. Çökelti bileşimleri tüm numunelerde benzerlik göstermektedir, ancak miktarları artan sıcaklık ve süre ile birlikte artmaktadır.

Kaplama kalınlığı verilerine bakıldığında artan sıcaklık ve süre etkisi ile toplam difüzyon bölgesi kalınlığı miktarının arttığı görülebilmektedir. En düşük toplam difüzyon bölgesi kalınlığı BMÇ-800-3 kodlu numunede görülürken (yaklaşık 33,9 μm), en yüksek toplam difüzyon bölgesi kalınlığı değeri BMÇ-1000-9 numunede ölçülmüştür (yaklaşık 389,5 μm). Ayrıca FeB ve Fe₂B gibi fazların bulunduğu borür tabaka kalınlıkları incelendiğinde artan sıcaklık ve süre etkisinin kaplama kalınlığı değerini arttırdığı görülmektedir. En düşük FeB-Fe₂B borür bölgesi kalınlığı BMÇ-800-3 numunede elde edilirken (yaklaşık 14,3 μm), en yüksek FeB-Fe₂B borür bölgesi kalınlığı ise BMÇ-1000-9 numunede elde edilmiştir (yaklaşık 224,3 μm). Ek olarak bu bölge içerisinde yer alan FeB ve Fe₂B bölgelerinin kalınlıkları da yine sıcaklık ve süre artışı ile birlikte artmaktadır. Geçiş bölgesi kalınlıkları incelendiğinde de bu kalınlık artışının da sıcaklık ve süre etkisi ile arttığı gözlemlenmiştir. Tüm bu veriler incelendiğinde kalınlık verilerinin sistematik bir şekilde değişimi difüzyon bazlı bu termokimyasal işlemin yüksek etkili bir difüzyon bariyerine sahip olmadığını göstermektedir.

Mikrosertlik değerleri incelendiğinde artan sıcaklık ve süre etkisi ile birlikte sertlik değerinin arttığı gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri 900°C sıcaklıkta 9 saat boyunca borlama işlemine tabii tutulan numunede yaklaşık 1963,4 HV olarak ölçülürken, en düşük sertlik değeri ise 900°C sıcaklıkta 6 saat boyunca borlama işlemine tabii tutulan numunede 296 HV olarak ölçülmüştür. Kaplama bölgesindeki sertlik değerleri ile matrizen ölçülen sertlik değerleri arasında ciddi bir farklılık bulunmaktadır. Ayrıca yüzeye yakın bölgelerde gözenekli ve boşluklu bir yapı bulunmasından dolayı, ölçüm tam olarak alınamamış ve bazı noktalarda sertlik değerleri olduğundan düşük gözlemlenmiştir.

Literatür taraması yapıldığında eklemeli imalat ile üretilmiş maraging çeliklerinin borlama işlemi ile ilgili çalışma bulunamamıştır. Dolayısı ile direkt olarak benzer bir çalışma ile kıyaslama yapmak mümkün değildir. Ancak literatürde geleneksel yöntemler ile üretilmiş maraging çeliklere yapılan çeşitli yüzey modifikasyon çalışmalarına rastlanmıştır [53], [87]. Nitrürleme, karbürleme, borlama vb. gibi çeşitli çalışmalar incelendiğinde yüzey özellikleri olarak en iyi sonucu borlamanın verdiği görülmüştür. Kıyaslama yapılacak olur ise geleneksel yöntemler ile üretilmiş maraging çeliklerin borlanması ile sertlik değerinin en fazla 1600HV olarak görülürken, yapılan bu çalışmada sertlik değerinin 1963HV olarak görülmüştür. Bu çalışmalarda en düşük sertlik değeri 370HV olarak rapor edilirken, MÇ kodlu

malzemelerin borlanması en düşük sertlik değeri 296HV olarak ölçülmüştür. Bu çalışmalarda XRD analizleri, mikroyapı görüntüleri veya EDS analizleri paylaşılmadığı için bu kıyaslamalar yapılamamaktadır. Eklemeli imalat ile üretilmiş maraging çeliklere de karbonitrüleme, oksinitrileme gibi işlemlerin yapıldığı görülmüştür [36]. Bu işlemlerde mikrosertlik değerinin 600-800HV arasında değiştiği görülürken, borlama işleminde bu değer 296-1963HV arasında ölçülmüştür. Diğer eklemeli imalat ile üretilmiş malzemeler değerlendirildiğinde 1050°C'de 15 saat süre ile borlanan TC4 alaşımı ile sertlik sonuçları benzer olsa da kaplama kalınlığı gibi verilerde farklılıklar görülmektedir. Bu çalışmada sertlik değeri 300-1700 HV arasında değişirken, borür tabaka kalınlığı yaklaşık 50µm olarak raporlanmıştır [91]. Bu çeliklerin borlanması ile ilgili çok fazla çalışma olmadığından ikili alaşımların borlama işlemleri ile ilgili çeşitli çalışmalar incelenmiştir. Yapılan 4 saat süre ile 950°C sıcaklıkta Fe-Ni alaşımının borlama işleminde [92] görülen mikroyapı, bu çalışmada görülen mikroyapı ile oldukça benzerlik göstermektedir. Her iki çalışmada da dişli yapıda gözenekli bir borür tabakası göze çarpmaktadır. Ek olarak Ni elementinin yapıdaki dağılımı da benzerlik göstermektedir. İncelenen başka bir çalışmada 1100°C'de 3 saat süre ile ikili Fe-Co alaşımlarının borlanması değerlendirilmiştir [30]. Alaşım elementi içerisinde yaklaşık %9 Co bulunduğu için bu çalışmada buna yakın değerlerde olan alaşım incelenmiştir. Bu incelenen mikroyapının da yapılan bu çalışmaya benzediği görülmüştür. Dişli ve gözenekli bir borür tabakaya rastlanmıştır. Ayrıca sertlik değerleri karşılaştırıldığında incelenen çalışmada borür tabakanın sertlik değeri 1450-2200HV arasında raporlanırken, altlık malzeme bu değer 100-150HV arasında değiştiği raporlanmıştır. Kıyaslama yapıldığında bu çalışmada borür bölgedeki sertlik değeri 1136-1963HV arasında değişirken, altlık malzeme bu değişim 296-336 HV arasında değişmektedir. Bu çalışmada geçiş bölgesi görülmemiştir. Farklı bir çalışmada Fe-Mo ikili alaşımlarının 1100°C'de 3 saat süre boyunca borlama işlemi incelenmiştir [93]. Çalışmada çeşitli oranlarda Mo kullanılmakla birlikte, kıyaslama açısından %4Mo bulunan alaşım sonuçları dikkate alınmıştır. Bu çalışmada mikroyapıda borür tabakanın iğnemişi şeklinde oluştuğu raporlanmıştır. Borür tabaka kalınlığının yaklaşık 170µm olduğu ve sertlik değerinin borür tabakada yaklaşık 1700-1900HV, altlık malzeme 150-200 HV arasında değiştiği görülmüştür. Sertlik değeri benzerlik gösterirken, borür tabaka kalınlığı değeri BMC-1000-6 ve BMC-1000-9 ile benzerlik göstermektedir. Ancak diğer numuneler ile kıyaslandığında borür tabaka kalınlığı Fe-Mo(%4) alaşımında

daha yüksek görülmüştür. İncelenen başka bir çalışmada içerisinde %10 Ni bulunan Fe-Ni alaşımında FeB tabakası aktivasyon enerjisi 286kJ/mol ve Fe₂B tabakası aktivasyon enerjisi 157 kJ/mol olarak raporlanmıştır [94]. Ayrıca farklı bir çalışmada kutu borlama işleminde çeşitli yüksek alaşımlı çeliklerin borlama işleminde aktivasyon enerjisi 168-200 kJ/mol olarak raporlanmıştır [95], [96]. Bu değerler ile hesaplanan 198kJ/mol değerindeki aktivasyon enerjisi kıyaslandığında, literatür sonuçları ile paralellik bulunmaktadır. Ayrıca elde edilen borür tabakasının hesaplanan aktivasyon enerjisi değeri literatür bilgileri ile kıyaslandığında bor elementinin MÇ numune içerisine yayınma (difüzyon) kapasitesinin Fe-Ni ikili alaşımlarından ve yüksek alaşımlı çeliklerin bir kısmından yüksek olduğu tespit edilebilmiştir. Buradan bor elementinin MÇ çeliği içerisine Fe-Ni ikili alaşımları veya bazı yüksek alaşımlı çelikler içerisine yaptığı difüzyonun daha düşük bir enerji bariyeri olduğu sonucu çıkarılabilmektedir.

8. GENEL SONUÇLAR

Eklemeli olarak üretilmiş MÇ numuneler farklı sıcaklık ve sürelerde başarılı bir şekilde borlanmıştır. Borlanan numunelerin karakterizasyonlarının değerlendirilmesi sonucu aşağıdaki genel sonuçlar elde edilmiştir.

- i) Borlama işlemi sonucunda 3 farklı tabaka tespit edilmiştir. Bunlar: FeB borür tabakası, Fe₂B borür tabakası ve çökeltilerin daha fazla bulunduğu geçiş bölgesidir.
- ii) Borür tabakanın dişli bir yapısı bulunmaktadır. Artan süre etkisi ile birlikte bu diş yapısı incelmektedir. Çatlakların bulunduğu bir borür tabaka tespit edilmekle birlikte borlama sıcaklığı ve süresinin artışı ile birlikte yapıdaki çatlak miktarı artmaktadır.
- iii) Borür tabakalar ve geçiş bölgesinin gözenekli bir yapısı bulunmakla birlikte artan borlama sıcaklığı ve süresi ile gözeneklilik miktarı artmaktadır.
- iv) Yüzeysel XRD analizi ile kaplama bölgelerinde FeB, Fe₂B, Ni₂Si, SiC, CoO gibi fazlar görülmüştür.
- v) Toplam bor tabakası kalınlığı ve tabakayı oluşturan FeB fazı, Fe₂B fazı, geçiş bölgesi kalınlıkları artan sıcaklık ve süre ile artmaktadır.
- vi) Ortalama mikrosertlik değerleri artan sıcaklık ve süre değerleri ile birlikte artmaktadır. Mikrosertlik değerleri Fe₂B-FeB bölgesinden, geçiş bölgesine doğru; geçiş bölgesinden altlık malzemeye doğru azalmaktadır.
- vii) Artan sıcaklık ve süre etkisi ile oluşan çökeltilerin miktarları ve boyutları artmaktadır. Kaplamanın yüzey bölgesindeki çökeltiler Ni ve Si elementlerince zengindir, ayrıca B ve Al elementleri bulunmaktadır. B elementi borür bölgede daha fazla, kalan kısımlarda homojen olarak dağılmıştır. Ni elementi çökeltilerde yüksek miktarda bulunmaktadır. Si elementi borür bölge boyunca görülebilmektedir. Mo elementi tüm çökeltilerin içerisinde yüksek miktarda bulunmaktadır. Ti elementi Fe₂B ve geçiş bölgesinde yer alan çökeltilerde yüksek miktarda bulunmaktadır. Al elementi kaplamanın yüzey kısmında ve bazı çökeltilerde yüksek miktarda bulunmaktadır. Fe ve Co elementleri homojen olarak dağılım göstermiştir.

viii) Uygulanan borlama işlemi aktivasyon enerjisi $Q=1,98 \times 10^5$ Joule olarak hesaplanmıştır.



KAYNAKLAR

- [1] ASM.,(1998), "Metals Handbook", Vol. 15 Casting, ASM International.
- [2] Bissacco G., Hansen H.N., De Chiffre L., (2005), "Micromilling of hardened tool steel for mould making applications", Journal of Materials Processing Technology, 167 (2-3), 201-207.
- [3] Leon-Cabezas M.A., Martinez-Garcia A., Varela-Gandia F.J., (2017), "Innovative advances in additive manufactured moulds for short plastic injection series", Procedia Manufacturing, 13 (2017), 732-737.
- [4] John O. M., (2017), Additive manufacturing of metals, 1st Edition, Springer.
- [5] Wurzinger P., Rabitsch R., Meyer W., (2004), "Production of maraging steel grades and the influence of specified and nonspecified elements for special applications", Journal of Materials Science, 39 (24), 7295-7302.
- [6] Cajner F., Krumes D. Z., (1998), "Maraging steels – new tool materials", Proceedings of symposium Modern technologies of heat treatment of steels, s. 69-80.
- [7] Heberling M.J., (1993), "Maraging steel: A dependable alloy", Heat Treating, 25 (9), 22-24.
- [8] Masneri C., (2016), “ Microstructural and mechanical properties of maraging steel parts produced by selective laser melting”, Yüksek Lisans Tezi, Politecnico Di Milano.
- [9] Wei Z., Zhanli G., (2009), “Maraging steels; Modelling of microstructure”, Properties and Applications, 63.
- [10] Nickel Development Institute, (1976), 18 percent nickel maraging steels: engineering properties, Publication No: 4419, Inco Databooks.
- [11] Sinha, A.K., (1991), Boriding (boronizing), ASM Handbook, 4, 437-447, ASM International.
- [12] ASTM, (2012), Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies, (F2792-12a), West Conshohocken, PA.
- [13] Gibson I., Rosen D.W., Stucker B., (2010), "Additive manufacturing technologies", 1st Edition, 436-449, Springer.

- [14] DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., Ded A., Zhang W., (2018), "Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties" *Progress in Materials Science*, 92, 112-224.
- [15] Yadroitseva I., Krakhmalev P., Yadroitsavaa I., Johanssonc S., Smurova I., (2013), "Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting", *Journal of Materials Processing Technology*, 213 (4), 606-613.
- [16] Gideon N. Levy, Ralf Schindel, J.P. Kruth, (2003), "Rapid Manufacturing and Rapid Tooling with Layer Manufacturing (LM) Technologies State of the Art and Future Perspectives", *CIRP annals*, 52 (2), 589-609.
- [17] Wohlers T., (2020), "Wohlers Report-Rapid Prototyping & Tooling State of the Industry", *Annual Worldwide Progress Report, 2020*, Wohlers Associates, Inc., USA.
- [18] Vartanian K, McDonald T., (2016), "Accelerating Industrial Adoption of Metal Additive Manufacturing", *JOM* 68 (3), 806-810.
- [19] Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sing S.L., (2015), "Review of selective laser melting: Materials and application", *Applied Physics Reviews*, 2 (4), 041101.
- [20] 3D Hubs, (2020), "3D printing trends", 3D Hubs Manufacturing LLC.
- [21] Kruth J., Levy G., Klocke F., Childs THC., (2007), "Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layered manufacturing". *CIRP Annals*, 56 (2), 730-759.
- [22] William E.F., (2014), "Metal Additive Manufacturing: A Review", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23 (6), 1917-1928.
- [23] Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S., (2016), "The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing", *International Materials Reviews*, 61 (5), 315-360.
- [24] Knuth J.P., Mohsen B., Evren Y., Jan D., Lore T., Jan V.H., (2010), "Part and material properties in selective laser melting of metals", 16th International Symposium on Electromachining (ISEM XVI), 3-14, Shanghai Jia Tong Univ Press.
- [25] Casalino G., Campanelli S.L., Contuzzi N., Ludovico A.D., (2015), "Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel", *Optics & Laser Technology*, 65, 151-158.

- [26] Evren Y., Kempen K., Kruth J.-P., Lore T., Jan V.H., (2010), "Microstructure and Mechanical Properties of Maraging Steel 300 After Selective Laser Melting", 2010 International Solid Freeform Fabrication Symposium, s. 383-396, University of Texas, Austin.
- [27] Sames W.J., Medina F., Peter W.H., Babu S.S., Dehoff R.R., (2014), "Effect of process control and powder quality on Inconel 718 produced using electron beam melting", Proceedings of the 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives, 409-422, Pittsburgh.
- [28] Mudge R.P., Wald N.R., (2007), "Laser engineered net shaping advances additive manufacturing and repair", *Welding Journal*, 86 (1), 44-48.
- [29] Griffith M. L., Keicher D. L., Romero J. T., Smugeresky J. E., Atwood C. L., Harwell L. D., Greene D. L., (1996), "Laser Engineered Net Shaping (LENS) for the fabrication of metallic components", 1996 ASME international mechanical engineering congress and exposition, No. SAND-96-1293C; CONF-9605172, 1, 175-176.
- [30] Gençer Y., Tarakçı M., (2017), "Kontrollü atmosferde üretilmiş Fe-Co ikili alaşımlarının borlanması ve karakterizasyonu", *Journal of Polytechnic*, 20 (3), 681-688.
- [31] Matz J. E., Eagar T.W., (2002), "Carbide formation in alloy 718 during electron-beam solid freeform fabrication", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33 (8), 2559-2567.
- [32] Baufeld B., Brandl E., van der Biest O., (2011), "Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4 V components fabricated by laser beam deposition and shaped metal deposition", *Journal of Material Processing Technologies*, 211 (6), 1146-1158.
- [33] Xiong J., Zhang G., (2014), "Adaptive control of deposited height in GMAW-based layer additive manufacturing", *Journal of Material Processing Technologies*, 214 (4), 962-968.
- [34] Williams S. W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P., (2016), "Wire + Arc Additive Manufacturing", *Materials Science and Technology*, 32 (7), 641-647
- [35] Gu J., Cong B., Ding J., Williams S., Zhai Y., (2014), "Wire+arc additive manufacturing of aluminium", 25th Annual International Solid freeform fabrication symposium, 4-6, Austin.
- [36] Obikawa T., Yoshino M., Shinozuka J., (1999), "Sheet steel lamination for rapid manufacturing", *Journal of Materials Processing Technology*, 89, 171-176.

- [37] Yi S., Liu F., Zhang J., Xiong S., (2004), “Study of the key technologies of LOM for functional metal parts”, *Journal of Materials Processing Technology*, 150 (1-2), 175-181.
- [38] Himmer T., Techel A., Nowotny S., Beyer E., (2003), “Recent developments in metal laminated tooling by multiple laser processing”, *Rapid Prototyping Journal*, 9 (1), 24-29.
- [39] Xu B., Wu X., Lei J., Luo F., Gong F., Du C., Sun X., Ruan S., (2013), “Research on micro-electric resistance slip welding of copper electrode during the fabrication of 3D metal micro-mold”, *Journal of Materials Processing Technology*, 213 (12), 2174-2183.
- [40] Müller B., Kochan D., (1999), “Laminated object manufacturing for rapid tooling and patternmaking in foundry industry”, *Computers in Industry*, 39 (1), 47-53.
- [41] Himmer T., Nakagawa T., Anzai M., (1999), “Lamination of metal sheets”, *Computers in Industry*, 39(1), 27-33.
- [42] Stecker S., Lachenberg K.W., Wang H., Salo R.C., (2006), “Advanced electron beam free form fabrication methods & technology”, *AWS welding show, Session 2*, 12, 35–46.
- [43] Kobryn P.A., Moore E.H., Semiatin S.L., (2000), “The effect of laser power and traverse speed on microstructure, porosity, and build height in laser-deposited Ti-6Al-4V”, *Scripta Materialia*, 43 (4), 299-305.
- [44] Amato K.N., Gaytan S.M., Murr L.E., Martinez E., Shindo P.W., Hernandez J., Collins S., Medina F., (2012), “Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting”, *Acta Materialia*, 60 (5), 2229-2239.
- [45] Mumtaz K.A., Hopkinson N., (2010), “Selective Laser Melting of thin wall parts using pulse shaping”, *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (2), 279-287.
- [46] Carter L.N., Attallah M.M., Reed R.C., (2012), “Laser Powder Bed Fabrication of Nickel-Base Superalloys: Influence of Parameters; Characterisation, Quantification and Mitigation of Cracking”, *Superalloys 2012*, 2012 (6), 2826-2834.
- [47] Syed W.U.H., Pinkerton A.J., Li L., (2006), “Combining wire and coaxial powder feeding in laser direct metal deposition for rapid prototyping”, *Applied Surface Science*, 252 (13), 4803-4808.
- [48] King W.E., Barth H.D., Castillo V.M., Gallegos G.F., Gibbs J.W., Hahn D.E., Kamath C., Rubenchik A.M., (2014), “Observation of keyhole-mode

laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing'', Journal of Material Processing Technology, 214 (12), 2915-2925.

- [49] Mercelis P., Kruth J.P., (2006), "Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting'', Rapid Prototyping Journal , 12 (5), 254-265.
- [50] Kempen K., Thijs L., Vrancken B., Buls S., Van Humbeeck J., Kruth J.P., (2013), "Producing, crack-free, high density M2 HSS parts by selective laser melting: pre-heating the baseplate'', 2013 International Solid freeform fabrication symposium, 2013, 131-139.
- [51] Antonella S., Alireza N., (2019), "Microstructural porosity in additive manufacturing: The formation and detection of pores in metal parts fabricated by powder bed fusion'', Journal of Advanced Manufacturing and Processing, 1 (3), e10021.
- [52] Eric A. J., Zhendong S., Liang W., Lin L., Jeroen R., Andreas W., Dierk R., (2016), "Precipitation Reactions in Age-Hardenable Alloys During Laser Additive Manufacturing'', JOM, 68 (3), 943-949.
- [53] Cajner F., Landek D., Leskovsek V., (2010), "Surface Modifications of Maraging Steels Used in the Manufacture of Moulds and Dies'', Materials and Technology (44), 44 (1), 85-91.
- [54] Johs F. W., Pumphrey W. I., (1949), "Free energy and metastable in the iron-nickel and iron-manganese systems'', Journal Iron and Steel Institute, 163 (1949), 121-128.
- [55] Goldstein M. J., Graev S. V., Veksler Y. G., (1985), "Special Steels'' Metallurgy, 408, Moskova.
- [56] Web 1 , (2008), <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticlesite=kts&NM=231>, (Alıntı Tarihi: 2 Mayıs 2021)
- [57] Weiss B.-Z., (1983), "Maraging Steels — Structure, Properties and Applications'', Special Steels and Hard Materials, 35-54, Pergamon.
- [58] Shekhter A., Aaronson H.I., Miller M.K., Ringer S.P., Pereloma E.V., (2004), "Effect of Aging and Deformation on the Microstructure and Properties of Fe-Ni-Ti Maraging Steel'', Metallurgical and Materials Transactions A, 35 (3), 973-983.
- [59] Nedjad H.S., Meimandi S., Mahmoudi A., Abedi T., Yazdani S., Shirazi H., Nili Ahmadabadi M., (2009), "Effect of aging on the microstructure and tensile properties of Fe-Ni-Mn-Cr maraging alloys'', Materials Science and Engineering A, 501 (1-2), 182-187.

- [60] Pardal J.M., Tavares S.S.M., Cindra-Fonseca M.P., da-Silva M.R., Neto J.M., Abreu H.F.G., (2007), “Influence of temperature and aging time on hardness and magnetic properties of the maraging steel grade 300”, *Journal of Materials Science*, 42 (7), 2276-2281.
- [61] Tewari R., Mazumder S., Batra I.S., Dey G.K., Banerjee S., (2000), “Precipitation in 18 wt% Ni maraging steel of grade 350”, *Acta Materialia*, 48 (5), 1178-1200.
- [62] Yang S., Peng Y., Zhang X., Tian Z., (2015), “Phase transformation and its effect on mechanical properties of C300 weld metal after aging treatment at different temperatures”, *Journal of Iron and Steel Research International*, 22 (6), 527-533.
- [63] Web 2 , (2018), https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_9/backbone/r9_3_2.html, (Alıntı Tarihi: 2 Mayıs 2021).
- [64] Galindo Nava E.I., Rainforth W.M., Rivera-Díaz-del-Castillo P.E.J., (2016), “Predicting microstructure and strength of maraging steels: Elemental optimisation”, *Acta Materialia*, 117, 270-285.
- [65] Mourtiz A.P., (2012), “Introduction to Aerospace Materials”, 1st Edition, Woodhead Publishing.
- [66] Schmid M., Rohrbach K., (1991), “ASM Handbook”, Vol.4, ASM International Handbook Committee, USA.
- [67] Banerjee M.K., (2017), “Heat Treatment of Commercial Steels for Engineering Applications”, *Compr. Mater. Finish.*, 2, 180-213, Malaviya National Institute of Technology.
- [68] Tariq F., Naz N., Baloch R.A., (2009), “Effect of Cyclic Aging on Mechanical Properties and Microstructure of Maraging Steel 250”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19 (7), 1005-1014.
- [69] Ulukoy A., CAN A.C., (2006), “Çeliklerin Borlanması”, *Journal of Engineering Sciences*, 12 (2), 189-198.
- [70] Usta, M., (2005), “The characterization of borided pure niobium”, *Surface & Coatings Technology*, 194 (2-3), 251-255.
- [71] Usta M., Ozbek I., Ipek M., Bindal C., Ucisik A.H., (2005), “The characterization of borided pure tungsten”, *Surface & Coatings Technology*, 194 (2-3), 330-334.
- [72] Ozbek I., Hatem A., Zeytin S., Bindal C., Ucisik A.H., (2000), “The characterization of borided 99.5% purity nickel”, *Surface & Coatings Technology*, 126 (2-3), 166-170.

- [73] Tarakci M., Gencer Y., Calik A., (2010), “The pack-boronizing of pure vanadium under a controlled atmosphere”, Applied Surface Science, 256 (24), 7612-7618.
- [74] Celikkan H., Öztürk M.K., Aydın H., Aksu M.L., (2007), “Boriding titanium alloys at lower temperatures using electrochemical methods”, Thin Solid Films, 515 (13), 5348-5352.
- [75] Mu D., Yang C., Shen B., Jiang H., (2009), “Oxidation resistance of borided pure cobalt”, Journal of Alloys and Compounds, 479 (1-2), 629-633.
- [76] Gündüz K.Ö., (2011), “İkili Fe-V Alaşımlarında Artan Vanadyum Miktarının Borlanma Özelliklerine Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Gebze Teknik Üniversitesi.
- [77] Matushcka G.V.A., (1977), “Borieren”, 2. Baskı, s. 1-87, Carl Hanser Verlag, München,
- [78] Bindal C., (1991), “Az Alaşımlı ve Karbon Çeliklerinde Borlama İle Yüzeyle Kaplanan Borürlerin Bazı Özelliklerinin Tespiti”, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi.
- [79] Şen Ş., (1998), “Termokimyasal Borlama İşlemi ile AISI 5140, AISI 4140 ve AISI 4340 Çeliklerinin Yüzeyle Performanslarının Geliştirilmesi”, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi.
- [80] Yüksel M., Can A.C., Ozmen Y., (1995), “X210Cr12 (1.2080) Takım Çeliğinin Tuz Banyosunda Borlanması”, Tr. Journal of Engineering and Environmental Sciences, 19 (2), 97-101.
- [81] Çelik A., Alsaran A., Karakan M., (2002), “Plazma ile Termokimyasal Yüzeyle İşlemleri”, Mühendis ve Makine, 510, TMMOB, Makine Mühendisliği Odası Yayını.
- [82] Okamoto H. Massalski T.B., (1990), “Binary Alloy Phase Diagrams”, 2nd Edition, ASM International.
- [83] Matuschka G.V.A., (1980), “Boronizing”, 1st Edition, Carl Hanser Verlag.
- [84] Palombarini G., Carbucicchio M., (1984), “On the morphology of thermochemically produced Fe₂B/Fe interfaces”, Journal of Materials Science, 3 (9), 791-794.

- [85] Soydan Y., (1996), “Kati ortamda bor yayınımlı ile sertleştirilen çelik yüzeylerinin kuru kayma halinde sürtünme ve aşınma davranışları”, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi.
- [86] Ucisik A.H., Bindal C., (1997), “Fracture toughness of boride formed on low-alloy steels”, Surface and Coatings Technology, 94, 561-565.
- [87] Yapar U., (2003), “Düşük ve Orta Karbonlu Çeliklerin Termokimyasal Borlama ile Yüzey Özelliklerinin Geliştirilmesi”, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi.
- [88] Cajner F., Landek D., Solic S., Cajner H., (2006), "Effects of thermochemical treatments on properties of maraging steels", Surface Engineering, 22 (6), 468-471.
- [89] Dong-Cherng W., (2009), “Microstructure and corrosion resistance of the layers formed on the surface of precipitation hardenable plastic mold steel by plasma-nitriding”, Applied Surface Science, 256 (3),797-804
- [90] Hatos I., Fekete I., Ibriksz T., Kovacs J.G., Maros M.B., Hargitai H., (2018), “Surface Modification and Wear Properties of Direct Metal Laser Sintered Hybrid Tools Used in Moulds”, Journal of Mechanical Engineering., 64 (2), 121-129.
- [91] Song J., Tang W., Huang J., Wang Z., Fan X., Wang K., (2018), “Effects of boronizing treatment on microstructural development and mechanical properties of additively manufactured TC4 titanium alloys”, Journal of Iron Steel Research International, 26 (3), 329-334.
- [92] Goeriot P., Fillit R., Thevenot F. Driver J.H., Bruyas H., (1982), “The influence of alloying element additions on the boriding of steels”, Materials Science and Engineering, 55 (1), 9-19.
- [93] Azakli Y., Cengiz S., Tarakçı M., Gençer Y., (2016), “Characterisation of boride layer formed on Fe-Mo binary alloys”, Surface Engineering, 32 (8), 589-595.
- [94] Brakman C.M., Gommers A.W.J., Mittemeijer E.J., (2011), “Boriding of Fe and Fe-C, Fe-Cr and Fe-Ni alloys; Boride layer growth kinetics”, Journal of Materials Research, 4 (6), 1354-1370.
- [95] Azouani O., Keddani M., Brahimi A., Sehisseh A., (2015), “Diffusion kinetics of boron in the X200CrMoV12 high-alloy steel”, Journal of Mining and Metallurgy, Section B:Metallurgy, 51 (1), 49-54
- [96] Uslu I., Cömert H., İpek M., Çelebi F.G., Özdemir O., Bindal C., (2006), “A comparison of borides formed on AISI 1040 and AISI P20 steels”, Materials&Design, 28 (6), 1819-1826.

- [97] Fatih Sultan Mehmet Vakıf Üniversitesi, (2021), ‘‘MS1 Maraging eliği zellikleri’’, Alüminyum Test Eğitim ve Araştırma Merkezi.
- [98] Paul A., van Dal M.J.H., Kodentsov A.A., van Loo F.J.J., (2004), ‘‘The Kirkendall effect in multiphase diffusion’’, *Acta Materialia*, 52 (3), 623-630



ÖZGEÇMİŞ

Oğuzhan Ünal, 2013 yılında başladığı Uşak Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümünü 2017 yılında başarıyla tamamladı. 2019 yılında yüksek lisans eğitimine Gebze Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında başladı. 2017 yılından itibaren Eberspächer Türkiye Temsilcisi Açsa Otomotiv’de teknik koordinatör olarak çalışmaktadır.



EKLER

Ek A: Sertlik Ölçüm Değerleri

Tablo A1.1: 800°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış numunelere ait ortalama sertlik değerleri.

Yüzeyden Mesafe (μm)	3 saat	6 saat	9 saat
10,5	1281,66852 HV	-	-
17,4	-	-	1768,69646 HV
20,5	-	1136,45737 HV	-
25,6	-	-	1298,79963 HV
40,6	315,1773 HV	-	-
59,3	-	342,32888 HV	-
66,9	-	-	328,63943 HV
102	306,7431 HV	-	-
117	-	315,08146 HV	-
131	-	-	322,22998 HV

Tablo A1.2.: 900°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış numunelere ait ortalama sertlik değerleri.

Yüzeyden Mesafe (μm)	3 saat	6 saat	9 saat
10,1	1672,30366 HV	-	-
16,6	-	1816,06165 HV	-
20,9	-	-	1963,47949 HV
26,1	1615,53973 HV	-	-
41,8	1518,90596 HV	-	-
43,6	-	1926,1644 HV	-
49,2	-	-	1930,74679 HV
57,5	703,63837 HV	-	-
79	-	1292,2246 HV	-
83,6	-	-	1737,14107 HV
84,5	338,71557 HV	-	-
112	-	333,76577 HV	-
128	-	-	322,28849 HV
137	316,6773 HV	-	-
186	-	313,3991 HV	-
200	-	-	317,56603 HV
201	309,58208 HV	-	-
289	-	296,05124 HV	-
346	-	-	311,99914 HV

Tablo A1.3: 1000°C sıcaklıkta borlama işlemi uygulanmış numunelere ait ortalama sertlik değerleri.

Yüzeyden Mesafe (µm)	3 saat	6 saat	9 saat
20,4	902,76222 HV	-	-
29,2	-	1817,60941 HV	-
38,1	1284,43643 HV	-	-
39	-	-	1818,438 HV
60,7	1297,63486 HV	-	-
65	-	-	1685,58088 HV
72,5	-	1296,84443 HV	-
92,9	629,67535 HV	-	-
94	-	-	1334,31886 HV
117	-	1434,139 HV	-
136	-	-	945,077 HV
145	326,57079 HV	-	-
161	-	-	1260,91825 HV
166	-	1185,07918 HV	-
185	-	-	682,53965 HV
215	300,06417 HV	-	-
227	-	367,37281 HV	-
290	-	336,85814 HV	-
295	-	-	327,79458 HV
349	-	313,23053 HV	-
354	-	-	310,94734 HV
425	-	330,21706 HV	-
439	-	-	321,16587 HV
530	-	-	308,93794 HV