

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN ALAŞIMLI
ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Özgür ÖZGÜN

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Tez Danışmanı : Yrd. Doç. Dr. Ramazan YILMAZ

Ağustos 2007

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN ALAŞIMLI
ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Özgür ÖZGÜN

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Bu tez 03/08/2007 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği ile kabul edilmiştir.

**Yrd. Doç.Dr.
Ramazan YILMAZ
Jüri Başkanı**

**Yrd. Doç.Dr.
Ahmet ATASOY
Üye**

**Yrd. Doç.Dr.
A. Osman KURT
Üye**

TEŞEKKÜR

Tez çalışmaları sırasında beni yönlendiren, çalışmaların sonuçlanması için benimle yakından ilgilenen ve her türlü desteği veren değerli hocam Yrd. Doç. Dr. Ramazan YILMAZ'a çok teşekkür ediyorum.

Deneysel çalışmalar esnasında yardımlarını gördüğüm başta Arş. Gör. Tahir AKGÜL olmak üzere, Arş. Gör. Azim GÖKÇE'ye, Arş. Gör. Fatih ÇALIŞKAN'a, Mesut Ramazan EKİCİ'ye ve Serkan KOCAMAN'a teşekkür ediyorum. Tozların sinterlenmesinde yardımcı olan Sintek A.Ş. sahibi Arman ÜTÜCÜYAN'a, üretim müdürü Hazer YURANUS'a ve Sintek A.Ş. çalışanlarına teşekkür ediyorum. Tozların temininde yardımcı olan Tozmetal A.Ş. yetkililerine teşekkür ediyorum. Aşınma deneylerinin yapılmasında yardımcı olan Doç. Dr. Hüseyin ÜNAL ve Arş. Gör. S. Hakan YETGİN'e, sertlik deneylerinin yapılmasında yardımcı olan Doç. Dr. Can KURNAZ'a, eğme ve kırılma tokluğu deneylerinde yardımcı olan Arş. Gör. Hüseyin SEVİK, SAÜ Metalurji Malzeme Mühendisliği teknikeri Ersan DEMİR ve Metin GÜNAY'a ve mikroyapı çalışmalarında yardımcı olan uzman Fuat KAYIŞ'a teşekkür ediyorum. Desteklerinden dolayı Sakarya Verem Savaş Dispanseri Başhekim Dr. Rahime PINARBAŞI'na ve mesai arkadaşlarıma teşekkür ederim. Özellikle desteklerinden dolayı B. Nilgün KARAY, Çağlayan TUNCA ve Dilek YILDIRIM'a minnetdarlığımı sunuyorum.

Ayrıca bende büyük emekleri olan, benim için hiçbir fedakârlıktan kaçınmayan anne ve babama, tezin hazırlanması sırasında gösterdikleri sabır, fedakârlık ve desteklerinden dolayı eşime ve biricik kızım Nisanur'a özellikle teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ	vii
TABLolar LİSTESİ.....	xi
ÖZET.....	xii
SUMMARY.....	xiii
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
TOZ METALURJİSİ TEKNİĞİ.....	4
2.1. Toz Metalurjisine Giriş.....	4
2.2. Toz Metalurjisinin Uygulama Alanları.....	4
2.3. Toz Metalurjisinin Avantaj ve Dezavantajları.....	6
2.4. Metalik Toz Üretim Yöntemleri.....	7
2.5. Toz Metal Parça Üretim Prosesinin Aşamaları	9
2.5.1. Tozların harmanlanması ve karıştırılması	9
2.5.2. Presleme.....	10
2.5.2.1. Presleme teknikleri.....	12
2.5.3. Sinterleme	13
2.5.3.1. Sinterleme teknikleri.....	17
2.6. TM’de Kullanılan Tozların Özellikleri ve Belirlenmesi.....	20
2.6.1. Tozların fiziksel özellikleri.....	21
2.6.4. Tozların kimyasal özellikleri.....	25

BÖLÜM 3.

T/M MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ.....	27
3.1. Giriş.....	27
3.2. Sürtünme ve Aşınma.....	27
3.2.1. Aşınma deneyleri ve ölçüm yöntemleri.....	32
3.3. T/M Parçaların Darbe Mukavemeti.....	35
3.4. T/M Parçaların Sertlik Özellikleri.....	36
3.5. T/M Parçaların Çekme Mukavemeti.....	37
3.6. T/M Parçaların Yorulma Dayanımları.....	38
3.7. Demir Tozlarına Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	40

BÖLÜM 4.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	43
4.1 Malzeme Ve Çalışma Programı.....	43
4.2. X–Işınları Difraksiyon Analizi.....	46
4.3. Mikroyapı İncelemeleri.....	47
4.3.1. Optik mikroskop İncelemeleri.....	47
4.3.2. SEM ve elementel analizleri.....	47
4.4. Yoğunluk Ölçümü.....	47
4.5. Mekanik Deneyler.....	48
4.5.1. Aşınma deneyi.....	48
4.5.2. Sertlik ölçümleri.....	49
4.5.3. Üç nokta kırılma tokluğu.....	49
4.5.4. Üç nokta eğme deneyi.....	50

BÖLÜM 5.

DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	51
5.1. X–Işınları Difraktometre Analizleri.....	51
5.2. Mikroyapı Çalışmaları.....	54
5.2.1. Optik mikroskop çalışmaları.....	54
5.2.2. SEM Mikroyapı İncelemeleri.....	61

5.2.3. SEM mikroyapı incelemeleri ve EDS analizleri.....	67
5.2.4. SEM elementel çizgi analizleri.....	81
5.3. Yoğunluk İncelemeleri.....	95
5.4. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi.....	104
5.4.1. Aşınma deneyleri.....	104
5.4.2. Sertlik ölçümleri.....	120
5.4.3. Üç nokta eğme deneyleri.....	124
5.4.4. Üç nokta kırılma tokluğu deneyleri.....	128
BÖLÜM 6.	
SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	130
6.1. Sonuçlar.....	130
6.2. Öneriler.....	135
KAYNAKLAR.....	136
ÖZGEÇMİŞ.....	141

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

T/M	Toz metalurjisi
PŞV	Plastik şekil verme
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
EDS	Elektron dağılım spektrometresi
XRD	X-ışınları difraksiyon analizi
F _s	Kaymayı başlatan kuvvet
F _n	Temas yüzeyine etki eden normal kuvvet
μ _s	Statik sürtünme katsayısı
F _k	Kaymayı devam ettiren kuvvet
μ _k	Kinetik sürtünme katsayısı
μ	Sürtünme katsayısı
W _a	Aşınma oranı
ΔG	Ağırlık kaybı (mg)
S ₁	Kayma mesafesi (m)
M	Yükleme ağırlığı (N)
d	Aşınan malzemenin yoğunluğu (gcm ⁻³)
W _r	Aşınma direnci
HB	Brinell sertliği
HR _c	Rockwell sertliği
K _{ic}	Kırılma tokluğu (MPa √m)
B	Numunenin kalınlığı (cm)
W	Kırılma tokluğu numunesinin genişliği (cm)
S	Numunenin temas ettiği ara mesafe (cm)
P	Uygulanan maksimum yük (kN)
$f\left(\frac{a}{W}\right)$	Numune geometri faktörü

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1	T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler.....	5
Şekil 2.2	Toz metalurjisinin kullanım alanları.....	5
Şekil 2.3	Partikül paketlenmesinde basınç ile teorik yoğunluk değişiminin gösterilmesi.....	11
Şekil 2.4	Partiküllerde presleme basıncına bağlı olarak porozite, temas sayısı ve temas alanının değişimi.....	11
Şekil 2.5	Sinterleme sıcaklığının toz biriket özelliklerine etkisi.....	14
Şekil 2.6	Sinterleme esnasında nokta teması bağlarının gelişimi.....	14
Şekil 2.7	Küreden-küreye sinterlemede; iki tür sinterleme mekanizmasında boyun büyümesi için yüzeyden malzeme taşıma mekanizması, yüzey kaynaklarından sağlanması	15
Şekil 2.8	Sinterlemenin ilk aşamasında tanecikler arası boyun oluşumu.....	16
Şekil 2.9	Orta devre sinterlemede, iki muhtemel gözenek tane sınırı görünümü: a) tane sınırlarındaki gözenekler yoğunlaşır. b) izole gözenekler yoğunlaşmaz.....	16
Şekil 2.10	Sıvı faz sinterlemesinde mikroyapısal değişimler.....	19
Şekil 2.11	Sıvı faz sinterlemesindeki aşamaların şematik olarak gelişimi.....	20
Şekil 2.12	Toz üretim yöntemine göre tane şekillerinin değişimi.....	22
Şekil 2.13	Demir tozları için basınç-yoğunluk eğrileri.....	23
Şekil 2.14	Demir tozları için görünür yoğunluğa bağlı ham mukavemet.....	25
Şekil 3.1	Statik ve dinamik sürtünme katsayıları.....	29
Şekil 3.2	Bir tribolojik sistemin şematik olarak gösterilmesi.....	30
Şekil 3.3	Adhesiv aşınma.....	31
Şekil 3.4	Farklı aşınma mekanizmaları.....	32
Şekil 3.5	Yağlamalı veya yağlamasız adhesiv (metal-metal) aşınma deney yöntemleri.....	33

Şekil 3.6	Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan yöntemler.....	34
Şekil 3.7	Darbe direncinin yoğunluğa bağlı olarak değişimi.....	36
Şekil 3.8	Dövme yönünün darbe direncine etkisi.....	36
Şekil 3.9	Farklı basınçlarda preslenen demir esaslı T/M parçaların sinterleme sıcaklığına bağlı olarak Brinell sertlik değerlerinin değişimi.....	37
Şekil 3.10	Farklı ortamlarda sinterlenen T/M parçaların gerilme-uzama eğrilerinin değişimi.....	38
Şekil 3.11	Yoğunluğun çekme mukavemetine etkisi.....	38
Şekil 3.12	T/M Demir parçalar İçin yorulma mukavemetine toplam gözeneğin etkisi.....	39
Şekil 4.1	Mikroyapı incelemelerinde ve mekanik deneylerde kullanılmak amacıyla T/M ile üretilmiş çeşitli numuneler	45
Şekil 4.2	Toz metalurjisi ile üretilen parçaların üretim aşamaları ve tabii tutuldukları deneyler.....	46
Şekil 4.3	ASTM E-399'a göre üç nokta kırılma tokluğu numunesin ölçüleri.....	49
Şekil 5.1	a) 505, b) A grubu numunelerden bazılarının XRD analiz sonuçları.....	52
Şekil 5.2	a) 507, b) B grubu numunelerden bazılarının XRD analiz sonuçları.....	53
Şekil 5.3	T/M ile üretilmiş a) 505, b) A ₁ , c) A ₂ , d) A ₃ , e) A ₄ , f) A ₅ numunelerinin optik mikroskop görüntüleri.....	56
Şekil 5.4	T/M ile üretilmiş a) 507, b) B ₁ , c) B ₂ , d) B ₃ , e) B ₄ , f) B ₅ numunelerinin optik mikroskop görüntüleri.....	59
Şekil 5.5	T/M ile üretilmiş a) 505, b) A ₁ , c) A ₂ , d) A ₃ , e) A ₄ , f) A ₅ numunelerinin SEM görüntüleri.....	62
Şekil 5.6	T/M ile üretilmiş a) 507, b) B ₁ , c) B ₂ , d) B ₃ , e) B ₄ , f) B ₅ numunelerine ait SEM görüntüleri.....	65
Şekil 5.7	T/M ile üretilmiş a) 505, b) A ₁ , c) A ₂ , d) A ₃ , e) A ₄ , f) A ₅ numunelerinin mikroyapıları içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri.....	68

Şekil 5.8	T/M ile üretilmiş a) 507, b) B ₁ , c) B ₂ , d) B ₃ , e) B ₄ , f) B ₅ numunelerinin mikroyapıları içerisindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri.....	75
Şekil 5.9	T/M ile üretilmiş a) 505, b) A ₁ , c) A ₂ , d) A ₃ , e) A ₄ , f) A ₅ numunelerinin SEM elementel çizgi analizleri.....	82
Şekil 5.10	T/M ile üretilmiş a) 507, b) B ₁ , c) B ₂ , d) B ₃ , e) B ₄ , f) B ₅ numunelerinin SEM elementel çizgi analizleri.....	90
Şekil 5.11	a) A, b) B grubu malzemelerin yoğunluk değerleri.....	97
Şekil 5.12	T/M ile üretilmiş a) 505, b) A ₁ , c) A ₂ , d) A ₃ , e) A ₄ , f) A ₅ numunelerinin dağlamadan önce çekilmiş olan ve gözenek miktarını gösteren optik mikroskop görüntüleri.....	99
Şekil 5.13	T/M ile üretilmiş a) 507, b) B ₁ , c) B ₂ , d) B ₃ , e) B ₄ , f) B ₅ numunelerinin dağlamadan önce çekilmiş olan ve gözenek miktarını gösteren optik mikroskop görüntüleri.....	100
Şekil 5.14	T/M malzemelere ilave edilen alaşım elementlerinin preslenebilirliğin azalmasına etkisi.....	101
Şekil 5.15	Fe-B ve Fe-Cu ikili faz diyagramları.....	103
Şekil 5.16	A grubu numunelere ait a) 1ms ⁻¹ , b) A 2ms ⁻¹ hızlarında yapılmış olan aşınma deneylerinden elde edilmiş olan ağırlık kaybı-yük grafikleri.....	105
Şekil 5.17	B grubu numunelere ait a) 1ms ⁻¹ , b) A 2ms ⁻¹ hızlarında yapılmış olan aşınma deneylerinden elde edilmiş olan ağırlık kaybı-yük grafikleri.....	106
Şekil 5.18	Çeşitli yük ve kayma hızlarında ve 3000 m yol alacak şekilde aşınma deneyine maruz bırakılan a)A, b)B grubu düşük alaşımlı T/M çelik malzemelerin aşınma oranların değişimi.....	107
Şekil 5.19	25 N yük ve 2ms ⁻¹ hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan a) 505, b) A ₅ , c) A ₂ ve 25 N yük ve 1ms ⁻¹ hız uygulanarak aşındırılan d) 505, e) A ₃ , f) A ₄ numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	108
Şekil 5.20	25 N yük ve 1ms ⁻¹ hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A ₄ numunenin aşınma yüzeyinden alınan SEM görüntüleri ve EDS analizleri.....	109

Şekil 5.21	25 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan B ₃ numunenin aşınma yüzeyinden alınan SEM görüntüleri ve EDS analizleri.....	110
Şekil 5.22	25 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan a) B ₅ , b) B ₂ , 10 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan c) B ₂ , 25 N yük ve 2ms^{-1} hız uygulanarak aşındırılan d) 507, e) B ₂ , f) B ₃ numunelerinin aşınma yüzeyinin SEM görüntüleri.....	111
Şekil 5.23	a) 25 N yük ve 2ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 507 numunesinin, b) 25 N yük ve 2ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan B ₃ numunesinin aşınma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri ve EDS analizleri.....	113
Şekil 5.24	Aşınma öncesinde ve aşınma sonrasında disk yüzeyinin pürüzlülük görüntüsü.....	116
Şekil 5.25	Çeşitli Düşük alaşımlı T/M parçaların aşınma yüzeylerinin pürüzlülük görüntüsü.....	116
Şekil 5.26	a) 10 N ve 1ms^{-1} uygulanmış A ₂ , b) 10 N ve 2ms^{-1} uygulanmış B ₃ , c) 25 N ve 1ms^{-1} uygulanmış B ₄ , d) 25 N ve 2ms^{-1} uygulanmış 507 numunelerinin deney anındaki sürtünme katsayıları.....	117
Şekil 5.27	a) A, b) B grubu numunelerin farklı yük ve hızlardaki sürtünme katsayısı değerleri.....	118
Şekil 5.28	a) A grubu, b) B grubu numunelerin Brinell sertlik değerleri.....	122
Şekil 5.29	Bazı alaşım elementlerinin çeliğin sertliğine etkileri.....	123
Şekil 5.30	Bazı alaşım elementlerinin çeliğin çekme mukavemetine etkileri.	123
Şekil 5.31	Üç nokta eğme deneylerinde elde edilen örnek yük-mesafe diyagramı..	124
Şekil 5.32	a) A grubu numuneler, b) B grubu numuneler için üç nokta eğme deneylerinde elde edilmiş olan maksimum akma dayanımları.....	127
Şekil 5.33	Üç nokta kırılma tokluğu deneyinde elde edilen yük-mesafe eğrileri.....	128
Şekil 5.34	a) A, b) B grubu düşük alaşımlı T/M çelik malzemenin üç nokta kırılma tokluğu değerleri.....	129

TABLolar LİSTESİ

Tablo 4.1	Deneysel çalışmalarda kullanılan toz karışımlarının kimyasal bileşimi.....	44
Tablo 4.2	Kompakt için hazırlanan tozların karışım oranları.....	44
Tablo 5.1.	Farklı presleme basınçlarında preslendikten sonra sinterlenen düşük alaşımlı T/M çelik malzemelerin görünür yoğunluk, %yoğunluk ve %gözenek değerleri.....	97
Tablo 5.2	Disk ve numunelerin aşınma yüzeylerinden ölçülen pürüzlülük değerleri.....	114
Tablo 5.3	A grubu numuneler için üç nokta eğme deneyinde elde edilen değerler.....	124
Tablo 5.4	B grubu numuneler için üç nokta eğme deneyinde elde edilen değerler.....	125

ÖZET

Anahtar Kelimeler: Toz metalurjisi, alaşımli çelik, mikroyapı, aşınma, kırılma tokluğu

Bu çalışmada, iki farklı nikel oranına sahip Fe-Ni-Cu-Mo-C distaloy toz içerisinde farklı oranlarda ferro molibden, bakır, grafit ve ferro bor tozları ilave edilmiş ve toz metalurjisi (T/M) yöntemi ile toplamda 12 farklı kompozisyona sahip alaşımli T/M çelik malzeme üretilmiştir. Sinterleme 1120°C’de ve parçalanmış amonyak atmosferinde, 30 dakikada gerçekleştirilmiştir. İlave tozların, üretilen alaşımli çelik malzemelerin mikroyapı, aşınma direnci, sertlik, kırılma tokluğu ve eğilme dayanımı gibi mekanik özelliklerine etkileri araştırılmıştır.

Mikroyapı çalışmaları, XRD, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile yapılmıştır. Mekanik deneylerde elde edilen kırılma ve aşınma yüzeyleri SEM ile incelenmiştir. Mikroyapı çalışmalarında noktasal ve bölgesel enerji dağılımı spektrometre (EDS) element analizleri yapılmıştır. Bor, demir esaslı toz malzemelerin sıvı faz sinterlemesi mekanizmasına katkıda bulunarak yoğunluk artışına katkı sağlayan element olarak değerlendirilmekte olup, sinterleme sıcaklığının düşüklüğü nedeni ile yeterli sıvı faz oluşturamamasından dolayı, bor içeren T/M malzemelerde düşük sertlik değerleri ve düşük aşınma direnci değerleri elde edilmiştir. Başlangıç tozu içerisinde ilave edilen alaşım elementlerinin mikroyapı ve mekanik özellikleri etkilediği gözlenmiştir. Özellikle grafit ve bakır ilavesi sertliği ve aşınma direncini arttırmakta; fakat karbon artışı ile kırılma tokluğu değerlerinde düşüş gözlenmektedir.

MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF ALLOYED STEELS PRODUCED BY POWDER METALLURGY

SUMMARY

Keywords: Powder metallurgy, alloyed steel, microstructure, wear, fracture toughness

In this study, Fe-Ni-Cu-Mo-C alloy powder with two different nickel compositions was used. Original powder mixture admixing various elements in powder form, such as ferro-molybdenum, copper, graphite and ferro-boron addition were produced by powder metallurgy (P/M) method. Powder mixtures were compacted and sintered at 1120°C in cracked ammonia atmosphere for 30 minutes. The effects of different powder addition in various ratios to starting alloy powders on microstructure and mechanical properties were investigated.

Phase and porosity distributions were determined by the several analysis techniques such as optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), SEM/EDS and XRD. In addition to these techniques, mechanical characterizations such as wear resistance, hardness and fracture toughness tests were also carried out. Ferro-boron is evaluated that boron contributes to liquid phase sintering. However, lower density, hardness and wear resistance were obtained due to usage of lower sintering temperature. It was seen that addition of the alloying elements into the starting alloy powders affects on the microstructure and mechanical properties. Especially, addition of graphite, molybdenum, nickel and copper resulted in an increase in hardness values and wear resistance; however, an increment of carbon percentage resulted in lowering the values of fracture toughness.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Toz metalurjisi (T/M), diğer bilinen ve geleneksel üretim teknolojileri ile karşılaştırıldığında, talaşlı işlem ihtiyacının gerekmemesi ya da az gerekli olması, karmaşık geometriye sahip parçaların seri olarak üretilebilmesi, çok geniş kompozisyon aralığına sahip parçaların üretilebilmesi, arzu edilen mekanik özelliklere sahip parçaların rahatlıkla imal edilebilmesi, malzeme kayıplarının çok az olması gibi nedenlerden dolayı endüstride yaygın kullanım alanı bulmaktadır [1–4]. Ayrıca bu üretim yöntemi, yatırım maliyetlerinin düşük olması, kullanılan donanımlarda esneklik, yüksek verimlilik, farklı özelliklere sahip malzemelerin kolaylıkla üretilebilmesi gibi birçok avantaja sahiptir [3]. Toz metalurjisi ile üretilen ürünlerin büyük bir çoğunluğu otomotiv endüstrisinde kullanılmaktadır [5]. Toz metalurjisi üretim yöntemi tüm dünyada olduğu gibi ülkemizde de gün geçtikçe gelişmektedir [6].

Distalloy, farklı büyüklük ve şekillerde alaşımlandırılmış Fe esaslı bir tozdur. Distalloy tozların ve bu tozlardan üretilen malzemelerin endüstriyel alanlarda kullanımı gün geçtikçe artmaktadır. Malzemelerin mikroyapıları, sahip oldukları mekanik özellikler üzerinde etkili olup; özellikle mikroyapıyı oluşturan fazlar ve gözenek miktarı araştırılmış, çekme dayanımı, elastikiyet modülü, yorulma ömrü gibi özellikler üzerine çeşitli araştırmalar yapılmıştır [7–10].

Üretilen malzemelerin endüstriyel uygulama alanlarında güvenli bir şekilde kullanılabilmesi, mekanik davranışlarının ve diğer özelliklerinin iyi bir şekilde bilinmesi ile mümkündür. Malzemelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri, sinterleme sıcaklığına, presleme basıncına, sinterleme sonrası yapılan ısı işlemlere, fazların kimyasal yapısı ve mikroyapıdaki miktarına, kompakt içindeki gözenek miktarı ve geometrisine bağlı olarak değişmektedir [9, 11]. Malzemelerin alaşımlanması için kullanılan her elementin sahip olduğu bireysel özellikler, üretilen

T/M parçaların performansına katkıda bulunmaktadır. Böylece farklı özelliklere sahip ve farklı uygulama alanlarına hitap eden yeni ürünler üretilebilmektedir. Demir esaslı malzemelerin içerisine element tozlarının ilave edilmesi, üretilen parçaların mekanik özelliklerine etki etmektedir [4, 11–16].

Malzemelerin mikroyapıları, sahip oldukları çekme dayanımı, elastikiyet modülü, yorulma ömrü gibi mekanik özellikler üzerinde etkilidir [7, 10, 11, 17, 18]. T/M parçaların güvenli olarak kullanılabilmesi ve mekanik davranışlarının bilinmesi için mekanik özelliklerinin belirlenmesi gereklidir. T/M malzemelerde üretim teknolojilerinden kaynaklanan çok küçük ve heterojen dağılmış gözenekler bulunmaktadır. Gözeneklerin malzeme içerisinde heterojen dağılımı, gerilme yoğunlaşması ve dolayısıyla çatlak başlamasına neden olarak T/M parçaların mukavemetini azaltmaktadır. T/M parçaların darbe ve yorulma gibi dinamik yükler altında, bahsedilen mekanik özellikleri, gözeneklere karşı oldukça hassastır [8, 16, 19, 20].

Molibden, katı çözültü yaparak mukavemeti, dolayısıyla T/M çelik malzemelerin sertleşebilirliğini artırmaktadır. Diğer taraftan molibden elementi, karbon içinde çözüldüğünde malzemenin sertleşebilirliğini önemli derecede artırmaktadır. Bundan dolayı sinterleme sıcaklığından soğutulduğunda mikroyapıda martenzit ve beyitlik yapının oluşmasını sağlamaktadır [13, 21, 22]. Molibden aynı zamanda ferriti dengeler. Bu nedenle molibden içeren sinterlenmiş çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellikleri çalışılmıştır [8, 13, 17, 19–22].

Bor, çeliklerde sinterleme işlemine katkıda bulunduğu gibi malzemenin sertlik özelliğini de artırmaktadır [23]. Sinterlenmiş malzemelerin kırılma ve darbe tokluğu deneyleri ilgili standartlara uyularak yapılmaktadır [24]. Sinterlenmiş malzemelerin aşınma testleri çeşitli yük ve hızlar uygulanarak yapılmaktadır. Bu konuda detaylı incelemeler yapılmıştır [20, 25].

Bu çalışmada, iki farklı kompozisyona sahip (Fe-Ni-Cu-Mo-C) düşük alaşımlı distalloy çelik toz içerisine farklı oranlarda ferro molibden, ferro bor, grafit ve bakır tozları ilave edilerek karışımlar hazırlanmış ve bu karışımlardan toz metalurjisi

yöntemi ile alaşımlı çelik parçalar üretilmiştir. Üretilen T/M çelik parçalara aşınma, sertlik, kırılma tokluğu ve eğme deneyleri uygulanarak, toz kompozisyonunun mekanik özelliklere olan etkisi araştırılmıştır. Mekanik özelliklerin araştırılmasına paralel olarak X-ışını analizleri ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Mikroyapı çalışmaları optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak yapılmıştır.

Bu çalışmada hazırlanan tez 6 bölümden oluşmaktadır. Giriş bölümünde; toz metalurjisinin önemi, gerekliliği, çalışmada kullanılan başlangıç tozu, ilave edilen alaşım elementlerinin etkisi ve toz metalurjisi ile üretilen numunelere uygulanan mekanik ve mikroyapı karakterizasyon tekniklerinin gerekliliği vurgulanarak, yapılan çalışmanın gerekçesi hakkında bilgiler verilmiştir. Giriş bölümünü takiben 2. bölümde; toz metalurjisi teknolojisi, avantajları ve dezavantajları, kullanım alanları, metalik tozların üretimi, toz metalurjisi işlem basamakları, özellikle sinterleme ve sinterleme mekanizmaları ile ilgili bilgiler sunulmaktadır. Bölüm 3’de toz metalurjisi ile üretilen malzemelerin, sertlik, mukavemet ve aşınma gibi mekanik özellikleri hakkında bilgiler sunulmakta ve çeşitli aşınma mekanizmaları anlatılmaktadır. Bölüm 4’de, yapılan deneysel çalışmalar ve izlenen deneysel metotlar açıklanmıştır. Bölüm 5, bu çalışmanın en can alıcı kısmını oluşturmakta olup, bu bölümde; üretilen T/M numunelere, X-ışını analizi, sertlik ölçümü, aşınma, üç nokta eğme ve üç nokta kırılma tokluğu deneyleri yapılarak mekanik özellikleri belirlenmiştir. Bunun yanı sıra mikroyapı incelemeleri sonucunda elde edilen bilgiler de bu bölümde sunulmaktadır. Elde edilen deneysel sonuçlar ve mikroyapı görüntüleri literatür ile karşılaştırılarak açıklanmıştır. Bu çalışmanın son kısmı olan 6. bölümde ise elde edilen genel sonuçlar ve gelecekte aynı konuda araştırma yapacaklar için tavsiye niteliğinde bazı öneriler sunulmaktadır.

BÖLÜM 2. TOZ METALURJİSİ TEKNIĞI

2.1. Toz Metalurjisine Giriş

Toz metalurjisi, metal ve seramik tozlarının basınç ve sıcaklık yardımıyla katı ve dayanıklı parça haline getirilmesi tekniği olarak ifade edilebilir. Kısaca çeşitli toz malzemelerden istenilen şekil ve özelliklere sahip parçaların üretilmesi tekniğidir.

T/M sayesinde döküm, kaynak, talaşlı imalat ve plastik şekil verme (PŞV) gibi yöntemlerle üretilmesi oldukça zor veya imkânsız olan çeşitli alaşımlar kolaylıkla ürün haline getirilebilmektedir. Ergime sıcaklığı çok yüksek olan molibden, tungsten, platin gibi metallerden parça üretiminde tercih edilmektedir. Aynı zamanda bu yöntemin kullanılmasıyla dökümde (yolluk ve besleyiciden kaynaklanan kayıplar) ve talaşlı imalatta meydana gelen kayıplar önlenebilmektedir. T/M, bahsedilen kayıpları önlemesi ve işçiliğin az olması bakımından ekonomik bir üretim sağlamaktadır. T/M ile malzeme üretimi uzun yıllardır uygulanan bir yöntemdir.

2.2. Toz Metalurjisinin Uygulama Alanları

Toz metalurjisi çok değişik alanlarda kullanılmaktadır. Bunlar takım çelikleri, paslanmaz çelikler, süper alaşımlar, refrakter olan tungsten ve molibden gibi malzemelerin kullanılmasıyla üretilen aşınmaya dayanıklı parçaların imalatı, magnetik alaşımlar, bakır, alüminyum ve titanyum alaşımları, nükleer malzemeler, sermetler ve değerli metallerdir [26].

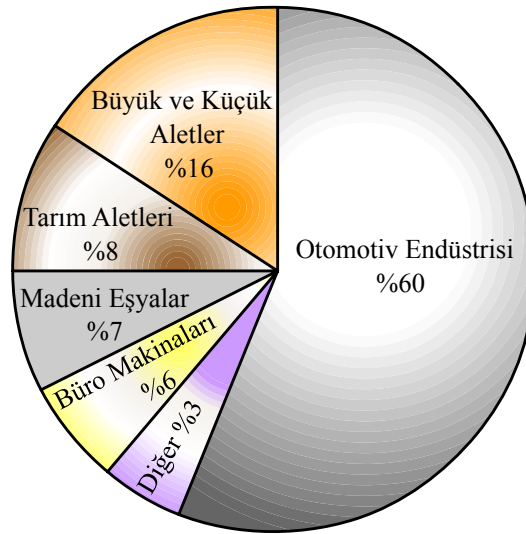
Toz metalurjisi, otomotiv endüstrisi başta olmak üzere pek çok alanda kullanılmaktadır. Tungsten lamba filamentleri, dişli çarklar, ortopedik gereçler, yağlamasız yataklar, elektrik kontakları, ofis makina parçaları, yüksek sıcaklık filtreleri, uçak fren balataları, jet motor parçaları, kaynak elektrotları, katalizörler,

lehimleme aletleri, yüksek sıcaklık filtreleri, nükleer güç yakıt elemanları, devre levhaları, dişçilik gibi uygulama alanları vardır [6]. Bu uygulamalardan bazıları Şekil 2.1’de görülmektedir.



Şekil 2.1. T/M ile üretilmiş çeşitli ürünler [5]

Toz metalurjisi üretim yöntemi tüm dünyada olduğu gibi ülkemizde de hızla gelişmektedir. 1991 yılı verilerine göre ülkemizin toplam demir esaslı sinter üretimi 3000 ton civarında olup, bu üretim, başta otomotiv sektörü olmak üzere, beyaz eşya ve dayanıklı tüketim malları sektörüne, elektronik sektörüne, savunma sanayisine ve diğer birçok sektöre yönelik yapılmaktadır [27].



Şekil 2.2. Toz metalurjisinin kullanım alanları [3]

2.3. Toz Metalurjisinin Avantaj ve Dezavantajları

Toz metalurjisinin önemi döküm, talaşlı imalat ve PŞV ile şekillendirilmesi oldukça zor olan çeşitli alaşımların kolaylıkla ve ekonomik bir şekilde ürün haline getirilebilmesinden kaynaklanmaktadır. Toz metalurjisi diğer üretim yöntemleri ile karşılaştırıldığında aşağıda sayılan avantajları ortaya çıkmaktadır [28]:

- Üretim hızı oldukça yüksek olup, işgücü ihtiyacı azdır.
- Karmaşık şekilli ve hassasiyet gerektiren parçalar kolaylıkla üretilebilir.
- Birbiri içinde çözünmeyen farklı karakterdeki malzemeler bir araya getirilerek üretim yapılabilir.
- Üretilen malzemeler üstün fiziksel ve mekanik özelliklere sahiptir. Üretilen parçaların tane boyutu küçük, çekme mukavemeti yüksek ve işlenebilirlik kabiliyeti yüksektir.
- Toz metalurjisiyle üretimde malzeme kaybı oldukça azdır. Döküm ve talaşlı imalatta meydana gelen malzeme kaybı düşünüldüğünde büyük ölçüde malzeme tasarrufu sağlar.
- Toz metalurjisi ile üretilen parçalara genellikle talaşlı imalat gibi ek işlemler gerekmez.
- Üretimin hızlılığı, malzeme israfının az olması ve işçiliğin az olması nedeniyle ekonomik bir üretim sağlar.

T/M yukarıda bahsedilen avantajların yanında aşağıda belirtilen bazı dezavantajlara da sahiptir [28]:

- Mikroyapı içerisinde gözeneklerin bulunmasından dolayı bazı yöntemlere göre zaman zaman düşük mekanik özellikler elde edilebilir.
- Üretim için gerekli olan kalıpların maliyeti yüksektir.
- Kalınlık/çap oranı çok büyük olan parçaların üretiminde zorluklar yaşanmaktadır. Parça boyutları, pres kapasitesinin belirlediği sınırlarda olmak zorundadır. Aynı zamanda homojen yoğunlukların elde edilebilmesi için parça boyutlarında sınırlamalar olmaktadır. Genellikle 20 kg'a kadar T/M parça üretimi yapılabilmektedir.

- Preslenen parçaların geometrisinin kalıptan bozulmadan çıkabilecek şekilde olması gerekmektedir.
- Presleme aşamasında heterojen basınç dağılımı nedeniyle parça kesiti boyunca yoğunluk ve özelliklerde farklılıklar görülebilmektedir [28].

2.4. Metalik Toz Üretim Yöntemleri

Toz metalurjisi ile üretim yapılırken farklı yöntemlerle hazırlanan tozlar kullanılmaktadır. Metal tozlarının üretiminde kullanılan teknikler, tozların birçok özelliğini belirlediğinden toz hazırlama yöntemi oldukça önemlidir. Tozun sahip olduğu özellikler direkt olarak preslenme davranışını, sinterleme davranışını ve son ürün özelliklerini etkilemektedir [1].

Temel olarak dört değişik toz üretim tekniği vardır. Bunlar: mekanik yöntem, atomizasyon yöntemi, kimyasal yöntem, elektrolitik yöntemdir.

Ekonomik olarak üretim sağlanabildiğinden bazı tozların üretimi mekanik öğütme ile gerçekleştirilmektedir. Mekanik yöntemde katı hal malzemeye öğütme uygulanarak toz oluşturulur. Öğütme işlemi kırıcı, girdaplı, taraklı ve bilyalı değirmenler ile yapılmaktadır. Öğütmede en çok bilyalı silindirik değirmenler kullanılmakta ve içerisinde büyük çaplı, sert ve aşınmaya dayanıklı bilyalar bulunmaktadır. Değirmenin içine konulacak malzeme miktarı, öğütücü bilyalar dâhil değirmen hacminin yarısını geçmemelidir. Değirmen dönerek ve titreştirilerek malzeme ile bilyalar arasında çarpmalar sonucu, malzeme ve daha sert olan bilyalar arasında darbe, oğuşturma, burulma ve sıkıştırma etkilerinden birisi veya birkaçı beraber uygulanarak öğütülen malzeme parçalara ayrılır; hareketin devamı ile küçük toz tanecikleri şeklini alır [29].

Diğer bir metalik toz üretim yöntemi olan atomizasyon yönteminde; bir potada ergitilmiş metal, alt taraftan küçük bir delikten sızdırılarak bir nozülde püskürtülen gaz veya sıvı jetlerinin etkisiyle küçük damlacıklara parçalanır ve damlacıklar birbirleri ile veya katı yüzeylerle temasa geçmeden hızlıca soğutulur. Ana fikir, ergimiş metali yüksek enerjili gaz veya sıvı çarpmasına maruz bırakarak daha küçük

parçalara ayırmaktır. Hava, azot ve argon en çok kullanılan gazlardır. Sıvılar içinde en çok su kullanılır. Nozülün tasarım ve geometrisi, atomize eden akışkanın basıncı ve hacmi, sıvı metalin akış çapı gibi parametreler değiştirilerek toz boyutu dağılımı kontrol edilebilir. Tanecik şekli ise katılma hızıyla belirlenir. Katılma hızının yavaş olması ile küresel şekilli tanecikler elde edilirken, katılma hızının artmasıyla daha karmaşık şekiller elde edilir. Ticari olarak demir, takım çelikleri, alaşımlı çelikler, bakır, pirinç, alüminyum, kalay, kurşun, çinko ve kadmiyum tozlarının üretilmesinde kullanılır. Krom içeren alaşımlar gibi kolayca oksitlenen metallerde atomizasyon, argon gibi asal gazlar yardımıyla gerçekleştirilir. Atomizasyon, alaşımı oluşturan tüm metaller ergimiş durumda tamamen alaşımlandığı için, alaşımların toz halinde üretilmesinde faydalı bir yöntem olup; hemen hemen aynı kimyasal bileşime sahip toz taneciklerinin elde edilmesini sağlar [29]. Ergitilebilen bütün malzemeler atomize edilebilir. Atomizasyon işlemi farklı yöntemlerle gerçekleştirilir. Bunlar; gaz atomizasyonu, su atomizasyonu, santrifüj atomizasyonu, döner elektrot atomizasyonudur [30].

Bir başka toz üretim yöntemi olan kimyasal toz üretim yönteminde katı, sıvı veya buhar fazı tepkimeleriyle toz üretimi yapılmaktadır. Bu yöntemle üretilen tozların boyutları 5–10 µm ila 100–500 µm arasında ve değişik geometrik şekillerde olabilmektedir [31]. Genel olarak kimyasal yöntemle toz üretiminin avantajları şöyle sıralanabilir [32]:

- Katı redüktif olarak kullanılan karbonun ucuz olması
- Metal oksitlerin kolaylıkla bulunabilmesi
- Gözenekli toz üretilebilmesi
- Metal ve oksitlerin boyut kontrolünün yapılabilirliği

Yüksek iletkenliğe sahip metal tozlarının üretiminde kullanılan elektrolitik yöntemde, ana fikir elektrolitik bir hücrenin katot çubuğunda metal tozlarının çöktürülmesidir. Bu yöntem ile %94'e varan saflıkta Cu, Fe, Zn, Mn ve Ag tozları üretilebilmektedir. Elektrolitik yöntemle üretilen tozlar, genellikle süngerimsi biçimlerde ve dendritik yapıdadırlar. Maliyetinin yüksek olması nedeniyle elektrolitik toz üretim yöntemi pek kullanılmamaktadır [33].

2.5. Toz Metal Parça Üretim Prosesinin Aşamaları

İstenilen özelliklere sahip tozların üretilmesiyle başlayan toz metalurjisi yönteminin işlem basamakları bu kısımda ele alınmıştır.

2.5.1. Tozların harmanlanması ve karıştırılması

Toz metalurjisinde genellikle toz karışımları kullanıldığından, tozların kompaktlama işlemine tabi tutulmadan önce etkin bir şekilde karıştırılması gereklidir. Karıştırma işleminin temel amacı toz karışımının homojen olmasını sağlamaktır. Değişik boyut, şekil ve yoğunluktaki tozların homojen olarak karışmaları üretilcek parçanın performansını arttırmaktadır [1, 4].

Toz kütlesi içerisinde standart dağılımlar bulunmadığı zaman karıştırma işlemi öncesinde harmanlama yapılmalıdır. Düzenli boyut dağılımı elde etmek ve preseleme ve sinterleme özelliklerini iyileştirmek için harmanlama işlemi önerilmektedir. Karıştırma ve harmanlamayı bazı faktörler etkilemektedir. Bunlar;

- Tozların fiziksel karakteristikleri
- Nemlilik ve atmosfer koşulları
- Karıştırıcıdaki toz hacmi
- Karıştırma hızı
- Karıştırma süresi
- Karıştırıcı boyutları
- Dönme hızıdır.

Toz karışımları hazırlanırken içerisine belli oranlarda yağlayıcı ilavesi yapılır. Yağlayıcı ilavesinin temel amacı, rijit kalıp içerisinde gerçekleştirilen presleme işleminde, toz karışımı ile kalıp yüzeyi ve toz taneciklerinin birbiri arasındaki sürtünmeyi azaltmaktır. Yağlayıcı kullanılmadığı zaman toz karışımı ile kalıp yüzeyi arasındaki sürtünme nedeniyle basınç dağılımındaki homojensizlik artar, dolayısıyla preslenen kompakt bünyesinde gerilme farklılıkları oluşur. Kompakt bünyesinde oluşan bu gerilme farklılıkları ise sinterleme esnasında distorsiyonlara yol açar ve kompakt kalıptan çıkarmak zorlaşır. Kullanılan yağlayıcı miktarı arttıkça parçayı kalıptan çıkarmak için gerekli kuvvet azalacaktır. Ancak fazla miktarda yağlayıcı

madde kullanıldığında, sinterleme esnasında kompakt yüzeylerinde kabarcıklar oluşur. Buna bağlı olarak yüzey kalitesi azaltılmaktadır.

Karışıma ilave edilen yağlayıcılar genellikle kuru toz şeklindedir. Zira sıvı şeklindeki yağlayıcılar tozun akma kabiliyetini düşürmektedir. Metal tozları için en çok kullanılan yağlayıcılar stearik asit, çinko stearat, lityum stearat, kalsiyum stearat gibi metal stearatları ile sentetik mumlardır. Organik stearatlar, sinterlemeden sonra kalıntı bırakmadıklarından geniş kullanım alanına sahiptirler. Karışımdaki tüm toz partiküllerinin yağlayıcı ile temas etmeleri için yağlayıcı tozun mümkün olduğu kadar ince olması istenir. Yağlayıcı miktarı preslenen parçanın şekline bağlı olarak %0,5 – 1,5 oranlarında tutulmalıdır. Karmaşık şekilli parçaların düşük basınçlarla kalıptan çıkartılabilmeleri için yağlayıcı miktarı fazla olmalıdır. Yağlayıcıların yoğunluğu toz yoğunluklarından daha düşük olduğundan, kompaktlanan parçanın yoğunluğundaki artış sadece düşük yağlayıcı ilavelerinde görülür. Bu yüzden yağlayıcı ilavesi optimum düzeyde tutulmalıdır. Yağlayıcıyı metal toz karışımına ilave etmenin yanı sıra diğer bir seçenek de kalıp yüzeylerinin yağlanmasıdır [4].

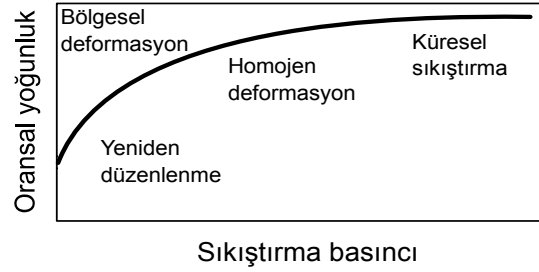
2.5.2. Presleme

Metal tozları kalıpla şekillendirildiğinde tozun serbest olarak kalıp boşluğunu çok iyi ve tam olarak doldurması arzu edilmektedir. Tozlar kalıp içinde soğuk olarak preslendiğinde, teorik yoğunluğa mümkün olduğunca yaklaşılması arzu edilir. Eşit presleme basıncına rağmen her metal tozunda presleme sonucunda ulaşılan yoğunluk, o malzemenin teorik yoğunluğuna göre çok farklıdır. Bu durum;

- Tozun malzeme cinsine (özellik yüzey, üretim yöntemleri)
- Tozun tane iriliği, şekli ve yüzey durumuna
- Tozun görmüş olduğu ön işlemler gibi önemli faktörlere bağlıdır.

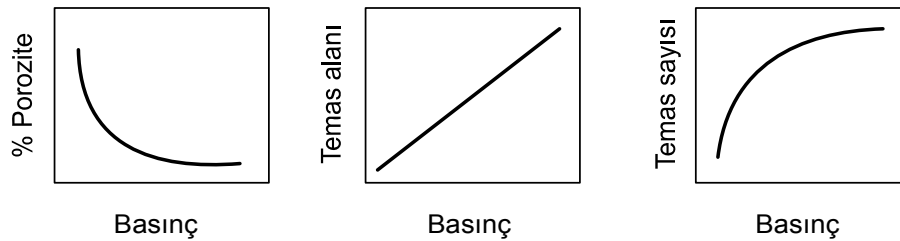
Malzeme ne kadar yumuşaksa, preslenebilirliği o derece yüksektir. Preslenebilirlik, toz tanelerinin preslemede kendi aralarındaki ve tanelerle kalıp arasındaki sürtünmeyle de yakından ilişkilidir. Aşağıda presleme anında uygulanan basınç ile yoğunluk değişiminin basitleştirilmiş bir diyagramı verilmiştir. Bu diyagram

birbirinden açıkça ayrılamayan dört bölgeden oluşmaktadır. Yoğunlaşma hızı, kompakt yoğunluğu arttıkça sürekli olarak azalmaktadır. Gözenek miktarı, koordinasyon sayısı ve temas alanı uygulanan basınç ile değişmektedir.



Şekil 2.3. Partikül paketlenmesinde basınç ile teorik yoğunluk değişiminin gösterilmesi [34]

Partiküller üzerine basınç uygulanmasıyla birlikte ilk anda noktasal temaslarda elastik deformasyon meydana gelir. Basıncın artmasıyla partiküller yeniden düzenlenir ve kayma ile temas eden partikül sayısı artar. Eş zamanlı olarak, temas alanları genişler ve her temas noktasının etrafındaki plastik deformasyon bölgesi genişleyerek yayılır. Temas noktalarında basıncın yoğunlaşmasıyla, gözenek boyutunu küçültecek ve gözenekliliği azaltacak şekilde komşu gözeneklere kütle akışı meydana gelir. Genişleyen temas noktalarıyla beraber deformasyon sertleşmesi meydana gelir. Her iki etken de ileriki seviyelerde yoğunlaşma için gerekli olan gerilme miktarını arttırmaktadır. Yüksek yoğunluklarda etkili bir deformasyon ve gerçek partikül karakterleri kaybolur. Küresel şekilli bronz partiküllerin kompaktlanması sırasındaki porozite, temas alanı ve temas sayısının kompaktlama basıncı ile değişimi Şekil 2.4’de gösterilmektedir.



Şekil 2.4. Partiküllerde presleme basıncına bağlı olarak porozite, temas sayısı ve temas alanının değişimi [35]

Sıkıştırma esnasında basınç arttıkça bölgesel deformasyon, pürüzleri yassılaştırır ve

deformasyon temas bölgelerine yayılır. Temas bölgelerinde gerilme dağılımları değişkenlik göstermektedir. En büyük basma gerilmesi temas noktalarının merkezindeyken, en küçük basma gerilmesi temas noktalarının kenarlarındadır. Düşük basınçlarda gerilme temas noktalarında yoğunlaşır. Daha yüksek basınçlarda kompakt boyunca homojen deformasyon meydana gelir. Üçüncü aşamada kütle boyunca deformasyon sonucu sertlik değerlerinde artış sağlanır. Çok yüksek sıkıştırma basınçlarında üç ya da daha fazla parçacığın birleşme noktalarında küçük gözenekler bırakacak şekilde küresel deformasyon meydana gelir. Bu durum 1 GPa'lık gerilme ve %95 teorik yoğunluk değerinde başlar. Sıkıştırmanın bu aşaması pratikte çok ender görülür. Sıkıştırma sonrasında basıncın azalmasıyla kompakt elastik olarak rahatlamakta ve bu durum geriye doğru yayılma olarak nitelendirilmektedir [35].

2.5.2.1. Presleme teknikleri

Presleme işlemi genel olarak soğuk ve sıcak presleme şeklinde iki ana gruba ayrılabilir. Soğuk presleme yöntemlerinde, preslemeden sonra sıcaklık uygulanırken, sıcak presleme yöntemlerinde basınç ve sıcaklık aynı anda uygulanır. Soğuk veya sıcak izostatik presleme teknikleri, rijit kalıplarla presleme tekniğine göre üründe ölçü hassasiyeti ve iyi mekanik özellikler sağlamak bakımından çok daha üstündür. Bu presleme tekniklerinde, toz yığınları üzerine uygulanan basınç homojen olarak dağıldığı için düşük basınçlar altında bile yüksek yaş mukavemet ve yüksek yaş yoğunluk değerleri elde edilebilir. Sıcak izostatik presleme tekniğiyle üretilen parçaların çekme mukavemeti ve yorulma dayanımı gibi mekanik özellikleri diğer tekniklerle üretilen parçalara göre çok daha üstündür [36].

Dinamik presleme yöntemlerinde toz sıkıştırma hızı klasik yöntemlere nazaran çok yüksektir. Preslenecek toz, yumuşak çelikten yapılmış bir kapsül içine doldurulduktan sonra vakumla kapsülün içindeki hava alınarak kapsülün ağzı kaynakla kapatılır ve kapsülün çevresine gömlek şeklinde patlayıcı madde doldurulur. Patlayıcı maddenin patlaması sonucu meydana gelen yüksek basınç dalgalarının, parça yüzeyinde iç bölgelere doğru ilerlemesiyle presleme sağlanır. Yüksek basınç sonucu meydana gelen şok dalgaları, parça üzerine, parçanın

etrafındaki patlayıcı maddenin infilak ettirilmesi ile aktarıldığında direkt presleme; patlama ile tahrik edilen yüksek hızlı bir piston tarafından aktarıldığında ise endirekt presleme gerçekleşmektedir. Son yıllarda geliştirilmiş olan bu yöntemle, klasik yöntemlerle preslenmesi güç ya da mümkün olmayan veya sinterleme esnasında kimyasal reaksiyona giren alaşımlar ve metal tozu karışımları preslenebilmektedir.

Triaxial presleme yönteminde parça hem çevre yüzeyinden izostatik olarak hem de bir pistonla aksenal yönde sıkıştırılmaktadır. Böylece yalnız izostatik sıkıştırma yöntemine göre çok daha yüksek homojen bir presleme elde edilmektedir [36]. T/M parçaların üretiminde dövme, ekstrüzyon ve vibrasyonla presleme yöntemleri de kullanılmaktadır. Bunların yanında çubuk, levha, şerit ve tüp gibi basit geometrik şekillere sahip parçaların üretiminde kullanılan sürekli presleme yöntemi de kullanılmaktadır [36].

Sıcaklık ve basıncın aynı anda uygulandığı sıcak presleme yöntemleri de T/M parçaların üretiminde başarılı bir şekilde kullanılmaktadır. Bu yöntemde şekillendirme ve sinterleme işlemleri birlikte gerçekleştirildiğinden yüksek bir yoğunluk ve hızlı bir üretim sağlanır. Presleme ve sinterlemenin birlikte yapılması soğuk yoğunlaştırmaya göre yüksek dayanım, sertlik ve yoğunluk yanında parçada gaz miktarı ve büzülmenin daha düşük olması gibi üstünlükler sağlamaktadır.

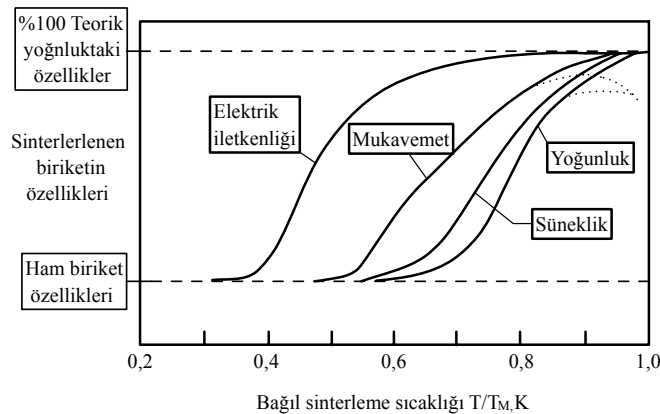
Sıcak presleme yöntemlerini, sıcak presleme, sıcak ekstrüzyon ve sıcak izostatik presleme, sıcak dövme şeklinde gruplandırmak mümkündür. Sıcak presleme, sıcak ekstrüzyon ve sıcak dövmeğe göre daha sınırlı uygulanan bir yöntemdir [36].

2.5.3. Sinterleme

Sinterleme, preslenmiş yaşı birikmelere mukavemet kazandırmak amacıyla kontrollü bir atmosferde ve yüksek sıcaklıklarda uygulanan pişirme işlemi olarak ifade edilmektedir. Parçaların kalıp içersinde sıkıştırılarak şekillendirilmesi sonucunda parçada meydana gelen mekanik bağlar, sinterleme işlemi sayesinde metalik bağlara dönüşerek bu sayede parçaya mukavemet kazandırılmış olur. Sinterleme öncesi ve sonrasındaki mukavemetler arasında yüz kat kadar bir fark bulunmaktadır.

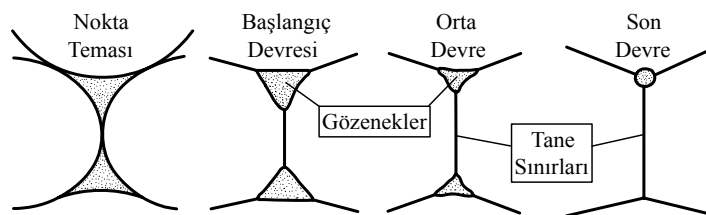
Sinterleme işlemi, tek bileşenli sistemlerde metalin mutlak ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta yapılırken; birden fazla bileşenli sistemlerde genellikle ergime sıcaklığı en düşük olan bileşenlerin ergime sıcaklığının üstünde yapılmaktadır. Sinterleme sıcaklığı kompaktı oluşturan ana malzemenin ergime sıcaklığının %70-80'i arasında olurken; bazı refrakter malzemeler için ergime sıcaklığının %90'ına çıkılabilir [6].

Fe esaslı malzemeler için sinterleme sıcaklığı 1100–1200°C arasındadır. Sinterleme sıcaklığı ile sinterleme süresi arasında önemli bir ilişki olup süre kısaltılmak isteniyorsa sinterleme sıcaklığının artırılması gerekmektedir. Sinterleme sıcaklığının 1150 °C 'yi aşması sinterleme maliyetini yükseltir. Sinterleme sıcaklığının artması ile malzemenin elektrik iletkenliği, mukavemet, yoğunluk ve süneklik gibi özellikleri artmaktadır (Şekil 2.5).



Şekil 2.5. Sinterleme sıcaklığının toz biriket özelliklerine etkisi [4]

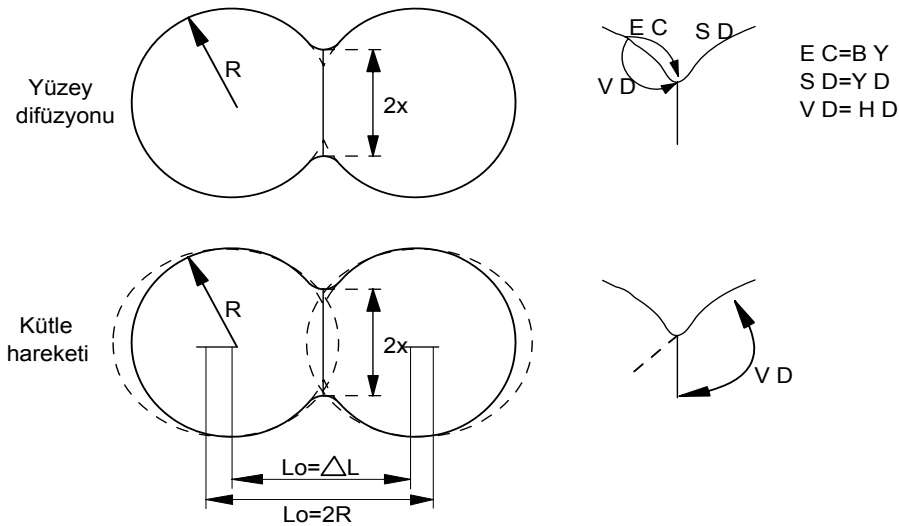
Sinterlemenin başlangıcında toz tanecikleri nokta teması halindedir. Malzemelere uygulanan sinterleme işlemi başlangıç, orta ve son aşama olmak üzere üç aşamada gerçekleşmektedir (Şekil 2.6).



Şekil 2.6. Sinterleme esnasında nokta teması bağlarının gelişimi [37]

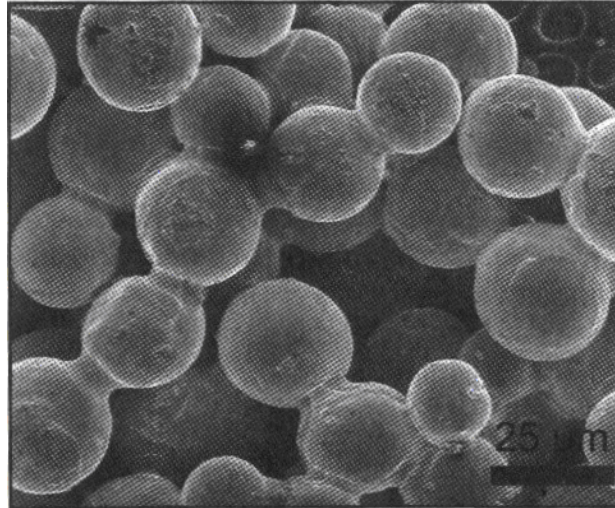
Sinterlemeyi gerçekleştiren itici güç sistemin iç enerjisindeki azalmadır. Bu azalmayı sağlayan faktörler, partikül temas alanlarının büyümesi sonucu yüzey alanının azalması, gözenek hacminde azalma veya gözeneklerin küreselleşmesi, çok bileşenli sistemlerde katı fazın sıvı faz içinde çözünmesi sonucu oluşan konsantrasyon farkının giderilmesidir [37].

Sinterleme sırasında meydana gelen boyutsal değişimler, gözeneklerin şekil ve boyut değişimi ve tane büyümesi gibi olaylar, mikro yapı içerisinde sıcaklıkla meydana gelen bazı atomsal taşınım mekanizmalarıyla gerçekleşir. Atomal taşınım mekanizmaları, hacim difüzyonu, yüzey difüzyonu, tane sınırları difüzyonu, buharlaşma, yoğunlaşma ve plastik akıştır. Yüzey difüzyonu ile boyutsal değişim olmaz. Ancak Şekil 2.7’de görüldüğü gibi sinterleme esnasında hacim difüzyonu boyutsal değişmeye neden olmaktadır. Bu mekanizma hacim difüzyonunu, tane sınırı difüzyonunu, plastik ve viskoz akışı kapsamaktadır. Şekilde, BY = buğulanma-yoğunlaşma, YD = yüzey difüzyonu, VD = gözenek difüzyonu, HD = hacim difüzyonudur.



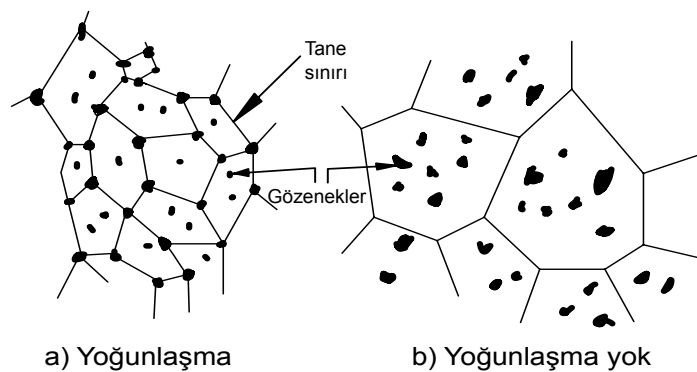
Şekil 2.7. Küreden-küreye sinterlemede; iki tür sinterleme mekanizmasında boyun büyümesi için yüzeyden malzeme taşıma mekanizması, yüzey kaynaklarından sağlanması [33]

Sinterleme işlemi üç devrede gerçekleşmektedir. Bunlar; ilk devre sinterlemesi, orta devre sinterlemesi ve son devre sinterlemesi olarak ifade edilmektedir. Sinterlemenin ilk devresinde kütle taşınım mekanizmasına bağlı olarak tanecikler arasındaki temas noktalarında boyun büyümesi başlar. Bu durum Şekil 2.8’de görülmektedir.



Şekil.2.8. Sinterlemenin ilk aşamasında tanecikler arası boyun oluşumu [33].

Orta devre sinterlemesi, sinterlenen biriketlerin özelliklerinin belirlenmesinde önemli olup, bu devrede yoğunluk artışı ve tane büyümesi görülmektedir. Gözeneklerin yapısı düzelmekte, ancak açık gözenekler son sinterleme devresine kadar kalmaktadır. Bu devrede tane sınırı ve gözenek geometrisi sinterlenme oranını kontrol etmektedir. Sıcaklık artışı ile tane sınırı hareket oranı artmakta, gözenekler daha yavaş hareket ettiğinden gözeneklerden tane sınırı ayrılması meydana gelmektedir. Gözenekler toplam tane sınırını azaltmaktadır. Gözeneklerin tane kenarında tutulmaları için gerekli enerji düşük olup gözenek ve tane sınırı ayrı olursa sistem enerjisi yeni oluşan ara yüzey alanı miktarı oranında artmaktadır. Şekil 2.9’da tane kenarındaki ve tane içerisindeki gözenek dağılımının yoğunlaşmaya etkisi verilmektedir.



Şekil 2.9. Orta devre sinterlemede, iki muhtemel gözenek tane sınırı görünümü: a) tane sınırlarındaki gözenekler yoğunlaşır. b) izole gözenekler yoğunlaşmaz [33]

Son sinterleme devresi, içerisinde gözenek izolasyonu, hacim difüzyonu ve bunlara bağlı olarak büzülmenin olduğu yavaş bir işlemdir. Bu devrede düşük yayınma ve yüksek tane boyutu büyüme oranı, gözenek sayısını azaltmakta; buna karşılık gözenek büyümesine neden olmaktadır. Son sinterleme devresinde gözenek giderme oranı gözenek yoğunluğuna, gözenek yarıçapına, hacim difüzyonuna, tane boyutuna ve gerilme etkilerine bağlıdır [33].

Sinterlemede değişik atmosferler kullanılmaktadır:

- Oksitleyici atmosferler: Hava, CO₂ ve H₂O
- Redükleyici atmosferler: H, Metan CH₄ ve amonyak, CO
- Vakum, helyum, argon ve azot içeren atmosferler
- Nitrürleyici atmosferler: Amonyak [38].

2.5.3.1. Sinterleme teknikleri

Sinterleme işlemi, genel olarak 3 farklı şekilde yapılmakta olup bu teknikler aşağıda açıklanacaktır.

Katı hal sinterlemesi:

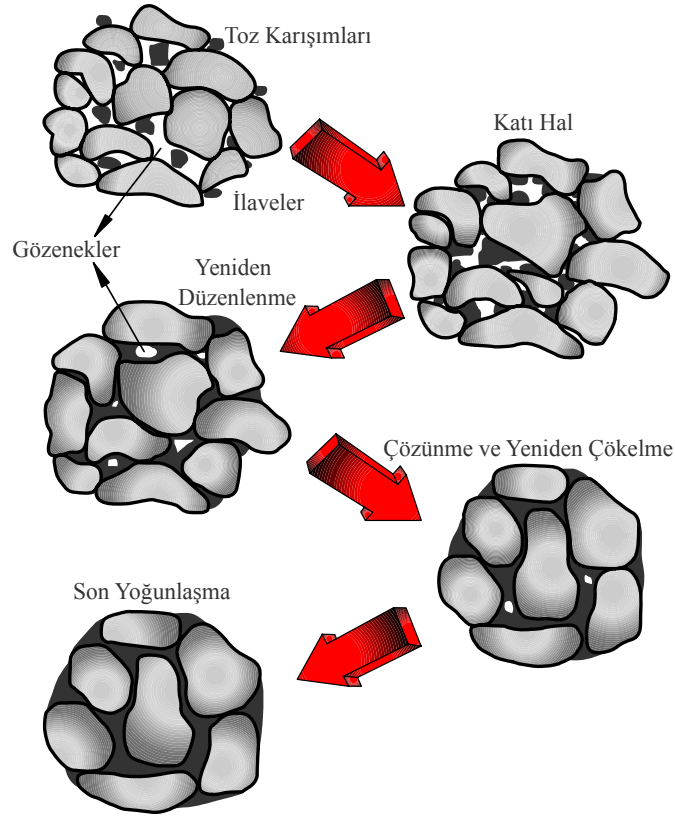
Tek bir elemandan oluşan malzemelerin sinterlenmesinde katı hal sinterlemesi kullanılmakta olup; tek fazlı partiküllerden oluşan kompaktların sinterlenmesi sırasında mikroyapıda meydana gelen değişimler, parçanın boyutu ile beraber fiziksel ve mekanik özelliklerinde de değişimler meydana getirmektedir. Sinterleme için itici güç sistemin serbest enerjisinin düşürülmesidir. Partiküllerin ve tanelerin büyümesi, toplam tane sınırı alanının azalması, serbest enerjide düşmeye neden olmaktadır. Tane sınırlarının eğrilik derecesi büyüdükçe sınırın hareket hızı artmaktadır. Atomların ve sınırın hareketine etki eden en önemli faktör sıcaklık olup, sıcaklığın artışı ile atom yayını hızla artmaktadır. Tane sınırının bu şekildeki hareketi küçük tanelerin kaybolmasını, büyük tanelerin oluşmasını sağlamaktadır [39].

Sıvı faz sinterlemesi:

Sıvı faz sinterlemesi esnasında sıvı faz ve katı bir toz kümesi aynı anda bulunmaktadır. Genellikle sıvı faz sinterlemesi parçacıklar arasında bağ oluşumunu arttırmakta ve sinterleme hızına katkıda bulunmaktadır. Sıvı fazın oluşturduğu kılcal çekim kuvvetleri sayesinde partiküller birbirlerini çekmekte ve herhangi bir basınç olmaksızın hızlı bir yoğunlaşma meydana gelmektedir. Oluşan sıvı faz, partiküller arasındaki sürtünmeyi azaltarak yeniden düzenlenmeyi hızlandırmaktadır. Parçacıklar arası bağlanmaya, mukavemet, süneklik, iletkenlik, manyetik geçirgenlik ve korozyon direnci gibi, gözenek yapısında ve parça özelliklerinde meydana gelen önemli değişiklikler eşlik eder.

Sıvı faz sinterlemesi esnasında sıvı faz elde etmek için kimyasal yapıları farklı tozlar kullanılmaktadır. İki tozun birbirleriyle etkileşimi sıvı faz oluşturmaktadır. Sıvı faz oluşturmak için diğer bir yöntem, ön alaşımlandırılmış bir metal tozunu sıvılaştırma ve katılaştırma eğrileri arasındaki bir sıcaklığa kadar ısıtmaktır. Sonuçta oluşan katı ve sıvı fazların karışımı süpersolidüs sinterlemesine yol açar [40].

Geleneksel sıvı faz sinterlemesinde süreçler birbiri üzerine binen üç aşamada gerçekleşmektedir. Sıvı faz sinterlemesinin temel aşamaları ve mikroyapı değişimleri Şekil 2.10'da şematik olarak verilmiştir. İlk aşamada toz karışımları sıvının olduğu sıcaklıklara kadar ısıtılmakta, sıvının oluşumu ile sıvının katı parçacıklar üzerinde ortaya koyduğu kuvvete bağlı olarak hızlı bir şekilde başlangıç yoğunlaşması olmaktadır. Sistem yüzey enerjisi en düşük duruma indirilmeye çalışılırken, gözenekler giderilir. Yeniden düzenleme boyunca mikroyapı, kılcal hareketler doğrultusunda viskoz bir katı olarak davranır. Gözeneklerin giderilmesi, sinterlenen kompaktın viskozitesi ile ters orantılı artmakta ve yoğunlaşma hızı sürekli olarak azalmaktadır.

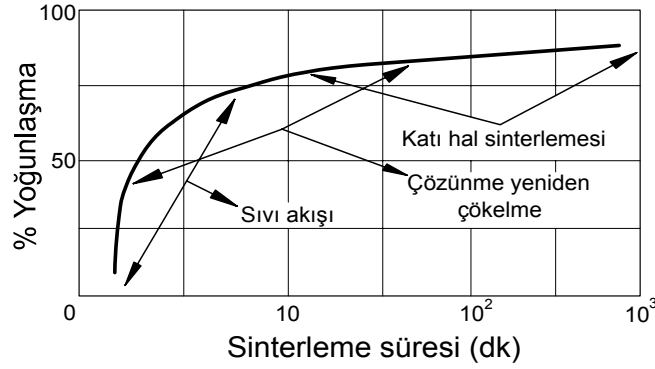


Şekil 2.10. Sıvı faz sinterlemesinde mikroyapısal değişimler [37]

Yeniden düzenlenme ile yoğunlaşma yavaşladıkça çözünürlük ve yayınma etkileri baskın hale gelmektedir. Çözünme ve yeniden çökme aşamasında mikroyapıdaki taneler irileşmektedir. Bir tane onu çevreleyen sıvı içerisindeki tane boyutu ile ters orantılı davranış göstermekte olup; küçük taneler büyük tanelere göre daha yüksek çözünürlüğe sahiptir. Malzeme, yayınma yoluyla küçük tanelerden büyük tanelere iletilir. Bu süreç irileşme olarak adlandırılmaktadır.

Geleneksel sıvı faz sinterlemesinin üç kademesi ve sinterleme süresine bağlı olarak %yoğunlaşma miktarının değişimi Şekil 2.11’de verilmiştir. Sıvı faz sinterlemesinin ilk aşamasında düşük ergime sıcaklığına sahip olan bileşenler sıvı hale geçmekte, sıkıştırma sonucunda aralarında bulunan kılcal boşluklar nedeniyle oluşan kuvvetler, oluşan sıvı fazın boşluklara ilerlemesini sağlamaktadır. Islatıcı sıvıya bağlı olarak kapiler kuvvetler, sıvıyı parçacıklar üzerine ve parçacıklara yakın bir çevreye çekecek şekilde rol oynamaktadır. Oluşan sıvı faz katı parçacıklar arasına sızarken katı parçaların birbirleri üzerine kaynamalarına neden olmaktadır. Böylece mikroyapı

yeniden düzenlenmeye başlamakta; parçacıklar, birbirini izleyen ve bir arada büyüyen parçacıklar gibi yakın olarak yeniden paketlenmektedir. Bu işleme paralel olarak meydana gelen viskoz akış ile mikroyapıda bulunan gözenekler giderilmektedir [34, 40].



Şekil 2.11. Sıvı faz sinterlemesindeki aşamaların şematik olarak gelişimi [33,37]

Sıvı faz sinterlemesinin son aşaması katı hal kontrollü sinterlemedir. Katı hal iskelet yapının varlığı nedeniyle bu aşamada yoğunlaşma yavaşlamaktadır.

Geçici sıvı faz sinterlemesi:

Sıvı faz sinterlemesinin iki farklı alternatifinden biri geçici sıvı faz sinterlemesidir. Yüksek ergime sıcaklığına sahip katı faz çözünme oranının yüksek olduğu durumlarda geçerli olan bu mekanizmada preslenmiş kompakt sinterleme sıcaklığına çıkartılırken sıvı faz oluşur ve oluşan sıvı faz, iç yayınlamayla katı ergiyiğe geçerek yok olur. Kompakt sinterleme sıcaklığında bekletilirken sürecin sonunda oluşan homojen bir katı ergiyik veya iki veya daha fazla katı fazdan oluşan heterojen bir alaşım olabilir.

2.6. T/M'de Kullanılan Tozların Özelliklerinin Belirlenmesi

Toz metalurjisi ile üretilen parçalar, endüstrinin çok değişik alanlarında kullanıldığı için, tozların özelliklerinin uygulama alanının gereksinimlerine göre dikkatli bir şekilde belirlenmesi gerekmektedir. Tozların özelliklerinin birçoğunu üretim teknikleri belirlemektedir. Tozların özelliklerinin araştırılmasında tozun tane

büyüküğü, tane şekli, yüzey alanı, içyapısı ve kimyasal analizi gibi değişkenler dikkate alınmaktadır. Bu parametrelere bağlı olarak görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik, toz akış hızı ve ham mukavemet değerleri farklılıklar göstermektedir.

Tozların özelliklerinin tespitinde nasıl numune alınacağı ASTM standartlarında belirtilmiştir. Alınan numunenin miktarı çok az olduğundan tüm tozu temsil etmesine dikkat edilmelidir. Numune alma statik ve hareketli olmak üzere iki farklı şekilde yapılır. Statik numune almada, sabit bir toz varilinin farklı birkaç noktasından numune alınır. Hareketli numune almada ise toz kütlesi hareket halindeyken numune alınmaktadır. Deneyler için genellikle 100 g toz yetmektedir. Toz metalurjisinde kullanılan tozların özellikleri, fiziksel özellikler ve kimyasal özellikler olmak üzere başlıca iki ana gruba ayrılabilir.

2.6.1. Tozların fiziksel özellikleri

Tozların fiziksel özellikleri; tane şekli ve boyutu, yoğunluk, akıcılık ve sıkıştırılabilirlik olarak sıralanabilir. Metal tozlarının tane büyüküğü genellikle elek analizi ile belirlenmektedir. Tane boyutunda esas olan parçacık boyutlarının belirlenmesidir. Tozun tamamının aynı boyutta olduğu söylenemez, ancak ortalama boyuttan söz edilebilir. Boyut analizleri ile her bir aralıktaki tozun %miktarı ve ortalama tane boyutu belirlenir. Tozun şekli, tane boyutunun tespitinde çok önemlidir. Küresel tozlarda sadece çapın bilinmesi yeterli iken pul şeklindeki toz parçacıklarının pul kalınlığı ile düzlem yönündeki boyutun ölçülmesi gerekir. Alanı Değişik şekilli tozlarda yüzey alanından gidilerek tane boyutu tespit edilir. Yüzey küreye denkleştirilerek tane boyutu bulunur [3].

Tozlarının en önemli özelliklerinden biri olan tane şekli, tozların, akıcılık, görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik ve ham mukavemet gibi özelliklerini etkileyen önemli bir etkidir. Şekil 2.12’de görüldüğü gibi tozların tane şekilleri, tozların üretim metoduna göre değişik şekillerde olabilmektedir. Genellikle küresel şekilli toz taneleri gaz atomizasyonu ile elde edilirken, gaza oranla daha hızlı soğutucu olan su atomizasyonu ile karmaşık tane şekillerine sahip tozlar elde edilmektedir.



Şekil 2.12. Toz üretim yöntemine göre tane şekillerinin değişimi [41]

Herhangi bir tozun görünür yoğunluğu, tozların preslenmesi için dizayn edilen kalıptaki boşlukların boyutlarını belirleyen en önemli faktördür. Görünür yoğunluğun tespiti için gevşek, birbirine yapışık olmayan belirli miktardaki metalik toz hacmi bilinen bir kaba tam olarak doldurulur ve kütlesi ölçülür. Daha sonra kütlenin hacme oranıyla görünür yoğunluk tespit edilir. Kabın gevşek olarak doldurulması tozun eğimli plaklar üzerine düşürülmesi ile sağlanır Demir tozlarının görünür yoğunlukları gözlemlenebilir farklılıklar gösterirler [42].

Yüksek görünür yoğunluğa sahip tozların kullanılmasıyla, kalıp konstrüksiyonu için gerekli malzeme ve zamandan tasarruf etmek, kalıp ömrünü arttırmak ve kırılma riskini azaltmak mümkündür. Bu, yüksek basınç gerektiren yüksek yoğunluklu parçalar üretildiğinde özel bir avantajdır. Bununla birlikte genellikle yüksek görünür yoğunluğa sahip tozlar, kaba tanelere sahip olduğundan, iyi sinterlenebilme özelliğine sahip değildirler. Bunun sonucu olarak bu tozlardan yapılan parçaların çekme mukavemeti ve uzama değerleri, özellikle tek sinterleme uygulandığında düşük olmaktadır.

Bir tozun akıcılık özelliği, o tozun doldurma davranışı ile belirlenir. Akıcılık, toz ile kalıbı doldurmak için gerekli zamana ve özellikle tozun dar aralıklara dolun derecesine bakılarak tayin edilir. Bu nedenle en iyi akış özelliğine sahip tozları seçmek çok önemlidir. İyi derecede bir akma oranı, kalıba dolun için gerekli zamanı azaltarak üretim hızının artmasını sağlar. Fakat istisnai olarak ince taneli tozlar,

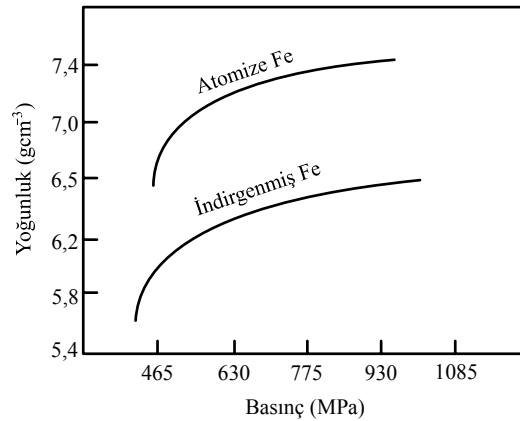
kalıpla zımba arasındaki boşluklara girebilir. Bu olumsuzluk akma oranını azaltan yağlayıcıların tozlara karıştırılması ile giderilebilir.

Bir tozun basınç altında sıkışabileceği miktar veya başka bir deyişle yoğunlaşma miktarı sıkıştırılabilirlik olarak ifade edilmektedir.

Sıkıştırılabilirliği tanımlamak için diğer bir yöntemde aşağıdaki değişkenlerden yararlanılmaktadır.

$$\text{Yoğunlaşma parametresi} = \frac{\text{Parça yoğunluğu} - \text{Görünür yoğunluk}}{\text{Teorik yoğunluk} - \text{Görünür yoğunluk}} \quad (2.1)$$

Buradaki parça yoğunluğu herhangi bir parça için olabilir. Yapılan ölçümler, görünür yoğunluğun artmasıyla sıkıştırılabilirliğin arttığını, düşük basınçlarla bile oldukça yüksek yoğunlaşma sağlanabildiğini, yüksek basınçlarda yoğunluk artışının fazla olmadığını ve sıkıştırılabilirliği değerlendirebilmek için yoğunluk-basınç eğrilerine bakmak gerektiğini göstermiştir. Şekil 2.13'de iki tip demir tozunun basınç ve yoğunluk ilişkisi verilmiştir. Burada, normal demir tozu ile yüksek sıkıştırılabilirlik özelliğine sahip demir tozu arasındaki fark görülmektedir.



Şekil 2.13. Demir tozları için basınç-yoğunluk eğrileri [36].

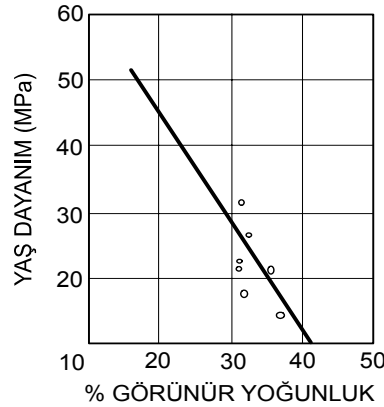
Toz metalurjisiyle parça üretiminde, görünür yoğunluğu yüksek tozların kullanılması ile daha yüksek parça yoğunluğu elde edilebilir. Sıkıştırma oranı, gevşek toz

hacminin, bu tozdan yapılan parça hacmine oranıdır. Çoğu kez düşük sıkıştırma oranı tercih edilmektedir. Böylece kalıp boşluğu ve takım boyutları küçülmekte, takımın kırılma ve aşınma riski azalmakta, pres hareketi azalmakta ve kalıbın daha hızlı doldurulmasıyla hızlı üretim sağlanmaktadır [36]. Sıkıştırmaya etki eden bazı faktörler şu şekilde sıralanabilir:

- a) Metal veya alaşımların tabii sertlikleri: Bazı metaller fazla miktarda soğuk işlem sertleşmesi eğilimindedirler. Presleme sırasında tozlarda deformasyon meydana geldiğinden tozun işleme sertleşme özelliği sıkışabilmeye çok etki eder.
- b) Tane şekli genellikle ne kadar düzensiz olursa onun sıkıştırılabilirliği de o kadar düşük olur
- c) İç gözeneklilik: Bir toz içindeki küçük iç gözeneklilik presleme esnasında kapalı gözeneklerin olmasına sebep olur ve taneler içinde hava hapseder. Bu nedenle taneleri gözenekli olmayan tozlar daha yüksek sıkışabilme özelliğine sahiptir.
- d) Tane boyutu dağılımı: Eşit boyut dağılımlı tozlar nispeten düşük sıkışma özelliği gösterirler. En fazla boşluğu elde eden tane boyut karışımları yüksek sıkıştırma özelliğine sahiptir.
- e) Ametallerin varlığı: İndirgenmemiş oksitler gibi ametaller sert ve düşük özgül ağırlıkta olduklarından sıkıştırılabilirliği azaltırlar.
- f) Katı yağlayıcıların kullanımı: Metal tozlarının preslenmesine yardım etmesi için karıştırılan katı yağlayıcılar hafif ve fazla yer kaplamalarından dolayı sıkışabilmeye etki ederler [36].

Toz metalurjisi biriketleri için önemli özelliklerden biri de yaş dayanımlarıdır. Gözenekler biriketlerin kesit alanını azalttığı için mukavemeti düşürmektedir. Ayrıca gözenekler, stres yoğunlaşmasına ve çatlak oluşmasına neden olurlar. Bu nedenle toz biriketlerin mukavemetleri %100 yoğun biriketlerden çok düşüktür. Biriketleme tane boyutu şekli ve taneler arası sürtünme gibi değişik toz karakterlerine bağlıdır. Yağlayıcı ve biriket boyutları da biriketlemeye etki eder. Parçaların ham mukavemeti tanecik yüzeylerindeki düzensizliklerin mekanik bağlanması ile meydana gelir. Sıkıştırma esnasındaki plastik deformasyon mukavemeti arttırmaktadır.

Genellikle toz yüzey alanının artışıyla ham mukavemet de artar. Bu, tane yüzey pürüzlülüğünün artırılması ve tane boyutunun azaltılması ile gerçekleştirilebilir. Bu özellikler aynı zamanda görünür yoğunluğu azaltmaktadır. Şekil 2.14, demir tozları için görünür yoğunluğa bağlı ham mukavemetin değişimini göstermektedir [43].



Şekil 2.14. Demir tozları için görünür yoğunluğa bağlı ham mukavemet [43]

Oksitlerin ve diğer yabancı maddelerin azaltılmasıyla da ham mukavemet artar. Ham mukavemete, ham yoğunluk ve sıkışabilirlik gibi değişkenler de etki etmektedir. Ham yoğunluk veya sıkıştırma basıncı, mekanik iç bağlanmanın esası olan tane hareketi ve deformasyonuna yardım eder. Sıkıştırma basıncı arttırıldıkça buna bağlı olarak ham mukavemet de artar [43].

2.6.2. Tozların kimyasal özellikleri

Metal tozların en önemli kimyasal özellikleri bileşim ve saflıklarıdır. Saflıkları, kimyasal analizle tayin edilebilir. Sinterlenmiş cisimlerin üretimine ve özelliklerine birinci derecede tesir eder. Metal tozlarının saflığı büyük ölçüde maddelerin saflığına bağlıdır. Örneğin, kendi oksitlerinin hidrojenle redüklenmesiyle elde edilen volfram, kobalt ve demir tozlarının saflığı, pratik olarak kullanılan oksitin saflığındandır. Oksijen ve karbon gibi gayri safiyetlerin malzeme içinde ne şekilde buldukları da önemlidir. Örneğin oksijen, oksit levhaları, erimiş oksit ve absorbe edilmiş gazlar halinde bulunabilir. Oksitlerin redüklenmesi ile hazırlanan metelsel tozlar genellikle muntazam oksit kalıntıları ihtiva ederler. Elektroliz, granülizasyon veya

pülverizasyonla elde edilen tozlardan oksijen genellikle oksit kalıntıları halinde bulunur. Karbon ise serbest karbon (grafit), karbür veya katı solüsyon hallerinde bulunur.

Mekanik olarak hazırlanmış metal tozları öğütücülerden ileri gelen gayri safiyetler ihtiva ederler (Fe, Mn, C gibi). Elektrolizle hazırlanmış metalsel tozlar çok saftırlar. Toplam gayri safiyetleri %2'yi geçmez. Karbonil tozların ihtiva ettikleri oksijen ve karbon miktarı %1,5 kadar yüksek olabilir. Bu gayri safiyetler tozun bir ön ısıtma işleminden sonra sinterlenmesi ile ortadan kaldırılabilir. Demirde bulunan kükürt, fosfor, mangan, silisyum gibi gayri safiyetler tozlarda bulunmazlar. Birçok hallerde tozlarda bazı gayri safiyetlerin bulunmasına müsaade edildiği gibi; sinterlenen malzemenin tozlarına yabancı maddeler de katılabilmektedir. Örnek olarak elektrik ampullerinde kullanılan volfram tozuna toryum veya alüminyum oksit katılması gösterilebilir. Bütün kimyasal özelliklerin tozların sinterlenmesinde önemli tesirleri vardır. Bu nedenle etkilerinin göz önünde bulundurulması gerekir. İlave olarak katılan malzemelerin miktarının artmasıyla da ham mukavemet azalır. Demire grafit veya yağlayıcı ilavesi gibi bazı alaşım elementleri biriketlerin ham mukavemetlerini azaltabilir. Metal tozuna yağlayıcı katılarak yapılan biriketlerin ham mukavemetleri, yağlayıcı katılmadan yapılan biriketlerden epeyce düşüktür [3].

BÖLÜM 3. T/M MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

3.1. Giriş

Malzemelerin mekanik özellikleri, malzeme seçiminde göz önünde bulundurulması gereken en önemli etkidir. Malzemeler, kullanıldıkları ortamlarda maruz kaldıkları gerilmelere, hasara uğramadan dayanabilmelidirler. T/M parçalara, mekanik özellikleri, şekillendirme sonrası uygulanan ısıtma işlemi kazandırılır. Oda sıcaklığında sıkıştırılan T/M parçalarda mekanik bağlar oluşur.

Toz metalurjisi üretim tekniğiyle üretilen parçaların mekanik özelliklerinin en çok sinterleme yoğunluğuna bağlı olduğu bilinen bir gerçektir. Gözenekliliğin veya buna bağlı yoğunluğun yanı sıra farklı mikroyapılara sebep olan alaşım ilavesi ve ısıtma işlemleri de toz metallerin mekanik özelliklerine etki eder. Fakat mekanik özelliklere etki eden en önemli faktör yoğunluktur [1,4].

3.2. Sürtünme ve Aşınma

Birçok makina elemanı, sürtünmeli veya kaymalı zorlamaya maruz kalır. Bu sırada meydana gelen aşınma, parçaların ömrünü ve güvenilirliğini sınırlamaktadır. Tekniğin her safhasında malzemelerin sürtünme özelliklerinden ve sürtünme kuvvetlerinden faydalanılarak çeşitli konstrüksiyonlar gerçekleştirilmektedir. Bunlar, çok çeşitli görevleri yerine getirmektedir. Bu görev, kavramalarda güç nakli, frenlerde hareket halinde bulunan bir makinanın kinetik enerjisinin alınarak durdurulması veya sevk ve hareket silindirelerinde bir hareketin iletilmesi gibi çok çeşitli yerlerde kullanılmaktadır [44].

Aşınma, çeşitli makina ve teçhizatın kullanımı esnasında kırılma kadar tehlikeli bir problem olmasa bile, çok büyük ekonomik kayıplara neden olmaktadır. Gelişmiş ülkelerde aşınma nedeniyle gayri safi milli hâsılanın %7'sine eşdeğer bir kaybın meydana geldiği tahmin edilmektedir [44, 45].

Genel anlamda sürtünme, birbiri üzerinde hareket eden temas halindeki yüzeylerin, hareket haline karşı gösterdikleri direnç olarak tanımlanmaktadır [45, 46]. Hareketin cinsine göre, kayma ve yuvarlanma sürtünmesi gibi değişik sürtünme mekanizmaları vardır. Birbiri üzerinde hareket eden yüzeyler arasına yağlayıcı madde konulup konulmaması bakımından, temas yüzeylerinin durumuna göre kuru, yarı sıvı ve sıvı sürtünme şeklinde üç farklı şekilde de incelenebilir.

Sürtünme kanunlarının belirlenmesinde iki temel esas vardır. Birinci kanuna göre, temas eden yüzeyler arasında oluşan sürtünme kuvveti, görünür temas alanından bağımsızdır. İkinci kanunda ise sürtünme kuvveti, cisimler arasındaki normal yüklerle doğru orantılı olarak değişmektedir. Bu durumda, bir cisim diğeri üzerinde kayarken, yük iki katına çıkarılırsa sürtünme kuvveti de iki katına çıkar. Bu kural daha çok Amontos kuralı olarak bilinmektedir [45].

Sürtünme katsayısı, TS 555'de, "disk veya kampana ile disk veya kampana fren balatası arasındaki sürtünme kuvvetinin normal kuvvete oranıdır" şeklinde tanımlanır. Sürtünme katsayısı, sıcak ve soğuk sürtünme katsayısı olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. Soğuk sürtünme katsayısı, aşınma deneyi esnasında 100, 150 ve 200 °C'de ölçülen sürtünme katsayılarının aritmetik ortalamasıdır. Sıcak sürtünme katsayısı ise, 300, 350 ve 400 °C sıcaklıklarda ölçülen sürtünme katsayılarının aritmetik ortalamasıdır.

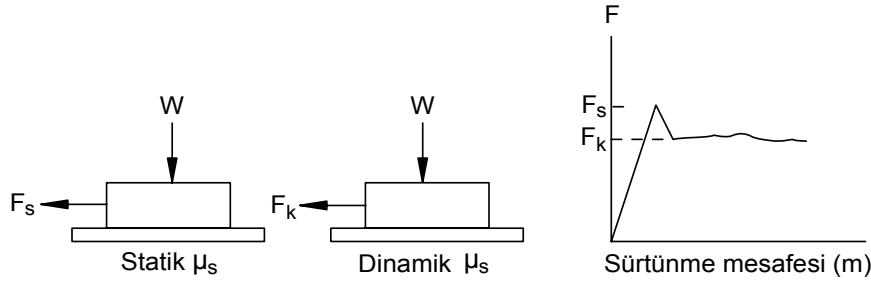
İki malzeme birbiriyle temas edecek şekilde yerleştirildiğinde, malzemelerin birbiri üzerinde kaymasını sağlamak için uygulanan kuvvete dik yönde bir sürtünme kuvveti oluşur. Kaymayı başlatan kuvvet (F_s) ile temas yüzeyine etki eden normal kuvvet (F_n) arasında aşağıdaki bağıntı mevcuttur:

$$F_s = \mu_s \times F_n \quad (3.1)$$

Burada, μ_s statik sürtünme katsayısıdır. Kayma başladıktan sonra, sürtünme kuvvetinde bir azalma olur (F_k). Bu durumda aşağıdaki eşitlik söz konusudur:

$$F_k = \mu_k \times F_n \quad (3.2)$$

Burada μ_k kinetik sürtünme katsayısı olup μ_s 'den daha küçüktür [45, 46].



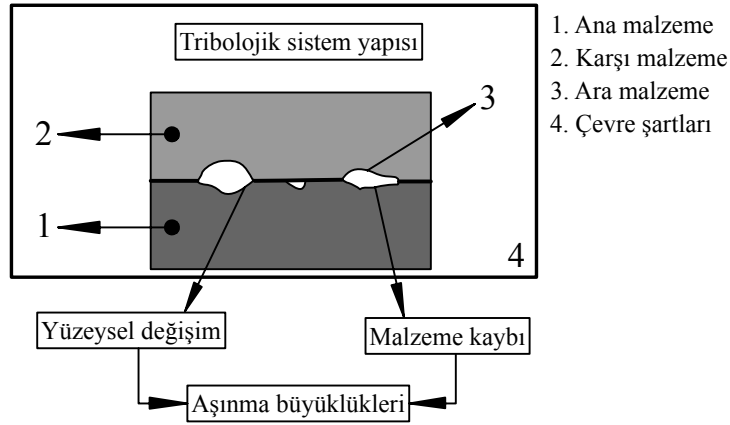
Şekil 3.1. Statik ve dinamik sürtünme katsayıları [47]

Statik sürtünme katsayısı, sıfır hızındaki iki yüzeyin sürtünme değeridir. Dinamik sürtünme katsayısı ise, sıfırdan büyük hızlarda ölçülen sürtünme değeridir. Sürtünme katsayısı, sürtünme hızı, basıncı, sıcaklığı gibi değişkenlere bağlıdır. Pratikte sürtünme denilince akla gelen kinetik sürtünmedir. Aşınmada, enerji kaybı ve sıcaklık artışı gibi olaylar sürtünme nedeniyle meydana gelmektedir. Bu duruma göre, uygulama alanlarını göz önünde bulundurarak, sürtünmenin bazen istenen, bazen de istenmeyen bir olay olduğu söylenebilir. Fren, kavrama ve sürtünmeli çarklar gibi makina elemanlarında sürtünme arttırılmaya çalışılırken, izafi hareket yapan bütün sistemlerde istenmeyen bir olay olan sürtünme azaltılmaya çalışılmaktadır [45].

Sürtünme katsayısı (μ), sürtünme kuvvetinin değerini belirlemektedir. Sürtünme katsayısı, $0,001 < \mu < 10$ değerleri arasında değişir. Vakumda çok temiz yüzeyli metallerin birbirleri üzerinde kaydırılması sırasında sürtünme katsayısı $\mu > 10$ değerindedir. Çok hafif yüklü bir rulmanda ise $\mu = 0,001$ değerindedir. Birçok malzemenin havada birbiri üzerinde kayması durumunda sürtünme katsayısı ($0,1 < \mu < 1$) arasında değişmektedir [47].

Aşınma, katı cismin yüzeyini oluşturan malzeme bölgesinde, sürtünme sonucu meydana gelen, teknolojik olarak bilinen form değişimi veya madde değişimi dışında kalan kalıcı şekil değişimi veya madde değişimi olarak ifade edilir [44]. Bir tribolojik sistem;

- Ana malzeme (aşınan)
- Karşı malzeme (aşındıran)
- Ara malzeme
- Yük, hareket gibi çevre şartlarından meydana gelir [47].



Şekil 3.2. Bir tribolojik sistemin şematik olarak gösterilmesi [45, 47]

Aşınma, makina ve konstrüksiyon tasarımında çok önemlidir. Temas eden yüzeylerde sürtünme kuvvetleri güç kaybına, aşınma ise işleme toleranslarının azalmasına neden olmaktadır. Aşınma sorunlarının yaşandığı tesislerde meydana gelen aşınma maliyetleri beş grupta toplanabilir [45].

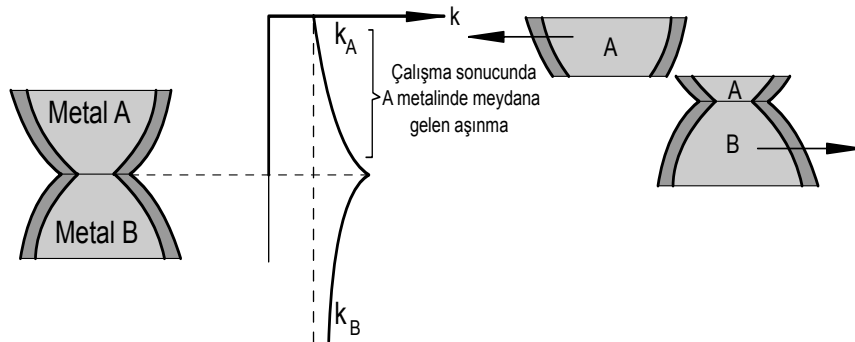
- a) Aşınarak kullanılamaz hale gelen parçanın yenisinin maliyeti.
- b) Bakım ve onarım için tesisin durdurulması ve yeniden başlatılması sebebiyle oluşan üretim kaybı.
- c) Aşınma nedeniyle tesisteki işlem parametrelerinin meydana getirdiği maliyet. Buna örnek olarak, kâğıt fabrikalarında, aşınarak dönme hızını kaybeden silindirlerin üretim hızını düşürmesi gösterilebilir.
- d) Aşınmanın önceden tahmin edilememesi yüzünden meydana gelen kazaların neden olduğu kayıplar.

e) Yukarıdaki sorunların daha az yaşandığı rakip firmalarla rekabet edememenin meydana getirdiği maliyet.

Bir tribolojik sistemin elemanları arasındaki karşılıklı zorlamalar neticesinde meydana gelen aşınmanın farklı türleri vardır. Aşınma yağlayıcı tipi, sıcaklık, yük, hız, malzeme, ürünün yüzey bitirme İşlemi ve sertlik gibi faktörlerden etkilenmektedir [45]. Genelde üç tür aşınma vardır. Bunlar; adhesiv, abrasiv ve tribo oksidasyon aşınması olarak bilinen erozif aşınmadır.

Yapışma aşınması olarak da bilinen adhesiv aşınma en yaygın olarak rastlanan aşınma türü olmasına rağmen, genellikle adhesiv aşınma hasarlarının hazırlayıcı etkisi bulunmaz [45]. Bu tür aşınma, iki malzemenin birbiri üzerinde hareket etmesi sırasında yapışması ve kaymasıyla malzeme yüzeylerinden küçük parçacıkların ayrılması sonucu oluşmaktadır. İki metal yüzeyi birbiri ile temas ettiği takdirde, malzemelerin yüzeylerinde bulunan izler, düzensizlikler, malzeme yüzeyinde bölgesel yüksek basınçlar oluşturmakta ve yüzey filmlerinin kırılmasına neden olmaktadır. Temiz metal yüzeyleri birbirine temas ettirildiklerinde, yüzeylerdeki elektrostatik düzensizlikler sebebiyle kaynama için bir eğilim söz konusudur. Eğer bir yüzey diğer bir yüzey üzerinde hareket halinde ise, kaynamanın olduğu bölgeler kırılacaktır [45].

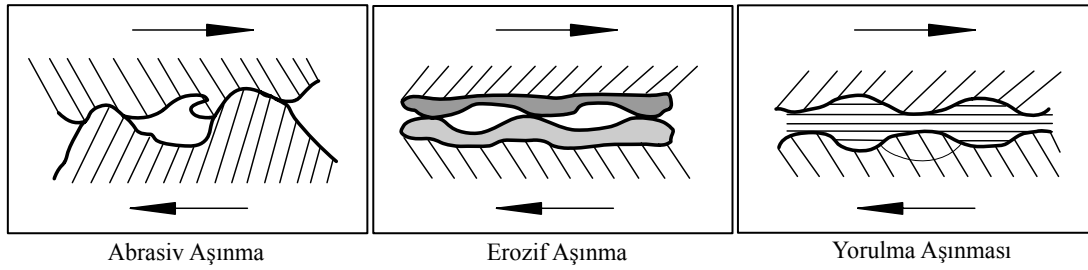
Şekil 3.3’de görüldüğü gibi A ve B metalleri arasındaki yapışma yeteri kadar iyi ise, yumuşak olan A metalinden kopan parçacıklar taşınacaktır. Eğer, A ve B malzemeleri aynı ise, aşınma her iki yüzeyde de meydana gelecektir.



Şekil 3.3. Adhesiv aşınma [46]

Abrasiv aşınma, sürtünen iki yüzey arasına dışarıdan giren ya da iki yüzey arasında oksitlenmeden dolayı meydana gelen daha sert bir maddenin yüzeylerde yaptığı hasar olarak ifade edilir. Bu sert maddeler, yüzeylerde taşlama işleminde olduğu gibi bir malzemedan parça kopartılması olayına benzer bir durum sergilerler [46].

Yorulma aşınması, temas yüzeylerinde oluşan küçük çukurcuklar halinde kendini göstermektedir. Genellikle dişli çarklar, kamlar, rulmanlar gibi yuvarlanma hareketi yapan makina elemanlarının yüzeylerinde oluşur ve zamanla yorulma sonucu zararlı hale gelir. Elastik ve plastik olayların devam etmesi sonucu mikro çatlaklar meydana gelerek çatlak büyümesi sonucunda aşınan parçacıklar kopar. Şekil 3.4'de abrasiv aşınma, erozif aşınma ve yorulma aşınması mekanizmaları gösterilmektedir.



Şekil 3.4. Farklı aşınma mekanizmaları [46]

Oyuklanma, bir aşınma mekanizması olarak düşünülmektedir. Metal yüzeyinin yorulması sonucu ortaya çıkan bir hasardır. Çok düşük gerilmeler altında yapılan hızlı uygulamalarda metal - metal yüzeyinde oyuklara benzer birçok boşluk meydana gelebilir. Çatlaklar yüzeyin hemen altında, maksimum gerilmeye ulaştığı zaman yüzeyin altında bulunan bir boşluk veya inklüzyon köşesi ile birleşerek gerçekleşmektedir. Son teknolojik gelişmelere bağlı olarak çok temiz malzemelerin üretilmesi ile malzemedeki inklüzyon sayısı düşürülmektedir. Çalışmalar inklüzyon dokusunun ve segregasyonların oyuklaşmayı etkilediğini göstermiştir [45].

3.2.1. Aşınma deneyleri ve ölçüm yöntemleri

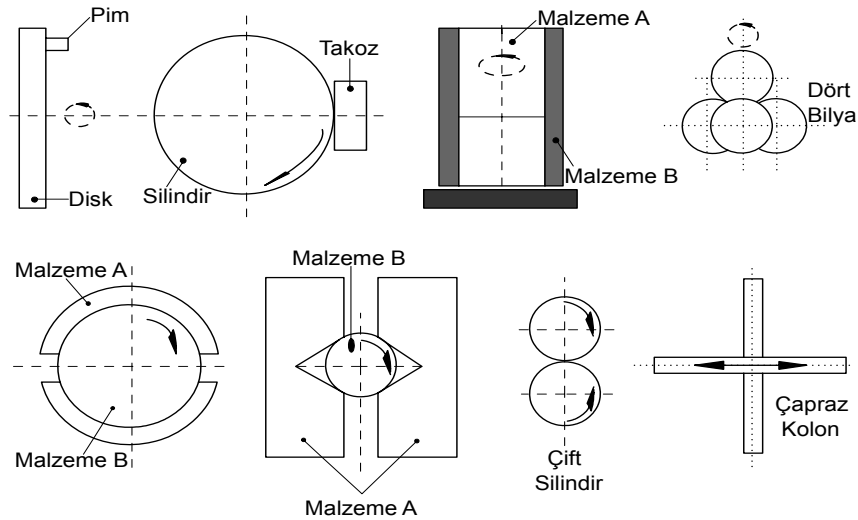
Malzeme kaybı olarak tanımlanan aşınmanın ölçümü, temas eden parçalardan birindeki veya her ikisindeki hacim veya ağırlık kaybı esas alınarak yapılır. Aşınma doğrudan veya dolaylı ölçümlerle verilebilir.

Endüstride kullanılan alet ve ekipmanlarda aranılan özelliklerden biri de servis ömürleridir. Makina parçalarının çabuk aşınması makinanın ömrünü kısaltarak maliyeti artırdığı gibi, onarım için geçen süre de üretimin önemli ölçüde azalmasına neden olmaktadır. Bu sebeple makina imalatında aşınmaya maruz kalabilecek yerlerde aşınma direnci yüksek malzemeler kullanılmaktadır.

Laboratuar şartlarında yapılan deneylerde, ana malzemenin bir modeli ile çalışılır. Bu model, basit geometrik şekle sahip olup, fazla bir masrafa gerek kalmadan üretilebilir ve daha sonra bir deney cihazına takılarak her türlü aşınma ölçme işlemleri bunun üzerinde yapılabilir [45].

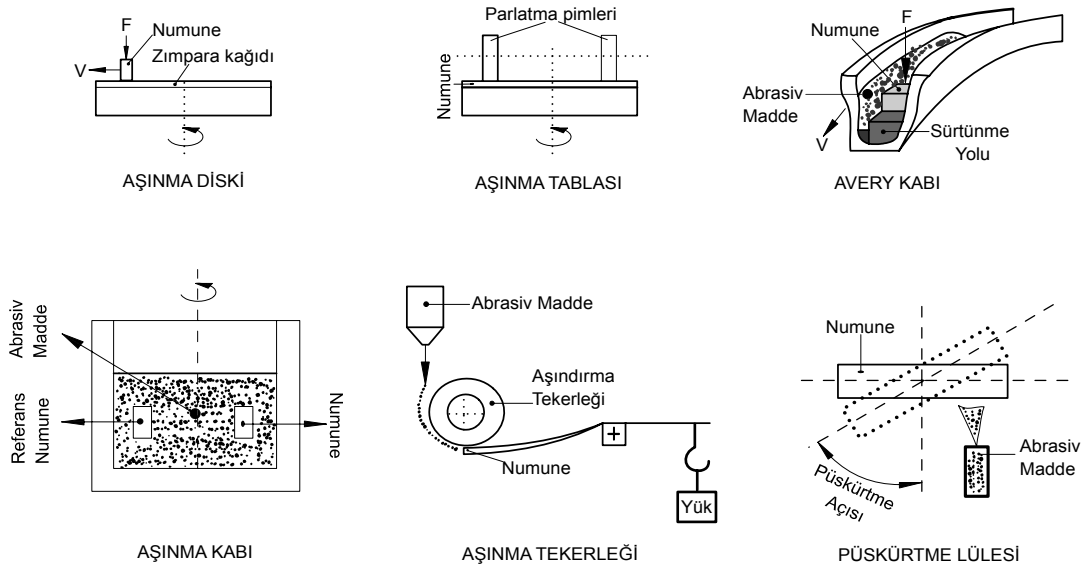
Aşınma deney yöntemlerini genel olarak iki grupta toplamak mümkündür:

a) Yağlamalı ve yağlamasız bir ortamda ana ve karşı malzemenin adhesiv (metal-metal) aşınmasının değerlerinin ölçüldüğü deneylerdir. Şekil 3.5’de bu deneyler görülmektedir.



Şekil 3.5. Yağlamalı veya yağlamasız adhesiv (metal-metal) aşınma deney yöntemleri [45]

b) Katı, sıvı ve gaz halindeki maddelerin etkisi altında yalnız karşı malzemenin aşınmasının ölçüldüğü deneyler şekil 3.6’da gösterilmiştir. Ölçüm yöntemlerinden; ağırlık farkı, kalınlık farkı, iz değişim ve radyo izotop metotları aşağıda sırayla açıklanmıştır [45].



Şekil 3.6. Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan yöntemler [45]

Aşınma deneylerinde, ekonomik olması ve ölçülen büyüklüğün alet duyarlılık kapasitesi dâhilinde bulunması nedeniyle en çok ağırlık kaybı yöntemi kullanılır. Deney numunelerinin her ölçümü için numunenin yerinden çıkartılıp ölçüm yapılması, yani numune yerindeyken üzerinden ölçü alınamaması, bu yöntemin dezavantajıdır. Ağırlık kaybının ölçülmesi 10^{-3} veya 10^{-4} g hassasiyetinde oldukça duyarlı bir terazi ile yapılmaktadır. Aşınma miktarı gram veya miligram cinsinden ifade edilirse, metre veya kilometre olarak tespit edilen sürtünme yoluna göre, birim sürtünme yoluna karşılık gelen ağırlık kaybı miktarı, (g/km), (mg/m) ile ifade edilir. Aşınma miktarı hacimsel aşınma miktarı olarak belirtilmek istendiğinde, yine ağırlık kaybından hareketle, kullanılan malzemenin yoğunluğu ve deney numunesi üzerine etki eden yükleme ağırlığına karşılık gelen hacim kaybından gidilerek bulunabilir. Bu tanımlara göre, en çok kullanılan ağırlık kaybı ölçme metodunda kullanılan bağıntı şudur [45].

$$Wa = \frac{\Delta G}{d.M.S_1} (mm^{-1}.N^{-1}.m^{-1}) \quad (3.3)$$

Formülde;

$$Wa = \text{Aşınma oranı } (mm^3. N^{-1} m^{-1})$$

$$\Delta G = \text{Ağırlık kaybı (mg)}$$

S_1 = Kayma mesafesi (m)

M = Yükleme ağırlığı (N)

d = Aşınan malzemenin yoğunluğu (g/cm^3) olarak verilmiştir. Aşınma oranının (W_a) ters değeri de aşınma direnci (W_r) olarak gösterilir.

$$W_r = \frac{1}{W_a} (N \cdot m / mm^{-3}) \quad (3.4)$$

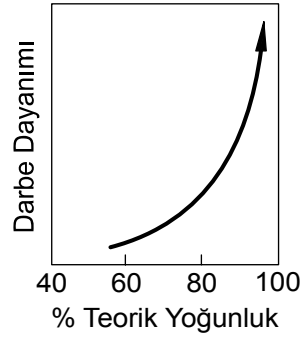
Kalınlık farkı yönteminde, aşınma esnasında oluşacak boyut değişikliğinin ölçülmesi, başlangıç değeri ile son değer karşılaştırılması suretiyle elde edilir. Kalınlık farkı olarak tespit edilen bu değerden gidilerek, hacimsel kayıp değeri ve birim hacimdeki aşınma miktarı hesaplanır. Kalınlık, hassas ölçme aletleri yardımı ile ölçülmelidir [45].

Sürtünme yüzeyinde plastik deformasyon yönteminde, geometrisi belirli bir iz oluşturularak deney boyunca bu izin karakteristik boyutunun değişimi ölçülmektedir. Uygulamalarda iz bırakıcı olarak en çok kullanılan alet, vickers veya brinel sertlik ölçme ucudur. İz boyutundaki değişme mikroskopla, ölçülerek belirlenir [45].

Radyoizotop yöntemi, sürtünme yüzey bölgesinin proton, nötron veya α parçacıklarıyla bombardıman edilerek, radyoaktif hale getirilmesi esasına dayanır. Aşınmanın büyük hassasiyetlerle ölçülebilmesi ve sistem içerisinde çalışma şartlarını değiştirmeden ölçü alınabilmesi yöntemin avantajıdır. Ancak ekonomik olmaması nedeniyle ancak özel amaçlarda kullanılabilir [45].

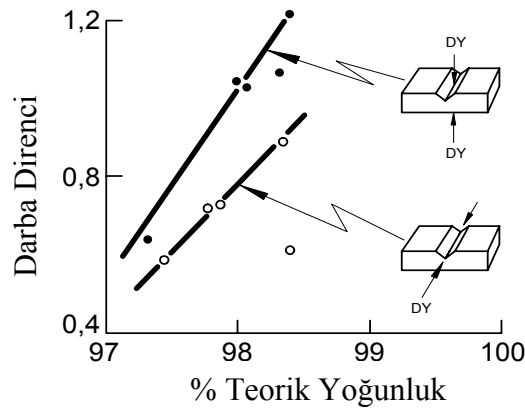
3.3. T/M Parçaların Darbe Mukavemeti

Toz metalurjisi ile üretilen parçaların darbe mukavemetleri aşırı derecede gözenekliliğe duyarlıdır. Yoğunluk ve darbe mukavemeti arasındaki ilişki Şekil 3.7'de gösterilmektedir.



Şekil 3.7. Darbe direncinin yoğunluğa bağlı olarak değişimi [48]

Şekil 3.8’de farklı dövme yönleriyle elde edilen iki tür çentikli izod deney numunesi görülmektedir. Şekilde gösterildiği gibi herhangi bir yoğunlukta, dövme yönüne dik çentikli numuneler, daha yüksek seviyelerde tokluk sergilemektedir.



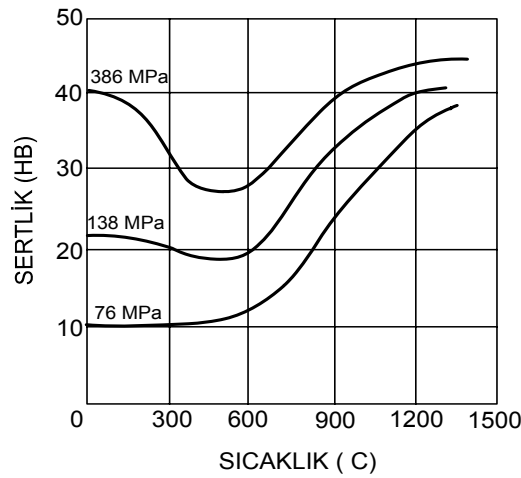
Şekil 3.8. Dövme yönünün darbe direncine etkisi [48]

3.4. T/M Parçaların Sertlik Özellikleri

T/M parçaların sertlik ölçümleri genellikle brinell sertlik ölçüm yöntemi ile yapılmaktadır. Ergitme ile üretilen metallerin sertlik ve çekme mukavemetleri arasında doğrusal bir ilişki bulunmasına rağmen, aynı durum T/M parçalar için geçerli değildir. T/M parçalar gözenekli yapıya sahip olmaları nedeniyle sertlik değeri, ölçümün alındığı noktaların bulunduğu bölgedeki gözenek miktarına bağlı olarak azalabilmektedir.

T/M parçaların sertlik değeri parçayı sıkıştırma basıncına göre de farklılıklar göstermektedir. Yüksek presleme basıncı ile üretilen biriketler yüksek brinell sertlik değerleri göstermektedirler.

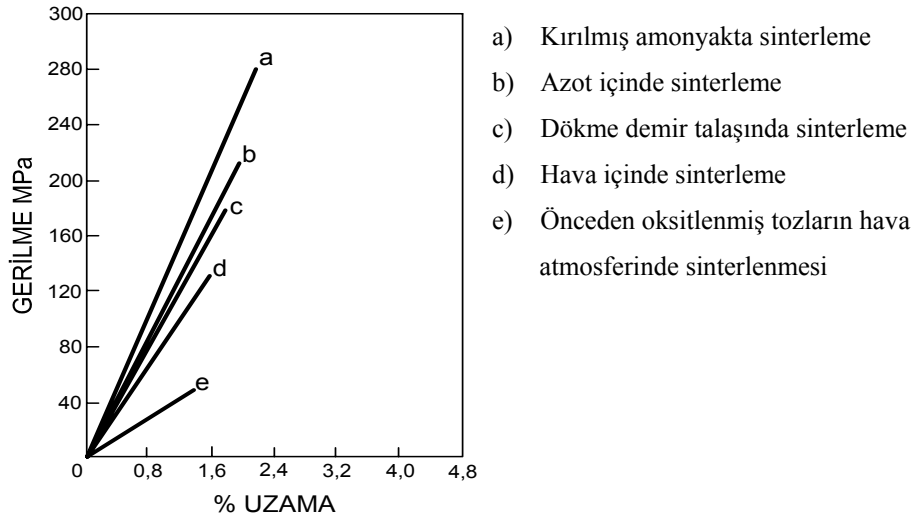
Sinterleme sıcaklıklarının artışına paralel olarak biriketler hacimce küçülür ve buna bağlı olarak yoğunluk artışından dolayı sertlik de artar. Düşük basınçlarda sıkıştırılan biriketlerin sertlikleri, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak artar. Çünkü sıcaklık artışının yoğunluğun artması üzerinde etkisi çok fazladır.



Şekil 3.9. Farklı basınçlarda preslenen demir esaslı T/M parçaların sinterleme sıcaklığına bağlı olarak Brinell sertlik değerlerinin değişimi [43]

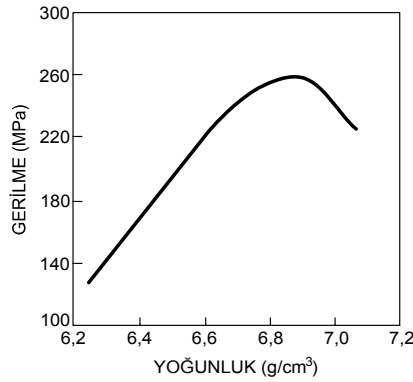
3.5. T/M Parçaların Çekme Mukavemeti

Malzemelere uygulanan yükler ile oluşan gerilmeler, malzemelerde elastik ve plastik değişimlere neden olmaktadır. Az karbonlu çeliklerin gerilme-uzama eğrileri özellikle elastik sınırdan sonra doğrusal değildir. Buna karşılık toz metalurjisi yöntemi ile üretilen metallerde, bileşim aynı olmasına rağmen gerilme-uzama eğrileri doğrusaldır. Özakça, yaptığı bir çalışmada gerilme-uzama eğrilerini doğrusal olarak bulmuştur ve bu eğrilerde herhangi bir akma sınırı görülmemiştir. Ayrıca, bu çalışmada kullanılan sinterleme atmosferinin de çekme mukavemetini etkilediği görülmüştür. Fırın atmosferi ne kadar indirgeyici olursa; buna bağlı olarak çekme mukavemeti de yüksek olmaktadır [26].



Şekil 3.10. Farklı ortamlarda sinterlenen T/M parçaların gerilme-uzama eğrilerinin değişimi [26]

T/M parçaların gözenekli bir yapıya sahip olmaları bu parçaların çekme mukavemetlerini olumsuz yönde etkilemektedir. Şekil 3.11’de T/M parçalarda yoğunluğun çekme mukavemetine etkisi gösterilmiştir.



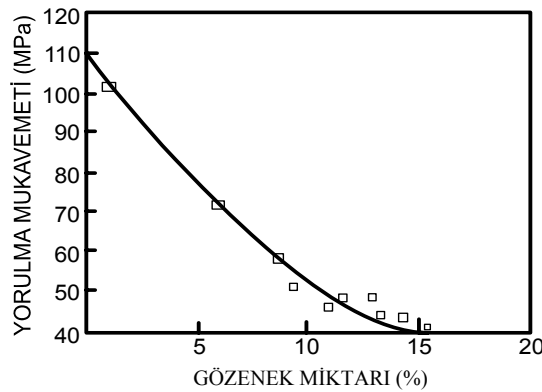
Şekil 3.11. Yoğunluğun çekme mukavemetine etkisi [26]

3.6. T/M Parçaların Yorulma Dayanımları

T/M malzemelerin doğal fiziksel özellikleri içlerinde gözeneklerin bulunmasıdır. Gözenekler gerilme birikmesine yol açtıklarından çatlaklar için öncü olmaktadır. Süneklik gözenek yapısına bağlıdır, ancak darbe ve yorulma gibi dinamik özellikler gözenekliliğe karşı daha hassastırlar. Tam yoğunluktaki T/M çeliklerin bile, çok az miktardaki kalıcı gözeneklerden dolayı, mekanik özellikleri düşmektedir.

Malzemelerin yorulması çok karmaşık bir olay olup pek çok faktörden etkilenmektedir. Gözenekler gerilme biriktirici olarak hareket edebilirler. Ancak gözeneklerin şekil ve büyüklükleri değiştirilerek yorulma mukavemeti geliştirilebilir. Mikroyapının homojen veya heterojen olması da yorulma performansına etki eder. Kimyasal bileşim, yüzey kalitesi, kalıcı gerilmeler ve dış çentikler yorulma mukavemetine etki eden diğer faktörlerdir [49].

T/M çelikler için yorulma mukavemetinin yoğunlukla doğru orantılı olarak arttığı bütün araştırmacıların ortak görüşüdür. Gözenek büyüklüğünün de yorulma mukavemetine etki ettiği ve boyutun arttıkça, aynı gözenek miktarında, mukavemetin düştüğü deneysel tespitlerle gösterilmiştir (Şekil 3.12). Çatlak başlaması için kapalı gözenekler, birbirine bağlı ve dışa açık gözeneklerden daha az tehlikelidir. Yüzeydeki gözenekler gerilme birikmesinden ve yüzeydeki aşırı yüklerden dolayı yorulma çatlak başlaması için tercih edilen yerlerdir. Gözeneklerin küreselleştirilmesi yorulma mukavemetini arttırmaktadır. Aynı zamanda T/M malzemenin yoğunluğunu arttırıcı her yöntem yorulma mukavemetini de arttırır. Böylece; yüksek presleme basınçları, küçük toz boyutu ve alaşım ilaveleri, sıvı-fazlı pişirme ile gözenekleri doldurma, yüksek sıcaklıkta pişirme ile küçük gözeneklerin difüzyonla kaybolması ve büyük gözeneklerin küreselleşmesi ve yüzey tabakalarının plastik deformasyonla yoğunlaştırılması ve faydalı kalıcı gerilme oluşturma yöntemlerinin hepsi yorulma mukavemetini arttırır.



Şekil 3.12. T/M Demir parçalar için yorulma mukavemetine toplam gözenek miktarının etkisi [49]

3.7. Demir Tozlarına Alaşım Elementlerinin Etkisi

Demir tozlarına, mukavemeti arttırmak ve daha iyi mekanik özellikler elde etmek için çeşitli alaşım elementleri ilave edilir. Bu elementlerden bazılarının etkileri aşağıda sıralanmaktadır.

Toz metalurjisinde demir-karbon sistemi iki farklı amaç için kullanılmaktadır. Birincisi parçanın karbürlenmiş durumda yüksek sertlik ve aşınma direncine sahip olmasını ve parçanın iç kısımlarının yumuşak kalmasını sağlamaktır. Karbürizasyon ve sertleştirme, sinterleme işleminden sonra ilave ısı işlemlerle yapılır. İkinci amaç ise elastik özelliğin aranmadığı durumlarda daha ekonomik olarak yüksek çekme mukavemetine sahip parçalar üretmektir. Bu, parçanın her yerinde (yani homojen bir şekilde) demiri karbonla alaşımlandırarak sağlanır. Bu tip malzeme üretiminin en yaygın yöntemi demir tozuyla grafiti karıştırmaktır [6].

Bakır tozu, demir tozuna temelde sinterlenmiş peletin mukavemetini arttırmak için ilave edilir. Demir-bakır peletlerin sinterlenmesi sırasında bakır yüzdesine bağlı olarak boyutsal değişimler meydana gelmektedir. Saf demir parçalar genellikle sinterleme esnasında büzülürler. Artan miktarlarda bakır tozu ilave edilerek ve bakırın ergime sıcaklığının (1083°C) üzerinde sinterleme yapılarak bu büzülme tersine çevrilir ve sonuç olarak genişlemeye dönüştürülür. Genleşme %8–10 bakır ilavesine kadar, artan bakır miktarına paralel olarak artar. Bu, bakırın demir içinde çözünebilir sınırına bağlı olup bu değerden sonra azalmaktadır. Az miktarda bakır ilavesi ise (%1–2) saf demir peletlerin sinterleme esnasındaki büzülmelerini telafi etmek için kullanılabilir [50].

Demir tozlarına hem bakır hem de karbonun birlikte ilave edilmesiyle, bunların tek başına ilave edilmesinden çok daha iyi mukavemet ve yüksek sertlik değerleri elde edilir. Demir-bakır karışımlarına grafit ilave edilmesi sinterleme sırasında bakırdan kaynaklanan genişmeleri azaltır. Demir-karbon karışımlarına bakır ilavesi atmosfer kalitesine bağlılığı azaltma eğilimi de oluşturur. Diğer bir deyişle bakır ilavesi, dekarbürleyici atmosferlerde dekarbürizasyonu önlemeye yardımcı olur [6].

Demir-nikel karışımları yüksek mukavemet ve uzama özellikleri istenen malzemelerin yapımında kullanılır. Demir tozuna eklenen nikel miktarı genellikle %2–5 arasında değişir. Nikel ferritte katı çözelti sertleşmesi sağlayarak çeliğin mukavemetini artırır. Dayanımı artırırken süneklikte önemli bir miktarda azalma olmaz. Nikel, demir içine çok yavaş bir şekilde difüze olur. Bu nedenle demir-nikel karışımlarının sinterlenmesinde yüksek sinterleme sıcaklığına ve uzun sinterleme süresine ihtiyaç duyulur. Eğer nikel tozunun tane boyutu çok küçükse alaşım oluşturma hızı artırılmış olur. Bu sebeple genellikle 5 µm tane büyüklüğüne sahip nikel-karbon tozu kullanılır. Bu toz çok pahalıdır. Fakat küçük ve komple parçaların üretiminde hammadde maliyeti bu toza kıyasla önemsiz sayılabilecek kadar düşükse nikel karbonil kullanımı ekonomik olabilir. Sinterleme sıcaklığı en az 1250–1350°C civarında olmalıdır ve sinterleme süresi 1–2 saat olmalıdır. Parçalanmış amonyak bu işlem için en uygun sinterleme atmosferidir. Demir-nikel karışımından yapılmış peletler sinterleme esnasında büzülürler. Sinterleme sıcaklığında veya sinterleme süresinde yapılacak en ufak değişiklikler bile büzülme miktarı üzerinde çok önemli etkiler oluşturabilirler. Bu nedenle fırına her saat başı beslenen peletlerin ağırlıkları dâhil olmak üzere bütün değişkenler mümkün olduğunca sabit tutulmalıdır. Aksi takdirde, sinterleme esnasında parçaların boyutları değişiklik gösterebilir. Ticari uygulamalarda toz üreticileri, demir tozuna nikeli alaşımlandırarak üretmektedirler. Bu alaşımlı tozların kullanımı normal sıcaklıklarda Sinterlemeye olanak sağlamaktadır. Demir-nikel karışımlarının büzülme problemi bakır ilavesiyle dengelenebilmektedir. Ayrıca bu yöntemle çok iyi mekanik özellikler elde edildiği için demir-nikel-bakır karışımları toz metalurjisinde sıklıkla kullanılmaya başlanmıştır [51].

Fosfor bakırdan kaynaklanan genleşmelere engel olmak amacıyla kullanılır. Eğer fosfor, bakır ya da demir-fosfor olarak ilave edilirse sinterlemede herhangi bir problemle karşılaşmaz. Sinterlenmiş bir lot içindeki boyutsal değişkenlik en az seviyeye indirilebilir. %2,5 Cu ve %2,5 Cu₃P içeren bir demir tozu karışımının 1150°C'de sinterlenmesi sonucu 100–104 HB arasında değişen sertlik değerleri elde edilmiştir [6].

Kükürt demir tozuna temel alaşım tozu olarak ilave edilebilir. Kükürt ilavesi genellikle %0,5 civarındadır. Son zamanlarda yapılan deneyler az miktarda kükürt ilavesinin (yaklaşık %0,25–0,5) sinterleme sırasında açık gözeneklerin kapanmasına sebep olduğunu göstermiştir. Bu olay birbirine bağlı gözeneklerin sorun teşkil edebileceği kaynak, elektro kaplama ve karbürizasyon gibi ek işlemler öncesi çok avantajlıdır [6, 50].

Çeliklere %0,003–0,004 oranında bor katkısı tane incelmesini ve su alma kabiliyetinin artmasını sağlamaktadır. Bor, yüksek oranda Mn, Ni, Cr ve Mo'in sağlayabileceği sertleşebilirlik özelliğini sağlar.

Molibden kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı elementtir. Düşük alaşımlı çeliklerde Ni ile birlikte %0,15–0,30 arasında bulunduğu çeliğin sertleşebilirliğini, çekme dayanımını ve sıcağa dayanımını artırır. Ayrıca aşınma dayanımını da iyileştirir [52].

BÖLÜM 4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Malzeme ve Çalışma Programı

Deneylerde, Höganäs tarafından üretilen distalloy çelik tozlar kullanılmıştır. Distalloy, farklı büyüklük ve şekillerde alaşımlandırılmış Fe esaslı bir tozdur. Bu tozların işlenmesi esnasında, Fe ve çok az alaşım elementi katkıları arasında bir bağ oluşturularak segregasyon önlenmektedir. Distalloy tozlarında bağ oluşumu, redükleyici bir atmosferde tozlar ısıtılarak, difüzyonla sağlanır. Difüzyonla alaşımlandırma kullanımında çok avantaj sağlamaktadır. Bu avantajlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Toz safhasında alaşımların ilavesi segregasyon riskini azaltır.
- Presleme esnasında iyi bir preslenebilirlik sağlar.
- Sinterleme esnasında segregasyon riski az olan, çeşitli şekillerdeki parçalar boyutlandırılabilir.

Bu çalışmada iki farklı bileşime sahip distalloy AE tozları kullanılmıştır. Distalloy AE tozları difüzyonla bağlanmış olan küçük alaşım elementleri ile çok saf Fe tozlarından meydana gelmiştir. Bu tozun, diğer distalloy tozlarından farklı olarak Ni oranı yüksektir. Bu tozun görünür yoğunluğu $3,10 \text{ gcm}^{-3}$ ve ham yoğunluğu 600 MPa basınç ile preslendiğinde 7.12 gcm^{-3} 'tür [53]. Deneylerde MBC firmasında su atomizasyonu yöntemiyle üretilen %99.99 saflıkta, en büyüğü $106 \mu\text{m}$ ve ortalama büyüklüğü $45 \mu\text{m}$ çapında olan bakır tozu ile UF4 ticari isimli grafit tozu kullanılmıştır.

Bu çalışmada, başlangıç tozları olarak bahsedilecek olan ve ticari olarak Starmix 505 ve Starmix 507 olarak adlandırılan iki farklı çelik toz içerisine ilave edilen ferro molibden ve ferro bor, külçe halinde alınarak; değirmende öğütüldükten sonra $37 \mu\text{m}$ 'luk elekten geçirilerek kullanılmıştır.

Deneysel çalışmada kullanılan distalloy, ferro molibden ve ferro bor tozlarının kimyasal içeriği Tablo 4.1’de verilmektedir.

Tablo 4.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan toz karışımlarının kimyasal bileşimi [53, 54]

Tozlar	(%Ağırlık)									
	C	Cu	Ni	MnS	S	P	Mo	B	Amit Mum	Fe
Starmix 505	0,61	1,47	3,95	0,5	-	-	0,5	-	0,9	92,07
Starmix 507	0,19	1,51	1,72	0,5	-	-	0,5	-	0,87	94,71
Ferro Bor	0,39	-	-	-	0,006	0,04	-	18	-	80,358
Ferro Mo	0,1	0,5	-	-	0,1	0,05	61	-	-	36,75

Başlangıç tozlarına çeşitli oranlarda ilave edilen ferro molibden, ferro bor, bakır ve grafit tozları hassas terazide tartılmıştır. Tartma işleminde kullanılan terazi maksimum 200 g kapasiteli olup; 0,0001 g hassasiyetinde, dijital göstergeli ve kalibrasyonludur. Daha sonra atritör içerisinde 500 g ağırlığında ve 5 mm çapında bilyalar kullanılarak 30 dakika süresince karıştırma işlemi yapılmıştır. Kompakt için hazırlanan ikisi ana malzeme olmak üzere 12 farklı toz kompozisyonunun içeriği Tablo 4.2’de verilmiştir.

Tablo 4.2. Kompakt için hazırlanan tozların karışım oranları (e: eser, k: kalan)

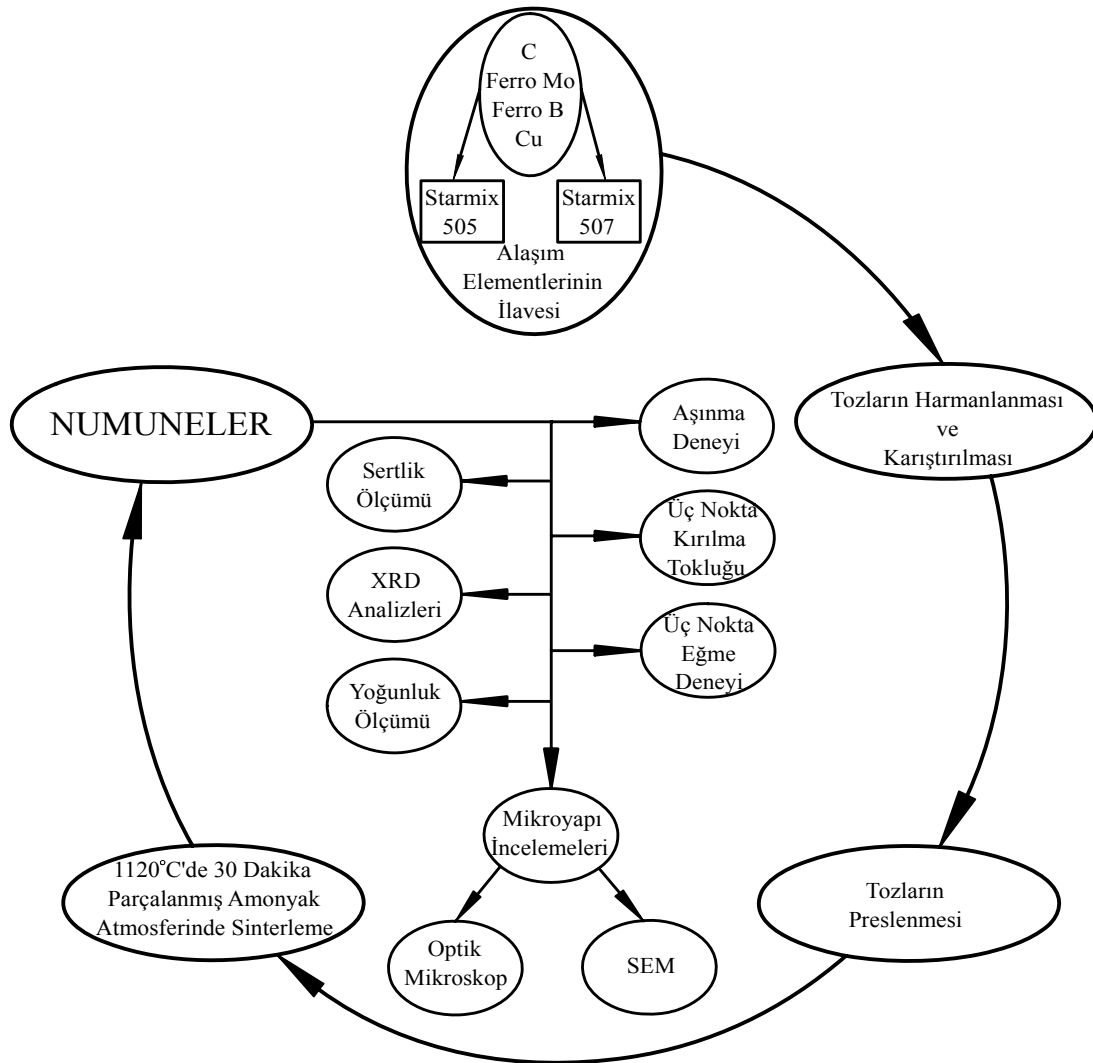
	C	Cu	Mo	B	Ni	MnS	Si	S	P	Amitmum P/M	Fe
505	0,61	1,47	0,5	-	3,95	0,5	-	-	-	0,9	k
A₁	0,8	1,47	2,5	-	3,95	0,5	0,05	e	e	0,9	k
A₂	1	1,47	2,5	-	3,95	0,5	0,05	e	e	0,9	k
A₃	0,8	3,00	2,5	-	3,95	0,5	0,05	e	e	0,9	k
A₄	0,8	1,47	2,5	0,05	3,95	0,5	0,05	e	e	0,9	k
A₅	0,8	3,00	2,5	0,05	3,95	0,5	0,05	e	e	0,9	k
507	0,19	1,51	0,5	-	1,72	0,5	-	e	e	0,87	k
B₁	0,6	1,51	2,5	-	1,72	0,5	0,05	e	e	0,87	k
B₂	0,8	1,51	2,5	-	1,72	0,5	0,05	e	e	0,87	k
B₃	0,6	3,00	2,5	-	1,72	0,5	0,05	e	e	0,87	k
B₄	0,6	1,51	2,5	0,05	1,72	0,5	0,05	e	e	0,87	k
B₅	0,6	3,00	2,5	0,05	1,72	0,5	0,05	e	e	0,87	k

Karıştırılan tozlardan farklı ölçülerde ve farklı presleme basınçları kullanılarak numuneler üretilmiştir. Yoğunluk ölçümü, sertlik ölçümü, mikroyapı incelemeleri ve XRD analizleri için üretilen numuneler 15 mm çapında ve 5 mm yüksekliğinde silindirik numunelerdir. Bu numuneler SAÜ Metalurji Malzeme Mühendisliği Laboratuvarı'nda bulunan 30 ton kapasiteli hidrolik pres kullanılarak preslenmiştir. Aşınma deneylerinde kullanılan numuneler, 6 mm çapında ve 7 mm yüksekliğinde olup, 700 MPa basınçla, SAÜ Teknik Eğitim Fakültesi Metalografi Laboratuvarı'nda bulunan hidrolik pres kullanılarak şekillendirilmiştir.

Üç nokta eğme deneyi ve üç nokta kırılma tokluğu deneyleri için üretilen numuneler $10 \times 55 \times 5 \text{ mm}^3$ boyutlarında olup; aynı ölçülere sahip bir kalıpla SAÜ Teknik Eğitim Fakültesi Yapı Eğitimi Bölümü'ne ait pres kullanılarak 600 MPa'lık basınçla üretilmiştir. Presleme işleminde numunelerin kalıptan kolayca çıkartılabilmeleri için, kalıp iç yüzeylerine asetonla karıştırılmış çinko stearat sürülmüştür. Numuneler, presleme işleminden sonra parçalanmış amonyak atmosferi ile 1120°C sıcaklıkta 30 dakika süren bir sinterleme işlemine tabi tutulmuş ve sonra fırında soğumaya bırakılmışlardır.



Şekil 4.1. Mikroyapı incelemelerinde ve mekanik deneylerde kullanılmak amacıyla T/M ile üretilmiş çeşitli numuneler



Şekil 4.2. Toz metalurjisi ile üretilen parçaların üretim aşamaları ve tabi tutuldukları deneyler

4.2. X –Işınları Difraksiyon Analizi

Sinterlenmiş alaşımlı çelik parçaların XRD analizleri, SAÜ Mühendislik Fakültesi Metalurji Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Rigaku XRD-6000 cihazı ile Cu X-ışını tüpü ($\lambda=1,5405$) kullanılarak yapılmıştır. Bu yöntemde, karakteristik x-ışını, yüksek hızlı elektronlar bir metal hedefe (Cu gibi) çarptırılarak elde edilmektedir. Bahsedilen ışınlar kristal yapıları bir nesneye çarptırıldığında kristal düzlemlerde bulunan atomlar tarafından kırınıma uğrayarak belirli açılarla yansıtılmaktadır. Elde edilen paternlerin standart paternlerle karşılaştırılması sonucu malzemenin kristal özellikleri ve içerisinde bulunan fazlar tespit edilmektedir.

4.3. Mikroyapı İncelemeleri

4.3.1. Optik mikroskop incelemeleri

Sinterlenmiş T/M alaşımlı çelik parçaların mikroyapı incelemesi için bakalite alınan numuneler, sırasıyla 180, 320, 400, 600, 800, 1000 ve 1200 grit numaralı SiC aşındırıcı zımparalarla su altında zımparalanmıştır. Bu işlemden sonra numuneler, sıra ile 1 ve 0,3 μm 'luk Al_2O_3 kullanılarak, mikroyapı incelemelerinde kullanılan özel keçe üzerinde parlatılmıştır. Parlatılan numuneler su ile yıkanıp, yüzeylerine alkol püskürtülerek kurutulmuştur. Mikroskopik incelemeye hazır hale getirilen numuneler %3 Nital ve daha sonra %4 Pikral çözelti ile dağlanmıştır. Dağlama işleminden sonra yıkanarak yüzeyleri alkol ile temizlenen ve sonra kurutulan numunelerin, NIKON LP 1200 ELIPSE marka optik mikroskop kullanılarak mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir.

4.3.2. SEM ve elementel analizleri

Metalografik incelemeler için hazırlanan numunelerin mikroyapı incelemeleri ve üç nokta kırılma tokluğu, darbe ve aşınma testleri uygulanan numunelerin kırılma ve aşınma yüzeylerinin incelemeleri JEOL JSM 6060 LV tarama elektron mikroskobu (SEM) ile yapılmıştır. EDS element analizleri ise SEM cihazına bağlı IXRF 500 model elektron dağılım spektrometresi (EDS) kullanılarak yapılmıştır.

4.4. Yoğunluk Ölçümü

Üretilen T/M parçaların görünür yoğunlukları Arşimet yöntemi kullanılarak belirlenmiştir. Bu prensibe göre, yoğunluğu bilinen bir sıvı içerisinde numunenin kuru ve askıdaki ağırlığından yola çıkılarak yoğunluk hesaplanmıştır.

Görünür yoğunluğu hesaplanan numunelerin teorik yoğunlukları aşağıdaki denkleme göre hesaplanmıştır [55]:

$$\rho_{th} = 100 / (W_{Fe} / \rho_{Fe} + W_1 / \rho_1 + W_2 / \rho_2 + W_3 / \rho_3 \dots) \quad (4.1)$$

Formülde;

$\rho_{Fe}, \rho_1, \rho_2, \rho_3, \dots$ demir ve diğer ilave elementlerinin görünür yoğunluğu,

$W_{Fe}, W_1, W_2, W_3, \dots$ demir ve diğer ilave elementlerinin ağırlık oranlarıdır.

Üretilen numunelerdeki %gözenek miktarı aşağıdaki denkleme göre hesaplanmıştır:

$$\%P = (1 - \rho / \rho_{th}) \times 100 \quad (4.2)$$

Formülde;

$\%P =$ %gözenek miktarı

$\rho =$ görünür yoğunluk

$\rho_{th} =$ teorik yoğunluk

4.5. Mekanik Deneyler

4.5.1. Aşınma deneyi

Aşınma deneyleri Pin-on disk yöntemiyle yapılmıştır. Aşınma deneylerinde aşındırıcı olarak 62 HRC sertliğe sahip 100Cr6 rulman çeliğinden yapılmış disk kullanılmıştır. Aşındırıcı plakanın aşınma öncesindeki yüzeyinin, aşınma sonrasında disk yüzeyinde oluşan izin ve aşındırılan bazı numunelerin yüzey pürüzlülüğü, SAÜ Mühendislik Fakültesi Metalurji Malzeme Mühendisliği Plazma Laboratuvarında bulunan MAHR marka profilometre cihazıyla ölçülmüştür. Disk için yapılan pürüzlülük ölçümlerinde tarama boyu 5,6 mm seçilirken, numuneler için 1,75 mm tarama boyu kullanılmıştır.

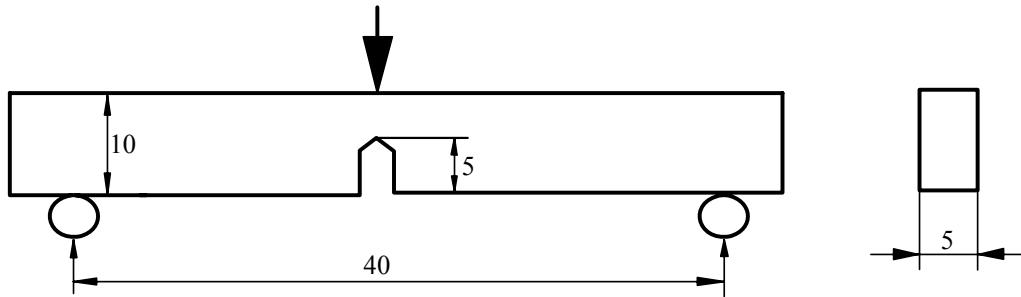
Aşınma testi yapılan numuneler, 1ms^{-1} ve 2ms^{-1} hızlarla 3000 m yol alacak şekilde 10 N ve 25 N'luk yüklere maruz bırakılmışlardır. Numuneler, deney öncesinde ve deney sonrasında 10^{-4} g hassasiyetindeki dijital terazide tartılarak ağırlık kayıpları ölçülmüştür. Aşınma oranı, aşınan malzemenin hacminin alınan yola bölünmesi ile hesaplanmaktadır. Aşınan malzemenin hacmi ise aşınma sonrasında aşınma kaybı ağırlığının, malzemenin yoğunluğuna bölünmesi ile elde edilmektedir.

4.5.2. Sertlik ölçümleri

Sertlik değerlerinin belirlenmesinde Brinell sertlik metodu kullanılmıştır. Sertlik ölçümü, Bulut Makina-BMS 200RB model sertlik ölçme cihazında 2,5 mm çapında bilya ile 187,5 kg'lık yükün 30 saniye tutulmasıyla gerçekleştirilmiştir. Her numunenin ortalama üç farklı noktasından sertlik ölçümü alınıp, ortalama sertlik değerleri tespit edilmiştir. Sertlik alınan numunelerin yüzeyleri, sertlik ölçümü öncesinde 1200 gritlik SiC aşındırıcı zımpara ile sulu ortamda zımparalanmıştır.

4.5.3. Üç nokta kırılma tokluğu deneyi

Kırılma tokluğu (K_{Ic}) deneyi için kullanılan numuneler, ASTM E-399 standartlarında belirtilen ebat ve şekillerde hazırlanmıştır. Şekil 4.3' de kırılma tokluğu numunesinin boyut ve şekli verilmiştir. Kırılma tokluğu deneyi, INSTRON 3367 J5963 marka çekme cihazında yapılmıştır. Basma hızı 0.01mms^{-1} olarak ayarlanmıştır. Kırılma tokluğu değerleri, ASTM E-399'da verilen ve aşağıda gösterilen (4.3) denklemi kullanılarak hesaplanmıştır [24].



Şekil 4.3. ASTM E – 399'a göre üç nokta kırılma tokluğu numunesin ölçüleri

$$K_{Ic} = \frac{P.S}{B.(W)^{\frac{3}{2}}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (4.3)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left[1.99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2.15 - 3.93 \left(\frac{a}{W}\right) + 2.7 \left(\frac{a}{W}\right)^2 \right) \right]}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (4.4)$$

Denklemdede;

K_{Ic} : Kırılma tokluğu (MPa \sqrt{m}),

B : Numunenin kalınlığı (cm),

W : Numunenin genişliği (cm),

S : Numunenin temas ettiği ara mesafe (cm),

P : Uygulanan maksimum yük (kN),

$f\left(\frac{a}{W}\right)$: Numune geometri faktörüdür.

4.5.4. Üç nokta eğme deneyi

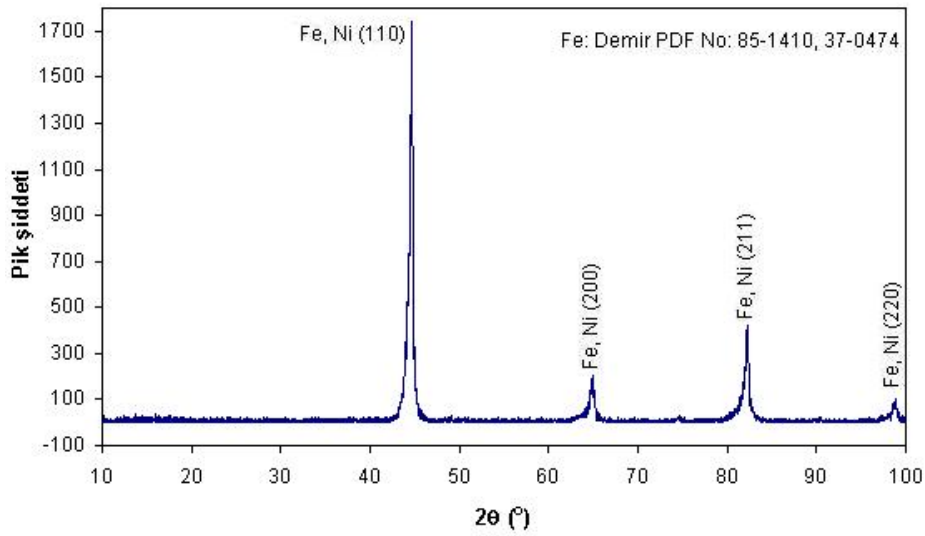
Standartlarda belirtilen kurallara göre INSTRON 3367 J5963 marka bilgisayar destekli çekme cihazında yapılmıştır. Eğme deneyi, 30 kN'luk yük ve $0,01\text{mms}^{-1}$ ilerleme hızı ile yapılmıştır.

BÖLÜM 5. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

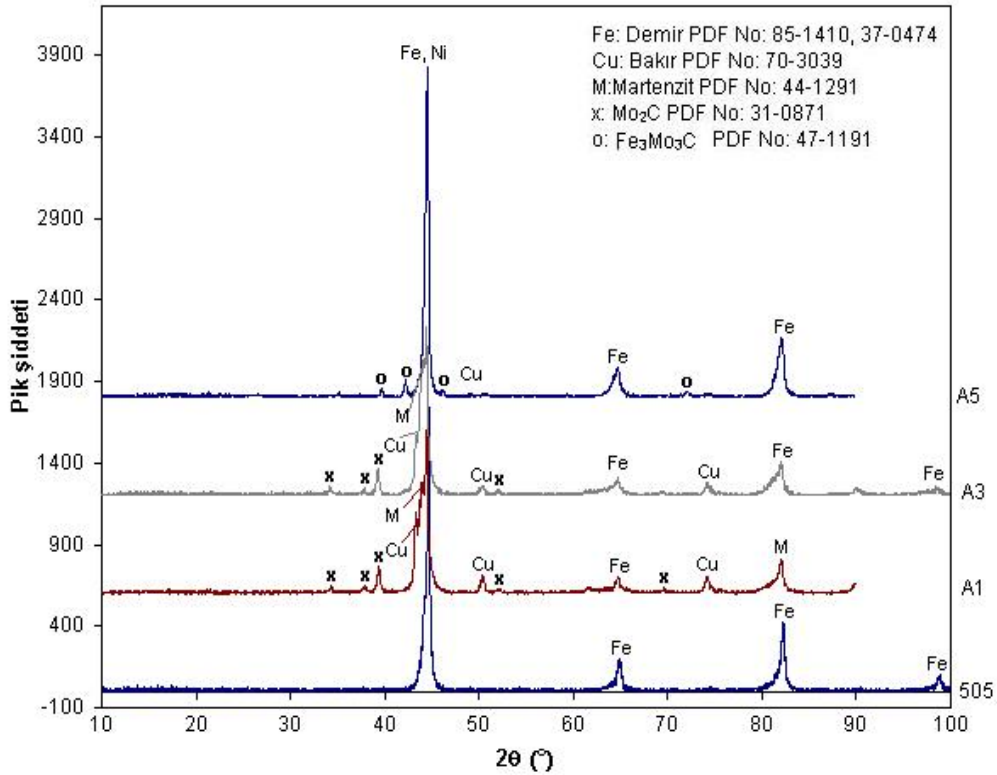
5.1. X—Işınları Difraktometre Analizleri

T/M ile üretilmiş olan numunelere XRD analizi yapılmış olup elde edilen sonuçlar A grubu numuneler için Şekil 5.1.(a-b)'de ve B grubu numuneler için Şekil 5.2.(a-b)'de verilmiştir. Starmix 505 olarak adlandırılan ve içerisinde %4 Ni içeren tozdan üretilmiş olan numuneye ait XRD analizi, Şekil 5.1.(a)'da görülmektedir. Şekil incelendiğinde genellikle Ni içeren Fe pikleri görülmekte; T/M numuneler içerisinde bulunan diğer alaşım elementleri veya fazlar belirli bir değerin altında olduğundan dolayı yapı XRD analiz diyagramında görülememektedir.

A grubu numunelerden bazıları seçilerek, bu numunelere XRD analizleri yapılmış olup; elde edilen sonuçlar Şekil 5.1.(b)'de gösterilmektedir. A grubu numunelerin ana malzemesi olan Starmix 505 tozunun C ve Mo miktarı artırılarak üretilmiş olan A₁ numunesinin içerisinde, Mo₂C fazının oluştuğu şekilden anlaşılmaktadır. A₁ numunesinde ayrıca martenzit pikleri olduğu da görülmektedir. C ve Mo'nin yanında Cu miktarı da artırılmış olan A₃ numunesinde yine Mo₂C pikleri görülmekte olup; bu durum, numunenin sertliğini arttırmaktadır. İçerisine bor ilavesi yapılmış olan A₅ numunesinde ise Fe₃Mo₃C fazları görülmektedir. Bu numunenin içerisinde fazla miktarda bakır bulunmasına rağmen, piklerde bakır miktarının çok az olduğu görülmüştür. Bu duruma numune içerisinde bor elementinin bulunmasının ve sinterleme sıcaklığının düşük oluşunun neden olduğu düşünülmektedir.



(a)

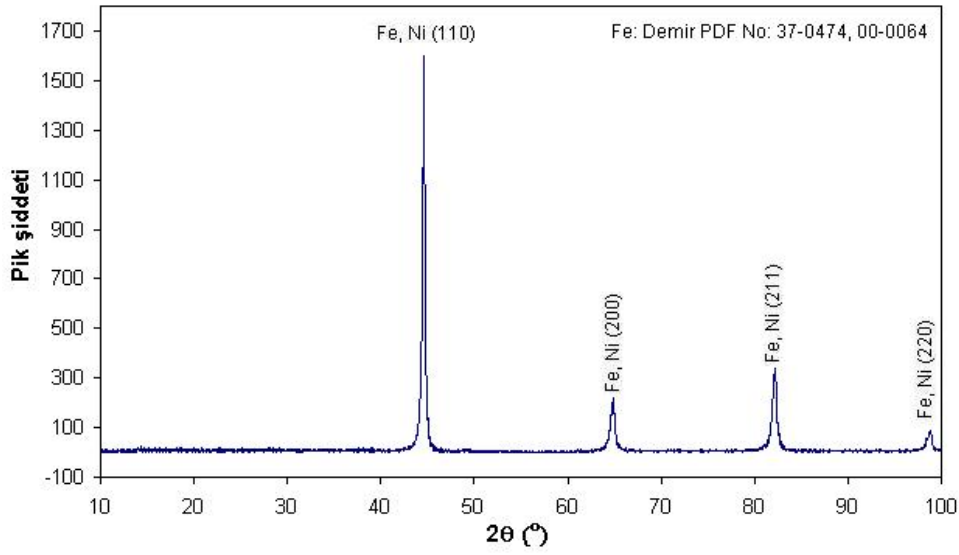


(b)

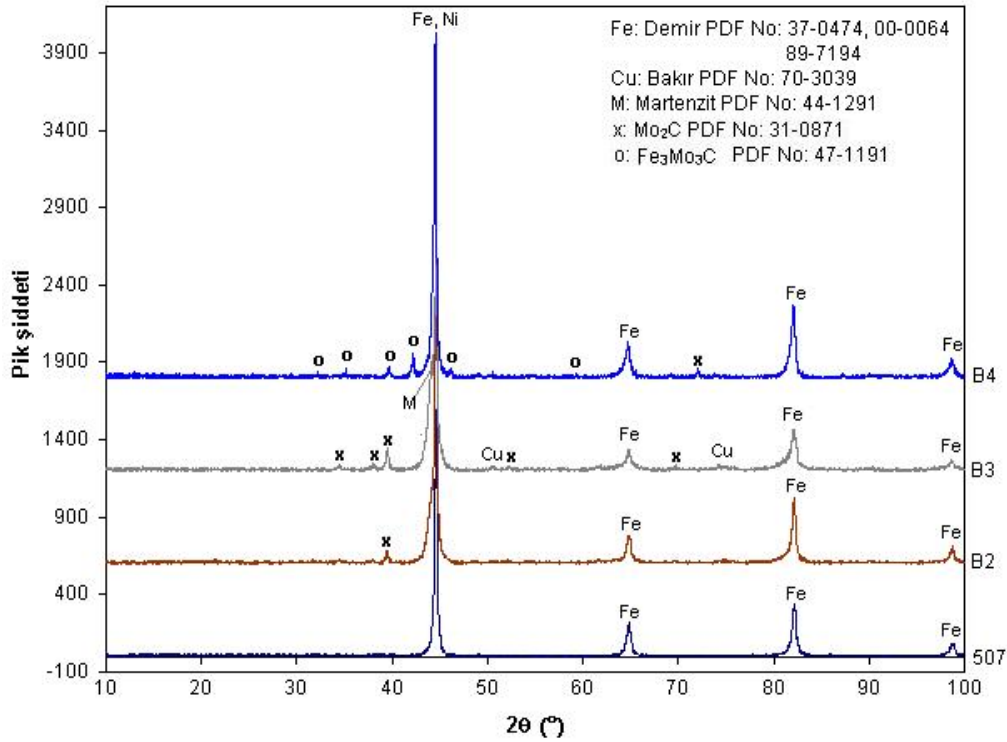
Şekil 5.1.a) 505, b) A grubu numunelerden bazılarının XRD analiz sonuçları

Şekil 5.2.(a)'da Starmix 507 olarak adlandırılan ve içerisinde %1,75 Ni bulunan tozdan üretilmiş olan numunenin XRD analizi görülmektedir. Bu numune genelde Starmix 505 numunesiyle aynı pikleri göstermiş olup, aralarında büyük bir fark gözlenmemiştir. B grubu numunelerden bazılarının XRD analizleri Şekil 5.2.(b)'de

gösterilmiştir. Şekil incelendiğinde B₂ numunesinde Mo₂C fazının bulunduğu görülmektedir. B₃ numunesinde ise Mo₂C piklerinin sayısı artmakla beraber, Cu fazında da artış gözlenmektedir. İçerisinde bor bulunan B₄ numunesinde Fe₃Mo₃C piklerinin oluştuğu görülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 5.2.a) 507, b) B grubu numunelerden bazılarının XRD analiz sonuçları

Tsuchida [56], yaptığı bir araştırmada bu tozların mekanik olarak alaşımlandırılmasında, Fe/Mo/C tozlarının farklı mol oranlarında 1-3 saat karıştırılması ve 800°C'de 30 dakika ısıtılması sonucunda Fe₃Mo₃C isimli üçlü karbür ve Mo₂C fazının oluştuğunu belirtmiştir. Bir saatlik karıştırmada Fe/Mo/C 6:6:1 ve 3:3:1 oranlarında Fe₃Mo₃C oluşmaktadır. 1:1:1, 2:2:3, 1:1:3 ve 1:1:6 oranlarında ise Mo₂C oluşmaktadır. Bu çalışmada tozların homojen karışmasının sağlanması için her bir toz karışımı, atritör içerisine çelik bilyalar konularak 30 dakika karıştırılmıştır. Burada ilginç olan durum, içerisine ferro bor ilave edilen A₅ ve B₄ numunelerinde çoğunlukla Fe₃Mo₃C fazının oluşmasıdır. İçerisinde yüksek oranda molibden ve karbon bulunan A₁ numunesinde bazı açılarda Mo₂C oluştuğu görülmektedir. A₁ numunesine göre içerisinde Nikel miktarı daha az olan B₂ numunesinde sadece bir pikte Mo₂C görülmektedir. İçerisinde bakır miktarı fazla olan B₃ numunesinin XRD analizinde birkaç açıda Mo₂C pikleri bulunmaktadır.

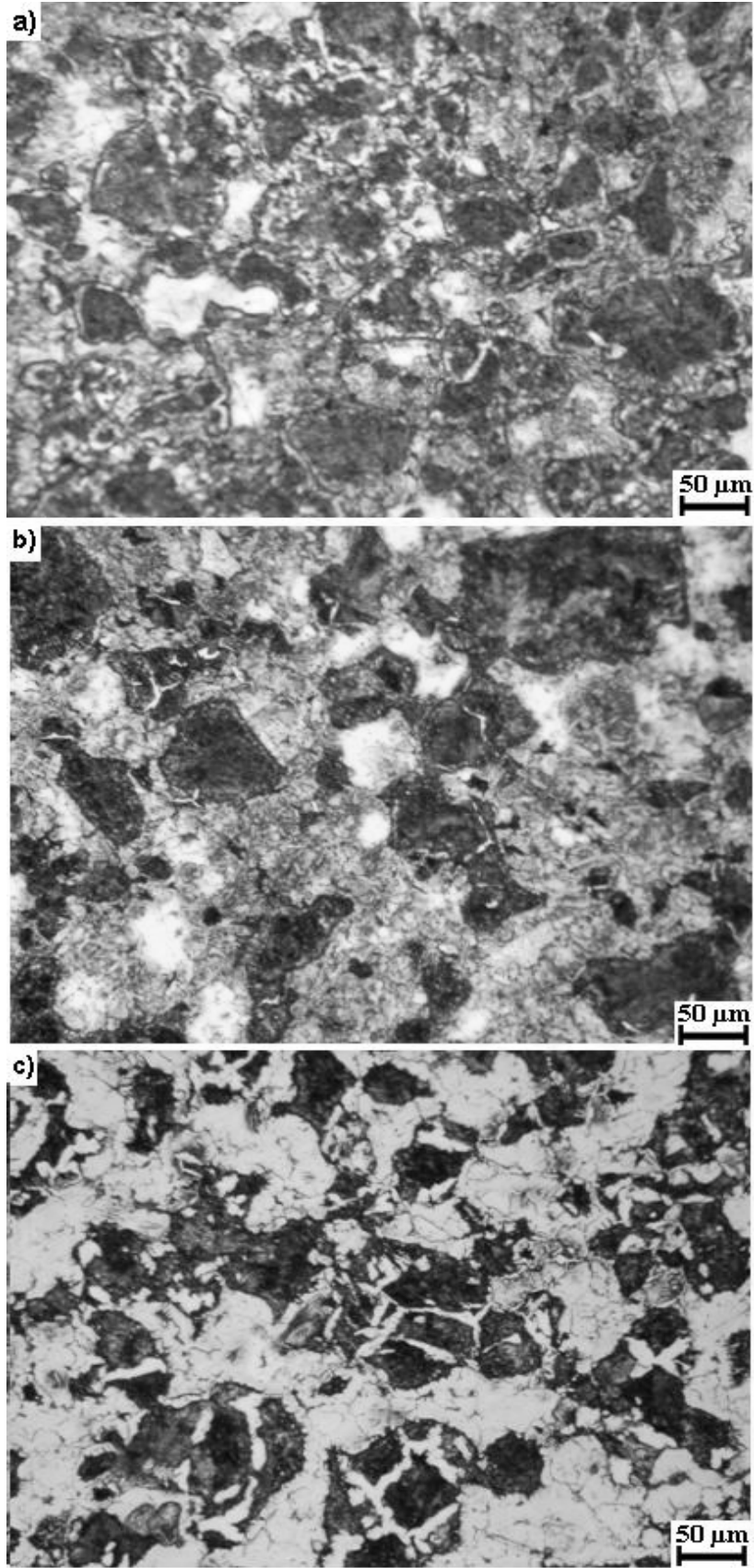
5.2. Mikroyapı İncelemeleri

5.2.1. Optik mikroskop çalışmaları

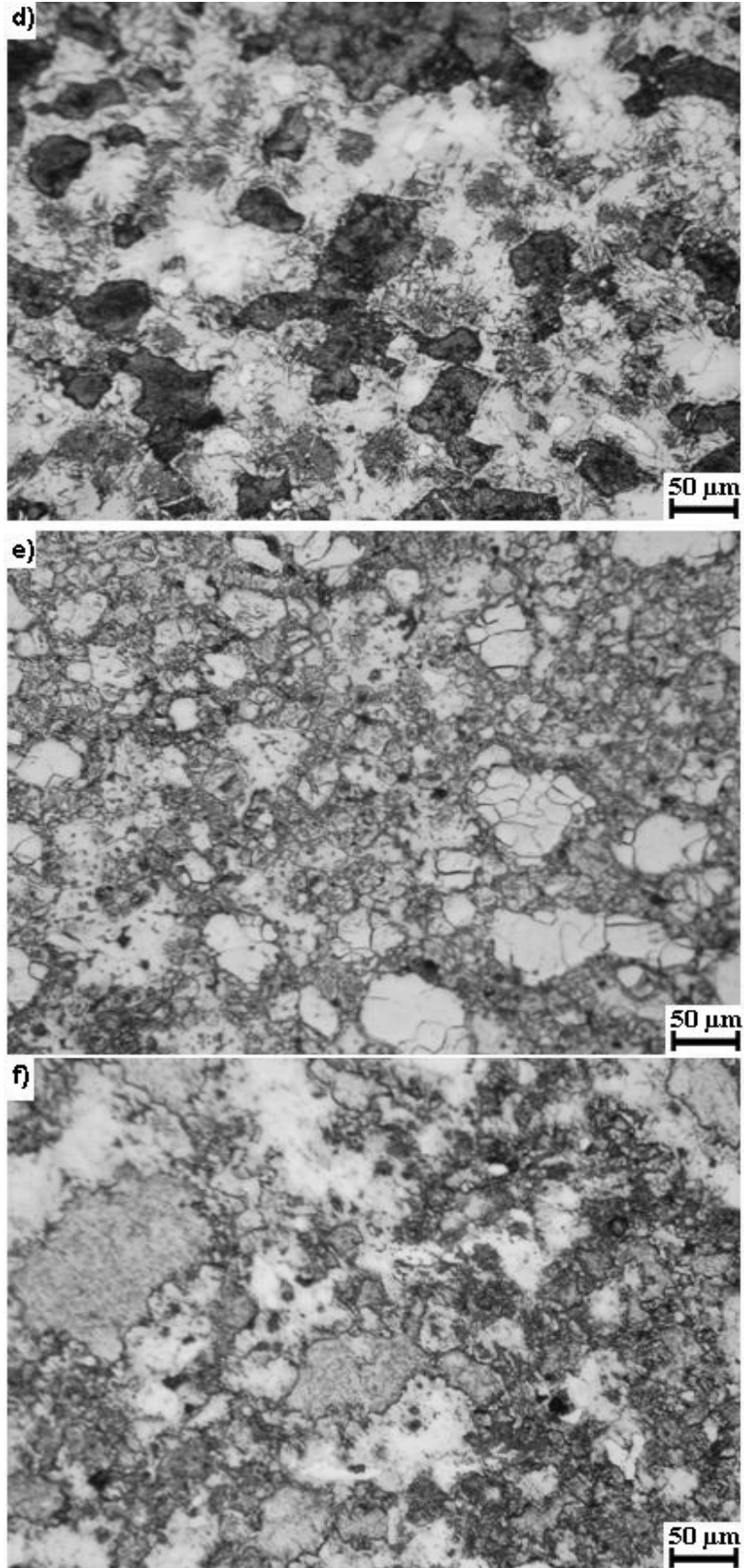
Fe-Ni-Cu-Mo-C distalloy tozları kullanılarak T/M yöntemi ile üretilen alaşımlı çelik numunelerin mikroyapıları içerisindeki faz dağılımları incelenmiş olup; optik mikroskop görüntüleri A grubu numuneler için Şekil 5.3.(a-f)'de ve B grubu numuneler için Şekil 5.4.(a-f)'de verilmiştir.

Şekil 5.3.(a)'da ticari ismi Starmix 505 olan ve içerisinde %4 oranında Ni bulunan tozdan üretilmiş olan numunelerin optik mikroskop görüntüsü verilmiştir. Mikroyapı içerisindeki faz dağılımı heterojen olmakla beraber, genellikle mikroyapının ferritik, perlitik ve beynitik yapılardan oluştuğu görülmektedir. Malzeme içerisine Mo ve C ilave edildiğinde ferritik yapının ve beynitik yapının daha çok arttığı görülmüştür (Şekil 5.3.(b)). C artışıyla beraber ince taneli perlit fazının çoğaldığı, mikroyapı içerisindeki perlit görüntülerinin daha koyu renkli görüntüsünden anlaşılmaktadır (Şekil 5.3.(c)). Malzeme içerisine Cu ilave edilmesiyle beraber perlitik tanelerin incelendiği görülmektedir (Şekil 5.3.(d)).

Malzeme içerisine bor ilave edilmesi mikroyapıyı önemli şekilde değiştirmiş olup; yapı içerisinde perlitik yapının dağıldığı ve beynitik yapıya benzer bir yapının oluştuğu ortaya çıkmaktadır (Şekil 5.3.(e)). Aynı zamanda bor olan malzeme içerisinde fazla Cu bulunmasıyla yine mikroyapıda değişiklikler olmaktadır (Şekil 5.3.(f)). Bu değişiklik perlitik yapının beynitik yapıya dönüşmesi ve ferrit tanelerinin őkil ve dağılımının değişmesi őkliindedir. Ayrıca içerisinde bor bulunan A₄ ve A₅ numunelerinin mikroyapılarında, gözenek miktarının daha fazla olduğu görülmektedir.



Şekil 5.3. T/M ile üretilmiş a) 505, b) A₁, c) A₂, d) A₃, e) A₄, f) A₅ numunelerinin optik mikroskop görüntüleri

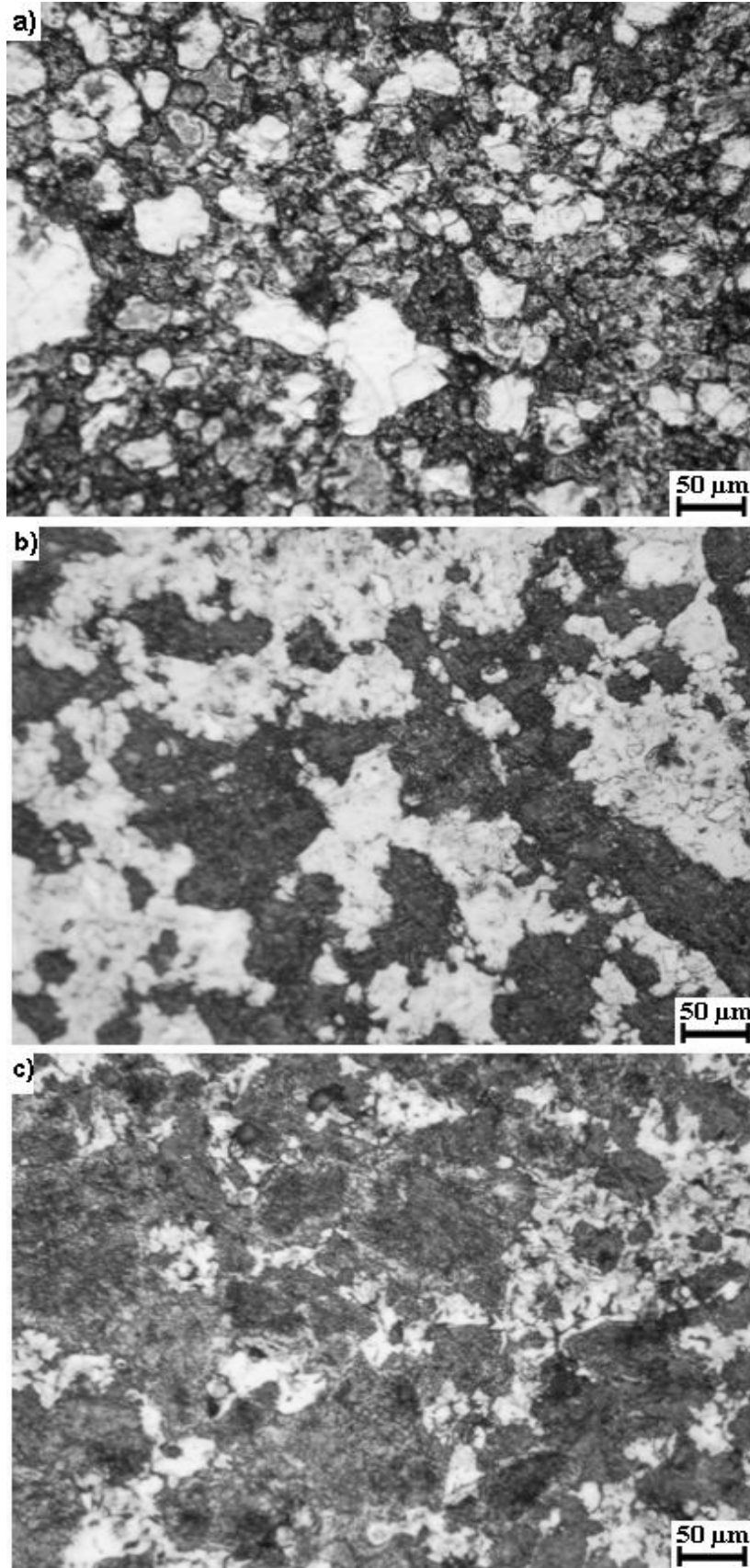


Şekil 5.3'ün devamı

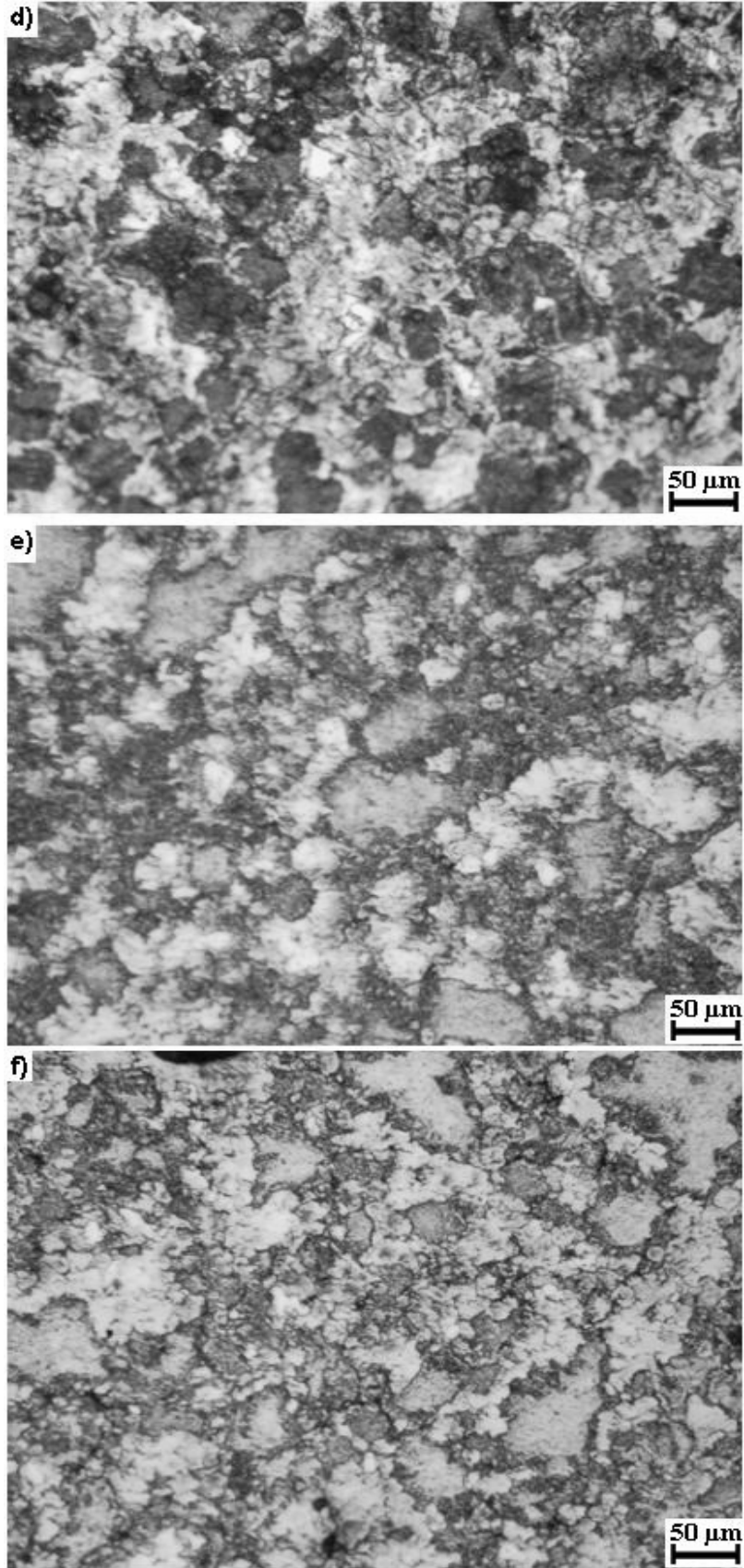
İçerisinde Ni oranı %1,75 olan ve ticari olarak Starmix 507 olarak adlandırılan tozdan üretilmiş numunelerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 5.4.(a-f)'de gösterilmektedir.

Şekil 5.4.(a), içerisine herhangi bir toz ilave edilmeden Starmix 507'den üretilmiş parçanın görüntüsü olup; bu görüntüye bakıldığında, mikroyapının ferritik, beynitik ve perlitik fazlardan oluştuğu görülmektedir. Fazların büyüklüklerinin dağılımı çok homojen değildir.

Şekil 5.4.(b)'de görüldüğü gibi malzeme içerisine C ve Mo ilave edildiğinde perlitik taneler büyümektedir. Şekil 5.4.(c)'de ise C oranının ve Cu miktarının artmasıyla beraber başlangıç tozuna göre mikroyapı içerisindeki perlit fazının incelmesi ve mikroyapı içerisinde homojen dağılımı, miktarının arttığı görülmektedir. Başlangıç tozu içerisine bor ile beraber Cu ilave edildiğinde Şekil 5.4.(e-f)'de görüldüğü gibi çok farklı bir mikroyapı görülmektedir. Mikroyapıdaki bu farklılık, ferrit ve perlit fazlarının iç içe girmesi ve faz dağılımının homojen olamayışı şeklindedir.



Şekil 5.4. T/M ile üretilmiş a) 507, b) B₁, c) B₂, d) B₃, e) B₄, f) B₅ numunelerinin optik mikroskop görüntüleri



Şekil 5.4'ün devamı

5.2.2. SEM mikroyapı incelemeleri

Mikroyapı incelemelerinde ayırt edicilik gücü fazla olduğundan dolayı, üretilen T/M numunelerin mikroyapıları içerisindeki fazların daha net görüntülenebilmesi amacıyla taramalı elektron mikroskobu görüntüleri alınmıştır. Öncelikle A grubu T/M parçalar incelenmiş olup, elde edilen görüntüler Şekil 5.5.(a-f)'de gösterilmiştir.

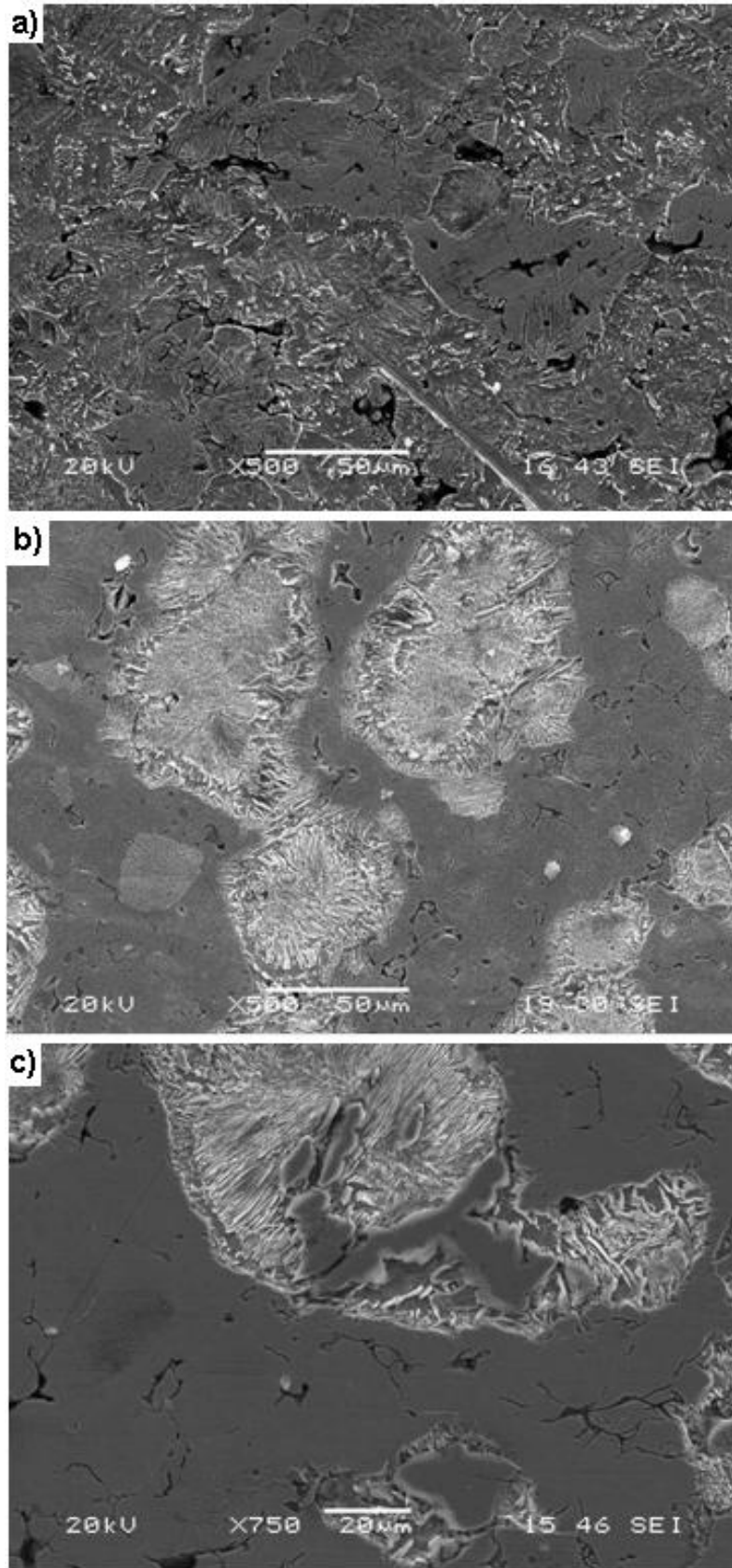
Şekil 5.5.(a) Starmix 505'den üretilen numunenin görüntüsü olup, bu görüntüde yapının ferritik ve perlitik olduğu ve malzeme içerisinde bir miktar gözenek bulunduğu görülmektedir.

Şekil 5.5.(b)'de başlangıç tozu içerisine bir miktar grafit ve molibden ilave edildiğinde, perlitik yapıların daha net görüldüğü ve küçük gözeneklerin bulunduğu görülmektedir.

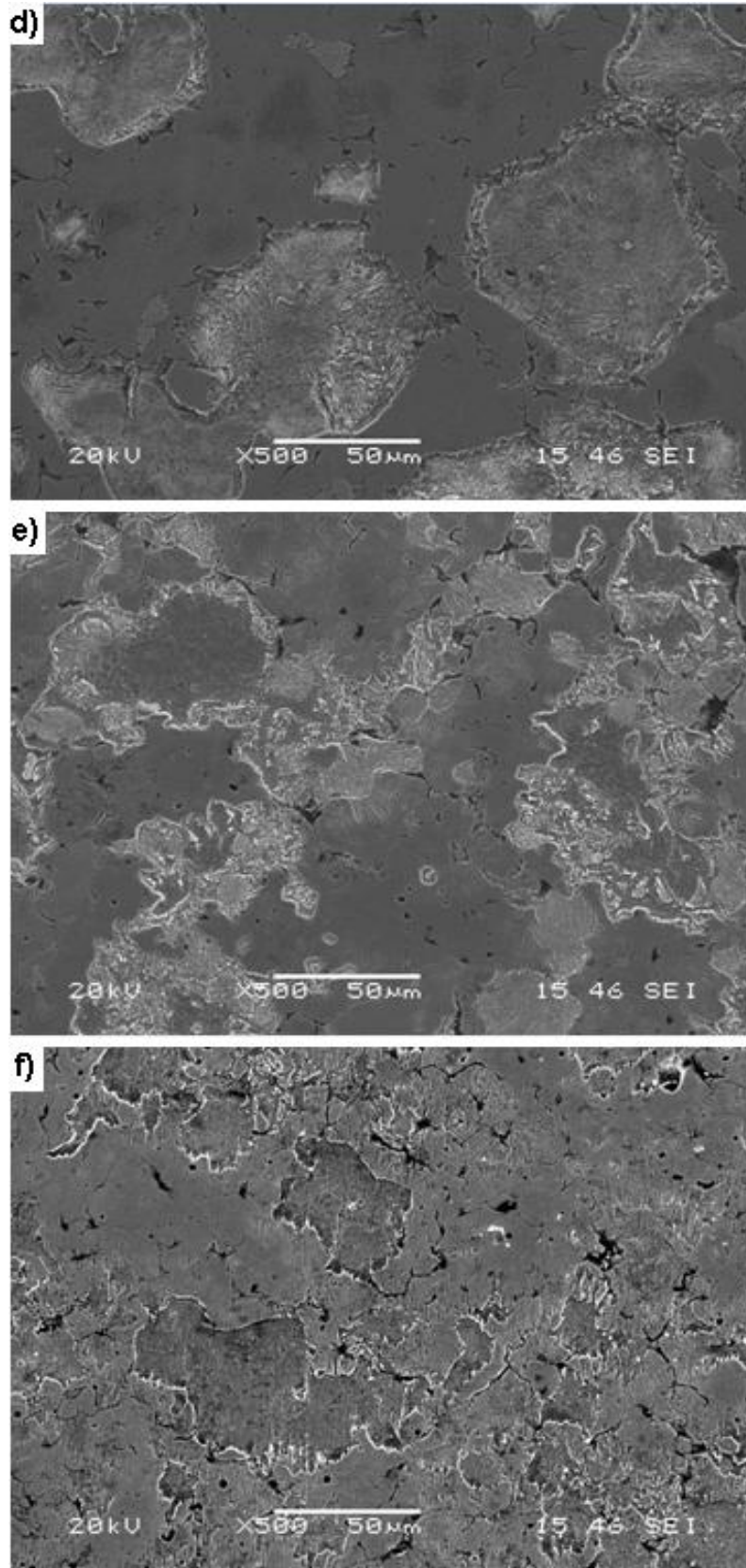
Başlangıç tozu içerisine ilave edilen grafit miktarı arttığında Şekil 5.5.(c-d)'de görüldüğü gibi perlit taneleri daha net olmaktadır. Malzeme içerisindeki C miktarının artışıyla, sinterleme sonrasında mikroyapıda oluşan perlitin ince perlit olduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 5.5.(d)'de başlangıç tozu içerisine Cu ilavesinin, mikroyapı içindeki ferritik fazın daha az gözenekli olmasına ve ferrit ile perlit arasındaki bölgede farklı bir geçiş bölgesi oluşmasına neden olduğu görülmektedir.

Başlangıç tozu içerisine bakır ile birlikte bor ilave edilmesi mikroyapıyı değiştirmekte; ferritik ve perlitik tanelerin birbirine karışmasına, dağılımın heterojen olmasına ve mikroyapıda bol miktarda gözenek bulunmasına neden olmaktadır (Şekil 5.5.(f)).



Şekil 5.5. T/M ile üretilmiş a) 505, b) A₁, c) A₂, d) A₃, e) A₄, f) A₅ numunelerinin SEM görüntüleri

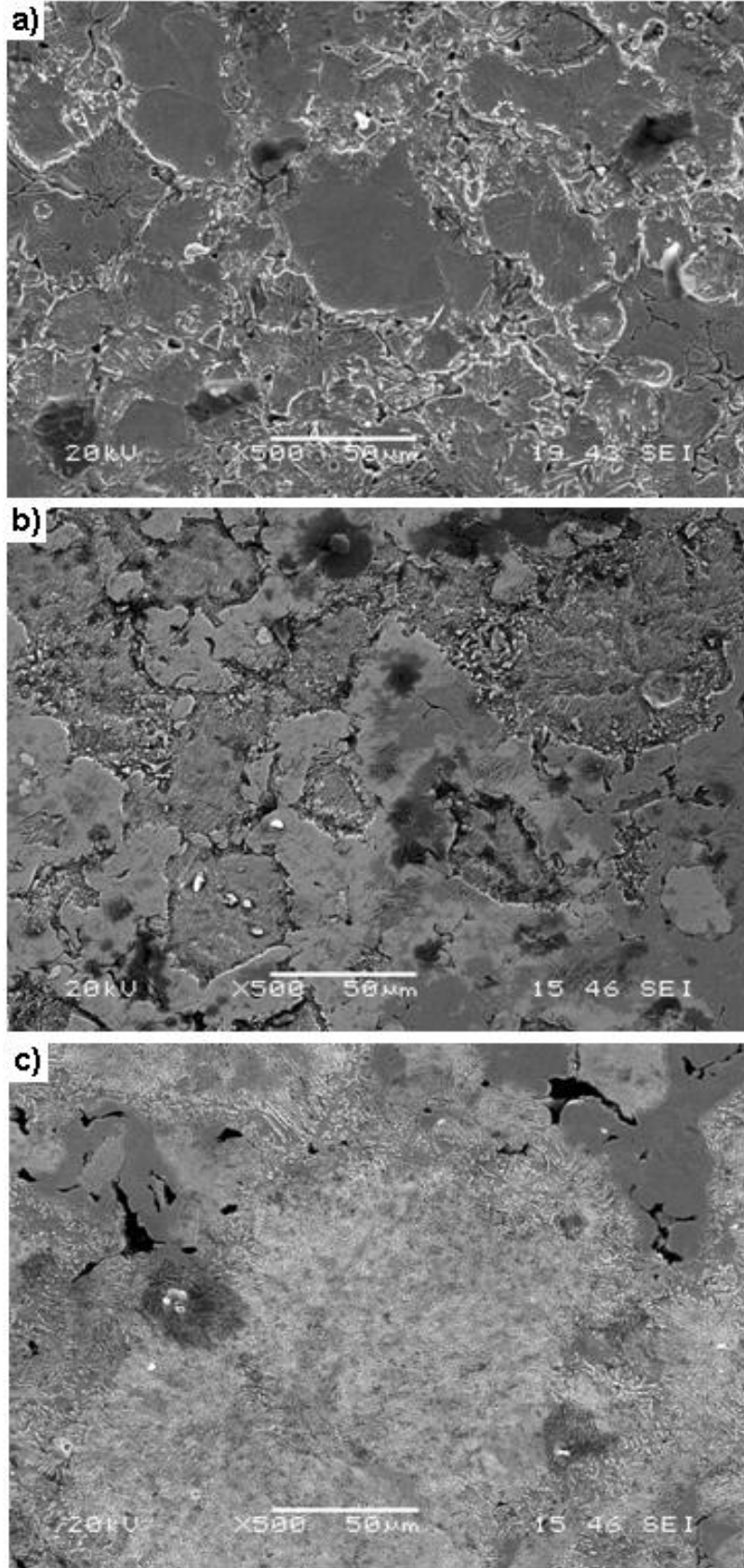


Şekil 5.5'in devamı

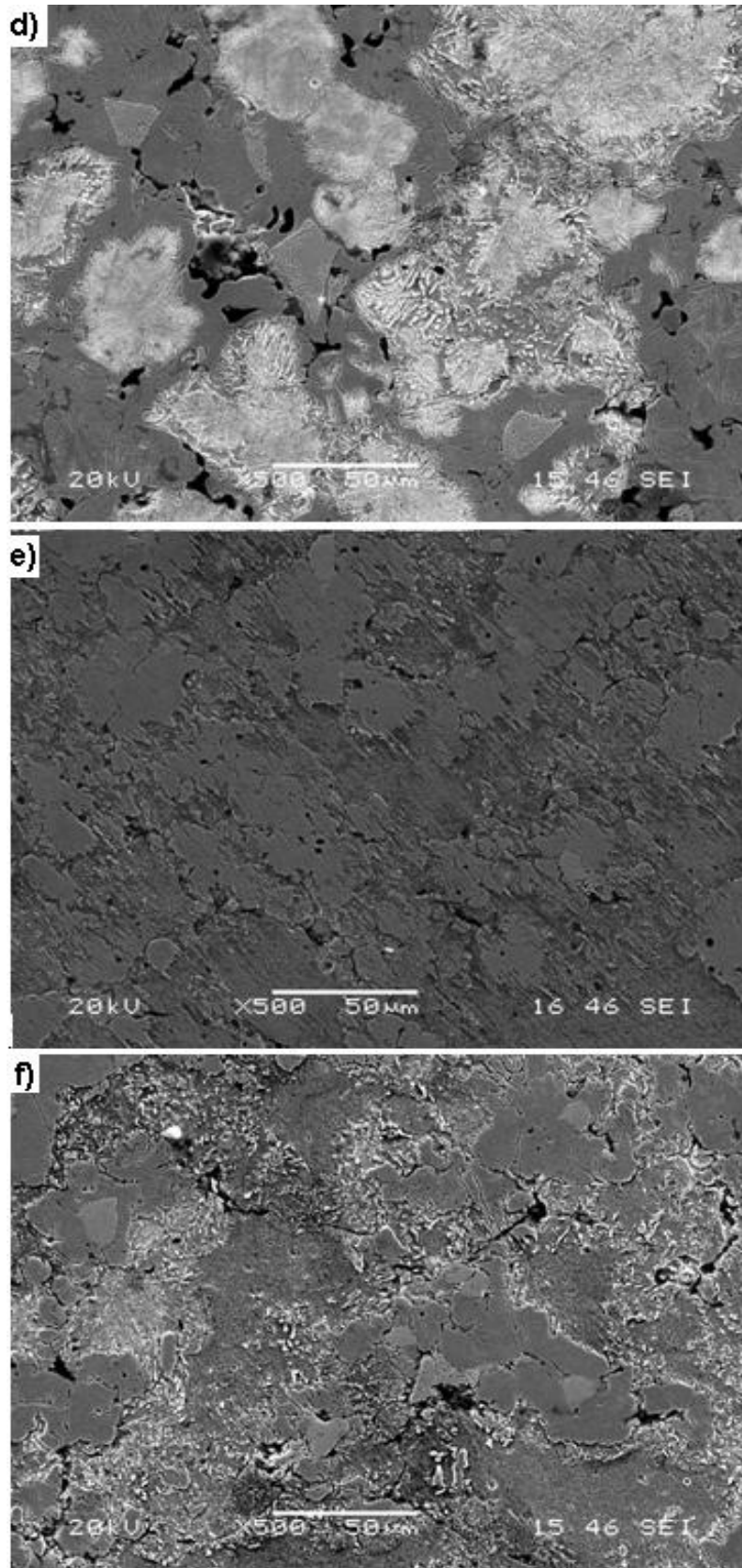
İçerisinde %1,7 Ni bulunan ve Starmix 507 tozundan üretilen numuneye ait Şekil 5.6.(a) görüntüsünde yapının içerisinde daha çok ferritik ve bölgesel olarak bey nitik fazlar olduğu görülmektedir. Burada ferritik alan daha geniştir. Bu duruma, toz içerisindeki C oranının oldukça düşük olması neden olabilir.

Başlangıç tozu içerisine grafit ve Cu ilave edildiğinde, mikro yapı içerisinde perlitik bölgelerin arttığı ve yer yer martenzitik fazın bulunduğu görülmektedir (Şekil 5.6.(b-d)). Bu durum, sonuçlar ve tartışma bölümünün başında bulunan XRD çalışmalarında elde edilen sonuçlarla uyuşmaktadır.

Optik mikroskoplarda görüldüğü gibi SEM mikro yapılarında da başlangıç tozu içerisine bor ilave edildiğinde mikroyapı farklılaşmakta ve malzeme içerisinde daha çok gözenek görülmektedir (Şekil 5.6.(e-f)).



Şekil 5.6. T/M ile üretilmiş a) 507, b) B₁, c) B₂, d) B₃, e) B₄, f) B₅ numunelerine ait SEM görüntüleri



Şekil 5.6'nın devamı

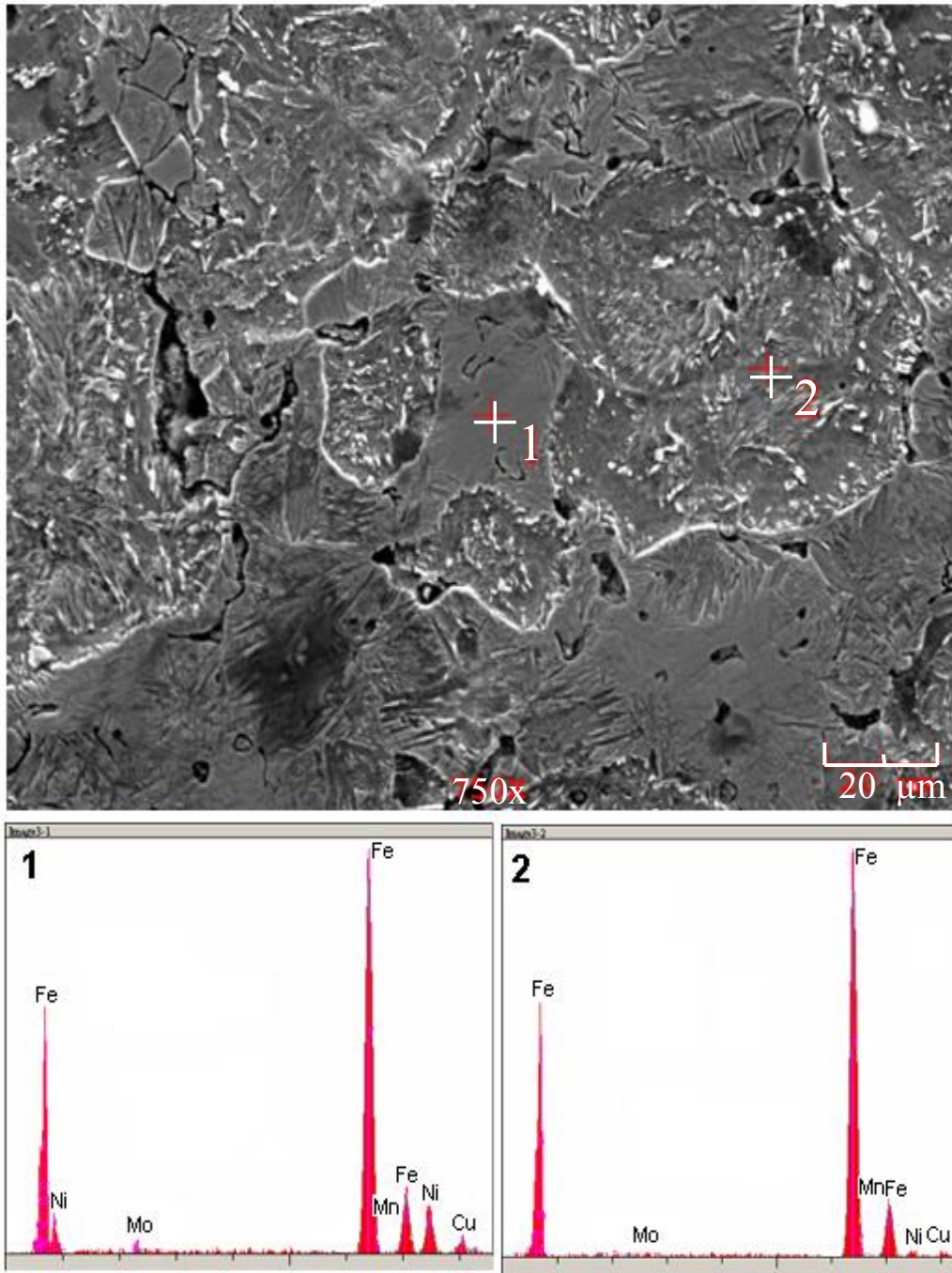
5.2.3. SEM mikroyapı incelemeleri ve EDS analizleri

Bu bölümde, mikroyapı içerisinde bulunan fazların içerdikleri elementlerin net bir şekilde incelenmesi amacıyla, mikroyapı içerisindeki bazı fazlardan ve bazı noktalardan EDS analizleri alınarak, elde edilen sonuçlar değerlendirilmiştir. EDS analizleri, mikroyapı içerisinde bulunan elementlerin atom ağırlıkları esas alınarak açık ve koyu renklerle mikroyapıların ifade edilmesi esasına dayanır.

Şekil 5.7.(a-f)'de A grubu numunelerin SEM görüntüleri ve üzerindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri verilmiştir. Görüntüler incelendiğinde öncelikle Starmix 505'den üretilmiş numunede birbirinden farklı olan iki farklı bölge görülmektedir. 1 numaralı bölgede nikelce zengin ferritik yapı, 2 numaralı noktada ise daha çok Fe elementi bulunan beynitik yapı görülmektedir (Şekil 5.7.(a)). Beynitik yapı içerisinde de Ni elementi bulunmakta, ancak ferritik yapıya göre daha düşük orandadır.

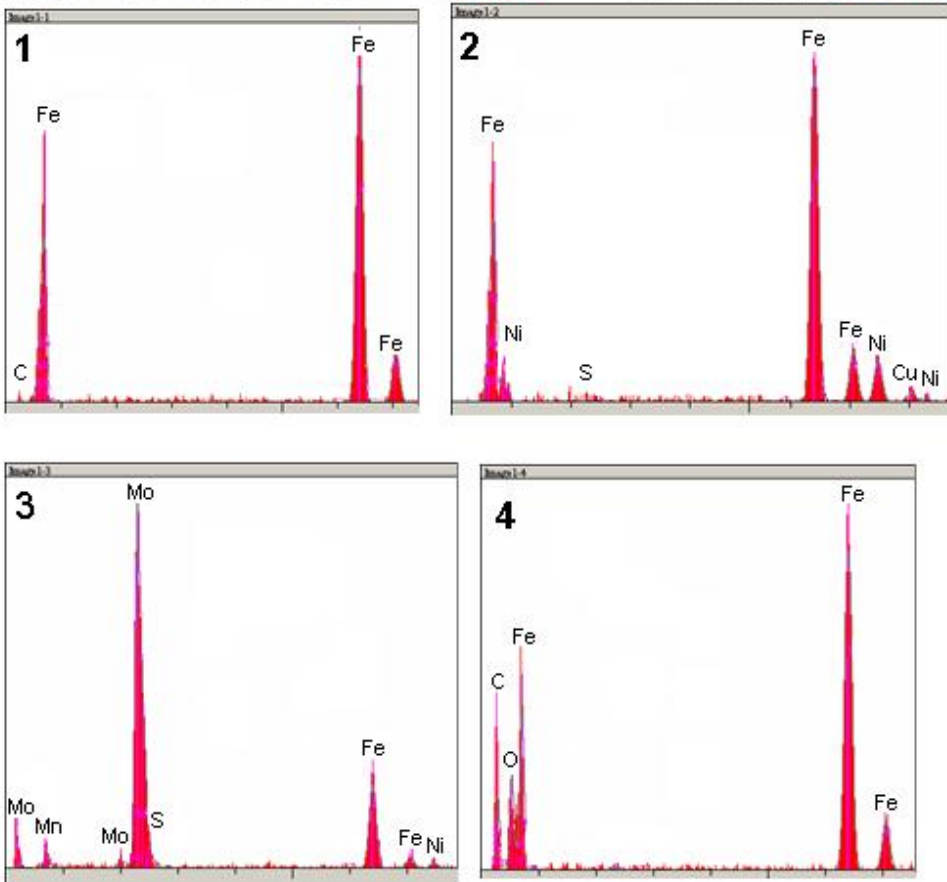
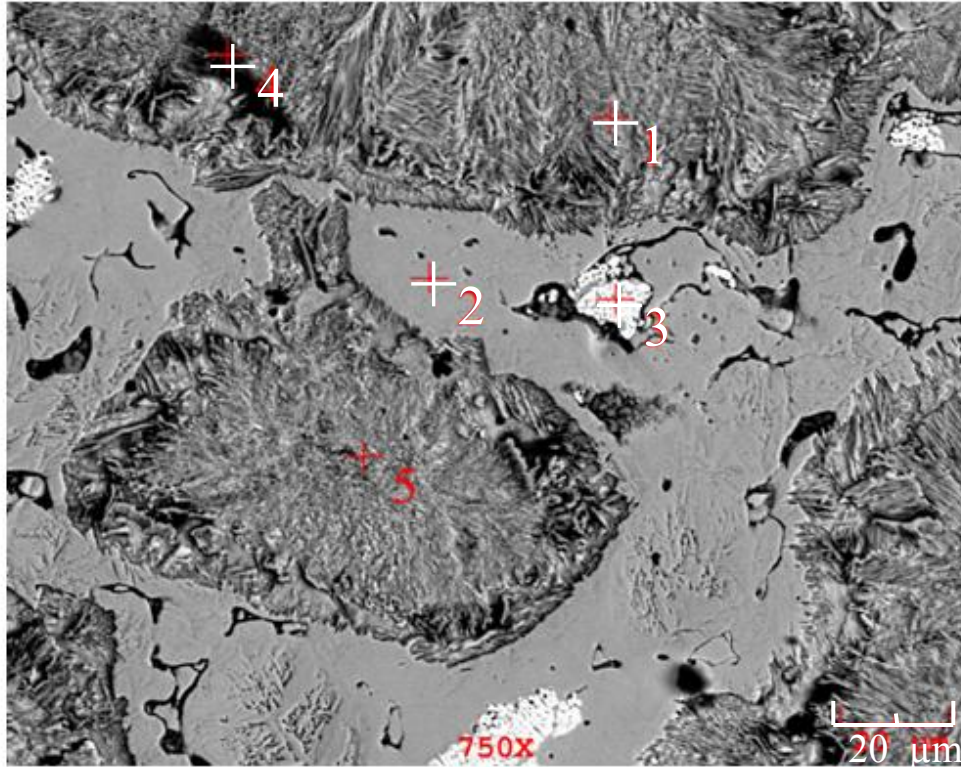
Başlangıç tozu içerisine C ve Mo ilave edildiğinde, SEM mikroyapı görüntüsündeki 1 numaralı bölgede perlitik yapı, 2 numaralı bölgede nikelce zengin ferritik yapı, 3 numaralı bölgede molibden taneciği bulunduğu ve molibden taneciği içerisinde Fe, Ni, Mn ve S elementlerinin bulunduğu anlaşılmaktadır. Bu tanecikler nikelce zengin ferritin içerisinde yer almakta olup genelde 15 mikrometre boyutlarındadır. Perlitik taneler içerisinde daha koyu olarak görülen 4 numaralı noktadan alınmış analize göre malzeme içerisinde fazla miktarda karbon ve oksijen elementleri vardır. Ayrıca burada belirtilmesi gereken husus nikelce zengin ferrit bölgelerinin içerisinde martenzitlerin görülmesidir. Malzeme içerisinde C miktarının artışı ile beraber perlit tanecikleri incelmektedir. Ayrıca nikelce zengin ferrit fazı içerisinde Mo tanecikleri görülmektedir.

Malzeme içerisine bor ilave edildiğinde, molibden taneciklerinin ferrit fazı içerisindeki dağılımı homojen olmamakta ve daha önce optik ve SEM incelemelerinde belirtildiği gibi, malzeme içerisinde yüksek miktarda gözenek bulunmaktadır (Şekil 5.7.(e-f)).



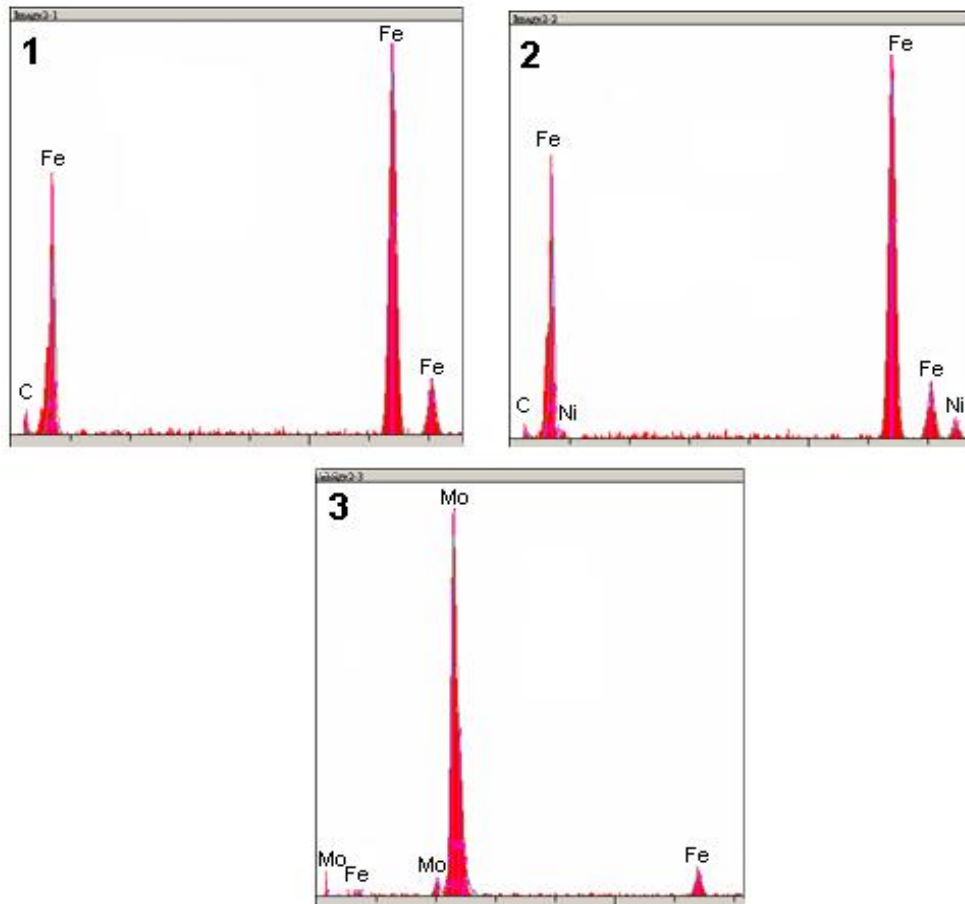
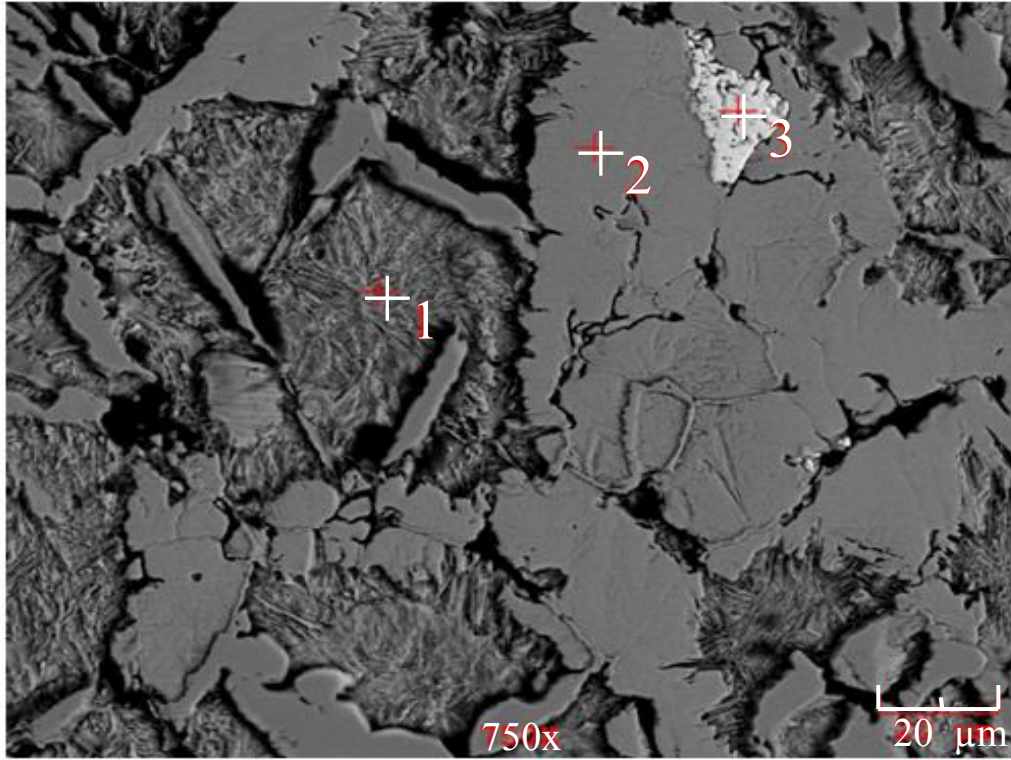
(a)

Şekil 5.7. T/M ile üretilmiş a) 505, b) A₁, c) A₂, d) A₃, e) A₄, f) A₅ numunelerinin mikroyapıları içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri



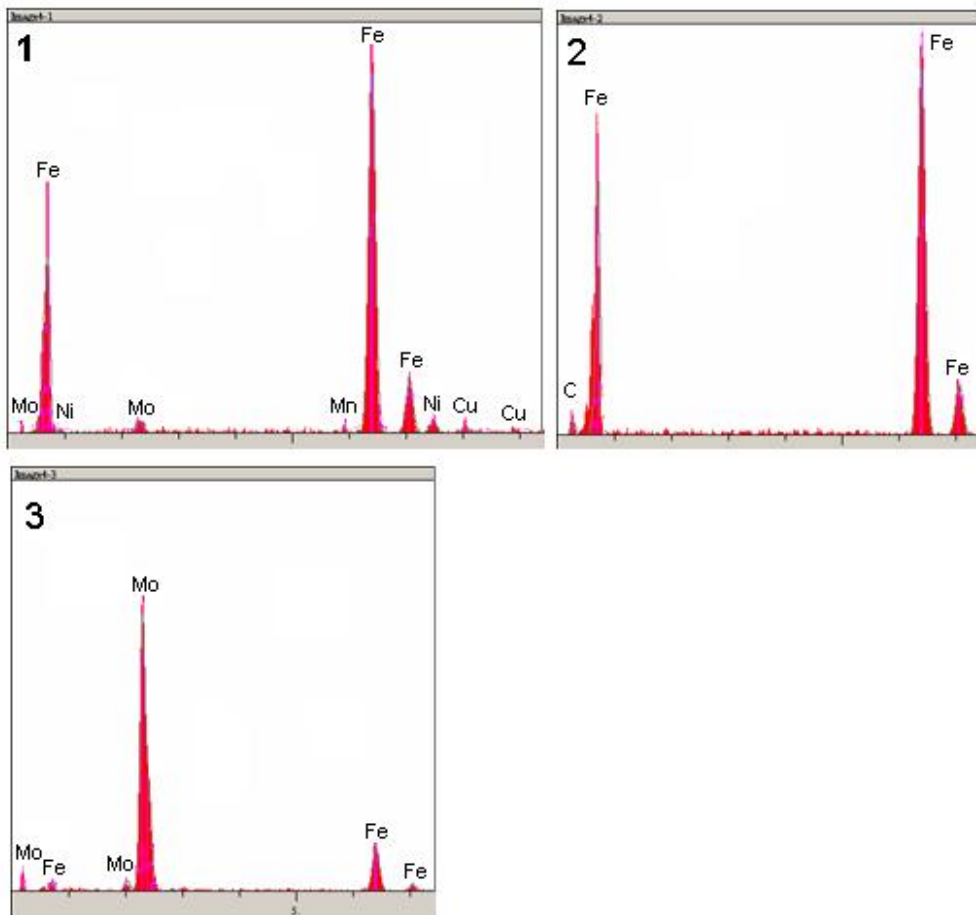
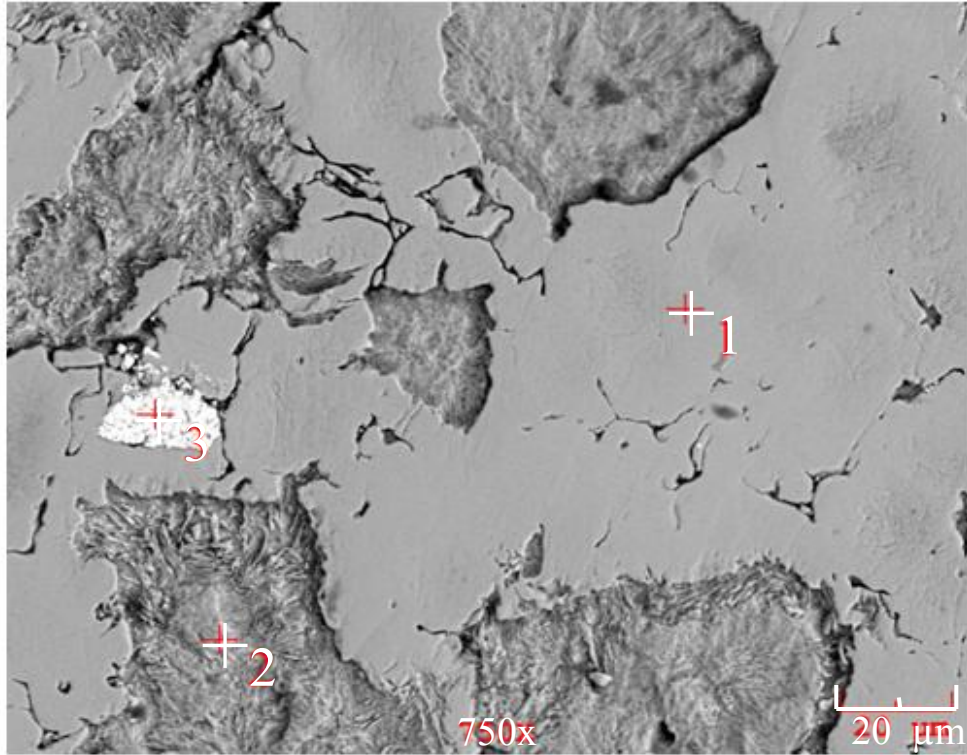
(b)

Şekil 5.7'nin devamı



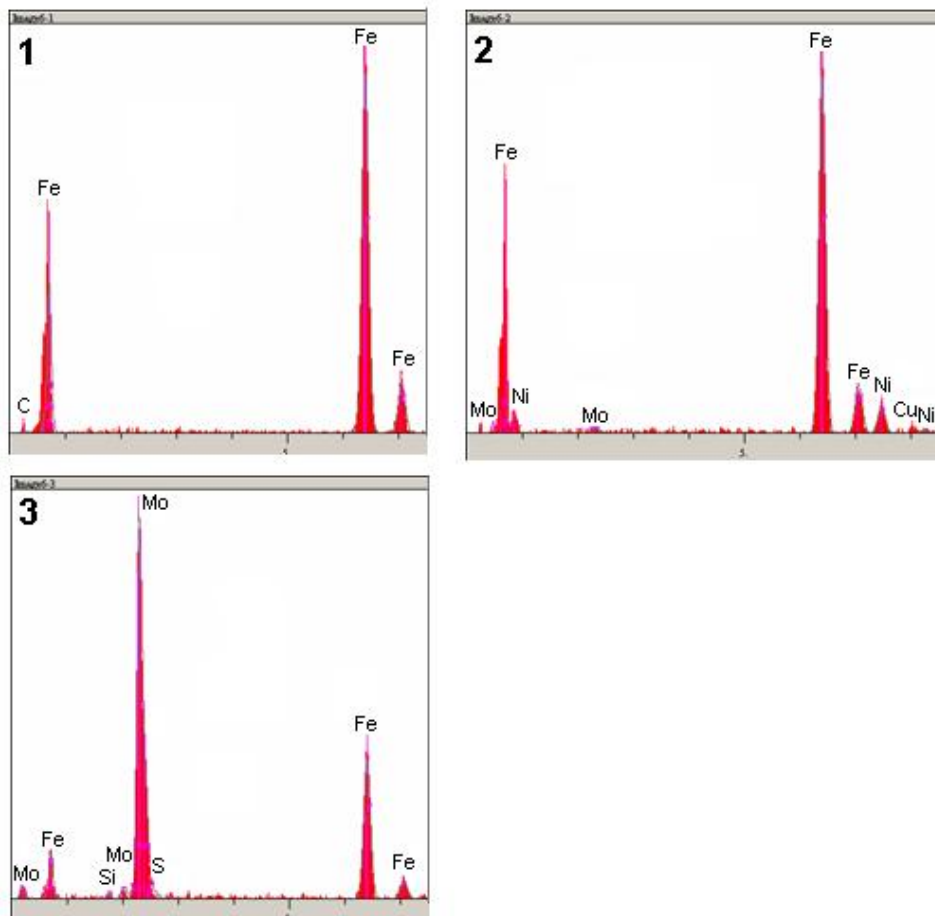
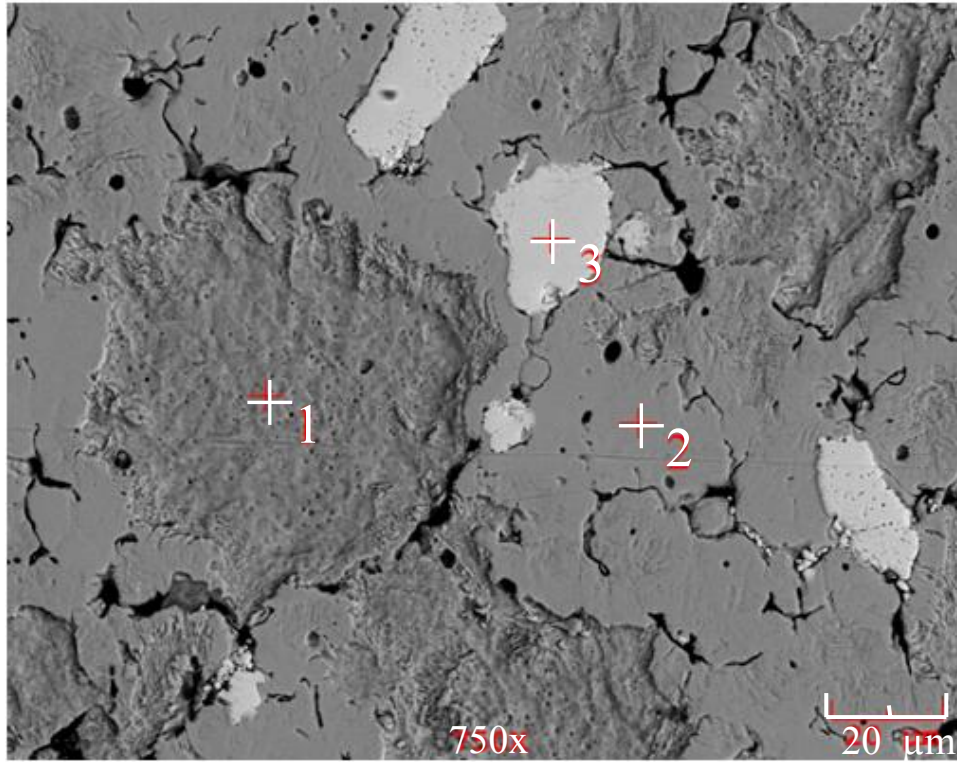
(c)

Şekil 5.7'nin devamı



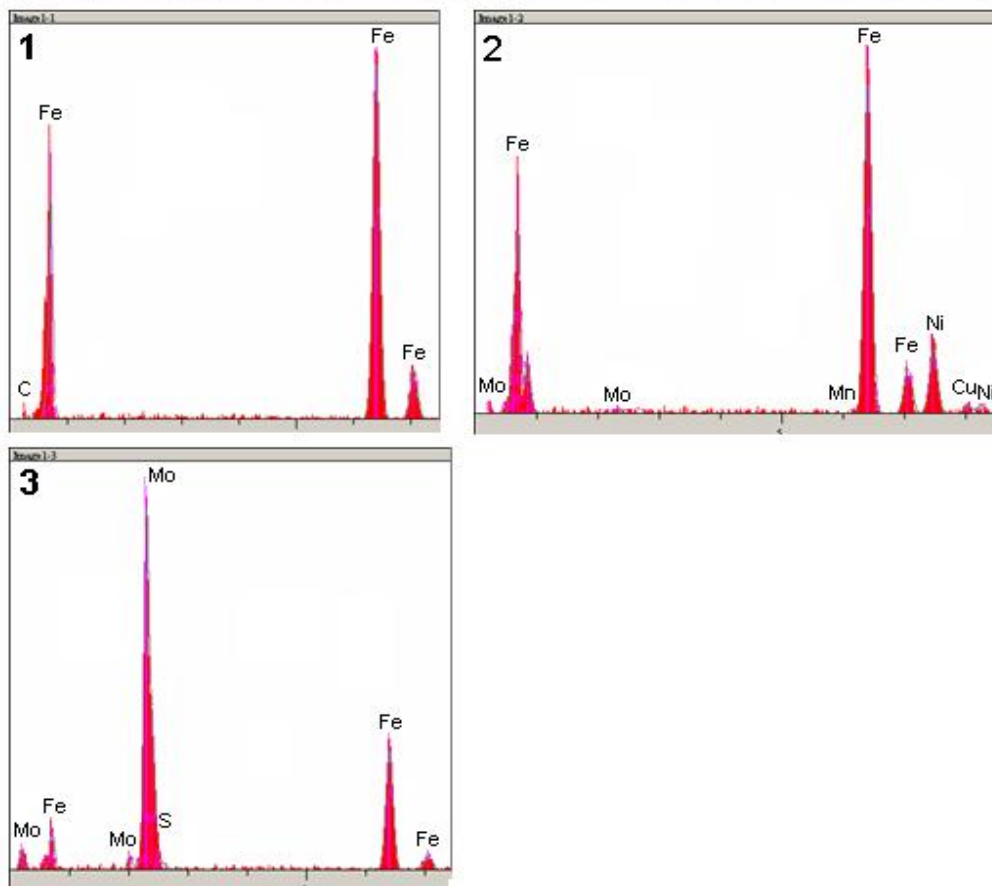
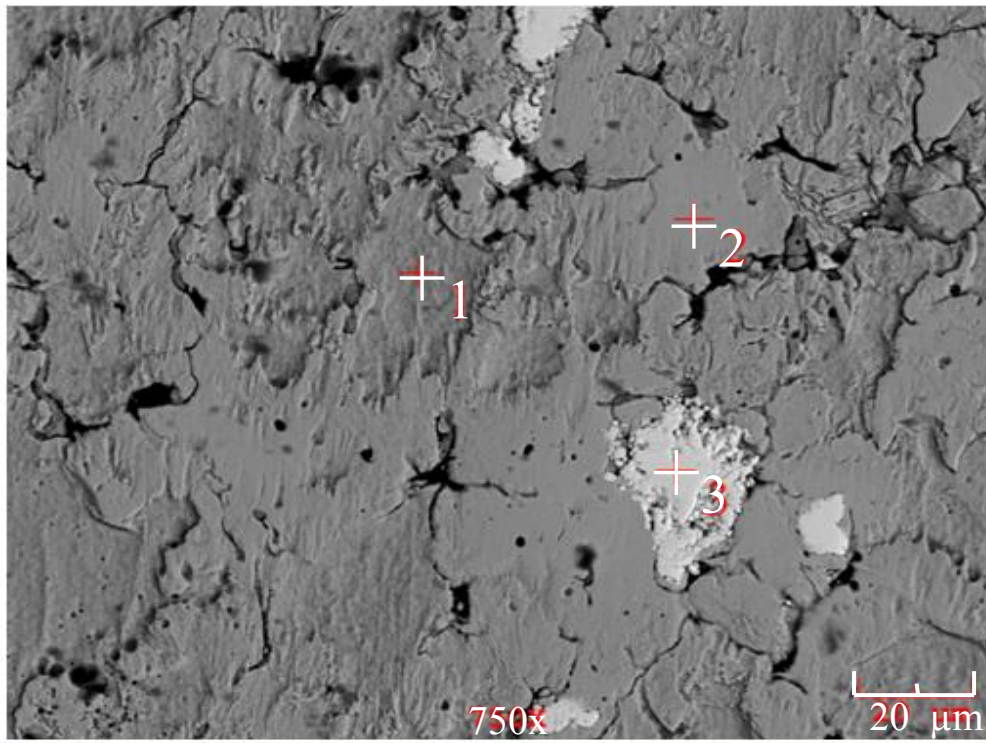
(d)

Şekil 5.7'nin devamı



(e)

Şekil 5.7'nin devamı



(f)

Şekil 5.7'nin devamı

Şekil 5.8.(a)'da, daha az Ni içeren ve Starmix 507 olarak adlandırılan tozla üretilmiş numunenin mikroyapısı daha çok ferritik bölge içermekte ve bu ferrit bölgesinde Ni hiç görülmemektedir. İçerisinde C ve Ni bulunan 2 numaralı bölgede Ni görülmektedir. Bu fazın içerisindeki 4 numaralı noktada ise MnS görülmektedir.

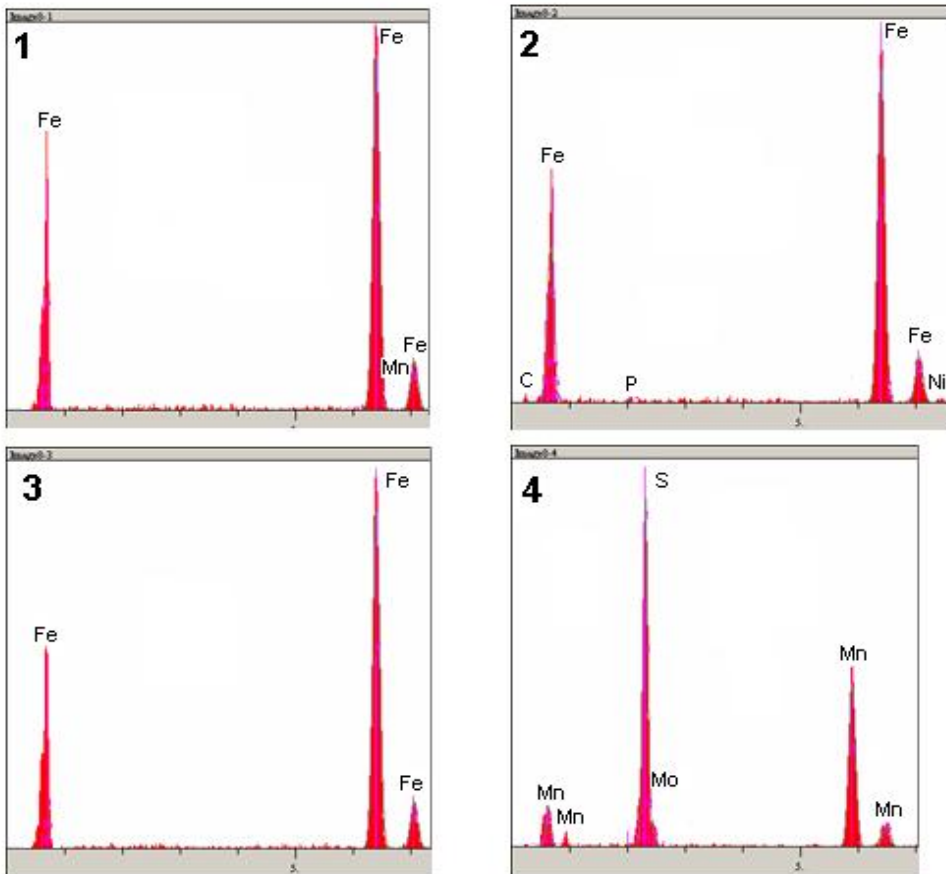
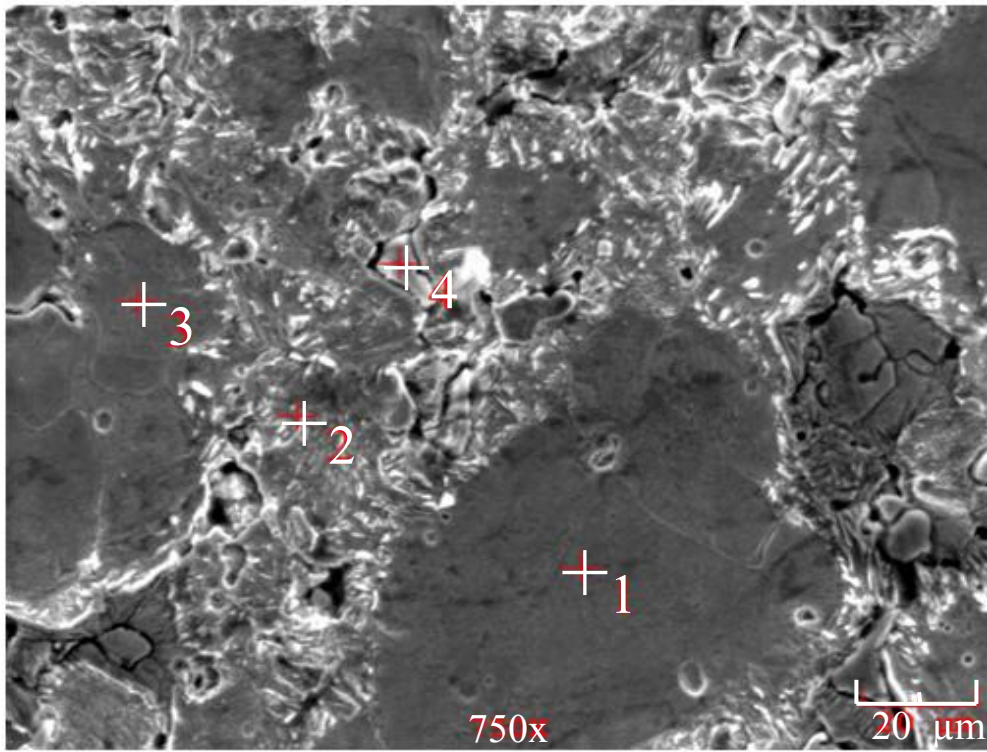
Şekil 5.8.(b)'de, malzeme içerisine grafit ve molibden ilave edilmesi sonucu, mikroyapı içerisinde daha net şekilde molibden tanecikleri ve ferrit bölgeleri gözlenmektedir.

Malzemeye ilave edilen grafit miktarı arttırıldığında, ferrit fazının içerisinde nikelce zengin yapı görülmektedir. Bu malzemeler içerisindeki C oranı, A grubu numunelere göre daha düşük olup, ferrit fazı içerisinde dağılmış olan Mo taneciklerinin daha küçük boyutlu (10 µm) olduğu görülmektedir (Şekil 5.8.(c)).

Malzemenin içerisine Cu ilave edildiğinde Mo taneciklerinin boyutlarının küçüldüğü, ferrit fazı içerisinde Fe, Ni, Mo ve C'nun yanında Cu elementinin de bulunduğu anlaşılmaktadır (Şekil 5.8.(d)).

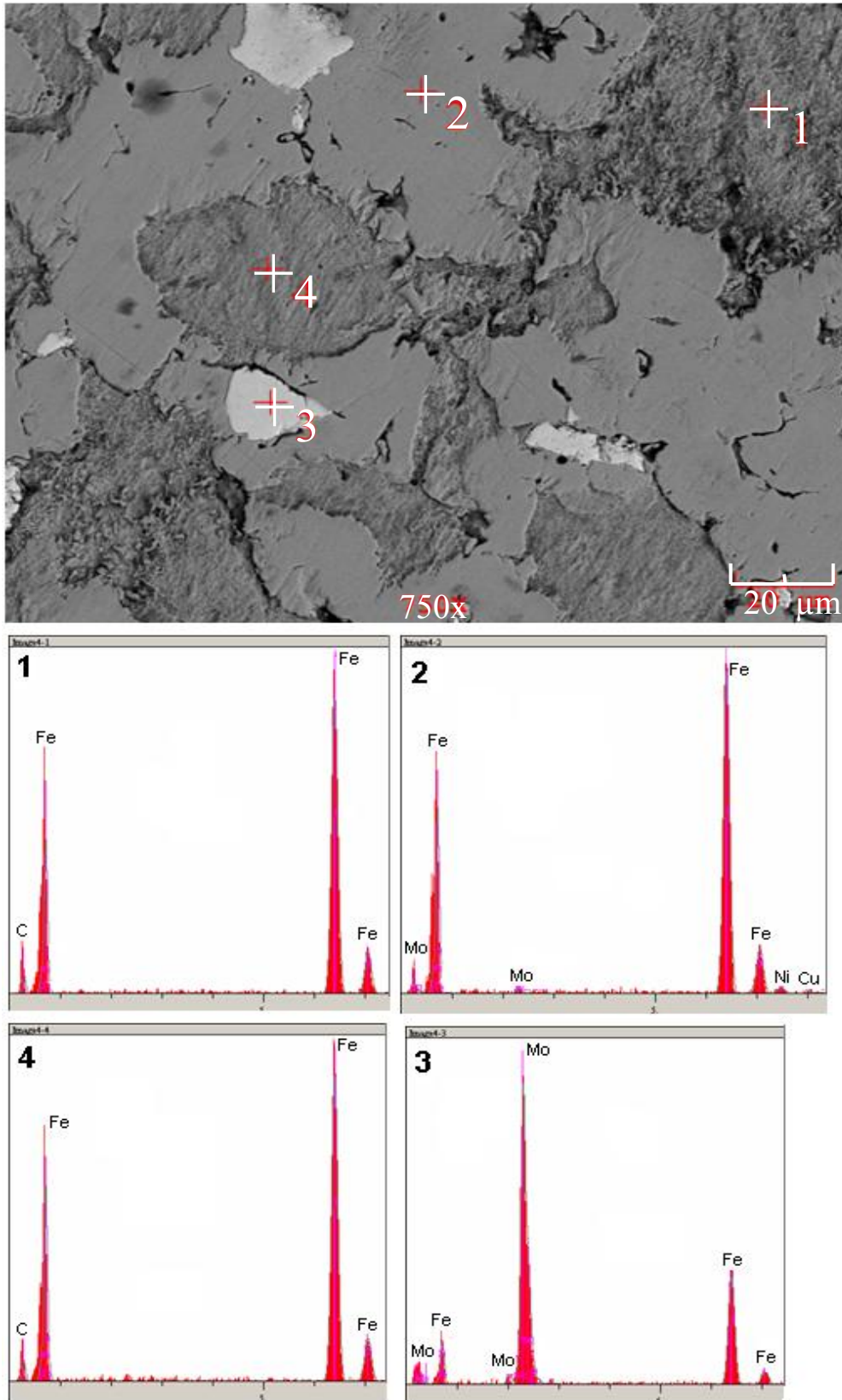
Şekil 5.8.(e)'de, Starmix 507 içerisine molibden ve grafitte ek olarak %0,05 bor ilave edilerek üretilmiş olan B₄ numunesine ait EDS analizi görülmektedir.

Şekil 5.8.(f)'de, Starmix 507 içerisine molibden, grafit ve bakıra ek olarak %0,05 bor ilave edilerek üretilmiş olan B₅ numunesine ait EDS analizi görülmektedir.



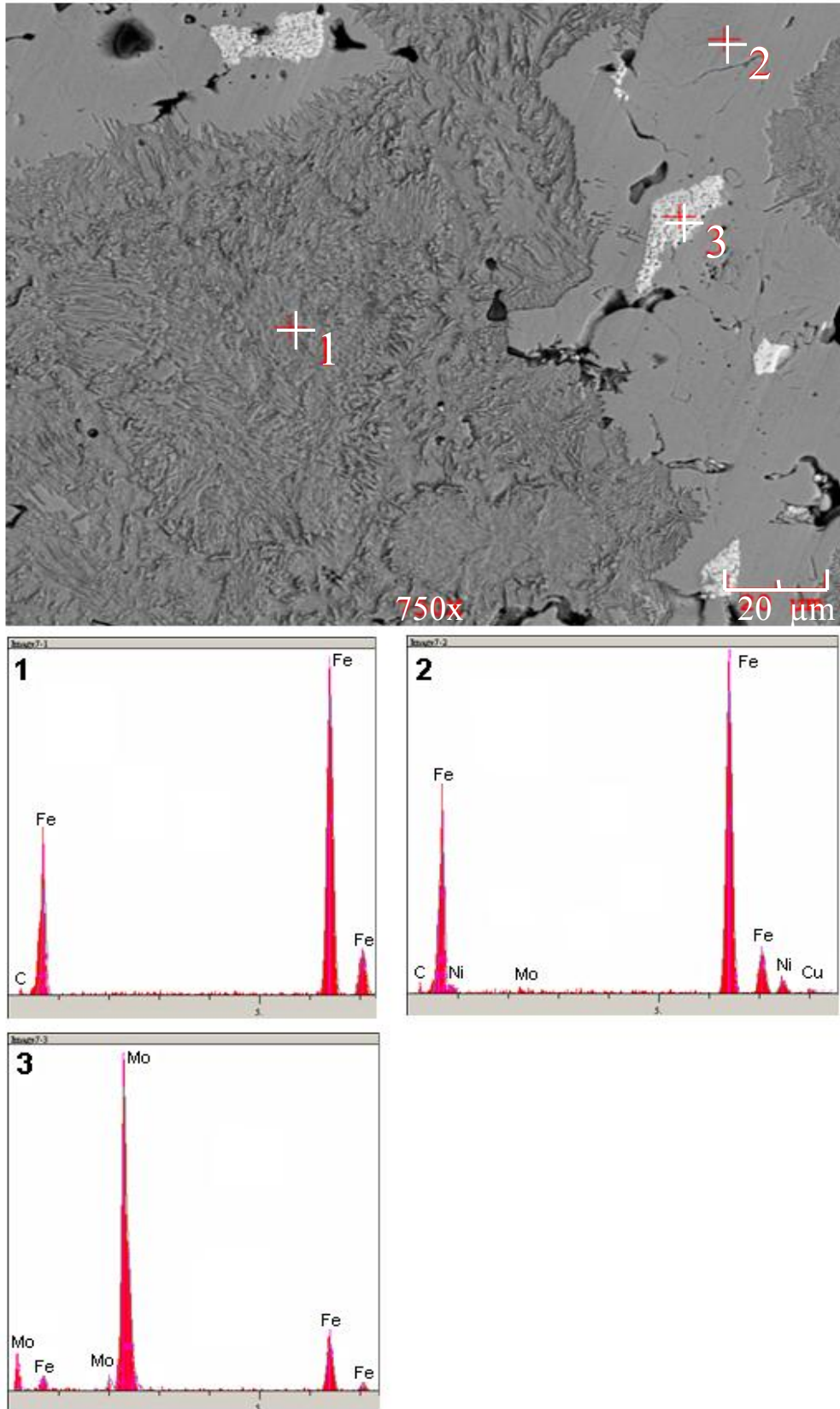
(a)

Şekil 5.8. T/M ile üretilmiş a) 507, b) B₁, c) B₂, d) B₃, e) B₄, f) B₅ numunelerinin mikroyapıları içerisindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri



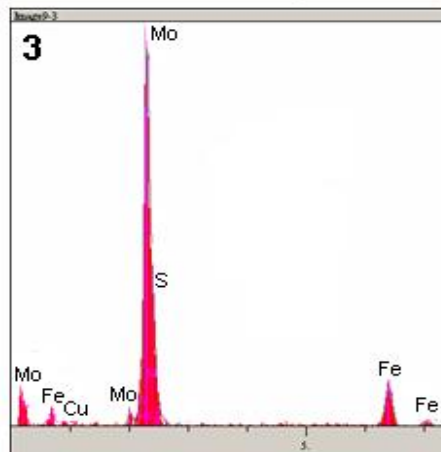
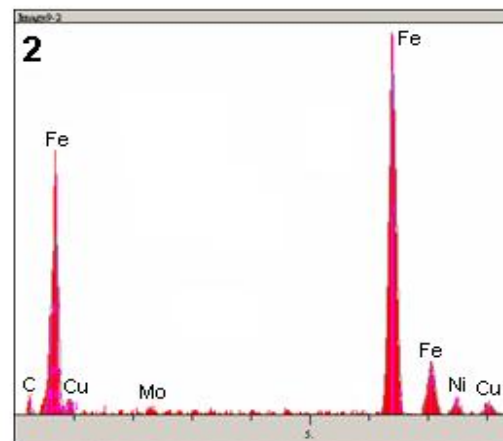
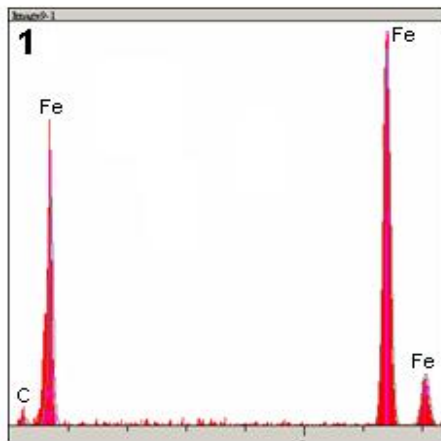
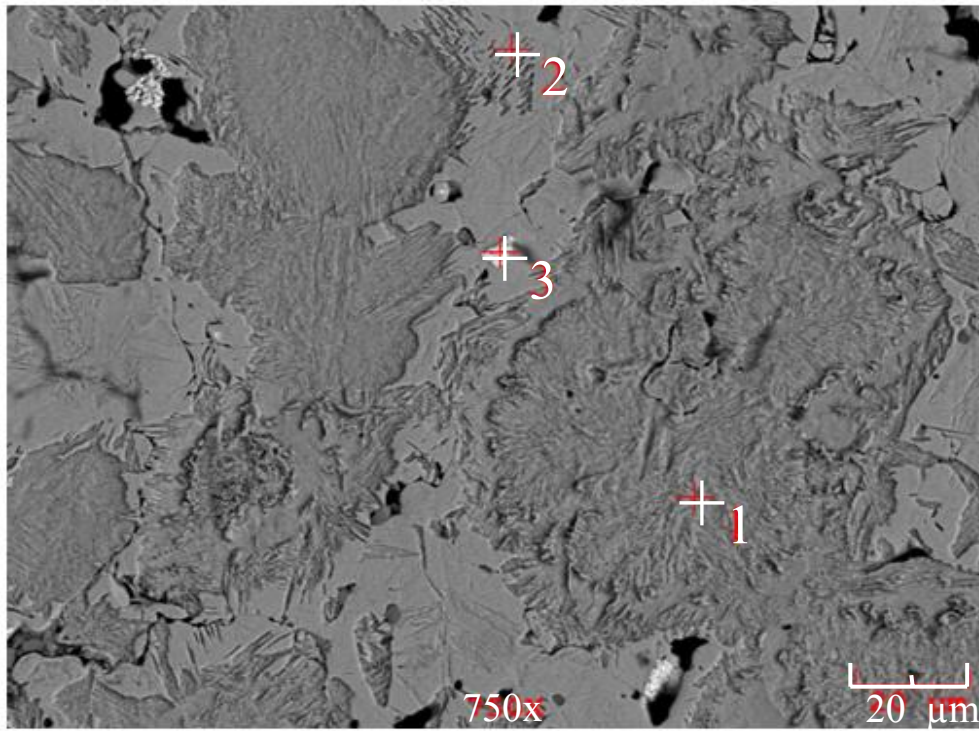
(b)

Şekil 5.8'in devamı



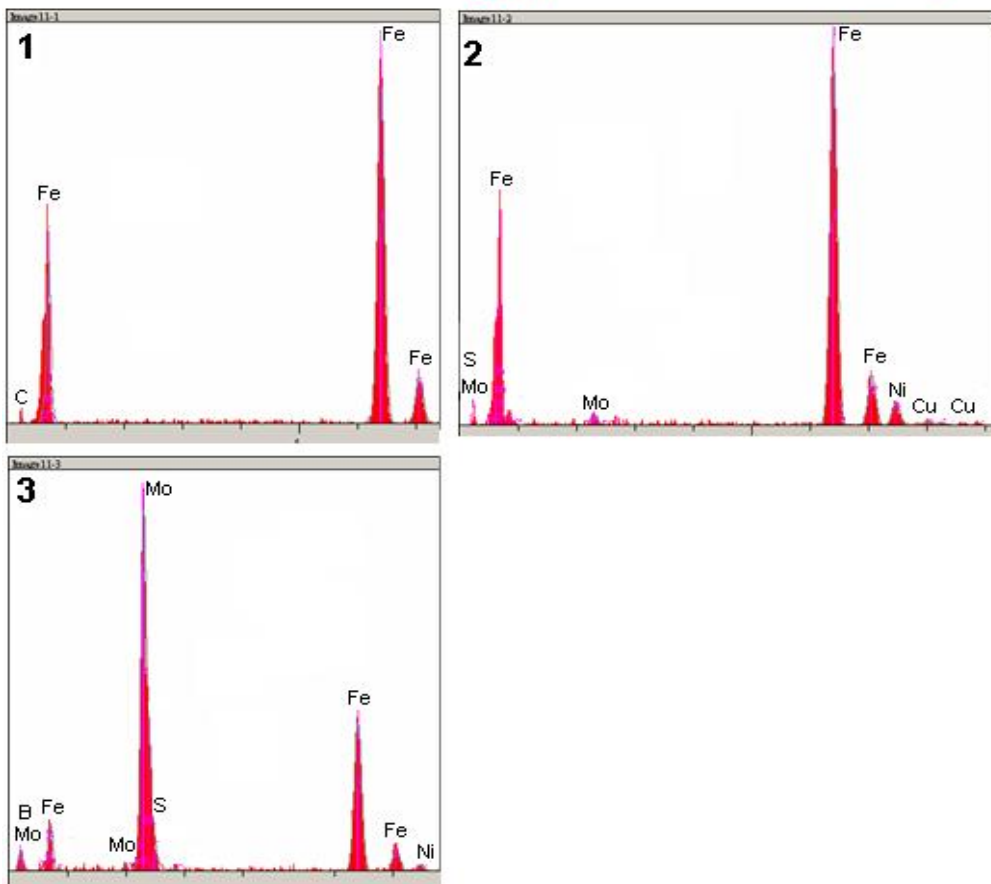
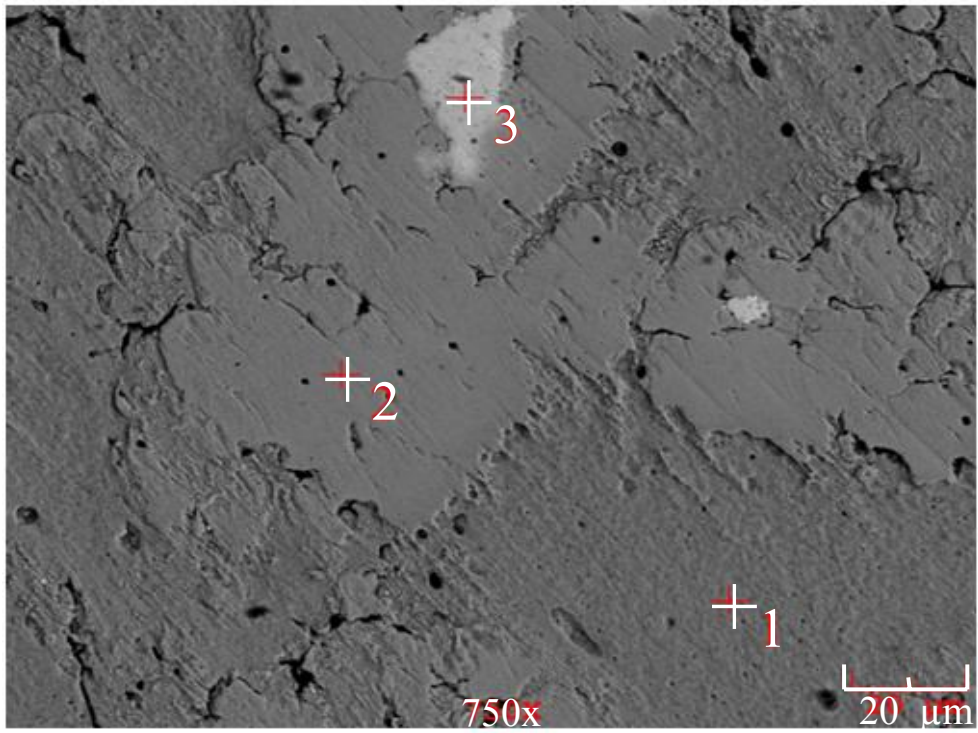
(c)

Şekil 5.8'in devamı



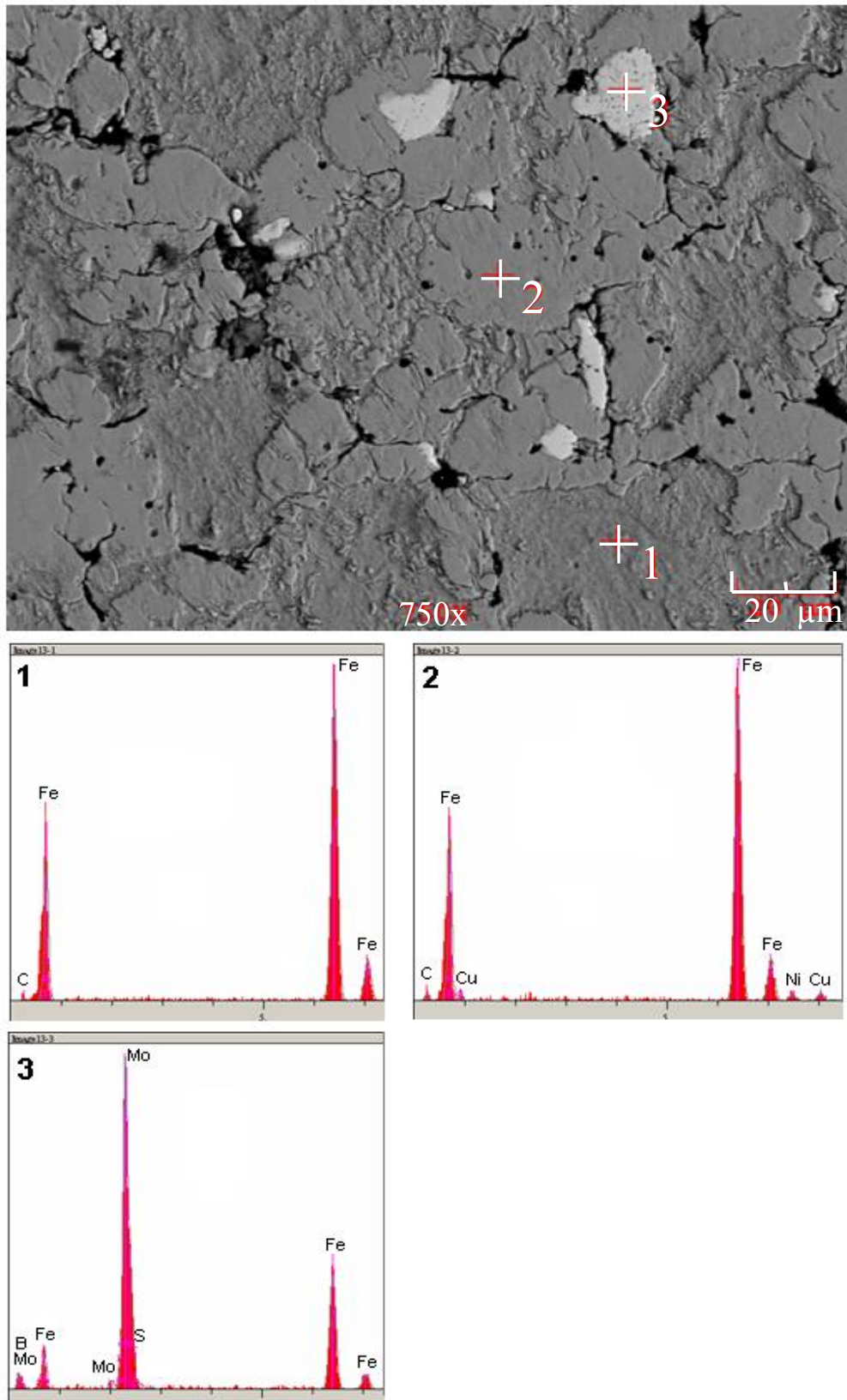
(d)

Şekil 5.8'in devamı



(e)

Şekil 5.8'in devamı



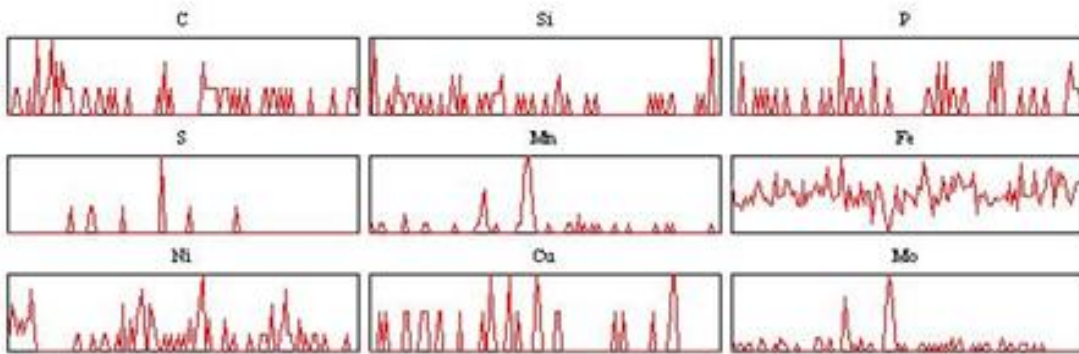
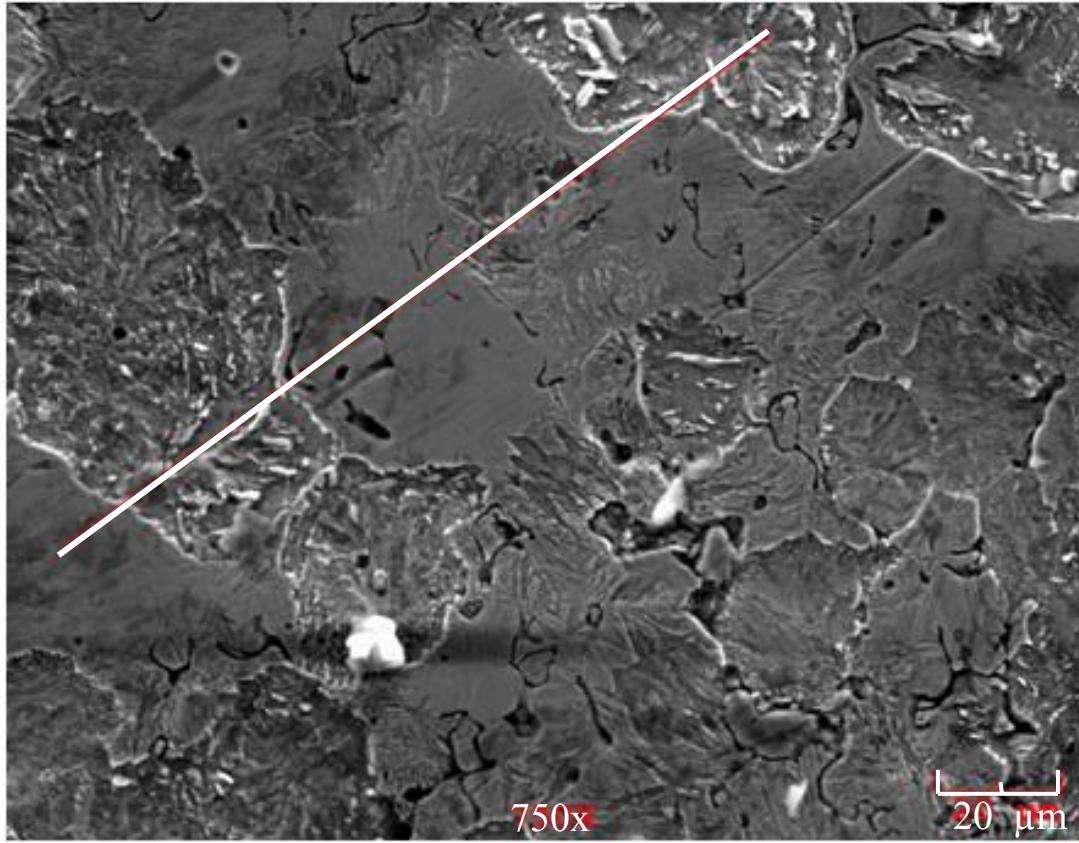
(f)

Şekil 5.8'in devamı

5.2.4. SEM elementel çizgi analizleri

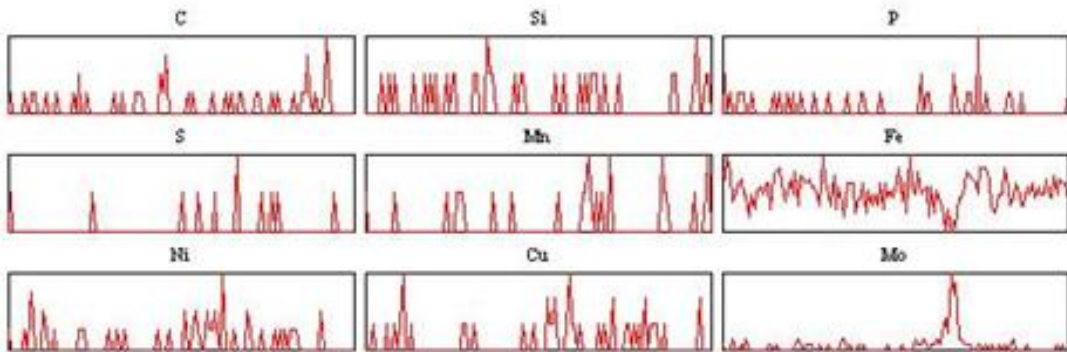
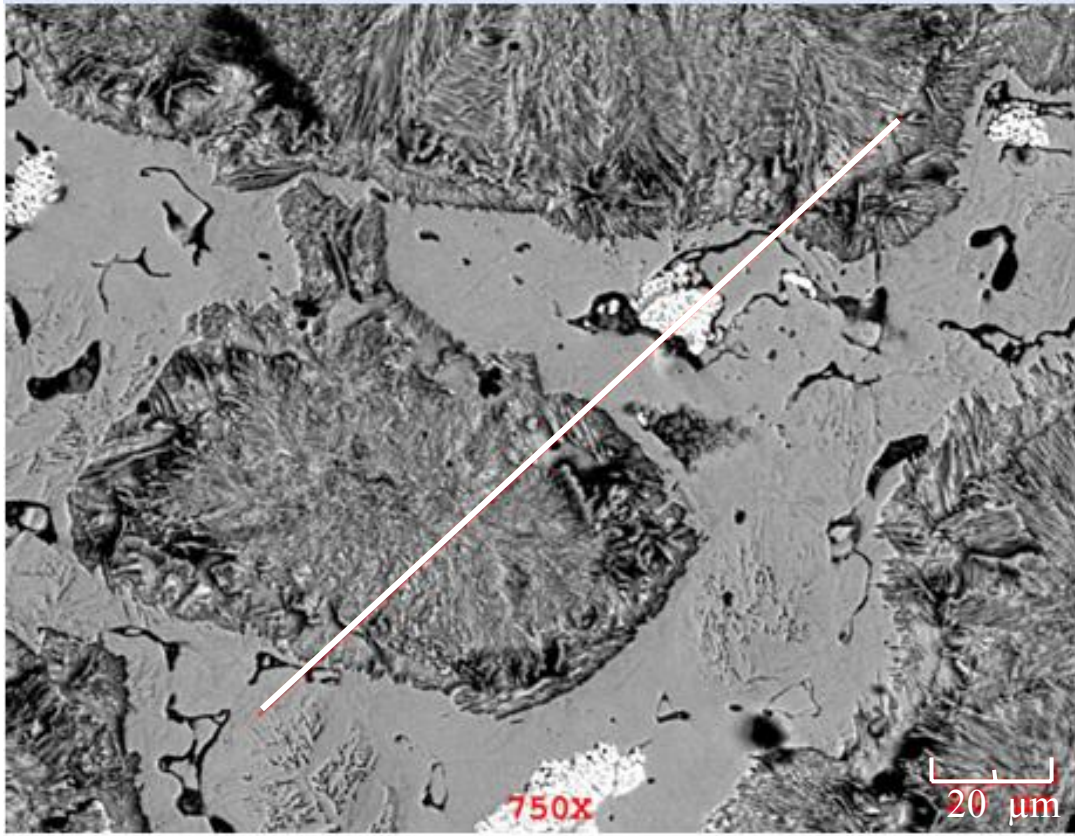
T/M yöntemi kullanılarak üretilen alaşımlı çelik malzemelerin mikroyapısında yer alan fazların içerisindeki elementlerin dağılımının daha net bir şekilde gösterilmesini sağlamak amacıyla, SEM elementel çizgi analizleri gerçekleştirilmiştir. A grubu numunelerin çizgi analizleri Şekil 5.9.(a-f)'de verilmektedir.

Starmix 505 ticari isimli malzemenin mikroyapısına bakıldığında, ferrit fazı içerisinde C, Si, P, Mn, Fe, Cu ve çok az miktarda Mo bulunmakla birlikte, yüksek miktarda Ni bulunmaktadır. Diğer taraftan kaba perlit şeklinde görülen bölgede C ve Fe oranının çok fazla olduğu; mikroyapı içerisinde Si, Cu ile birlikte çok az miktarda Mn ve Mo yer aldığı görülmektedir. Bu bölgede Ni elementi daha az bulunmaktadır. Ferritik yapı içerisinde daha koyu olan yerlerde Mo ve Mn bulunmaktadır. Mn ve Mo bulunan yerde S elementi de bulunmaktadır. Ancak bu noktalarda Fe elementi görülmemektedir (Şekil 5.9.(a)). Başlangıç tozu içerisine Mo ve grafit ilave edilen A₁ numunesinde perlitik bölgede yer yer C miktarının arttığı gözlenmektedir. C, az miktarda da olsa ferritik bölgelerde de bulunmaktadır. Perlitik bölgelerde Cu bulunmamasına rağmen ferritik fazın içerisinde bulunmaktadır. Beyaz renkte gözüken Mo taneciklerinin içerisinde Fe, çok az miktarda bulunmaktadır. C oranının artmasıyla beraber incelen perlit tanecikleri içerisinde Ni ve Mo oranları çok azdır (Şekil 5.9.(b)). Şekil 5.9.(c)'de yüksek miktarda Mo içeren beyaz taneciğin üzerinde P bulunmakta; ancak bu tanecik üzerinde Fe elementi minimum düzeydedir. Bu Mo taneciğinde Mn da bulunmaktadır. Mn mikroyapıda yer yer yüksek miktarlara çıkmaktadır. Şekil 5.9.(d)'de içerisinde Mn bulunan ve koyu renkli olarak görünen ferrit bölgesinde kılcal olarak dağılmış fazın Mn içerdiği ve bu noktada Fe ve Mo'nin de bulunduğu gözlenmektedir. Aynı şekilde Mo taneciğinin üzerinde yüksek miktarda P, düşük miktarda Fe elementi bulunmaktadır. İçerisinde bor elementi bulunan T/M malzemelerde molibden taneciğinin üzerinde S, P, C ve B elementleri bulunmakta, buna karşılık Ni ve Cu elementleri düşük miktarda bulunmaktadır. Ferritik matris içerisinde çok az miktarda homojen dağılmış Mn bulunmaktadır. Bu yapı içerisinde özellikle ferritik bölgede küresel gözeneklerin bulunduğu görülüyor (Şekil 5.9.(e)). Benzer olarak Şekil 5.9.(f)'de de gözenekli bir yapı bulunmaktadır.



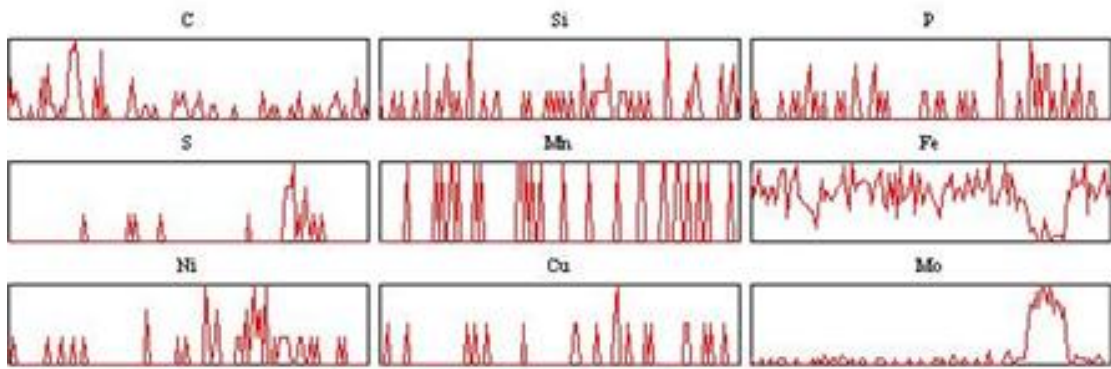
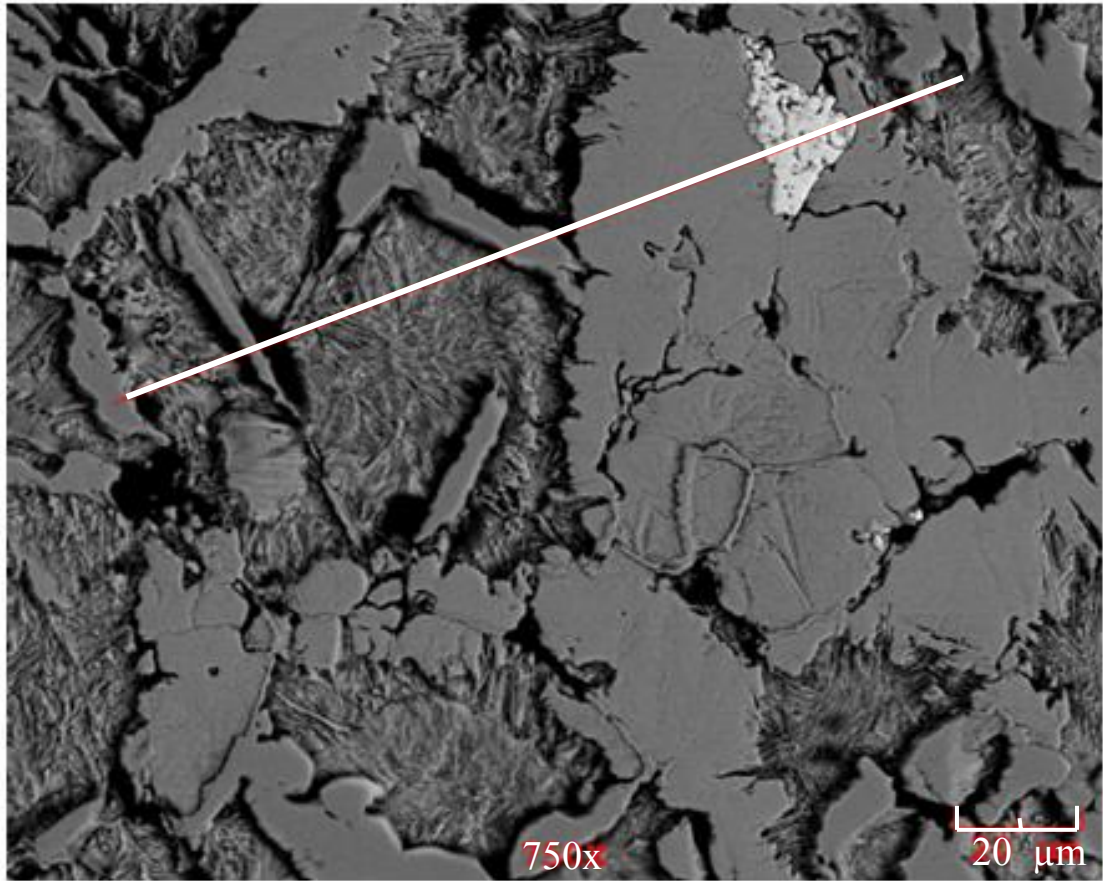
(a)

Şekil 5.9. T/M ile üretilmiş a) 505, b) A₁, c) A₂, d) A₃, e) A₄, f) A₅ numunelerinin SEM elementel çizgi analizleri



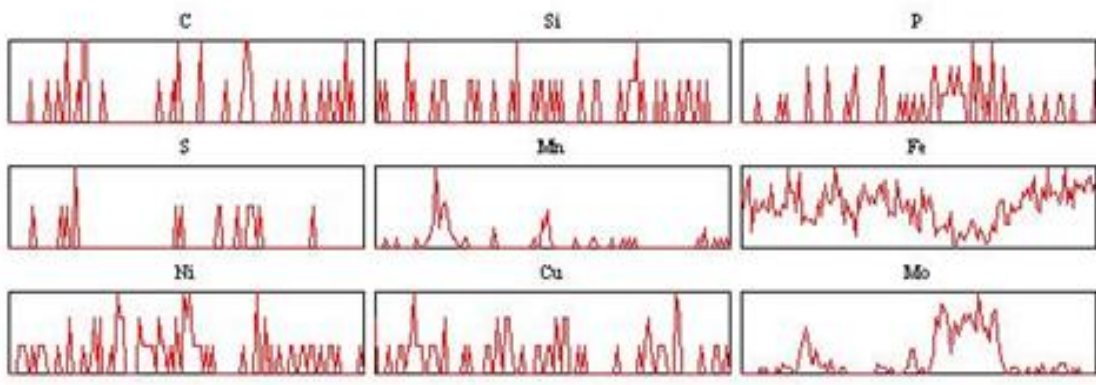
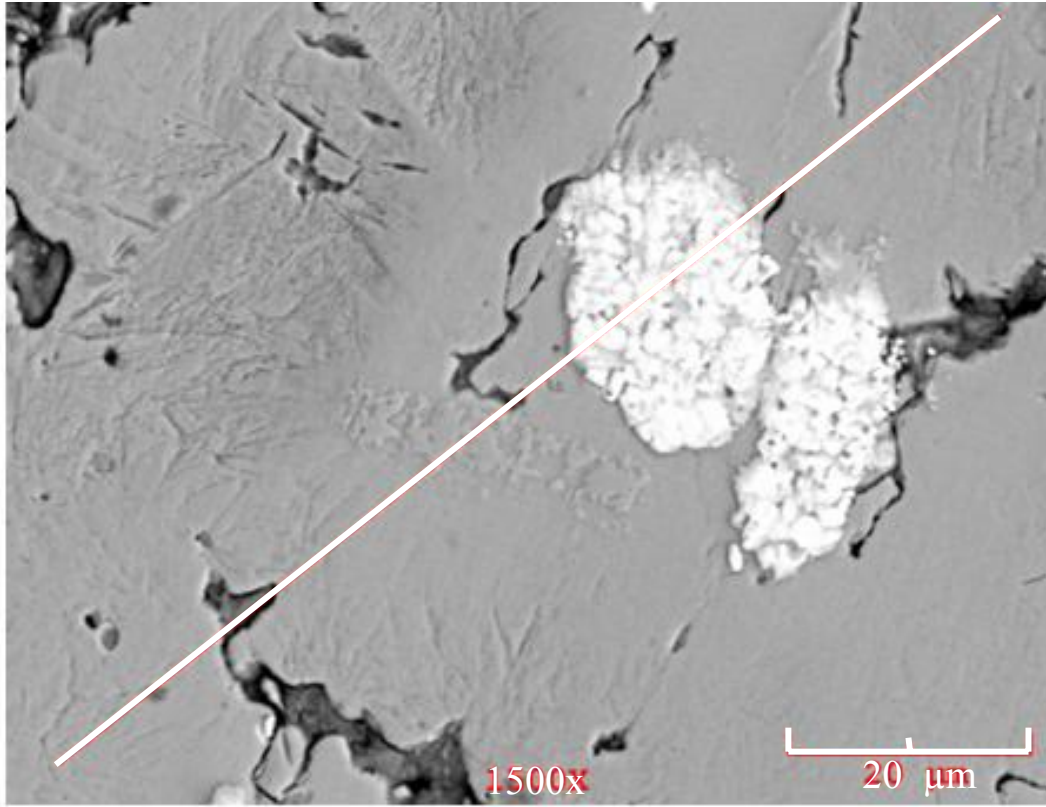
(b)

Şekil 5.9'un devamı



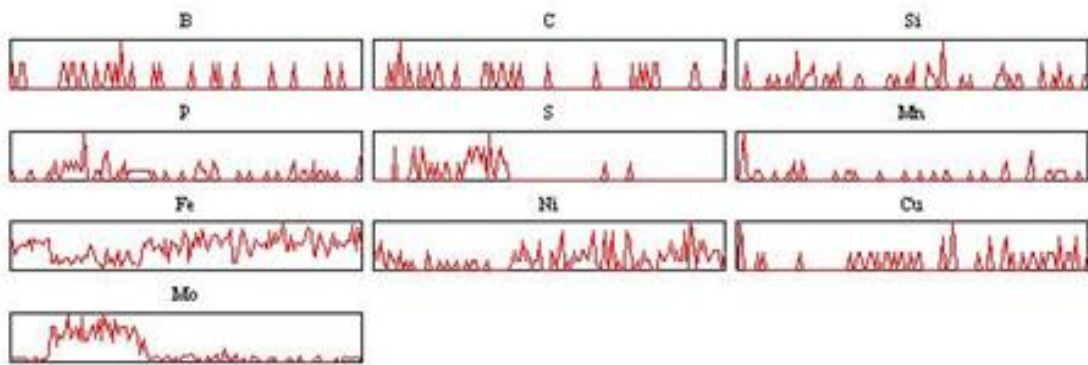
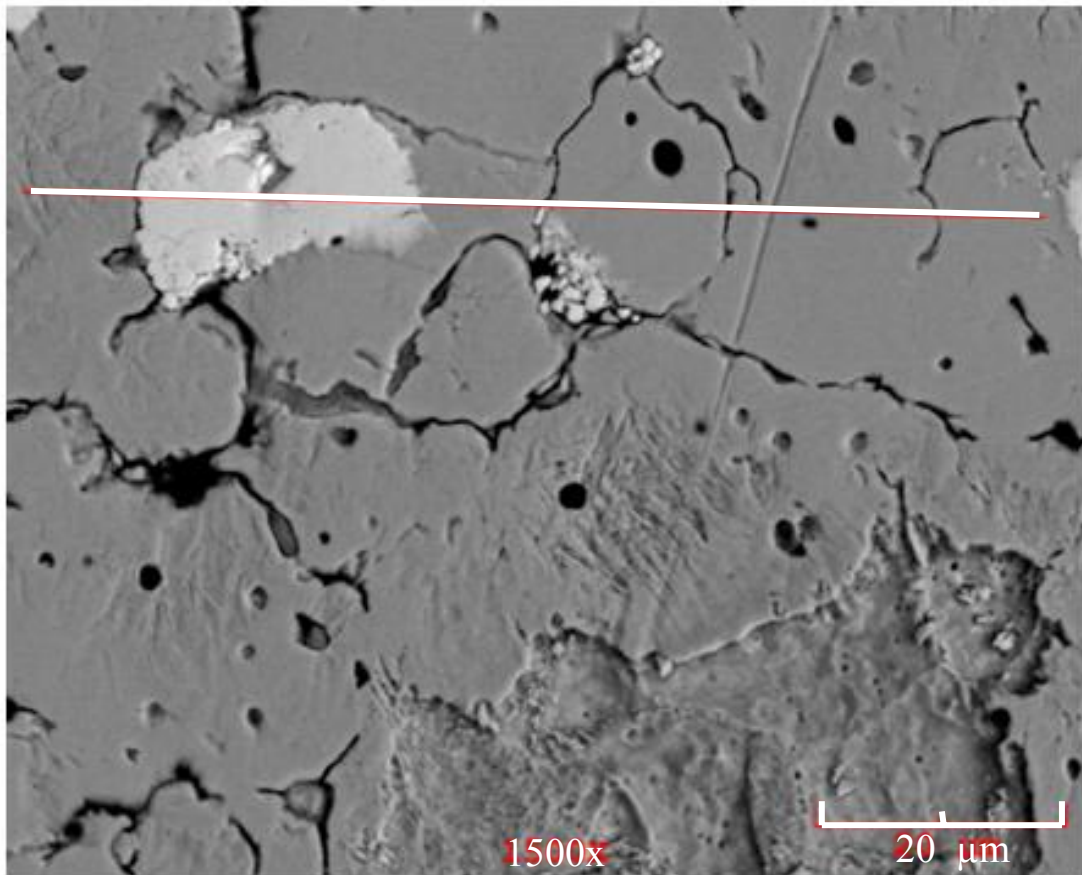
(c)

Şekil 5.9'un devamı



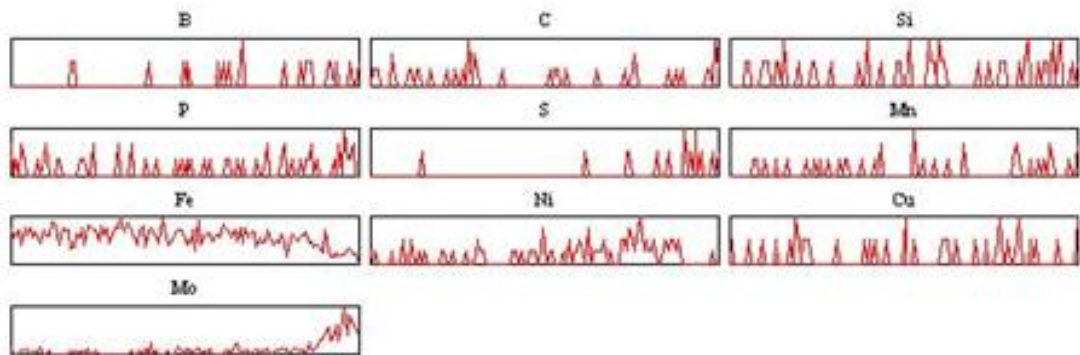
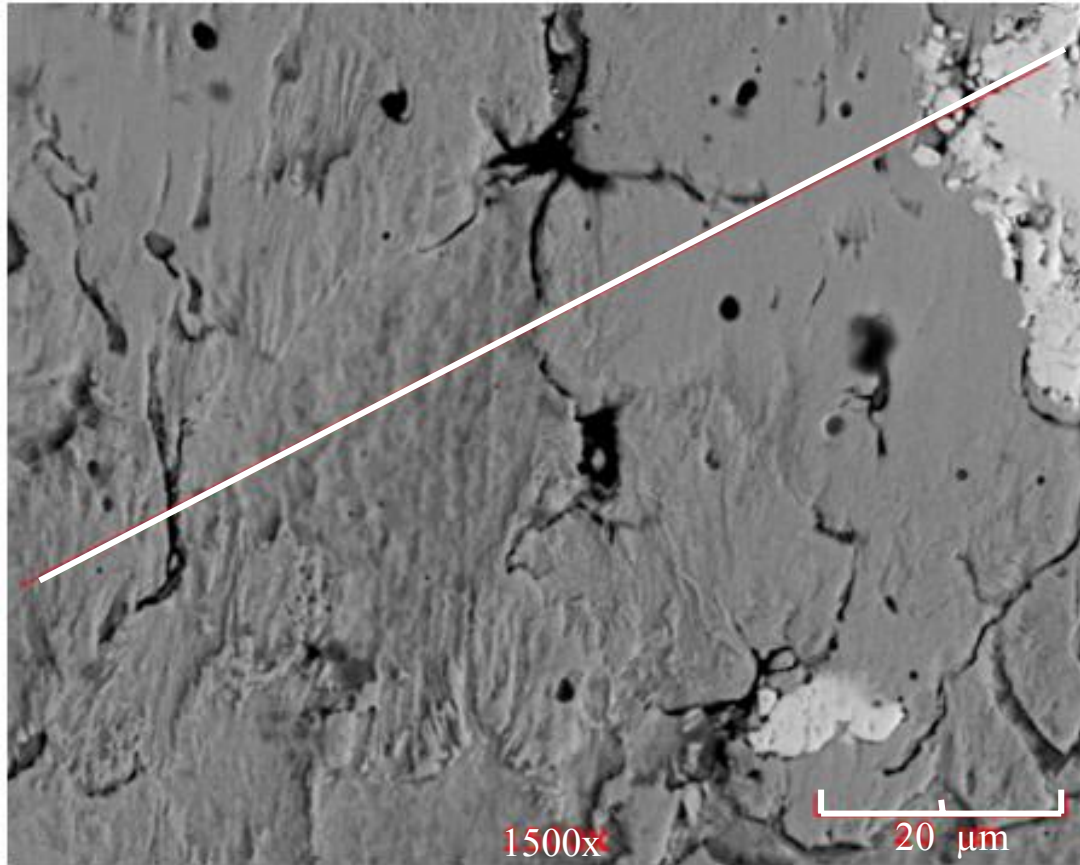
(d)

Şekil 5.9'un devamı



(e)

Şekil 5.9'un devamı



(f)

Şekil 5.9'un devamı

B grubu numunelerin SEM çizgi analizlerine bakıldığında ilk baştaki noktada Mn, S, Mo, C ve P'un daha çok bulunduğu, Fe'in ise az olduğu görülmektedir. Mn ve Mo çizgi boyunca herhangi bir artış göstermemektedir. Ni elementi malzemenin içerisinde yer yer artış göstermektedir (Şekil 5.10.(a)). Mo'in bulunduğu tanelerin içerisinde Fe miktarı azalmaktadır. Buna karşın bu yapıda S bulunmaktadır. Malzeme içerisinde karbonun çok olduğu bölgelerde perlitik yapı görülmektedir (Şekil 5.10.(b)).

Yüksek dereceli büyütmelelere çıkılarak malzemenin içerisindeki element dağılımına bakıldığında, tane sınırlarında Mo çökelmiş ve ayrıca bu noktalarda Mn bulunduğu görülmektedir. Tane sınırına çökelmiş Mo ve Mn malzemenin mukavemetini arttırmaktadır. Tane sınırlarında C bulunmakta, bu tane sınırında mangan karbür oluşabilmektedir.

Yüksek büyütmelelele herhangi bir tanenin içerisindeki element dağılımına bakıldığında, yapı içerisinde ve tane sınırında Mn ve Mo karbürlerin oluşabildiği görülmektedir. Ni malzeme içerisinde homojen olarak dağılmaktadır (Şekil 5.10.(d)).

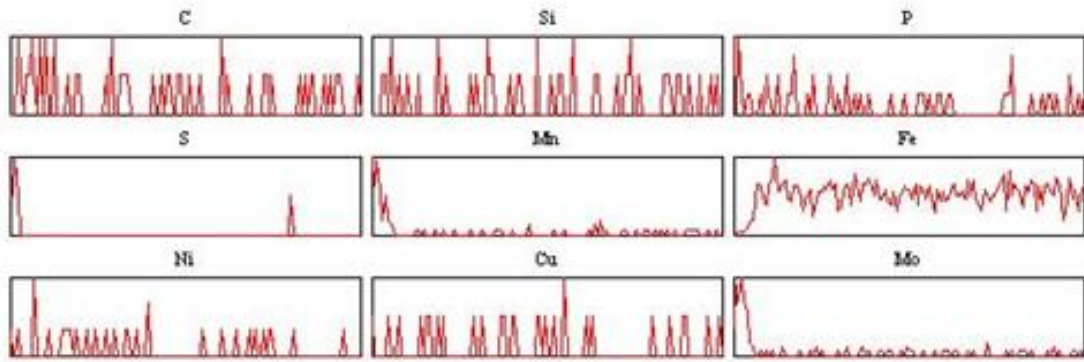
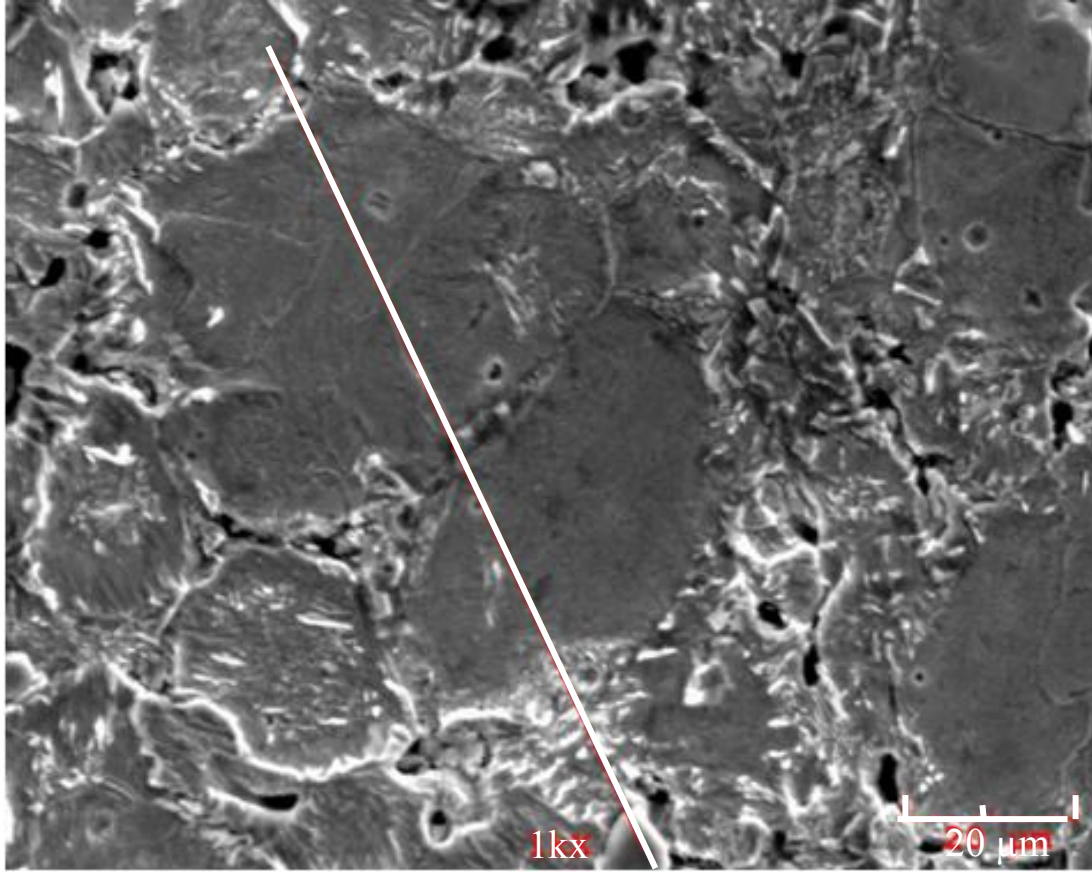
İçerisine bor ilave edilen numunelere bakıldığında, borun malzeme içerisinde görüldüğü; Mn, Cu, Fe ve Mo'nin homojen olarak dağıldığı gözlenmektedir (Şekil 5.10.(e)).

Mo taneciklerinin içerisinde, ferrit fazı içerisindeki bor miktarından daha fazla miktarda bor bulunmaktadır (Şekil 5.10.(f)).

Upadyaya [4] ve Tracey'in [57] yayınlarında belirtildiği gibi, sinterlemenin 1200°C'de yapılmasıyla, karıştırılmış ve difüzyonla bağlı T/M çeliklerde, tamamlanmamış difüzyon sayesinde düşük ve yüksek sertleşebilen alaşımlar bir araya getirilebilmektedir. Karbon, difüzyon katsayısı ($D=8 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$) yüksek olduğundan, 1200°C sinterleme sıcaklığında, kısa sinterleme süresinde bile (30 dakika gibi) matris içerisine yayılabilmektedir. Bakırın difüzyon katsayısı ($D=1,5 \times 10^{-11} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$) karbonun difüzyon katsayısından daha düşüktür. Bu nedenle Cu, matris içerisine karbondan daha yavaş bir şekilde yayılmaktadır. Molibdenin

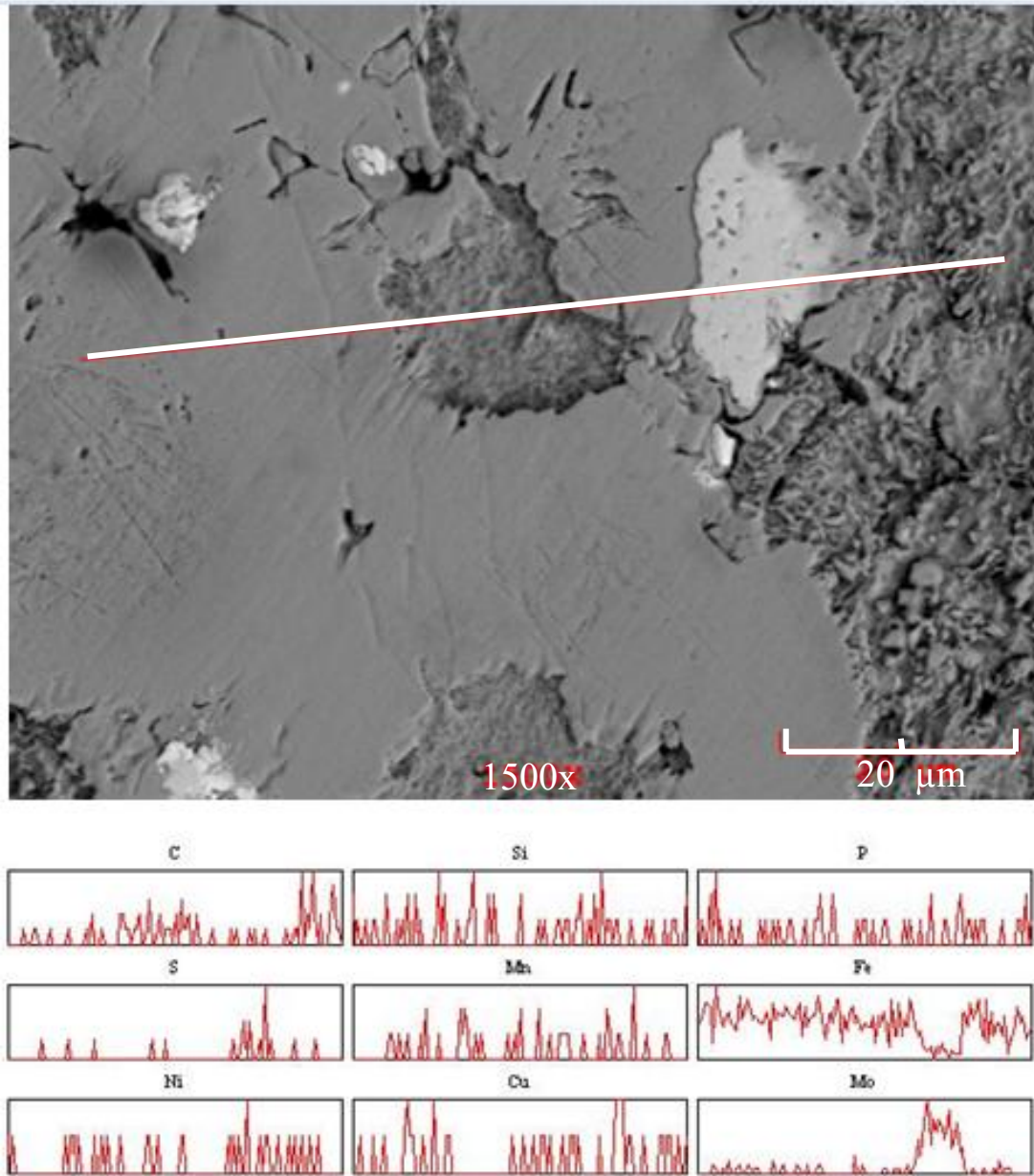
sahip olduğu difüzyon katsayısı değeri ise $D=4 \times 10^{-11} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$ 'dir. Nikel elementi ise yukarıda sayılan elementlerle karşılaştırıldığında, sahip olduğu difüzyon katsayısı değeri ($D=8 \times 10^{-12} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$) daha düşük olduğundan demir içerisinde en yavaş yayılımı gösterir. Bu çalışmada sinterleme sıcaklığı 1120°C ve sinterleme süresi 30dk tutulduğundan, molibdenin demir matris içerisinde homojen olarak yayılma için yeterli zamanı bulamadığı anlaşılmaktadır. Bu nedenle ferrit fazı içerisinde tanecikler şeklinde dağılmıştır. Şu husus da belirtilmelidir ki; bu malzemelerin içerisine ilave edilen elementlerin homojen dağılımlarının sağlanabilmesi için ya sinterleme sıcaklığının yükseltilmesi ya da sinterleme süresinin uzatılması gerekmektedir. Ancak yüksek sıcaklıkta uzun süren bir sinterleme işlemi, T/M çelik malzemelerde tane büyümesine neden olarak mekanik özellikleri olumsuz etkileyecektir. Ayrıca burada belirtilmesi gereken diğer bir husus, numunelerin içerisinde, XRD analizlerine göre Mo_2C ve $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$ fazları bulunmasına rağmen, SEM/EDS ve çizgi analizlerinde bu fazların net olarak görülememesidir. Ancak SEM çizgi analizlerinde molibden bulunan noktalarda bu fazlar bulunabilmektedir.

Numunelerin içerisinde belirli bir miktarda Mn ve Si bulunmaktadır. Mn, ferritik yapı içerisinde bulunmaktadır. Tane sınırlarında ise MnS bulunmaktadır. Fakat bu faz XRD analizlerinde görülememektedir. Bu fazın XRD analizinde görülebilmesi için yeterli miktarda bulunmadığı düşünülmektedir.



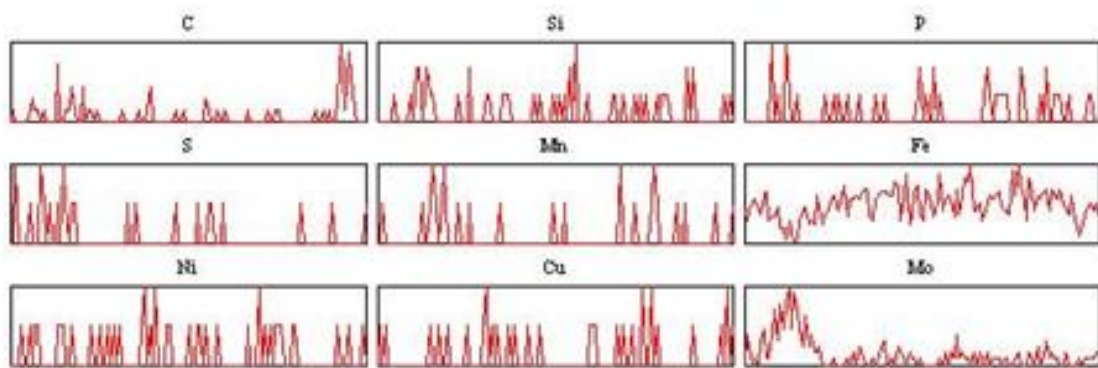
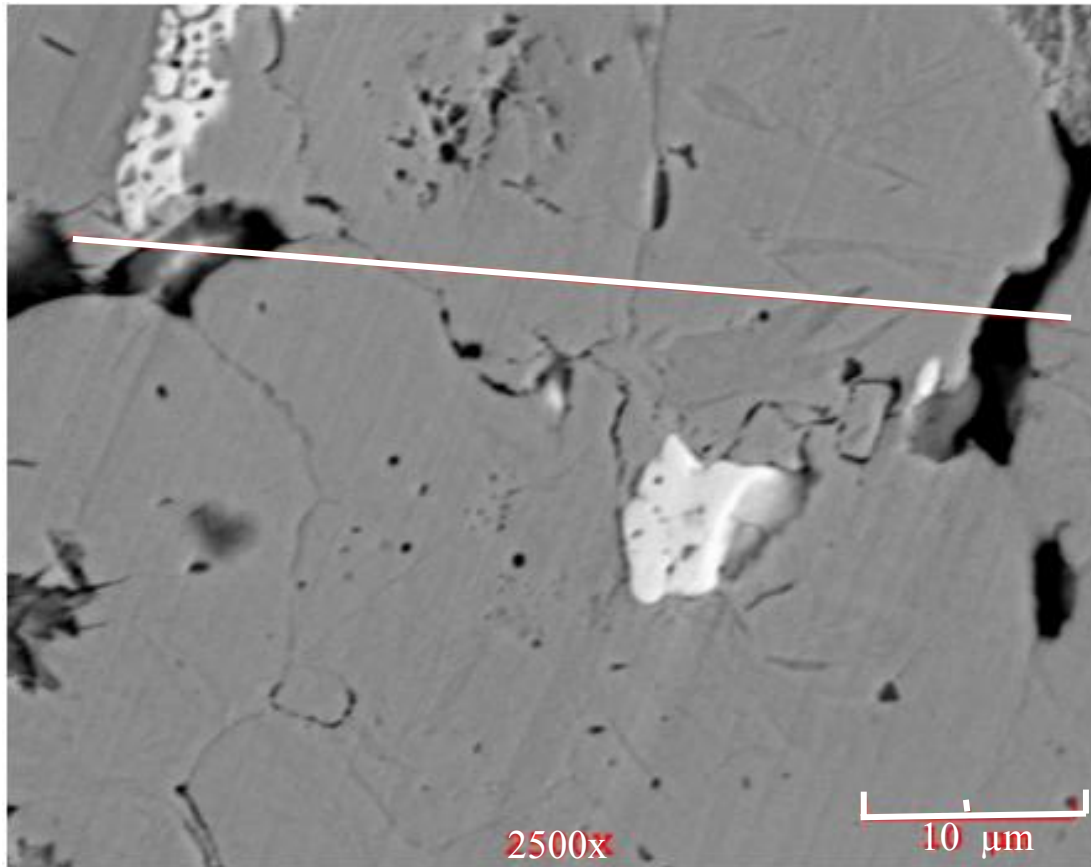
(a)

Şekil 5.10. T/M ile üretilmiş a) 507, b) B₁, c) B₂, d) B₃, e) B₄, f) B₅ numunelerinin SEM elementel çizgi analizleri



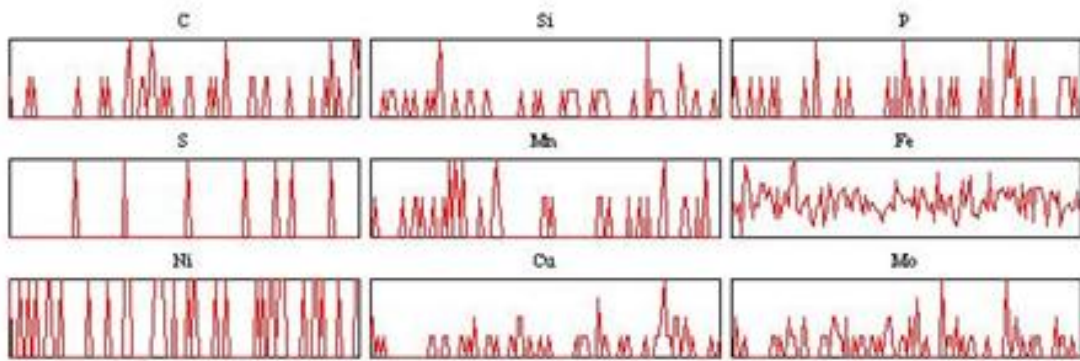
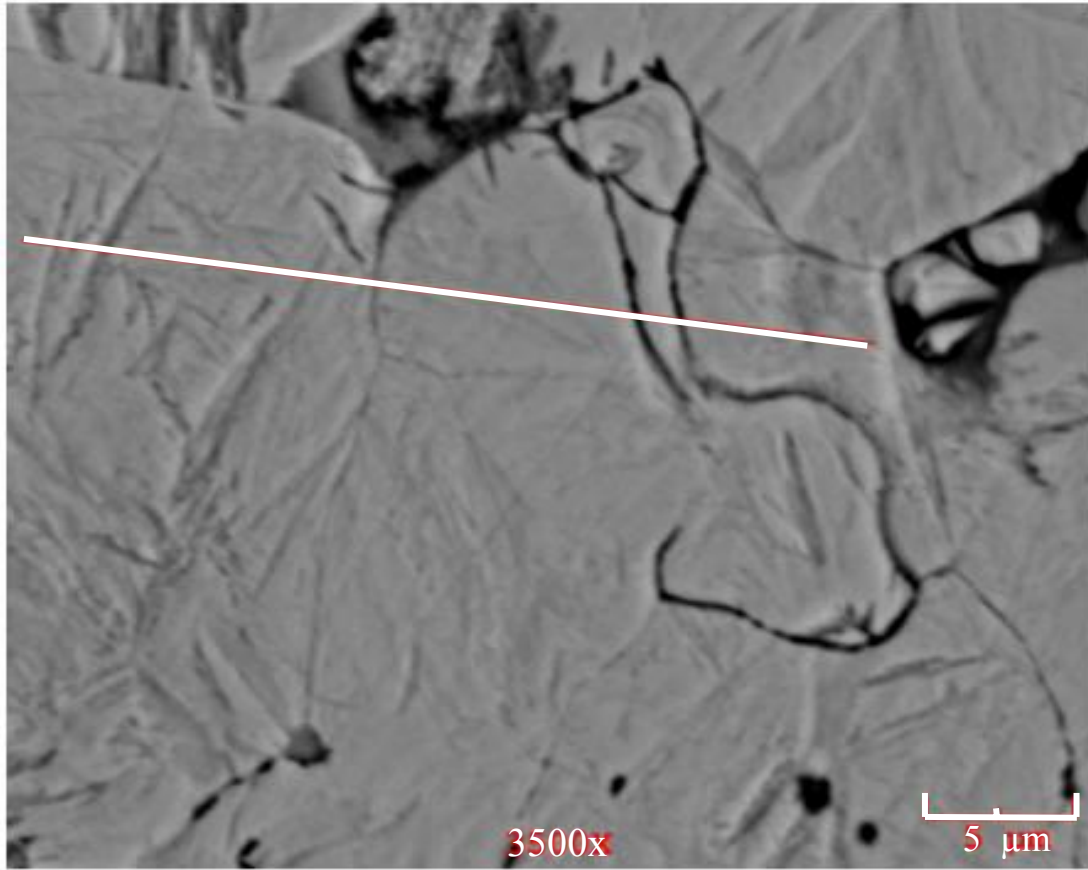
(b)

Şekil 5.10'un devamı



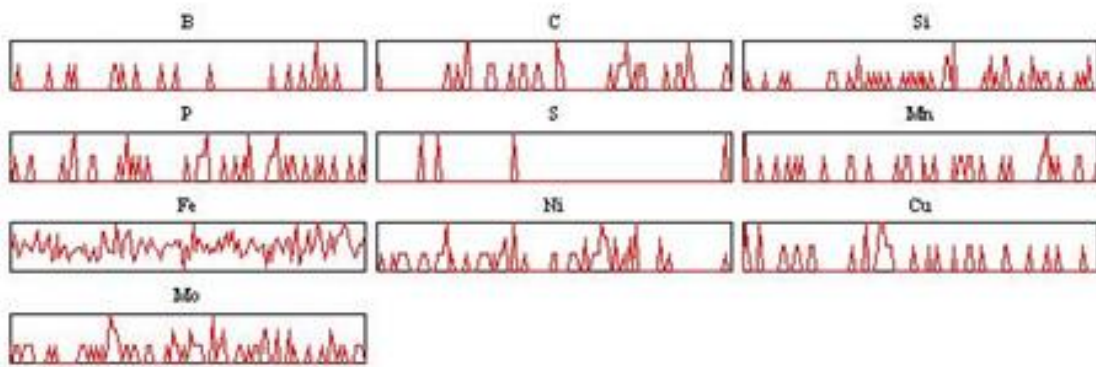
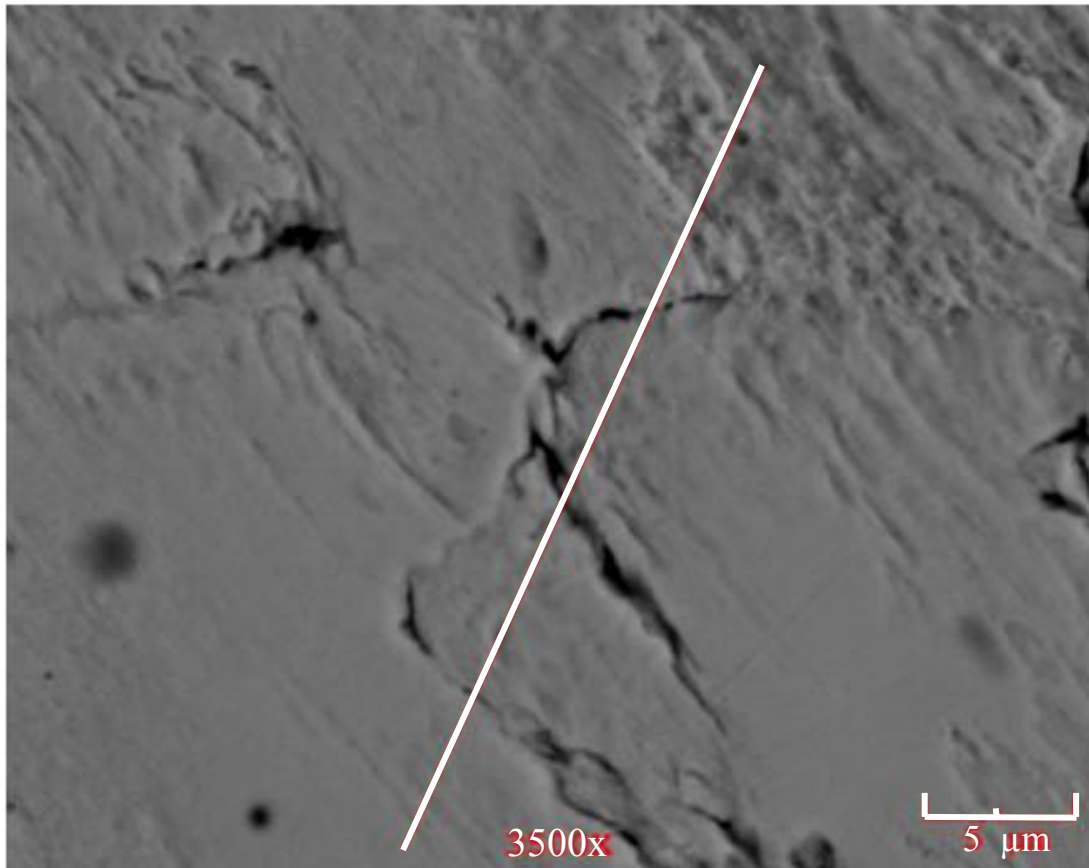
(c)

Şekil 5.10'un devamı



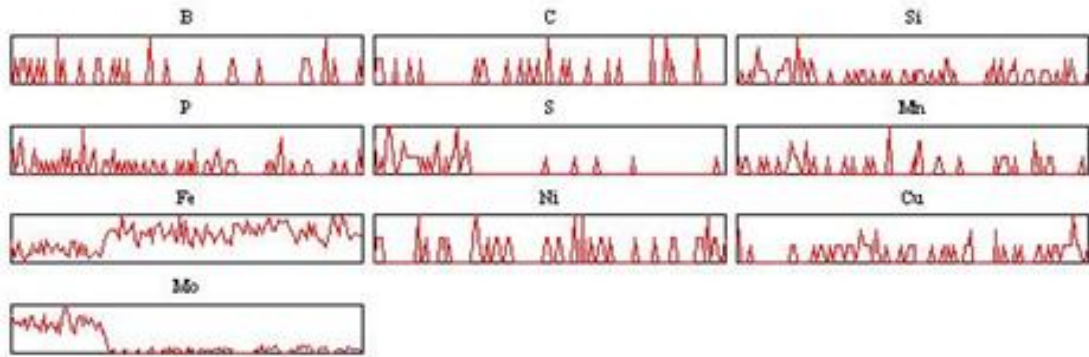
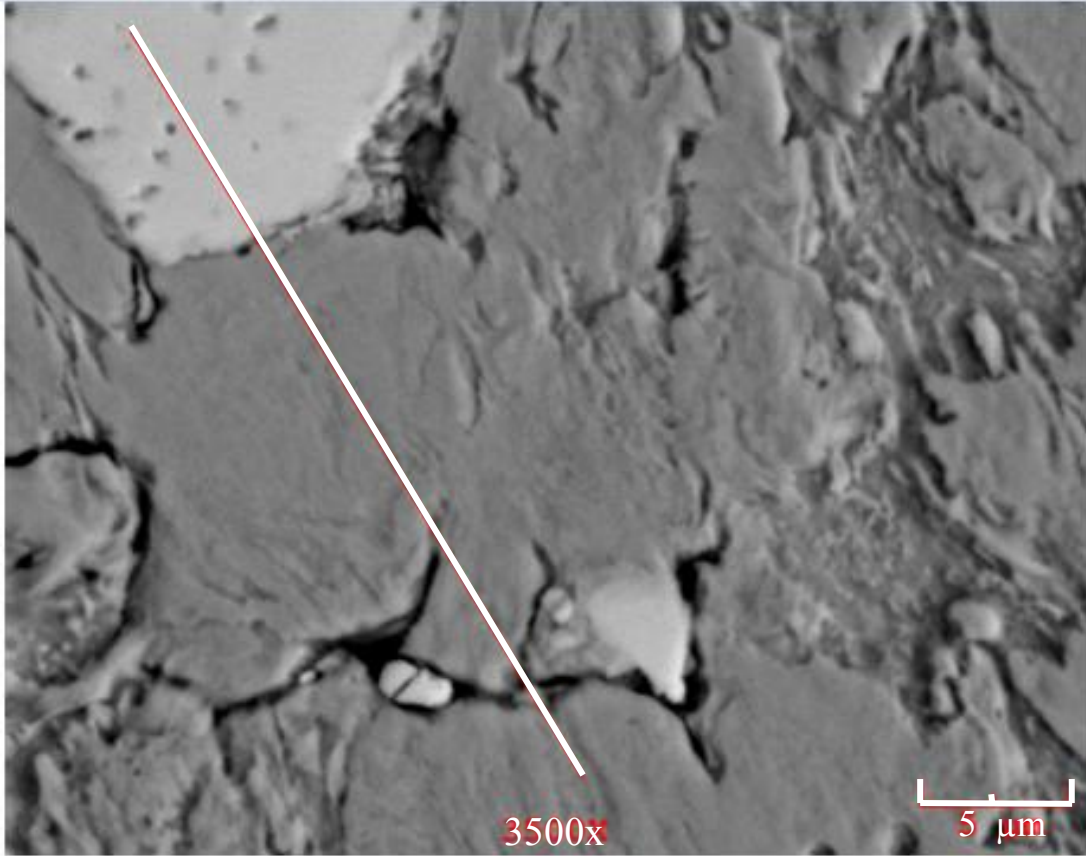
(d)

Şekil 5.10'un devamı



(e)

Şekil 5.10'un devamı



(f)

Şekil 5.10'un devamı

5.3. Yoğunluk İncelemeleri

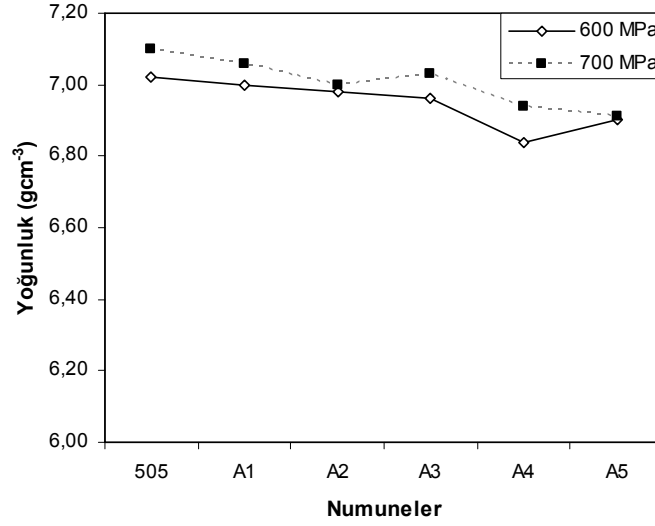
T/M ile üretilmiş olan A grubu ve B grubu alaşımlı çeliklerin yoğunluk ölçümleri Arşimet prensibine göre yapılmış ve elde edilen değerler Şekil 5.11.(a-b)' de verilmiştir. Üretimde presleme basıncı olarak 600 ve 700 MPa olmak üzere iki farklı basınç kullanılmıştır. Doğal olarak 700 MPa presleme basıncı kullanılan

numunelerde, presleme basıncı olarak 600 MPa kullanılan numunelerden daha yüksek yoğunluk değerleri elde edilmiştir. Bazı çalışmalarda, presleme basıncına paralel olarak, sinterlenmiş T/M çelik malzemelerin yoğunluk değerlerinin arttığı belirtilmektedir [16]. Ana malzeme olan ve Starmix 505 olarak adlandırılan düşük alaşımlı çelik malzemenin yoğunluğu, 600 MPa presleme basıncı için $7,02\text{gcm}^{-3}$ iken, 700 MPa presleme basıncı uygulandığında $7,1\text{gcm}^{-3}$ olmaktadır.

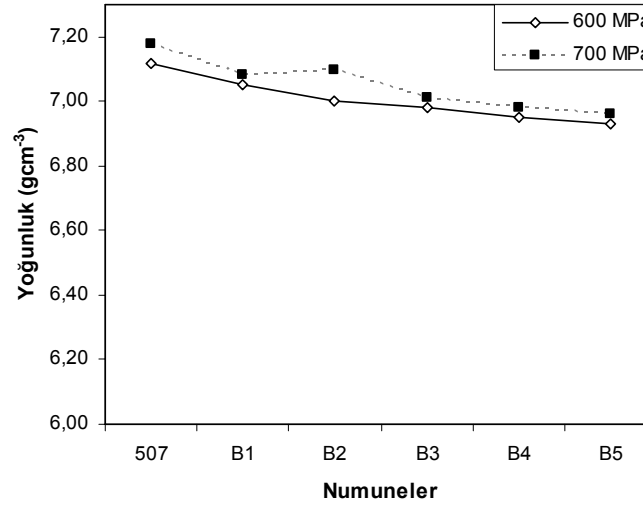
Ana malzeme içerisine ilave edilen sonraki tozlar yoğunluğu olumsuz etkilemiş olup, az da olsa düşük yoğunluk değerleri elde edilmesine neden olmuştur. 700 MPa ile preslenen numunelerde en düşük yoğunluk değeri $6,91\text{gcm}^{-3}$ olarak içerisine ferro bor ve bakır ilave edilen numunelerde elde edilmiştir. Ferro bor sinterleme esnasında sıvı faz oluşmasını sağlayıcı ve T/M malzemelerin yoğunluğunu artırıcı element olarak bilinmektedir [4]. Ancak bu çalışmada kullanılan 1120°C sinterleme sıcaklığı, bor elementinin demir ile etkili olan ötektiği oluşturmasına yetmemekte ve malzemenin yoğunluğunu düşürmektedir. Benzer durum 600 MPa presleme basıncı kullanılan ve başlangıç tozu içerisine ferro bor ilave edilen A₄ numunesinde de gözlenmektedir. Bakır, sıvı faz sinterlemesini sağlayan bir element olup, toz içerisine ilave edildiğinde malzemenin sinterlenme ve mekanik özelliklerini olumlu yönde etkilemektedir. Oluşturduğu sıvı faz ile gözenekleri doldurmakta ve taneler arası bağı kuvvetlendirerek alaşımlı T/M çelik malzemelerin sertlik ve çekme dayanımlarının artmasını sağlamaktadır [9, 16, 58–60]. Ancak Cu, sağladığı bu olumlu etkiye rağmen malzemenin içerisine belli bir değer üzerinde ilave edildiğinde, sinterleme esnasında genişleme olacağından, yoğunluk değerinin düşük olmasına neden olmaktadır[58, 60].

B grubu numunelerde daha yüksek yoğunluk değerleri elde edilmektedir. Ana malzeme olan Starmix 507 kullanılarak 700 MPa presleme basıncı ile sıkıştırılan ve sonra sinterlenen numunenin yoğunluğu $7,18\text{gcm}^{-3}$ olmaktadır. Elde edilen bu değer Starmix 505'e oranla daha yüksektir. Starmix 507 tozu, Starmix 505 tozuna göre daha az C içermekte olup; preslenebilirlik özelliği daha iyi olduğundan, yüksek yoğunluk değerleri elde edilebilir. Starmix 507 ana tozuna Mo, grafit, Cu, B ilave edildiğinde yoğunluk değerlerinde düşmeler olmaktadır. 700 MPa presleme basıncı için en düşük yoğunluk değeri ferro bor ve bakırın birlikte ilave edildiği, B₅

numunesinde elde edilmektedir. Düşük yoğunluk elde edilmesinin nedeni A grubu malzemelerde yapılan açıklamalarla aynıdır.



(a)



(b)

Şekil 5.11. a) A, b) B grubu malzemelerin yoğunluk değerleri

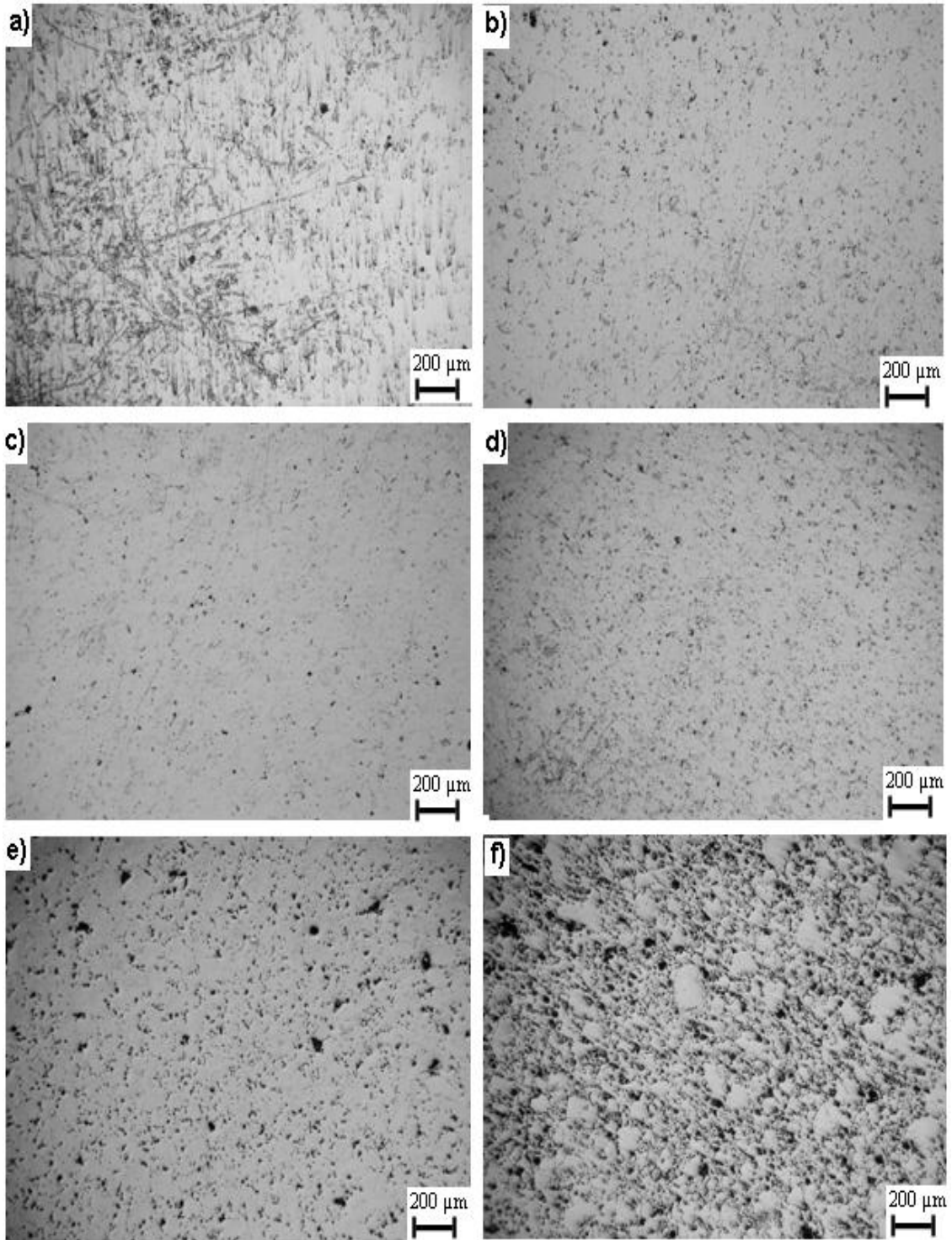
Deneysel çalışmalar kısmında belirtilen denklemler kullanılarak elde edilen %yoğunluk ve %gözenek miktarlarının uygulanan presleme basıncına göre değişimi Tablo 5.1’de verilmektedir.

Tablo 5.1. Farklı presleme basınçlarında preslendikten sonra sinterlenen alaşımlı T/M çelik malzemelerin görünür yoğunluk, %yoğunluk ve %gözenek değerleri

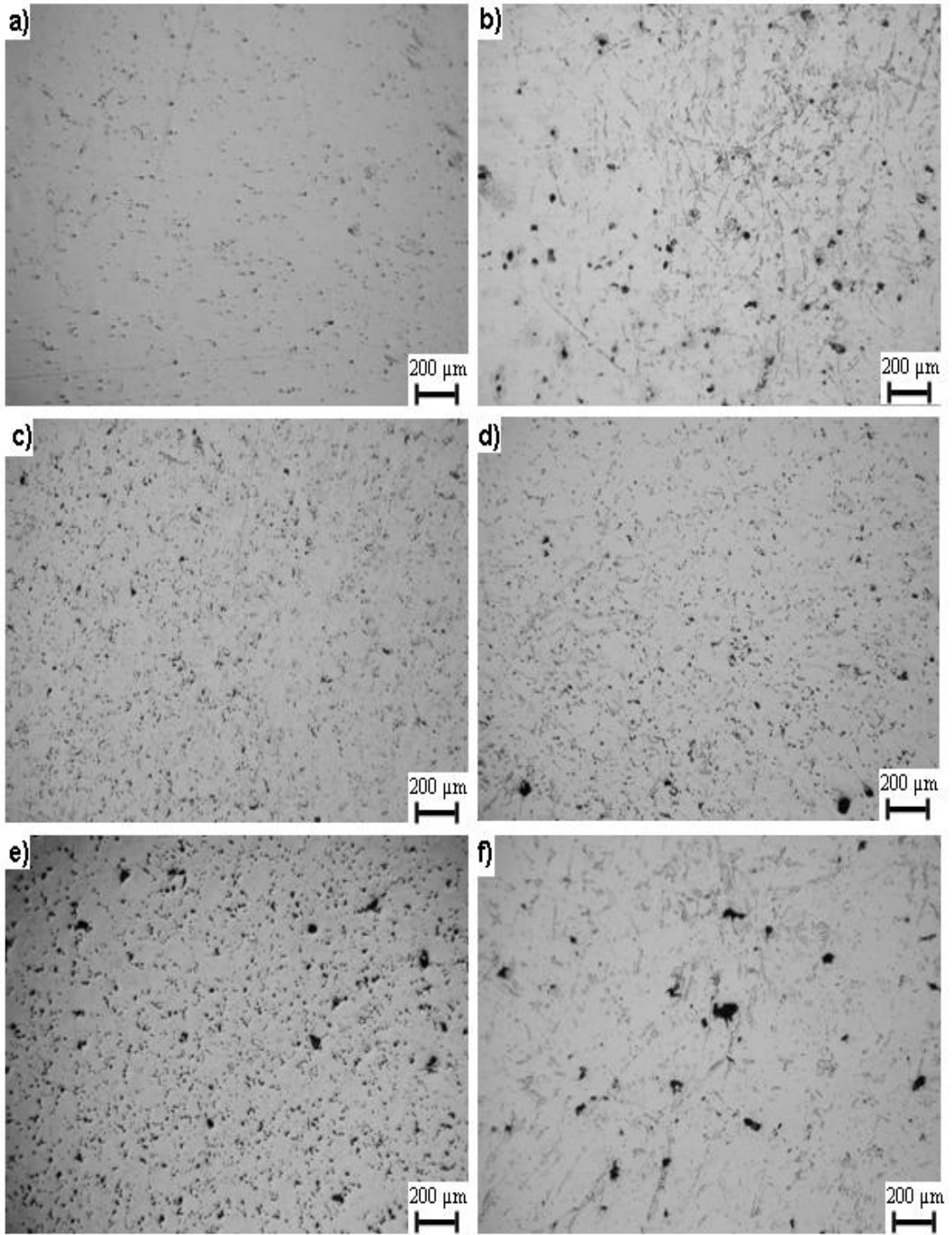
Numuneler	Presleme basıncı (MPa)					
	600			700		
	Yoğunluk (gcm ⁻³)	%Bağlı Yoğunluk	% Gözenek	Yoğunluk (gcm ⁻³)	%Bağlı Yoğunluk	% Gözenek
505	7,02	96,01	3,99	7,10	97,10	2,90
A ₁	7,00	95,85	4,15	7,06	96,67	3,33
A ₂	6,98	96,01	3,89	7,00	96,30	3,71
A ₃	6,96	95,14	4,89	7,03	96,09	3,91
A ₄	6,84	93,66	6,34	6,94	95,03	4,97
A ₅	6,90	94,31	5,68	6,91	90,35	9,65
507	7,12	96,87	3,13	7,18	97,69	2,31
B ₁	7,05	97,91	2,09	7,08	98,33	1,66
B ₂	7,00	94,54	5,46	7,10	95,88	4,12
B ₃	6,98	94,96	5,04	7,01	95,37	4,63
B ₄	6,95	93,87	6,33	6,98	94,27	5,73
B ₅	6,93	94,29	5,71	6,96	94,69	5,30

Malzemenin sahip olduğu yoğunluk değerleri malzeme içerisinde bulunan gözenek miktarıyla yakından ilgilidir. Bu nedenle bu çalışmada, üretilen alaşımlı çelik numunelerin sinterleme sonrasında, dağlama öncesinde optik mikroskop görüntüleri alınmış olup, A grubu numuneler için Şekil 5.12.(a-f)'de, B grubu numuneler için Şekil 5.13.(a-f)'de gösterilmiştir.

Şekillerdeki görüntüler incelendiğinde, 505 ve 507 numunelerinde gözenek miktarının çok az olduğu görülmektedir. Yalnız 505 numunesinin yüzeyinde gözenek olmayan, farklı renklere sahip çizgisel görüntüler elde edilmiştir. A₁ ve A₂ numunelerinin az gözeneğe sahip oldukları şekillerden anlaşılmaktadır. A₃ numunesi de az miktarda gözeneğe sahiptir. Ancak içerisinde bor olan A₄ ve A₅ numunelerinde fazla gözenek bulunduğu net olarak görülmektedir. A grubu numuneler için belirtilen açıklamalar, B grubu numuneler için de geçerli olup, B₃ numunesi genelde çok az gözenek içermesine rağmen yer yer büyük çaplı gözeneklere sahiptir. Ferro bor içeren B₄ ve B₅ numuneleri en düşük yoğunluk değerlerine sahiptirler.



Şekil 5.12. T/M ile üretilmiş a) 505, b) A₁, c) A₂, d) A₃, e) A₄, f) A₅ numunelerinin dağlamadan önce çekilmiş olan ve gözenek miktarını gösteren optik mikroskop görüntüleri

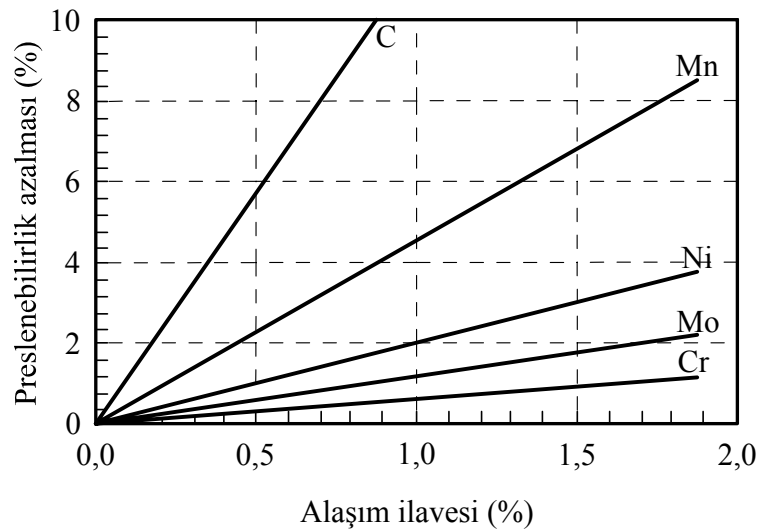


Şekil 5.13. T/M ile üretilmiş a) 507, b) B₁, c) B₂, d) B₃, e) B₄, f) B₅ numunelerinin dağlamadan önce çekilmiş olan ve gözenek miktarını gösteren optik mikroskop görüntüleri

Önceden yapılmış çalışmalarda [9, 57] belirtildiği gibi mikroyapı içerisinde bulunan gözenek miktarı, tozun preslenebilme özelliğine bağlıdır. Tozun preslenebilirliği arttıkça, elde edilen malzemenin yoğunluğu da artar. Başlangıç tozu içerisinde ferro

molibden ve ferro bor ilave edilmesi, yoğunluk değerinin düşmesine neden olmuştur. Difüzyonla alaşımlandırılmış olan başlangıç tozunun preslenebilme özelliği iyi olduğundan, dışarıdan alaşım elementi ilave edilmeden kullanıldığında, üretilen parçaların yoğunluk değerleri yüksek olmaktadır. Fakat başlangıç tozları içerisinde sonradan ilave edilen alaşım elementleri yoğunluk değerlerinin düşmesine neden olmuştur. Daha önceden yapılmış olan bir çalışmada, %1,72 Ni içeren Fe-Ni-Cu-Mo-C çelik toza belirli oranlarda ferro titanyum ilave edilmesi, yoğunluğun düşmesine neden olmuştur [15].

Şekil 5.14'de T/M çelik malzemelerin içerisinde alaşım elementi ilavesinin preslenebilirlik özelliğinde meydana getirdiği %azalma değerleri verilmiştir. Preslenebilirliği en çok azaltan element karbondur.



Şekil 5.14. T/M malzemelere ilave edilen alaşım elementlerinin preslenebilirliğin azalmasına etkisi [33]

Sinterleme sonrasında yüksek yoğunluk elde edilebilmesi için presleme basıncının yüksek olması gerekmektedir. Presleme basıncının artmasına paralel olarak, partiküller arası temas artarak sinterleme sonrasında yüksek yoğunluk değerleri elde edilmesini sağlamaktadır. T/M parça üretiminde ilave edilen bazı elementler yoğunluğun artmasına katkıda bulunmaktadır. Bakır bunlardan biridir [59].

Bor elementi bilindiği gibi sinterleme esnasında sıvı faz oluşturmakta ve sinterleme

mekanizmasını olumlu yönde etkileyerek sinterleme sıcaklığını düşürücü etki yapmakta ve malzemenin mukavemetini arttırmaktadır [4]. Şekil 5.15’de Fe-B ve Fe-Cu ikili faz diyagramları görülmektedir [61, 62]. Şekil incelendiğinde, bor, demir içerisindeki çözünürlüğü oldukça düşük (ağırlıkça %0,002) olmasına rağmen 1177°C’de sıvı faz oluşturmakta ve Fe-Fe₂B ötekliği yoluyla kütle transferi gerçekleştirmektedir [61].

Nawaski’nin bir yayınında belirttiği gibi, demir borür 500°C civarında oluşmaktadır. Sinterleme işlemi sıvı fazın oluşması ile artmaktadır. Sinterleme esnasında sıvı faz iki farklı reaksiyon ile oluşmaktadır [63]. İlk reaksiyon 1177°C’de oluşmakta olup, aşağıdaki şekildedir.



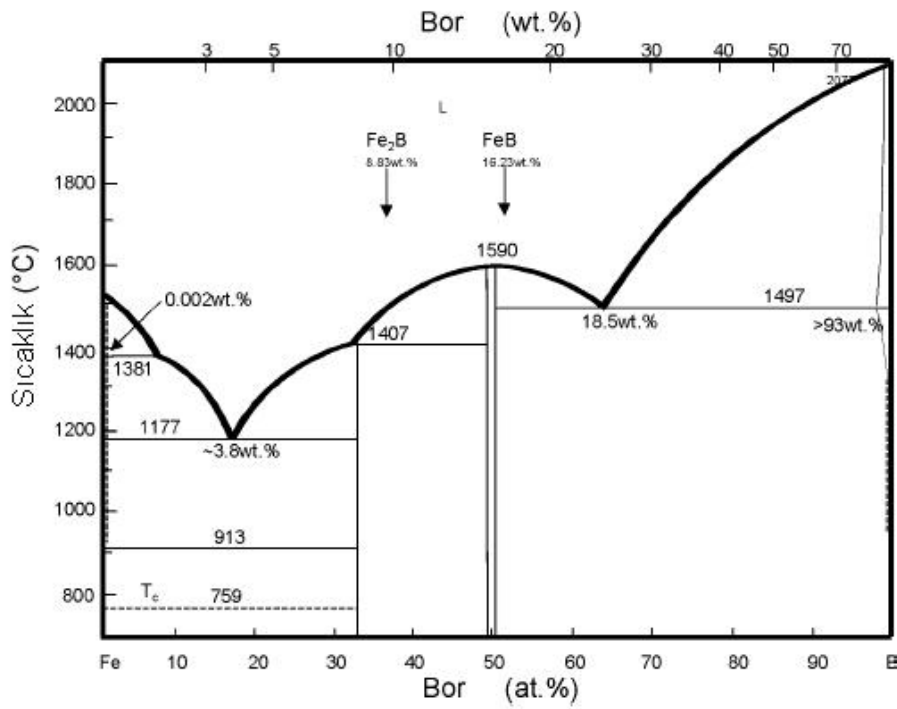
İkinci reaksiyon ise 1120°C’de oluşmakta olup aşağıda gösterilmiştir.



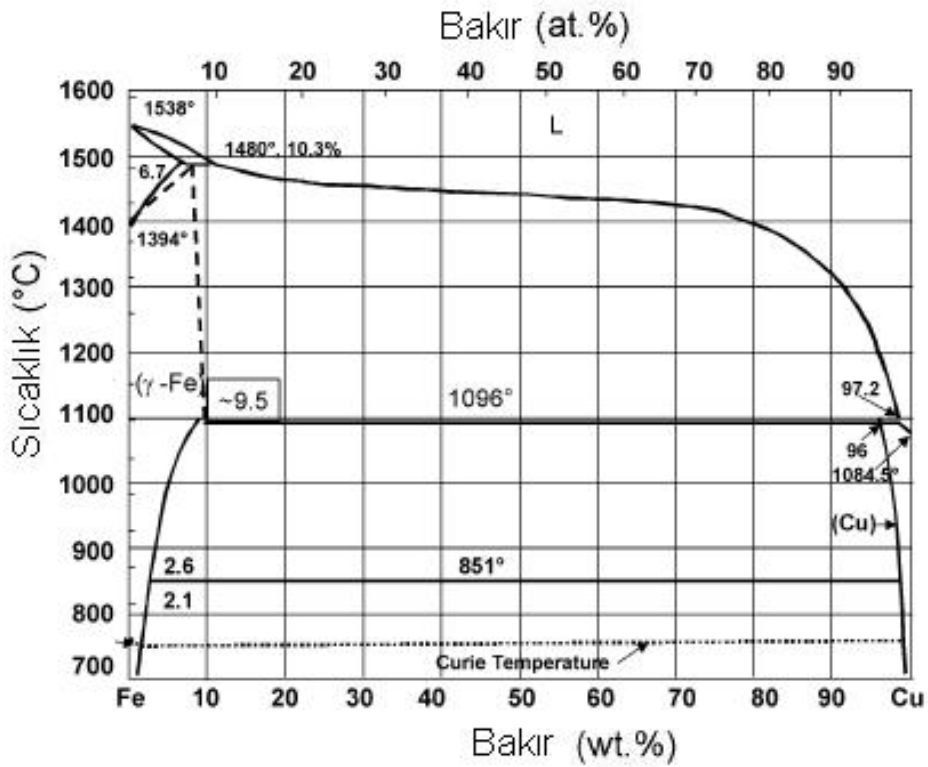
Bu çalışmada bütün numuneler 1120°C’de sinterlendiği için (5.2) denkleminde gösterilen reaksiyonun meydana geldiği ve borun az miktarda sıvı faz sinterlemesine katkıda bulunduğu düşünülmektedir. Fakat borun tam anlamıyla sıvı faz sinterlemesine katkıda bulunarak dayanımı arttırabilmesi için (5.1) denklemindeki reaksiyonun meydana gelmesi gerekmektedir.

Demir esaslı T/M parçaların sinterlenmesi esnasında grafitin, demir partikülleri içerisinde tamamen yayınabilmesi için sinterleme fırınının ısıtma hızının yavaş olması; sıcaklığın bir süre tutulması ve demir oksitlerin indirgenmesi gerekir.

1083°C’de eriyen Cu, 1095°C’de Fe-Cu-C üçlü monotekto-ötektik reaksiyon oluşturur. Oluşan sıvı faz sinterlemesi ile kompakt malzemenin yoğunlaşmasına neden olur [4]. 1099°C’de Fe-C alaşımının bakırı emmesi sonucu taneler arası bağlar kuvvetlenerek, kompakt malzemenin hem sertliğinin hem de dayanımının artmasını sağlamaktadır [2].



(a)



(b)

Şekil 5.15. a) Fe-B, b) Fe-Cu ikili faz diyagramları [61, 62]

Bu çalışmada kullanılan 1120°C sinterleme sıcaklığı ve 30 dakika olan sinterleme süresi sonrasında ergimiş bakırın, demir tanecikleri arasında kapiler etkiyle taneleri

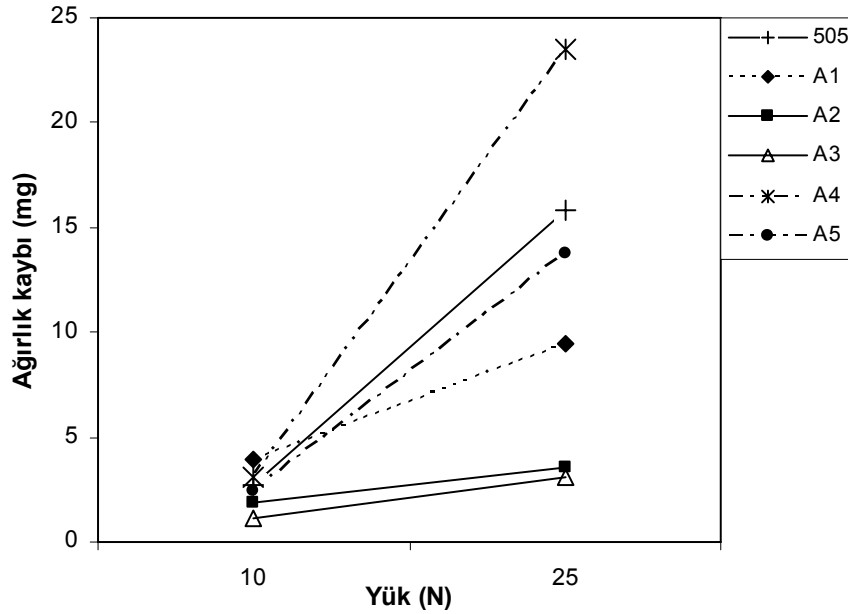
sarması gerçekleşmiştir. Ergiyen bakır tane sınırlarına ve gözeneklere ilerleyerek buraları doldurmaktadır [59]. Fakat başlangıç tozu içerisine bor ve bakırın birlikte ilave edilmesi halinde, borun, Cu'ın sıvı faz sinterlenmesi esnasında gözeneklere ve taneler arasına ilerleyerek buraları doldurmasını bir şekilde engellediği düşünülmektedir. Upadyaya'nın [4] yayınında belirtildiği gibi, Fe-Cu alaşımlarına borun katılması T/M malzemenin boyutsal büyümesini engellemektedir. Sinterleme esnasında partiküllerin üzerinde oluşan Fe_2B , bakırın ostenit fazı içerisine difüzyonunu engellemektedir. Dolayısıyla bor içeren sinterlenmiş numunelerin içerisinde fazla miktarda gözenek bulunması ve yoğunluk değerlerinin düşük olması bu düşüncüyü desteklemektedir. Bu nedenle bor içeren tozların sinterlenmesi için sinterleme sıcaklığının $1200^{\circ}C$ civarında olması gerektiği düşünülmektedir. Daha önce bu konuda yapılan çalışmalar bunu doğrulamaktadır [23, 64].

5.4. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

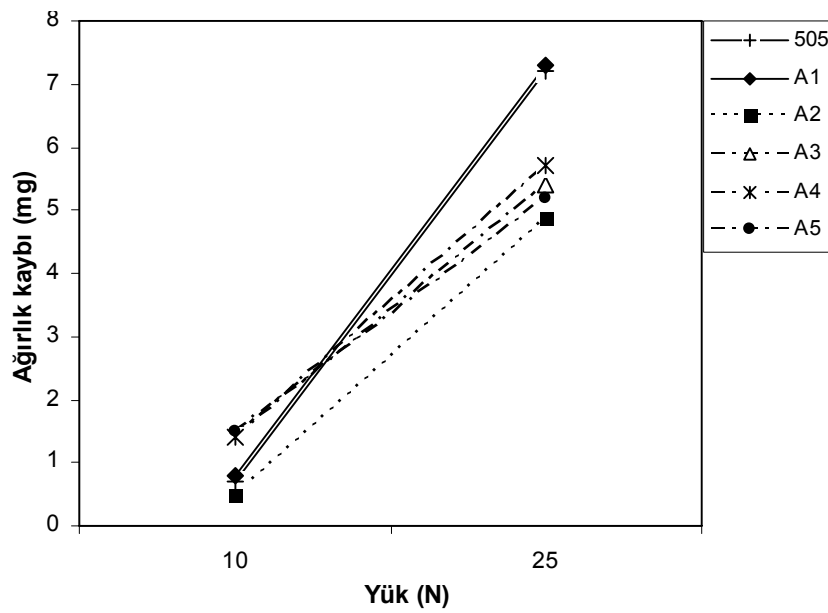
5.4.1. Aşınma deneyleri

T/M ile üretilen malzemelerin içerisine ilave edilen alaşım elementlerinin aşınma özelliklerine etkisini incelemek amacıyla, her bir numune, 10 N ve 25 N yükler altında $1ms^{-1}$ ve $2ms^{-1}$ hızlarında aşınma deneyine maruz bırakılmıştır. Aşınma deneyinde farklı kayma hızları kullanıldığında ağırlık kayıpları da değişmektedir. Düşük kayma hızı kullanıldığında aşınma miktarı çok olurken, hız arttırıldığında aşınma miktarında azalma görülmüştür. Kayma hızı az olduğunda, malzemede aşınma, aşınan yüzeylerin plastik şekil değiştirip dökülmesi şeklinde olurken, hız arttırıldığında aşınmanın daha çok kayma şeklinde gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Bu nedenle hız arttırıldığında aşınma kaybı miktarı $1ms^{-1}$ hızlarında görülenden daha az olmuştur. Diğer bir deyişle aşınma deneyinde kayma hızı $2ms^{-1}$ olduğunda aşınma miktarı daha az olmaktadır. Çünkü numunenin aşınmaktan ziyade kaydığı düşünülmektedir. Aşınma deneylerinde uygulanan yük arttığında ağırlık kaybı miktarı da artmaktadır. Bu çalışmada 10 N ve 25 N yükler kullanılmış olup; 25 N yük uygulanan deneylerde 10 N yük uygulananlara göre oldukça fazla aşınma miktarları meydana gelmiştir.

Aşınma deneyleri sonucunda elde edilen değerler, uygulanan yük, ağırlık kaybı ve kayma hızına göre A grubu numuneler için Şekil 5.16'da gösterilmiştir. A grubu numuneler incelendiğinde 10 N yük uygulandığında ağırlık miktarında çarpıcı bir farklılık görülmemekle beraber, en az ağırlık kaybı, A₃ numunesinde elde edilmiştir. En fazla ağırlık kaybı ise A₄ numunesinde elde edilmiştir.



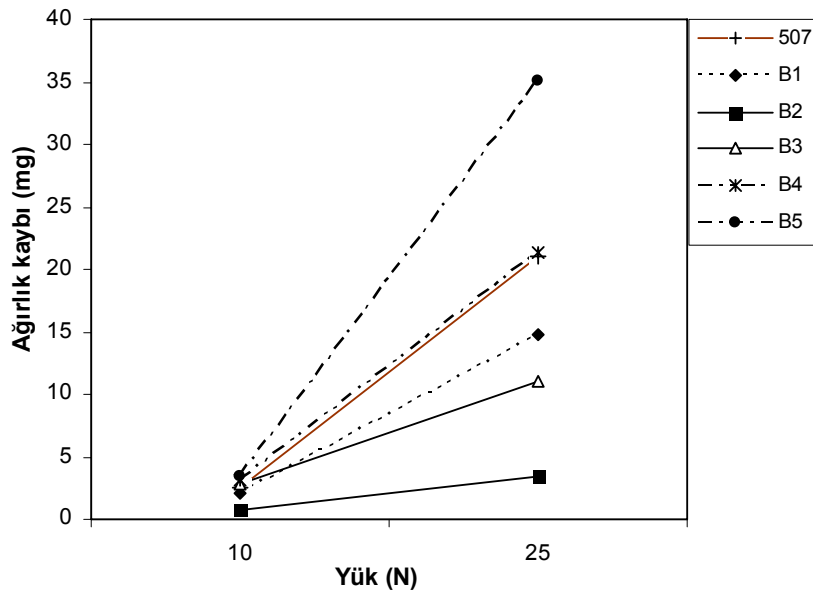
(a)



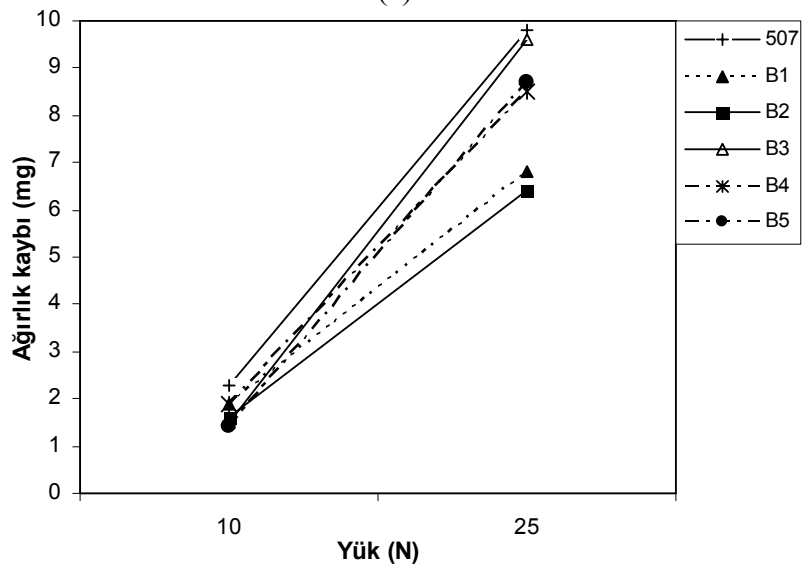
(b)

Şekil 5.16. A grubu numunelere ait a) 1ms^{-1} , b) 2ms^{-1} hızlarında yapılmış olan aşınma deneylerinden elde edilmiş olan ağırlık kaybı-yük grafikleri

Aşınma deneyleri sonucunda elde edilen değerler, uygulanan yük, ağırlık kaybı ve kayma hızına göre B grubu numuneler için Şekil 5.17'de gösterilmiştir. B tipi numunelerde 10 N ve 25 N yük ve kayma hızı olarak 1ms^{-1} ve 2ms^{-1} için en az aşınma B₂ numunesinde, en çok aşınma ise B₅ numunesinde meydana gelmiştir. Aşınma miktarı bakımından 1ms^{-1} 'de daha yüksek aşınma kaybı görülmektedir. 2ms^{-1} aşınma hızı seçildiğinde en az aşınma B₂ numunesinde, en fazla aşınma ana malzeme olan 507 numunesinde görülmektedir. B₂ numunesinin daha fazla karbon içermesi, 507 malzemesinde ise C oranının düşük olması aşınmayı etkilemektedir.



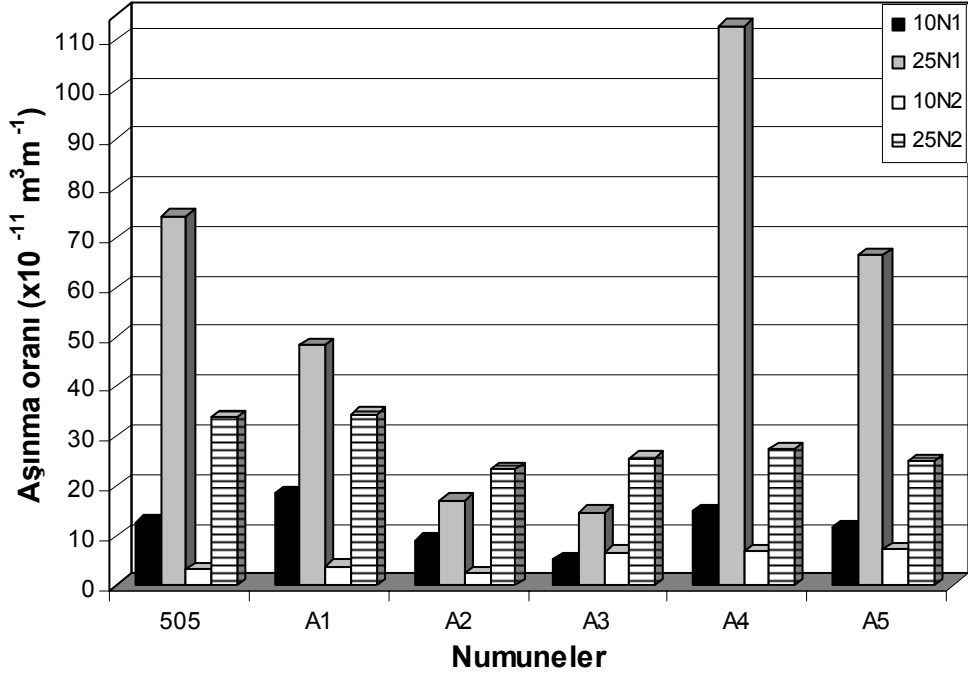
(a)



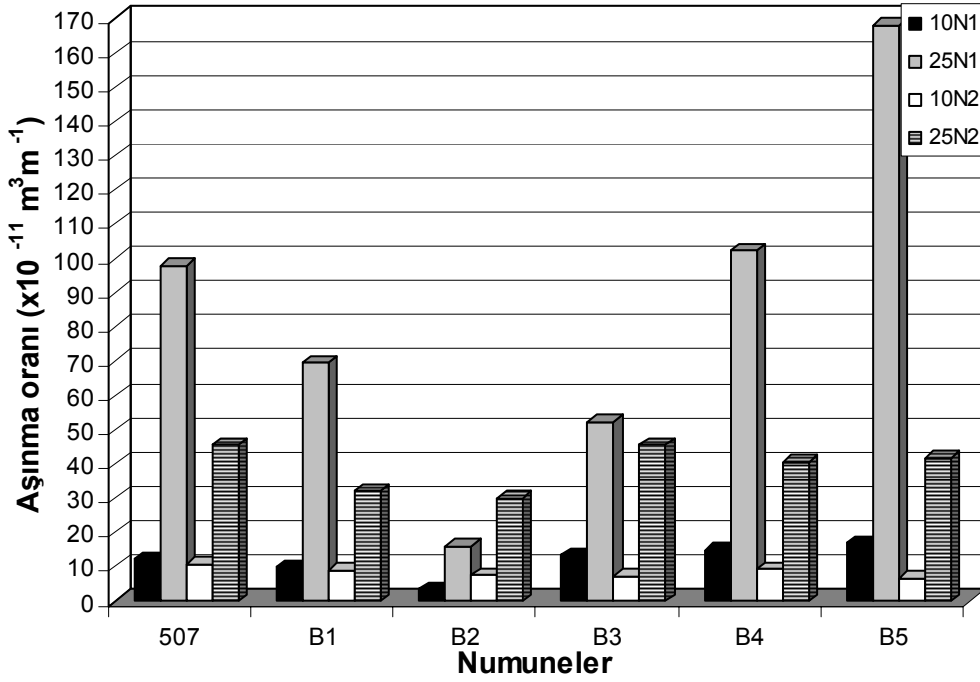
(b)

Şekil 5.17. B grubu numunelere ait a) 1ms^{-1} , b) 2ms^{-1} hızlarında yapılmış olan aşınma deneylerinden elde edilmiş olan ağırlık kaybı-yük grafikleri

Aşınma deneylerinde kayma hızı, yük miktarı ve aşınma atmosferi gibi faktörlerin aşınma oranına etkisi oldukça büyüktür. Şekil 5.18’de, üretilen T/M numunelerin aşınma deneylerine maruz bırakılması sonucu elde edilen aşınma oranları gösterilmektedir.



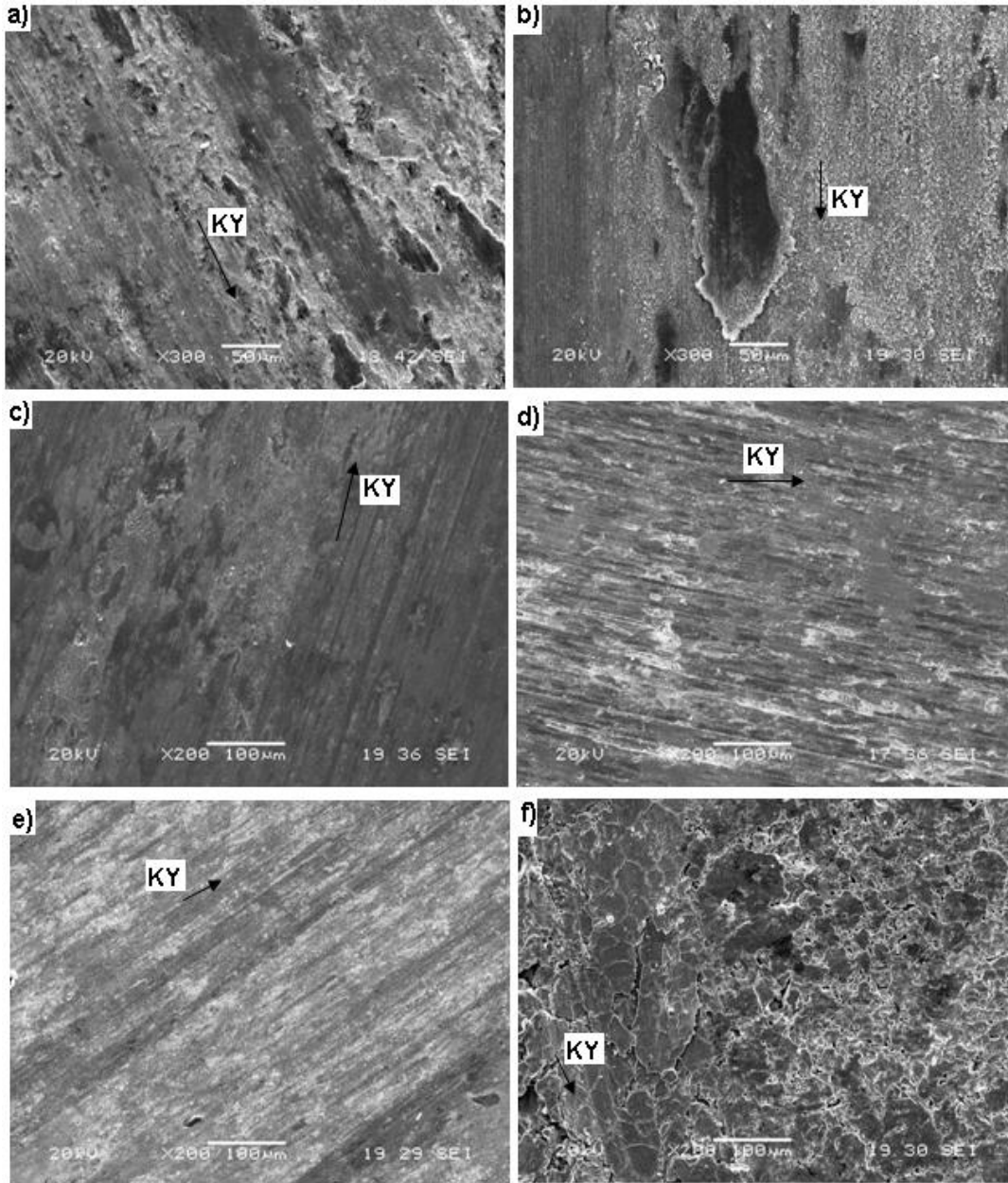
(a)



(b)

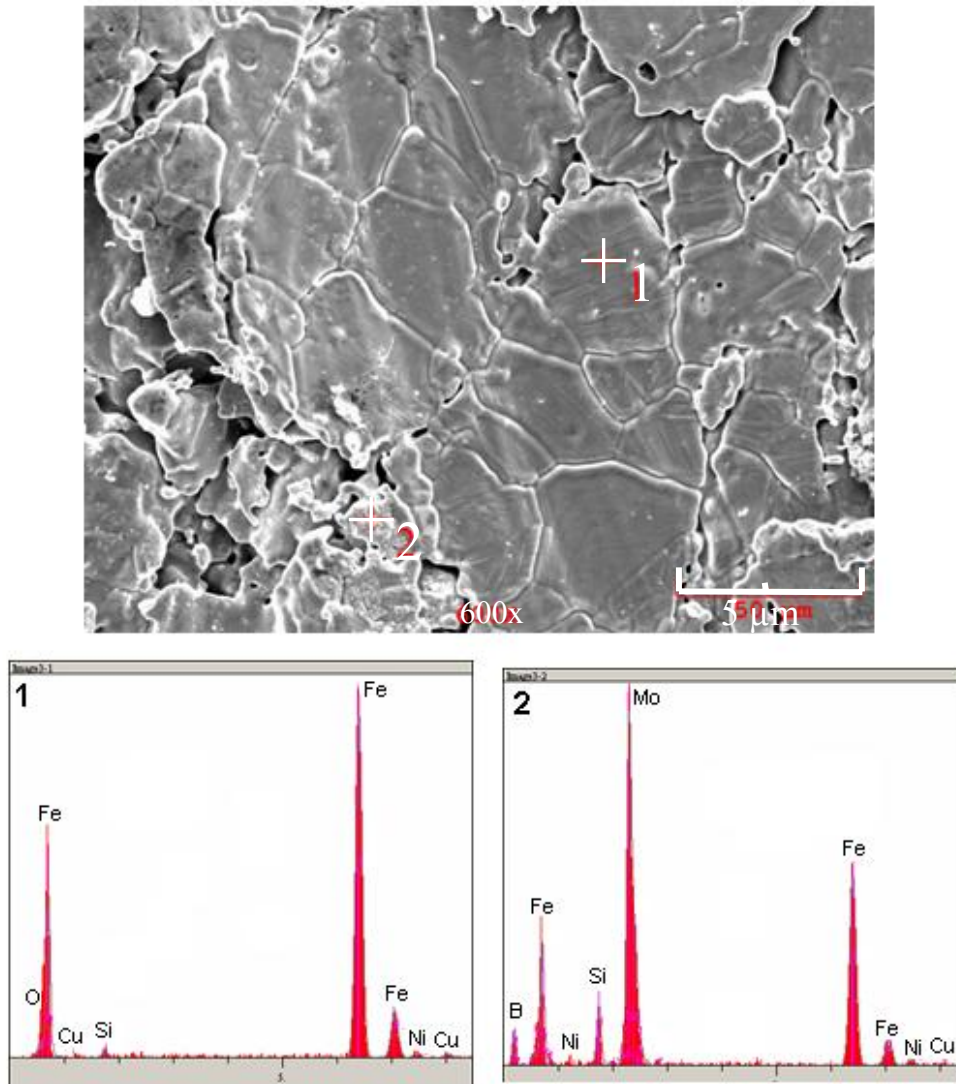
Şekil 5.18. Çeşitli yük ve kayma hızlarında ve 3000 m yol alacak şekilde aşınma deneyine maruz bırakılan a)A, b)B grubu alaşımlı T/M çelik malzemelerin aşınma oranlarının değişimi

Şekil 5.19’da 25 N yük altında, 1ms^{-1} ve 2ms^{-1} kayma hızları uygulanarak yapılan aşınma deneylerinde, A grubu numunelerin bazılarının aşınma yüzeylerinin mikroyapısı verilmiştir. Şekil incelendiğinde, aşınma miktarı yüksek olan malzemelerin görüntüsünde döküntüler görülmekte ve daha koyu yüzeyler kendini göstermektedir. Aşınma miktarı fazla olan numunelerde daha çok koyu renkli izler bulunmaktadır. Aşınma miktarı az olan numunelerin aşınan yüzeylerinde koyu ve açık renklerin bir arada olduğu görülmektedir.



Şekil 5.19. 25 N yük ve 2ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan a) 505, b) A₅, c) A₂ ve 25 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşındırılan d) 505, e) A₃, f) A₄ numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri

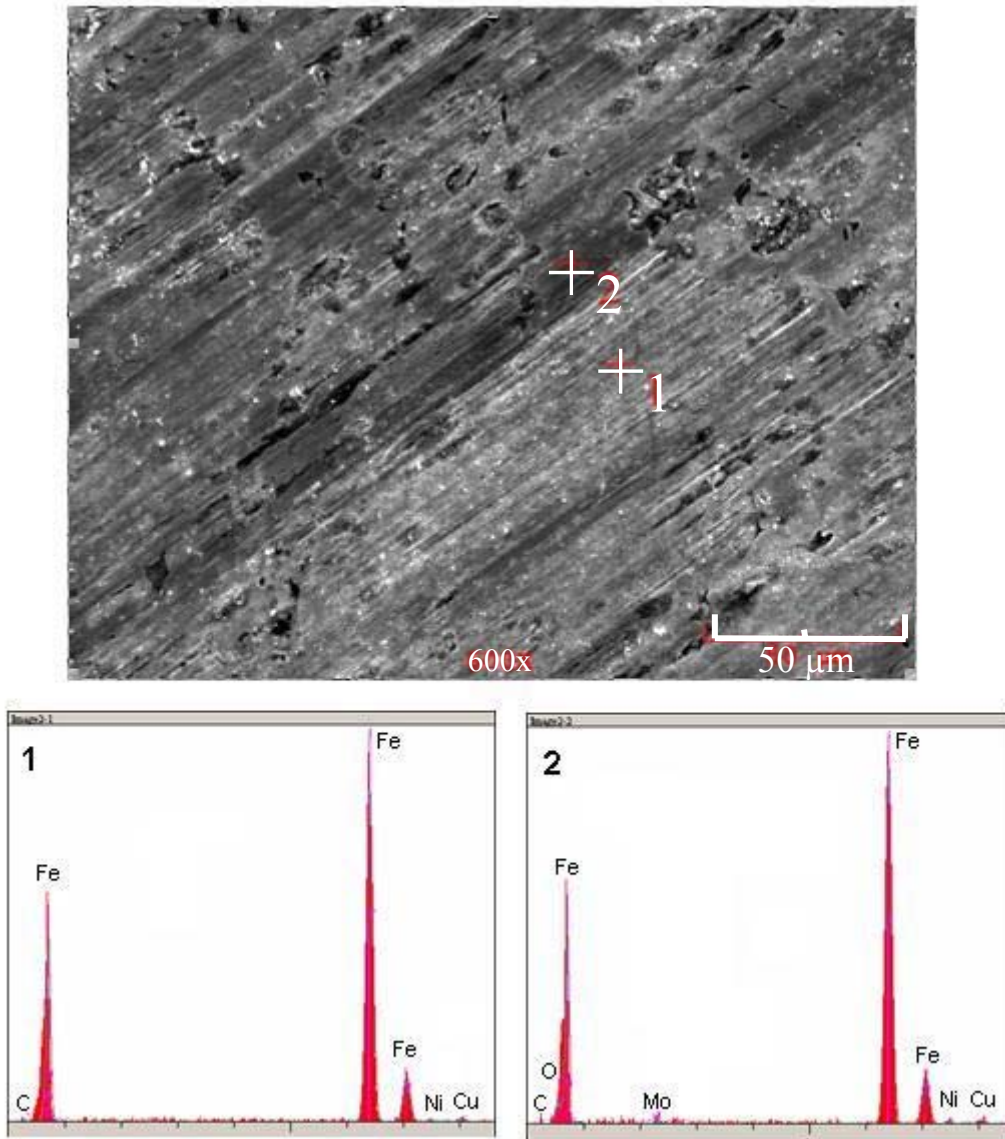
Aşınma miktarı fazla olan ve Şekil 5.19.(f)'de gösterilmiş olan A₄ numunesinin aşınma yüzeyinden alınmış EDS analizleri Şekil 5.20'de verilmiştir. Bu sonuçlar incelendiğinde 1 numaralı noktada Fe, Ni, Si ve çok az miktarda oksijen bulunmaktadır. 2 numaralı noktada malzemenin içerisinde Fe, Ni, Cu, Si'un yanında molibden ve bor bulunmaktadır. Daha önce belirtildiği gibi 2ms^{-1} kayma hızı ve 10 N yük uygulanarak aşındırılan numunelerin daha az aşındığı ve beyazı fazla olan görüntüler elde edilmiştir. Bunun nedeni yüzeyin Ni, Cu ve Mo içermesi olabilir.



Şekil 5.20. 25 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A₄ numunesinin aşınma yüzeyinden alınan SEM görüntüleri ve EDS analizleri

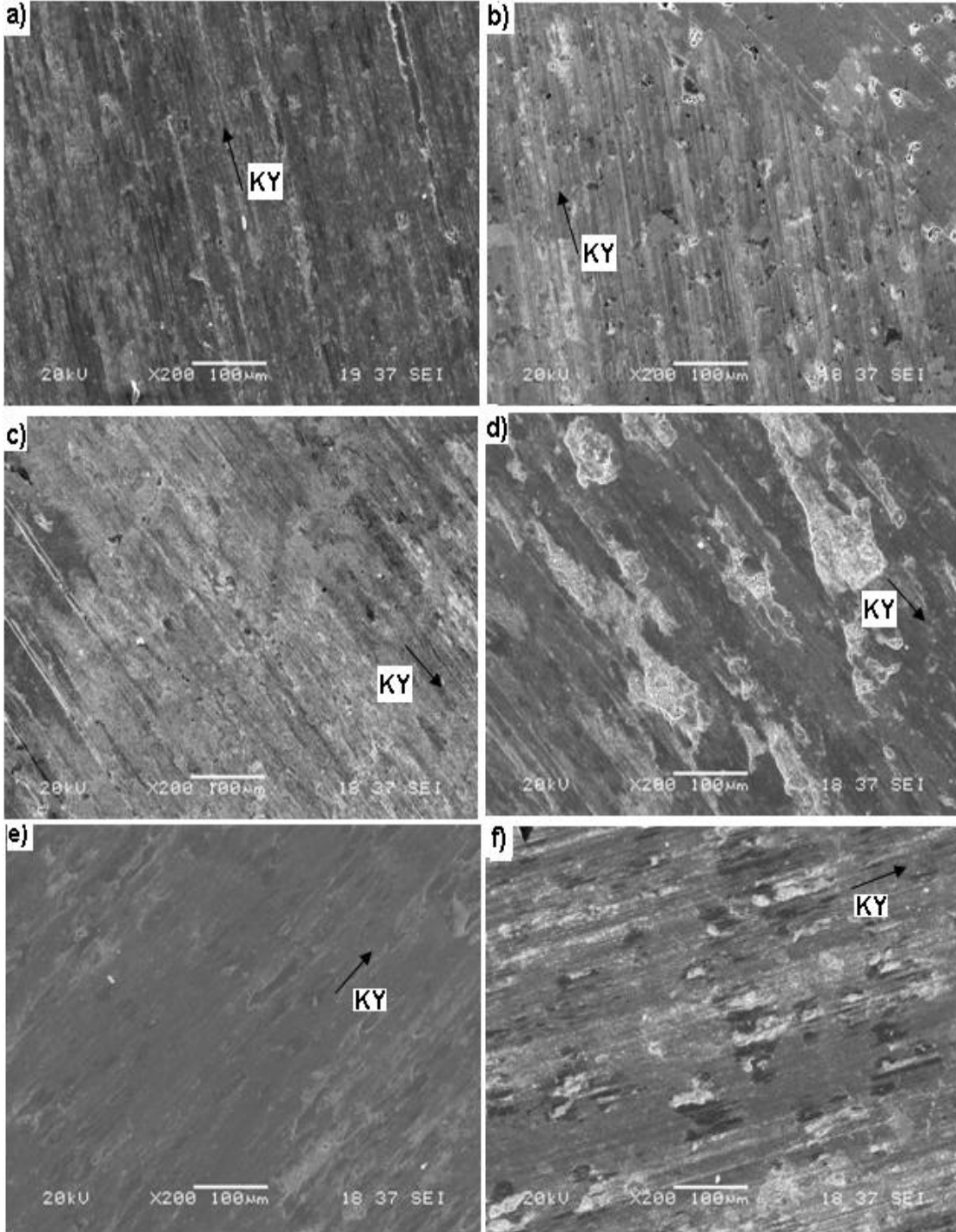
25 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyine maruz bırakılan B₃ numunesinin aşınma yüzeyinden alınan EDS analizi Şekil 5.21'de gösterilmiştir. Şekilde daha açık görüntüye sahip 1 numaralı noktada Fe, Ni, Cu ve C bulunmakta

olup bu yüzey daha sert olduğundan aşınmanın daha az olduğu düşünülmektedir. Daha koyu olan 2 numaralı noktadan alınan EDS analizine göre numunenin içerisinde çok az demir oksit oluşmaktadır. Bu koyu kısım, aşınma yüzeyinde, daha az bir alana sahip olduğundan aşınma miktarı azalmaktadır. Şekil 5.19'daki görüntüler tekrar incelendiğinde aşınma miktarı yüksek olan numunelerin aşınma yüzeylerinin daha fazla koyu alan içerdiği görülmektedir. Koyu alanlar demir oksitin oluştuğunu göstermekte olup, uygulanan yük arttığında sürtünme ile oksitlenme miktarının arttığı, sonuç olarak aşınma miktarının arttığı düşünülmektedir.



Şekil 5.21. 25 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan B_3 numunenin aşınma yüzeyinden alınan SEM görüntüleri ve EDS analizleri

Şekil 5.22’de, farklı yükler ve kayma hızları uygulanarak aşındırılan B grubu numunelerin bazılarının aşınma yüzey görüntüleri verilmiştir. Bu grup numunelerin aşınma deneylerinde de A grubuna benzer sonuçlar görülmektedir. Yük ve hız arttırıldığında aşınma miktarı ve aşınan yüzeylerin görüntüsü değişmektedir.

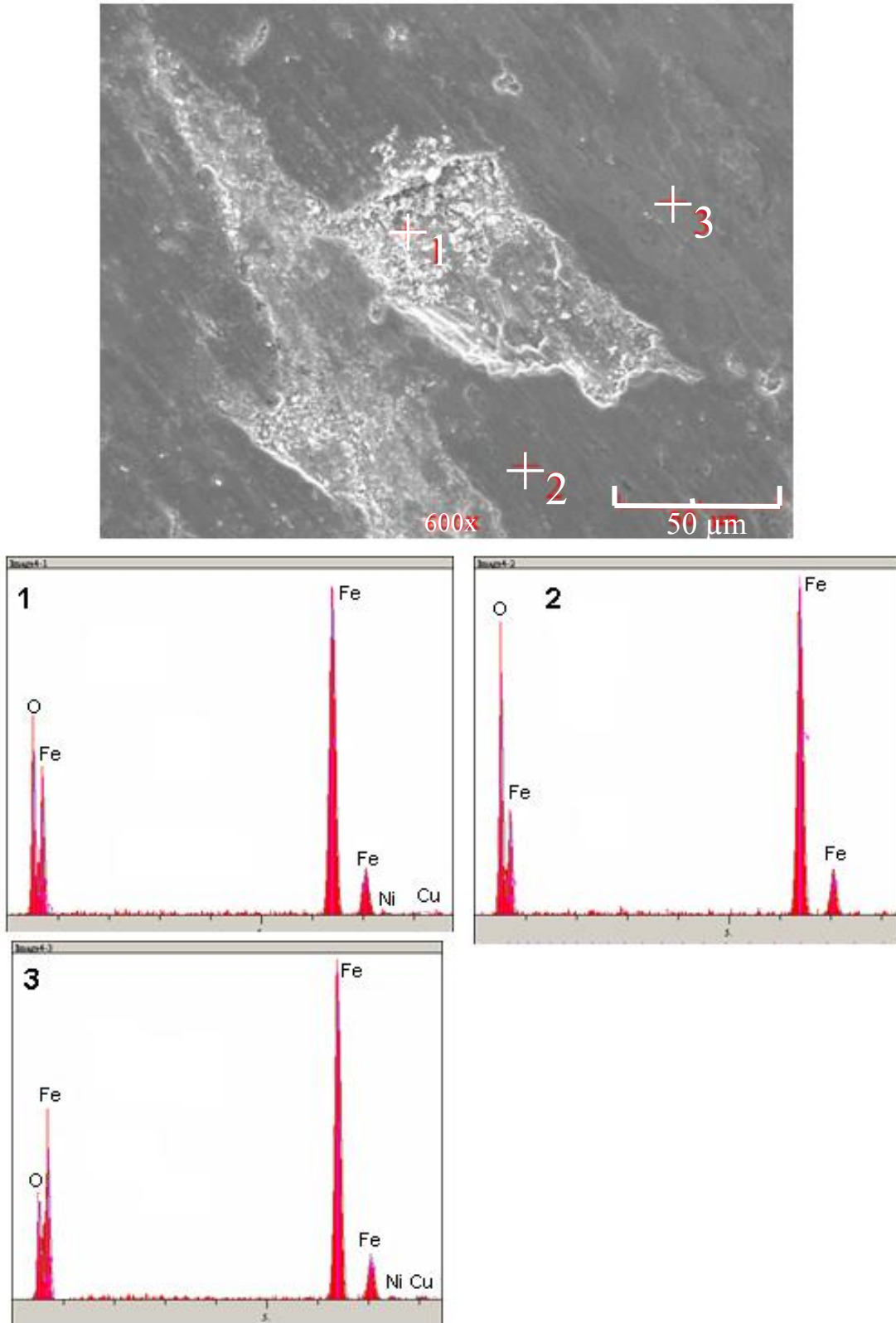


Şekil 5.22. 25 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan a) B₅, b) B₂, 10 N yük ve 1ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan c) B₂, 25 N yük ve 2ms^{-1} hız uygulanarak aşındırılan d) 507, e) B₂, f) B₃ numunelerinin aşınma yüzeyinin SEM görüntüleri

Şekil 5.23.(a)'da gösterilen 507 numunesine ait EDS analizleri incelendiğinde, aşınma yüzeyinden alınan SEM görüntülerinde koyu alanların arttığı görülmektedir. Aşınma miktarı fazla olan ve 25 N yük ve 2ms^{-1} kayma hızı uygulanarak aşındırılmış 507 numunesinin yüzeyinde koyu fazlar olduğu ve açık renkli alanların daha az olduğu gözlenmektedir. Açık renkli olan 1 numaralı noktada Fe, Ni, Cu ve önemli bir miktarda oksijen görülmektedir. Koyu olan yüzeyden alınmış EDS analizinde, oksijen miktarının fazla olduğu, oksijenden başka sadece demir miktarının çok daha fazla olduğu görülmektedir. Burada oksijen miktarından söz edilirken demir oksit kastedilmektedir. Koyu bir yüzey olan, ancak daha açık renkli olan 3 numaralı noktanın oksijen miktarının daha az olduğu ve çok az miktarda Ni ve Cu içerdiği görülmektedir.

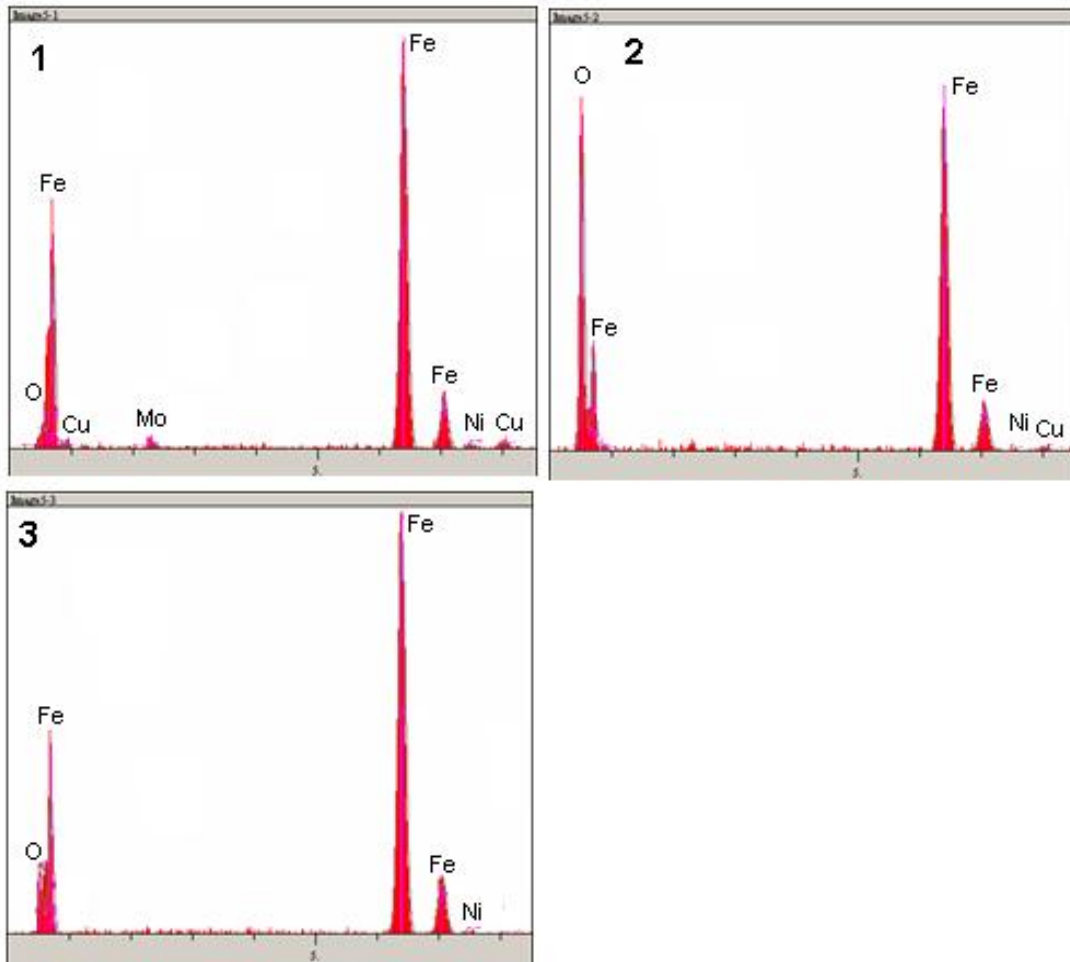
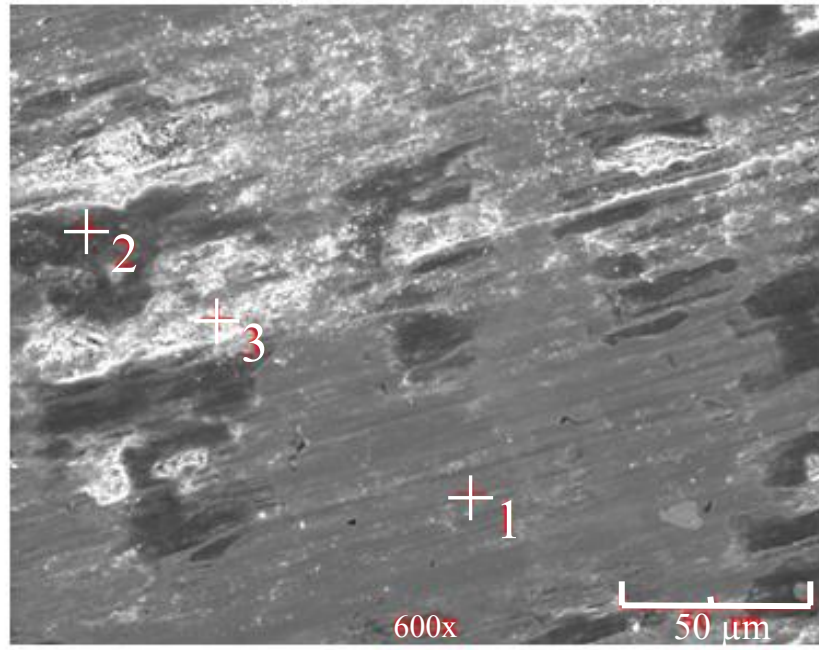
Aşınma deneyi 25 N yük ve 2ms^{-1} hız uygulanarak aşındırılan B₃ numunesinin aşınma yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDS analizleri şekil 5.23.(b)'de görülmektedir. Bu numunenin aşınma yüzeylerinde beyaz alanlar daha fazla olup koyu alanlar daha azdır. Orta koyulukta olan 1 numaralı noktadan alınan EDS analizinde, yapıda Fe, Ni, Cu, Mo ve çok az da oksijen bulunmaktadır. Çok koyu renkli olan 2 numaralı noktada oksijen miktarının çok fazla olduğu, yapının Fe ile çok az miktarda Ni ve Cu içerdiği görülmektedir. Açık renkli yüzeylerde yapı, Fe, Ni ve çok az miktarda oksijen içermektedir.

Yapılan aşınma deneylerinde ve EDS analizlerinde, sürtünme sonucunda yapıda demir oksit oluştuğu düşünülmektedir. Demir oksitin oluşması ya da bu noktalarda mikro hamurlaşma sonucunda aşınma mekanizmasının abrasiv ve adhesiv şeklinde olduğu ve aşınma miktarının arttığı düşünülmektedir.



(a)

Şekil 5.23. a) 25 N yük ve 2ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 507 numunesinin, b) 25 N yük ve 2ms^{-1} hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan B₃ numunesinin aşınma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri ve EDS analizleri



(b)

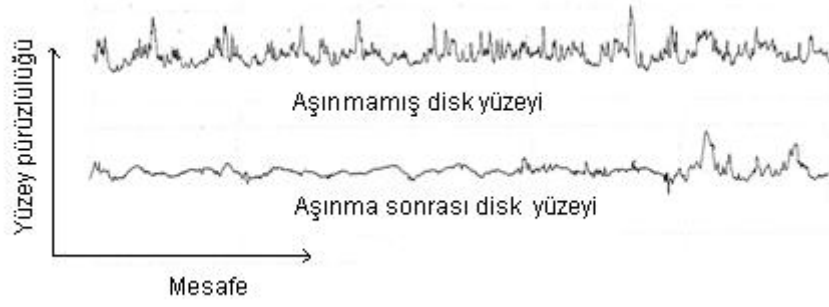
Şekil 5.23'ün devamı

Tablo 5.2’de aşındırıcı disk ve bazı numunelerin aşınan yüzeylerinden alınan pürüzlülük değerleri verilmektedir. Aşındırıcı diskin aşınma öncesi ve aşınma sonrası yüzey pürüzlülük görüntüleri, Şekil 5.24’de verilmiştir. Bazı numunelerin aşınan yüzeylerinin pürüzlülük görüntüsü ise Şekil 5.25’de gösterilmiştir.

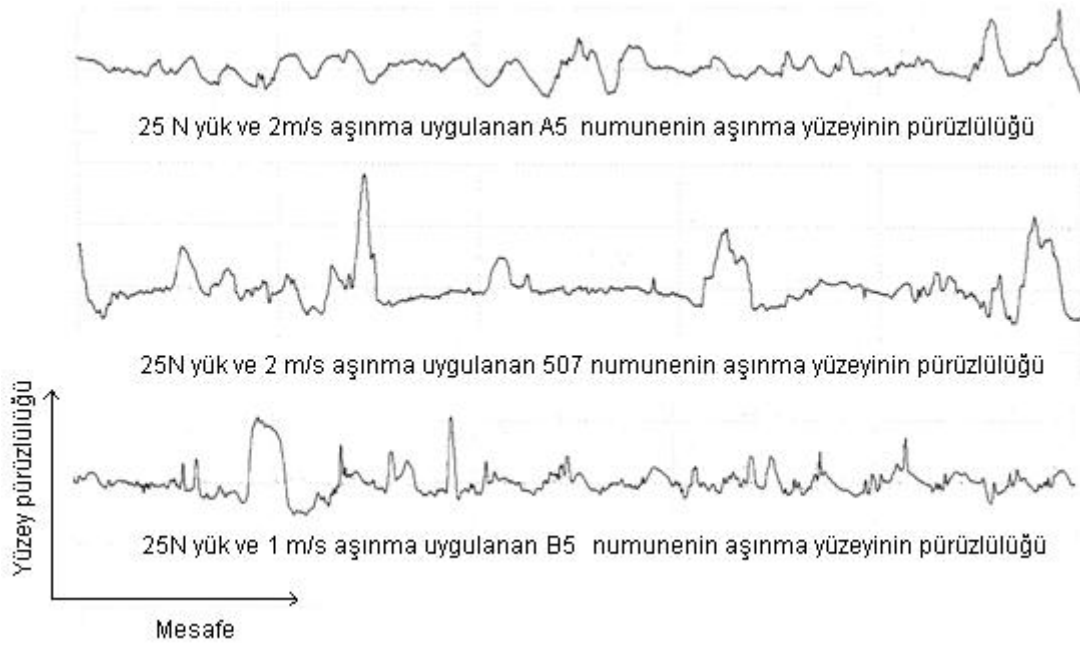
Tabloda görüldüğü gibi disk yüzeyi aşınma öncesinde daha pürüzlü iken, disk yüzeyinde aşınmaya dayanıklı bir malzeme aşındırıldığında pürüzlülük değerinin azaldığı görülmektedir. Aşınan alaşımlı T/M çelik numunelerin yüzey pürüzlülük değerlerine bakıldığında, aşınmaya dayanıklı numunelerin yüzey pürüzlülüğünün düşük olduğu, aşınmaya karşı daha az dirence sahip numunelerin yüzey pürüzlülüğünün daha fazla olduğu görülmektedir.

Tablo 5.2. Disk ve numunelerin aşınma yüzeylerinden ölçülen pürüzlülük değerleri

Numune	Aşınma Şartları	R _a (µm)	R _z (µm)	R _{max} (µm)
Disk Yüzeyi	-	0,387	2,73	3,58
Disk Aşınma İzi	B ₂ numunesini 25N ve 2ms ⁻¹ olarak aşındırmış	0,231	1,58	2,76
A ₂	25 N yük ve 2ms ⁻¹ kayma hızı	0,227	1,26	1,84
A ₃	10 N yük ve 1ms ⁻¹ kayma hızı	0,228	1,58	2,41
505	25 N yük ve 2ms ⁻¹ kayma hızı	0,164	1,3	1,64
505	25 N yük ve 1ms ⁻¹ kayma hızı	0,303	1,87	2,55
507	25 N yük ve 2ms ⁻¹ kayma hızı	0,539	3,59	5,66
B ₂	25 N yük ve 1ms ⁻¹ kayma hızı	0,155	1,34	3,89
B ₂	25 N yük ve 2ms ⁻¹ kayma hızı	0,194	1,37	2,7
B ₅	25 N yük ve 1ms ⁻¹ kayma hızı	0,403	2,72	3,98

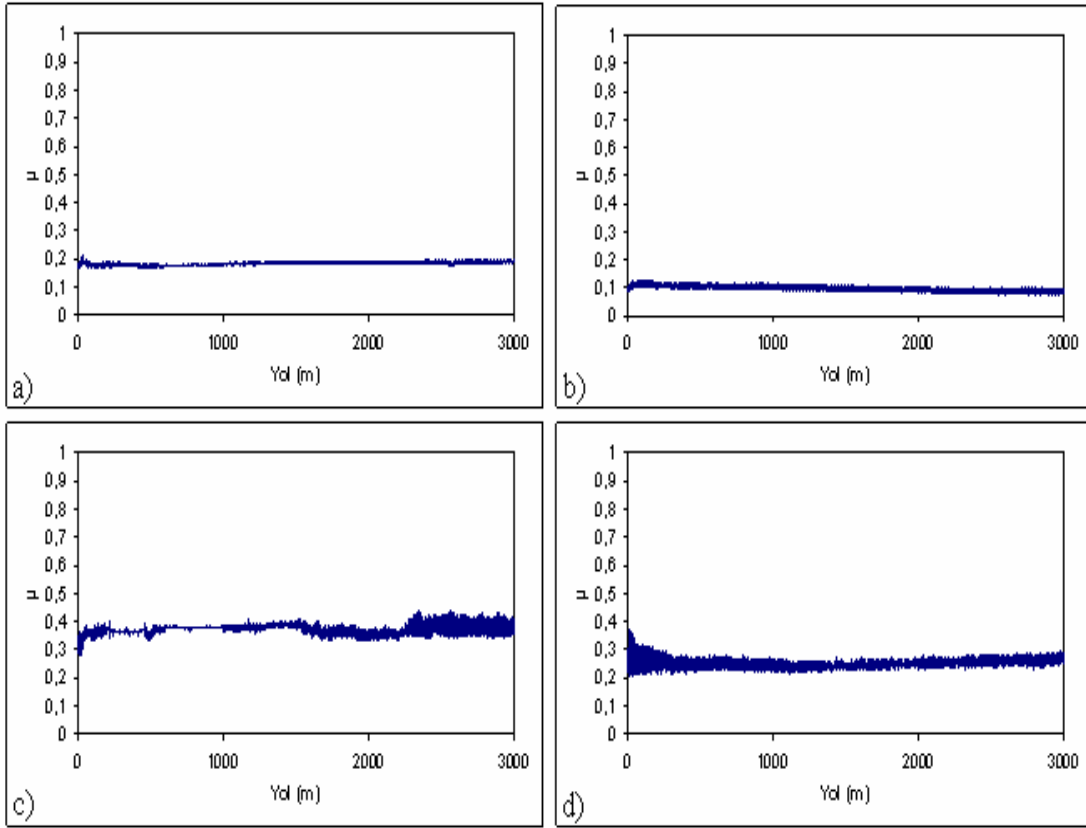


Şekil 5.24. Aşınma öncesinde ve aşınma sonrasında disk yüzeyinin pürüzlülük görüntüsü



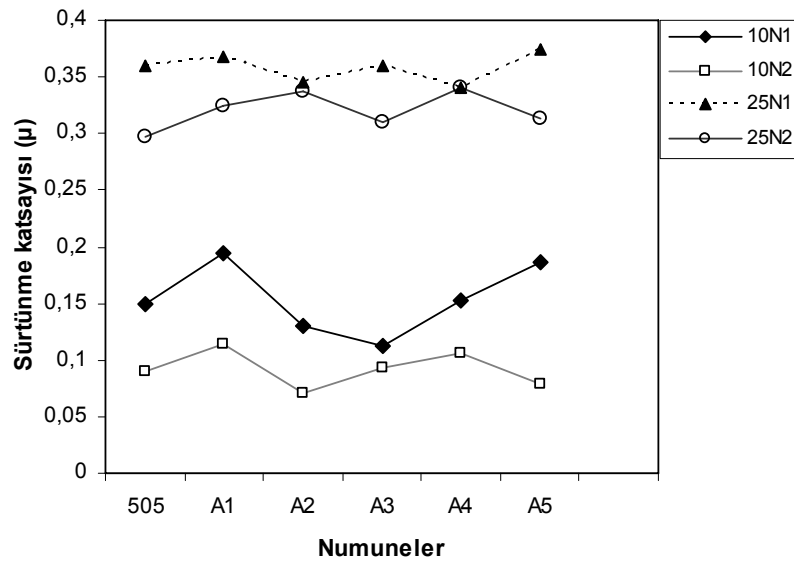
Şekil 5.25. Üretilen bazı alaşım T/M parçalarının aşınma yüzeylerinin pürüzlülük görüntüsü

Şekil 5.26'da, bazı numunelerin aşınma deneyi esnasında, sürtünme katsayılarının değişimini gösteren grafikler verilmiştir. Şekle bakıldığında yükün artmasına paralel olarak sürtünme katsayısının da arttığı görülmektedir. Ayrıca aynı yükler kullanılması, fakat kayma hızının artırılması durumunda da sürtünme katsayısının azaldığı görülmektedir.

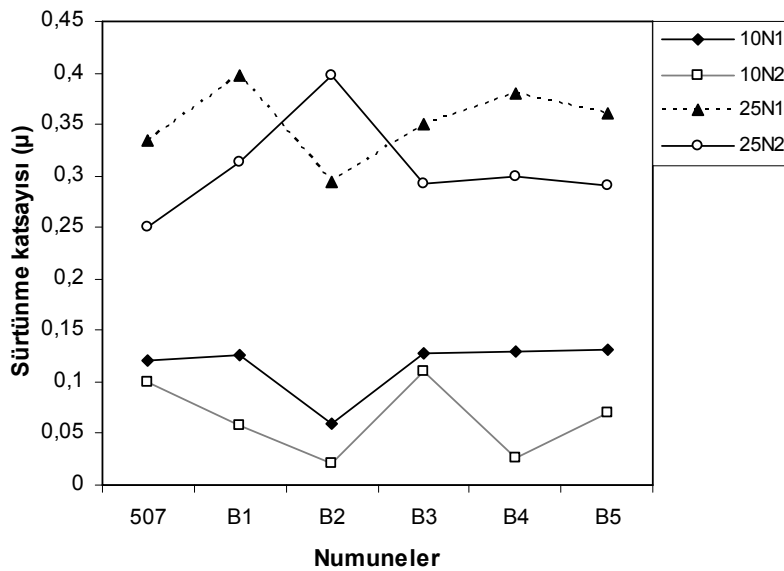


Şekil 5.26. a) 10 N ve 1ms^{-1} uygulanmış A_2 , b) 10 N ve 2ms^{-1} uygulanmış B_3 , c) 25 N ve 1ms^{-1} uygulanmış B_4 , d) 25 N ve 2ms^{-1} uygulanmış 507 numunelerinin deney anında sürtünme katsayıları değişimi

Aşınma deneyleri sırasındaki sürtünme katsayıları, A grubu numuneler için Şekil 5.27.(a)'da verilmiştir. A grubu numuneler için en düşük sürtünme katsayısı 10 N yük ve 2ms^{-1} kayma hızı uygulanan numunelerde elde edilmiştir. En yüksek sürtünme katsayısı ise A_5 numunesi için 25 N yük ve 1ms^{-1} kayma hızı uygulandığında elde edilmiştir. Aşınma deneylerinde aşınma miktarı, sürtünme katsayısına paralel olarak artış göstermektedir. Şekil 5.27.(b)'deki, B grubu numunelerin aşınma deneyi sonucunda elde edilen sürtünme katsayısı değerlerine bakıldığında, en düşük sürtünme katsayısı 10 N yük ve 2ms^{-1} kayma hızı uygulanan numunelerde elde edilmiştir. En yüksek sürtünme katsayısı değerleri ise 25 N yük ve 1ms^{-1} kayma hızı uygulanan numunelerde elde edilmiştir. Ancak B grubu numunelerde 25 N yük ve 2ms^{-1} kayma hızı uygulanan B_2 numunesinde düşük aşınma miktarı olmasına rağmen sürtünme katsayısı oldukça yüksektir. Bu durumun nedeni anlaşılammış olup sürtünme katsayısının değerini birçok faktörün etkilediği düşünülmektedir.



(a)



(b)

Şekil 5.27. a) A, b) B grubu numunelerin farklı yük ve hızlardaki sürtünme katsayısı değerleri

Demir esaslı T/M malzemelerin içerisinde bulunan alaşım elementleri, malzemenin mekanik özellikleri üzerinde oldukça etkilidirler. Bunun yanında malzeme içerisinde bulunan alaşım elementleri, demirin oksitlenme meylini de arttırmaktadır. Alaşım elementlerinden karbon, demir esaslı malzemenin sertliğini arttırmakta, dolayısıyla malzemenin taşıyabileceği yük kapasitesini arttırmaktadır [20].

Daha önce yapılmış olan bir çalışma, aşınmanın, tabakaların bozulması ile gerçekleştiğini göstermektedir. Bu şekilde, önemli bir miktarda plastik deformasyonun gerçekleştiği belirtilmektedir. Sürtünme esnasında kayan yüzeylerin birbirleri üzerinde tekrarlanan bir şekilde temasta bulunması, yüzeyde deformasyonun olduğu bir tabakanın oluşmasına neden olmaktadır [20].

Başka bir çalışmada, kayma hızı, yük miktarı ve aşınma atmosferi gibi faktörlerin aşınma oranına etkisinin oldukça büyük olduğu belirtilmektedir. Aşınma esnasında, düşük yük ve kayma hızlarında oksidasyon sonucu Fe_3O_4 olduğu rapor edilmiştir. Oluşan bu oksit tabakası, sertliği yüksek olduğu için, uygulanan yükü desteklemekte ve yüzeyin aşınmasını önlemektedir. Ayrıca, oluşan oksit tabakası, sürtünme katsayısını düşürerek aşınma oranının düşük olmasını sağlamaktadır [25]. Literatürde, aşınma deneylerinde oluşan oksit tabakasının aşınma oranını düşürdüğü belirtilmesine rağmen, bu çalışmada kullanılan numunelerin yüzeylerinde, aşınma esnasında oluşan oksit tabakasının aşınma oranını düşürmediği görülmüştür. Diğer bir deyişle bazı numunelerimiz yüzeylerinde oksit tabakası oluşmasına rağmen fazla aşınmışlardır. Bu durum, oksit tabakasının aşınmayı azaltıcı etkisinin bu tür malzemelerde geçerli olmayabileceğini gösterebilir.

Bu çalışmada da düşük kayma hızı ve yüklerde, yukarıda bahsedilen çalışmadaki mekanizmanın olduğu düşünülmektedir. Ancak, bazı yüksek aşınma oranına sahip numunelerde de yüzey oksidasyonu görülmüştür. Yüksek yüklerde aşınma mekanizmasının değiştiği, yüksek sürtünme katsayıları ve aşınma miktarları meydana geldiği görülmektedir. Aşınma miktarı fazla olan yüzeylerde, aşınma adhesiv olarak gerçekleşmektedir. Bunu gösteren en önemli özellik aşındırıcı disk ve aşınan numune yüzeylerinin kaba olmasıdır [25]. Bu çalışmada da aşınma miktarı fazla olan numunelerin yüzey pürüzlülüğünün yüksek, düşük aşınma miktarına sahip olan numunelerin yüzey pürüzlülüğünün düşük olduğu gözlenmiştir. Örnek olarak aşınma miktarı fazla olan ve Starmix 507'den üretilmiş olan numune, 25 N yük ve $2ms^{-1}$ kayma hızı uygulanarak aşındırıldığında yüzey pürüzlülük değeri ortalama $5,68 \mu m$ olmaktadır. Aşınma miktarı daha az olan ve 25 N yük ile $2ms^{-1}$ kayma hızı uygulanarak aşındırılan B₂ numunesinin yüzey pürüzlülüğü ise $2,7 \mu m$ 'dir.

Esasında T/M çelik malzemelerin aşınma özelliklerini etkileyen en önemli etken malzemelerin sahip oldukları mikroyapı özellikleridir. Eğer bir malzeme bey nitik yapı içeriyorsa düşük aşınma oranı sergiler.

Bu çalışmada yüksek oranda molibden içeren ve içerisinde karbon ve bakır oranı fazla olan numunelerin aşınmaya karşı daha dirençli olduğu görülmüştür. Bu malzemelerde, oluşan Mo_2C ve martenzit fazlarının aşınma direncini arttırdığı düşünülmektedir. Ayrıca malzeme içerisindeki karbon ve bakırın yağlayıcı gibi davrandığı düşünülmektedir. İçerisinde bor bulunan numunelerde oluşan Fe_3Mo_3C fazı, ferritik yapı içerisinde kaldığından aşınma esnasında matris ile beraber aşındığı düşünülmektedir [25].

5.4.2 Sertlik ölçümleri

T/M ile üretilen Fe-Ni-Cu-Mo-C alaşımlı numunelerin sertlik ölçümleri Brinell sertlik yöntemi ile belirlenmiş ve elde edilen sonuçlar Şekil 5.28.(a) ve (b)'de verilmiştir. Şekiller incelendiğinde Starmix 505 tipi düşük alaşımlı çelik numunenin ortalama olarak 190 HB sertlik değerine sahip olduğu görülmektedir. Bu değer Starmix 507 tozundan üretilen düşük alaşımlı çelik numunenin sahip olduğu sertlik değerinden oldukça yüksektir. Bunun nedeni Starmix 505 düşük alaşımlı T/M çeliğin içerdiği C oranının Starmix 507'ye göre oldukça yüksek olmasıdır. Bilindiği gibi alaşımlı malzemelerde karbon, sertlik artışına etki eden en önemli elementtir.

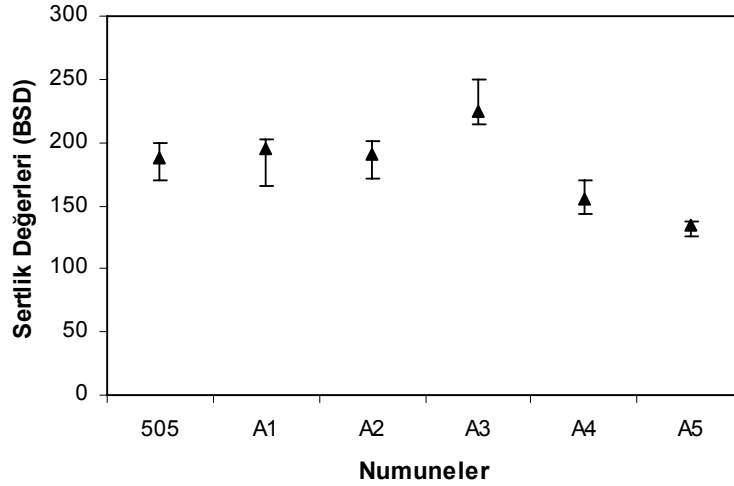
A grubu numunelerde en yüksek sertlik değeri A_3 numunesinde elde edilmiştir. Bunun nedeni A_3 numunesinin içerisindeki C ve Cu miktarının fazla olmasıdır. C ve Cu miktarlarındaki artış sinterlenmiş alaşımlı T/M çelik malzemelerin sertliğini arttırmaktadır. A grubu numuneler içerisinde en yüksek karbon oranına sahip olan A_2 numunesinin sertlik değeri, içerisinde karbon ile birlikte fazla miktarda bakır bulunan A_3 numunesinin sertlik değerinden düşüktür. Bu durum, demir tozlarına hem bakır hem de karbonun birlikte ilave edilmesiyle, bunların tek başına ilave edilmesinden çok daha yüksek sertlik değerleri elde edilebilmesinden kaynaklanmaktadır.

A₄ ve A₅ numunelerinin içerisinde diğ er numunelerden farklı olarak bor elementi bulunmaktadır. A₅ numunesinin içerisinde bor ile beraber bakır oranı da yüksektir. Malzeme içerisinde bor ile bakırın birlikte bulunması, sertliğı olumsuz etkilemektedir. Genelde malzeme içerisine bor ilave edilmesi, T/M çelik malzemelerin yoğunluğunu, sertliğini ve dayanımını arttırmaktadır [64]. Ancak bu çalışmada üretilen T/M parçaların sinterleme sıcaklığı 1120°C'dir. Demir ile bor 1181°C'de Fe₂B ötektiğı oluşturmaktadır. Fe₂B ötektiğı sinterleme esnasında sıvı faz sinterlemesini oluşturmakta ve malzemenin mukavemetini arttırmaktadır [61]. Bu çalışmada sinterleme sıcaklığının düşüklüğü nedeniyle Fe₂B ötektiğı oluşmamış; buna karşılık sıvı faz oluşturan bakırın kapiler etkiyle taneleri sarması ve gözenekleri doldurması engellenmiştir. İçerisine bor ilave edilen numunelerin gözenekleri gösteren optik mikroskop görüntülerinde ve SEM mikroyapı görüntülerinde malzeme içerisindeki gözenek miktarının arttığı görülmektedir. Mikroyapı içerisinde bulunan gözenekler, malzemelerin sertliğini olumsuz yönde etkilemektedir. A₃ numunesinin içindeki Cu miktarı A₅ numunesiyle aynı olmasına rağmen, A₃ numunesinde bor bulunmadığı için Cu sıvı faz meydana getirerek gözenek miktarının azalmasını sağlamıştır. Buna bağlı olarak A₃ numunesinin sertlik değ erleri yükselmiştir.

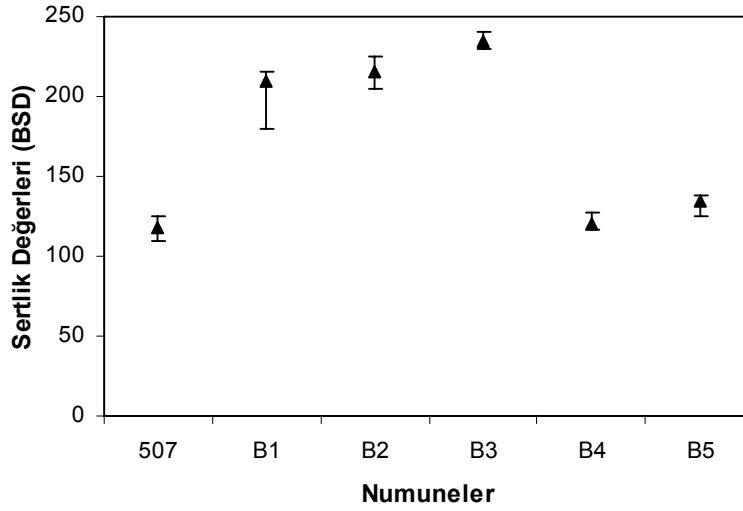
B tipi numunelerde benzer sonuçlar elde edilmiş olup başlangıç tozu olan Starmix 507 içerisine ilave edilen Cu ve grafit, sertlik değ erlerinin %artışına A grubu numunelerden daha çok etki etmiştir.

Genel olarak A ve B grubu numuneler sertlik değ erleri açısından karşılaştırıldığında, A grubu numunelerin daha yüksek sertlik değ erlerine sahip oldukları görülmektedir. Bu durum A grubu numunelerin içerisindeki Ni miktarının B grubu numunelerden daha fazla olmasından kaynaklanabilir.

Sertlik sonuçlarına bakıldığında, genel olarak malzeme içerisinde karbon ve bakır miktarının artışına bağlı olarak sertlik değ erlerinin de arttığı görülmektedir. Fakat malzeme içerisine bor ilave edilmesi, düşük sinterleme sıcaklığında bor ile bakırın birlikte bulunması durumunda, sertlik değ erlerinin düşmesine neden olmaktadır. Daha önce de belirtildiğı gibi bor, bakırın demir matris içerisinde yayınmasına olumsuz etki etmektedir [4].



(a)



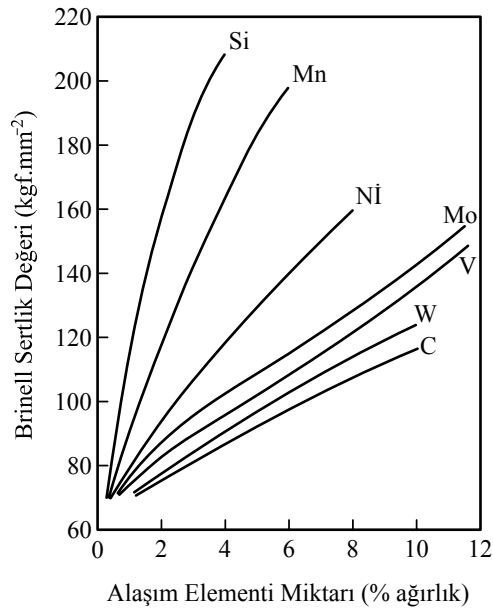
(b)

Şekil 5.28. a) A grubu, b) B grubu numunelerin Brinell sertlik değerleri

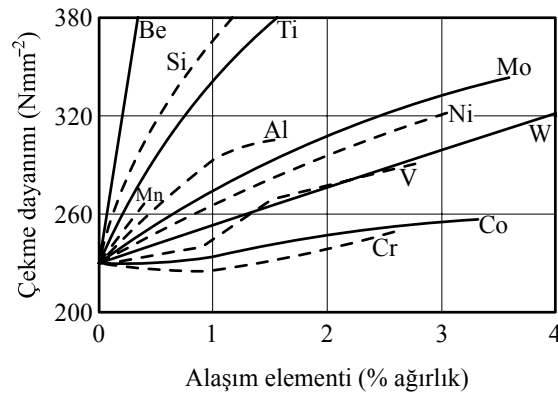
Demir esaslı malzemelerde, bazı alaşım elementleri, ferrit fazı içerisinde çözünmektedir. Ni, Si, Cu elementleri ferrit fazı içerisinde çözünen elementlerden bazılarıdır. Bazı alaşım elementleri ise hem ferrit fazı içerisinde çözünmekte hem de karbür oluşturmaktadır. Çelik malzeme içerisinde karbür oluşabilmesi için yeterli miktarda karbon bulunması gerekmektedir. Mn, Mo, Ti gibi elementler hem ferrit fazı içerisinde çözünen, hem de karbür yapıcı elementler olarak bilinmektedir. Ferrit fazı içerisinde çözünen herhangi bir alaşım elementi, katı çözelti sertleşmesi kuralına uygun olarak malzemenin sertlik ve mukavemetini arttırmaktadır [65].

Çeşitli alaşım elementlerinin çeliğin sertliğine etkileri Şekil 5.29'da ve çeşitli alaşım elementlerinin çeliğin çekme mukavemetine etkileri Şekil 5.30'da gösterilmiştir. Bu

çalışmada malzeme içerisindeki Ni ve Mo miktarındaki artışa paralel olarak malzemenin sertliğinin arttığı görülmektedir. Bu durum, literatürde bulunan ve aşağıda gösterilmiş olan Şekil 5.29 ile uyusmaktadır. Nikelin, molibdene göre çeliğin sertliğini arttırma etkisi daha yüksektir. Buna karşılık molibdenin çeliğin çekme mukavemetini arttırıcı etkisi, nikelden daha yüksektir. Her iki elementin miktarındaki artış hem sertlik, hem de çekme dayanımını arttırmaktadır [65–67].



Şekil 5.29. Bazı alaşım elementlerinin çeliğin sertliğine etkileri [65]



Şekil 5.30. Bazı alaşım elementlerinin çeliğin çekme mukavemetine etkileri [66].

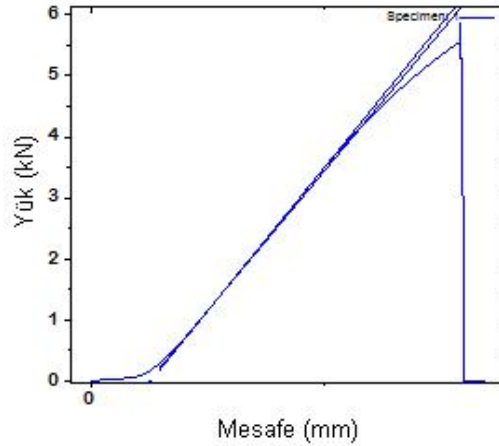
Demir esaslı T/M malzemelerin üretiminde, sinterleme sonrasında yavaş soğuma hızı nedeniyle, malzemenin mikroyapısı ferrit + perlit şeklinde oluşmaktadır. Bu tür toz

alaşımların içerisindeki nikel miktarı ağırlık olarak %0–2 arasında olduğunda malzemenin mikrosertliği 200–300 Hv arasında değişmekte olup, mikroyapı ferrit ve perlit fazlarından oluşmaktadır [57]. Distalloy içerisinde belirli bir miktar nikel oranı artışıyla mikroyapıda daha sert fazlar oluşmakta, nikel miktarı ağırlık olarak %2–5 arasında olduğunda mikroyapıda beynit ve martenzit fazları bulunmakta, sertlik değerleri ise 350–600 Hv çıkmaktadır [57]. T/M ile üretilen parçalarda sertlik değerlerindeki artışa en çok karbon miktarı etkili olmakta, Ni ve Mo ilavesi de sertlik değerlerinin artmasını sağlamaktadır. Bu elementlerin etkisi presleme basıncına bağlı olarak artmaktadır [13, 57, 61].

Alaşımli T/M parçalarda toz içerisindeki bakır ve nikel miktarının artışına paralel olarak sertleşebilme özelliği artmaktadır. Demir esaslı T/M parçalarda, düşük miktarda molibden ilavesi, katı çözültü sertleşmesine az miktarda etki etmektedir. Buna karşılık molibden, karbon içerisinde çözüldüğünde sertleşebilme özelliğini iyileştirmekte, dolayısıyla parçanın sertliğinin artmasına katkı sağlamaktadır [10].

5.4.3 Üç nokta eğme deneyleri

Üretilen alaşımlı T/M malzemelerin üç nokta eğme deneyleri yapılmış olup, elde edilen yük-mesafe eğrileri Şekil 5.31’de gösterilmiştir. Örnek olarak gösterilen bu diyagram, bu tür malzemeler için tipik yük-mesafe eğrileridir. Diyagramda görüldüğü gibi yük lineer olarak artış göstermiş; daha sonra lineer olmayan bir artış ve maksimum noktadan sonra kırılma ile düşüş göstermiştir.



Şekil 5.31. Üç nokta eğme deneylerinde elde edilen örnek yük-mesafe diyagramı

Üç nokta eğme deneyi sonucunda elde edilen çeşitli değerler A grubu numuneler için Tablo 5.3'de verilmiştir. A grubu numuneler incelendiğinde, ana malzeme olan Starmix 505 numunesinde yüksek yük değerleri elde edilmiş; diğer numunelerde bu değerlerin düştüğü görülmüştür. Malzeme içerisinde artan Mo ve C miktarı ile ulaşılan maksimum yükte düşüşler görülmektedir. En düşük değerler A₂ tipi T/M alaşımli çelik numunelerde elde edilmiş olup, bu numunelerin içerdiği karbon miktarı yüksek olduğundan sert ve yumuşak yüzeyler arasında olduğu tahmin edilen çatlakın hızlı bir şekilde ilerlediği düşünülmektedir. İçerisinde karbon miktarı A₂ numunesinden daha düşük olan ve aynı zamanda içerisinde fazla miktarda bakır bulunan A₃ numunesinde değer yükselmektedir. Bu durum malzemenin içerisinde sert ve yumuşak fazlar arasındaki farklılığın az olması ve bakırın sıvı faz sinterleme mekanizmasına katkıda bulunmasından kaynaklanabilir. Başlangıç malzemesi içerisine ilave edilen borun, malzeme içerisinde gözenek miktarını arttırmasına rağmen mikroyapı içerisinde perlitik fazın azalmasına neden olduğu ve maksimum yükün yükselmesini sağladığı düşünülmektedir.

Tablo 5.3. A grubu numuneler için üç nokta eğme deneyinde elde edilen değerler

Numune	Yer Değiştirme (mm)	Akma Gerilmesi (MPa)
505	0,771 ± 0,109	924 ± 13
A ₁	0,353 ± 0,018	571 ± 15
A ₂	0,334 ± 0,025	518 ± 42
A ₃	0,436 ± 0,006	675 ± 40
A ₄	0,564 ± 0,031	746 ± 9
A ₅	0,501 ± 0,044	702 ± 39

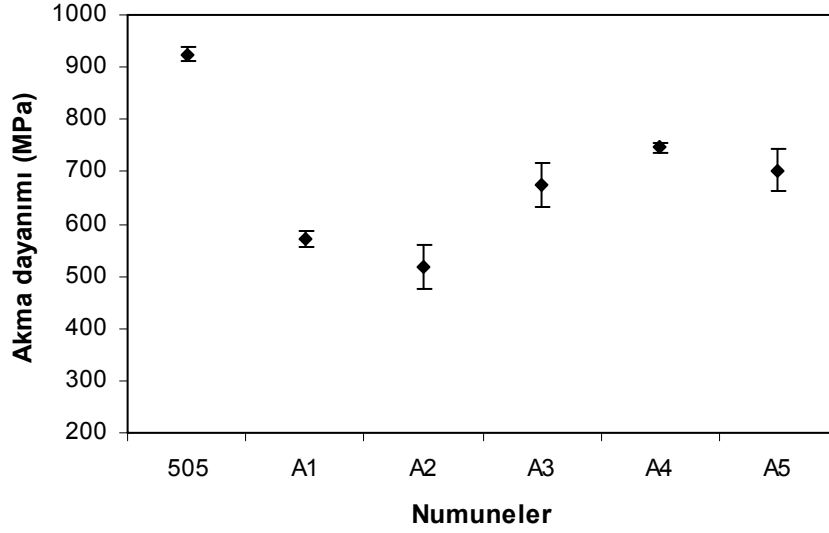
B grubu numuneler için üç nokta eğme deneyi sonuçları Tablo 5.4'de verilmiştir. B tipi numunelerde malzemenin içerisindeki C ve Mo miktarı arttırıldığında ulaşılan maksimum yükün arttığı görülmektedir. Bu tip malzemelerde ana malzeme olan Starmix 507 içerisindeki karbon miktarı düşük olup, C miktarı belirli bir seviyeye geldiğinde ulaşılan maksimum yükü arttırmaktadır. İçerisinde daha fazla miktarda Cu bulunan numunede ulaşılan maksimum yükte düşüş görülmektedir. Bu durum bu numunelerde Ni oranının düşük olması ve fazla miktardaki bakırın tane içlerine difüzyonunun yavaş olmasından kaynaklanabilir. İçerisinde bor bulunan B₄ ve B₅ tipi

numunelerde ulaşılan maksimum yük miktarı B₃'e göre daha yüksektir. Bunun nedeni A₄ ve A₅ numuneleri ile ilgili yapılan açıklamalarla benzerdir. A₃ numunesi bakır içermekte olup, bakır, yoğunluk kısmında da değinildiği gibi mikroyapıda toplam gözenek miktarının azalmasını sağlamaktadır. Ancak bununla birlikte, mikroyapı içerisinde var olan gözeneklerin boyutları büyüktür. Bu durum, malzeme yüke maruz kaldığında, çatlak oluşumu ve çatlağın hızla ilerlenmesine neden olarak malzemenin ani olarak kırılmasına neden olmaktadır. Bor içeren numunelerdeki gözenekler küresel olduğu için gerilme durumunda çatlak oluşmasını zorlaştırmaktadır. Böylece malzemenin kırılmasını geciktirdiği düşünülmektedir.

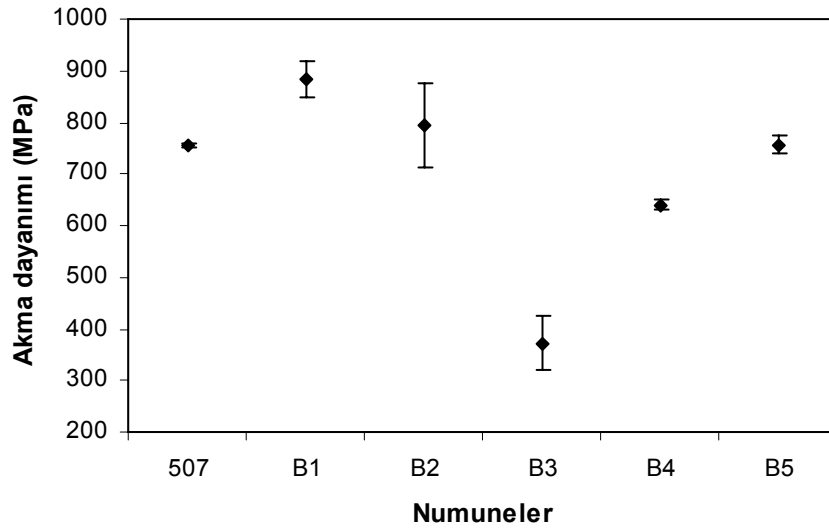
Tablo 5.4. B grubu numuneler için üç nokta eğme deneyinde elde edilen değerler

Numune	Yer Değiştirme (mm)	Akma Gerilmesi (MPa)
507	0,840 ± 0,165	756 ± 3
B ₁	0,492 ± 0,04	882 ± 34
B ₂	0,457 ± 0,073	792 ± 80
B ₃	0,208 ± 0,095	372 ± 52
B ₄	0,562 ± 0,041	640 ± 10
B ₅	0,606 ± 0,027	778 ± 17

Üç nokta eğme deneyleri sonucunda elde edilen akma dayanımları Şekil 5.32’de verilmiştir.



(a)



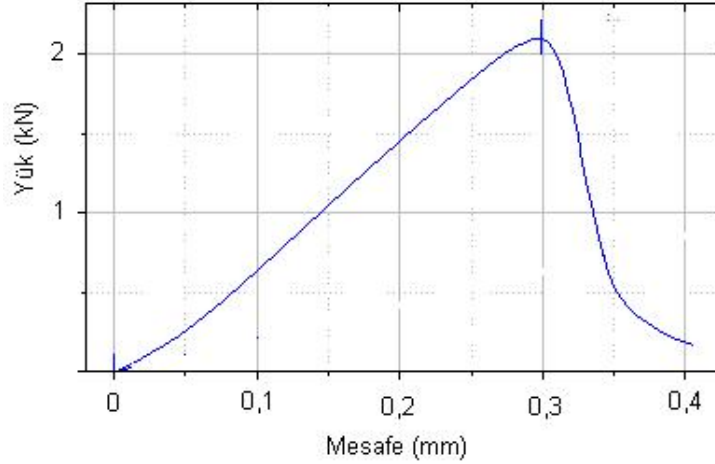
(b)

Şekil 5.32. a) A grubu numuneler, b) B grubu numuneler için üç nokta eğme deneylerinde elde edilmiş olan akma dayanımları

Burada belirtilmesi gereken diğer bir husus A_3 ve B_3 numunelerinin optik mikroskop görüntülerinde daha az sayıda gözenek bulunmasına rağmen gözenek boyutlarının diğer numunelere göre daha büyük olduğudur. Büyük gözeneklerin malzemelerde çatlak oluşumu ve ilerlemesini hızlandırdığı düşünülmektedir.

5.4.4. Üç nokta kırılma tokluğu deneyleri

T/M ile üretilmiş parçaların üç nokta kırılma tokluğu deneyleri yapılmış ve elde edilen yük-mesafe eğrileri Şekil 5.33’de gösterilmiştir. Diyagramdan görüldüğü gibi yük lineer olarak artmış; maksimum seviyeye geldikten sonra düşmeye başlamıştır.

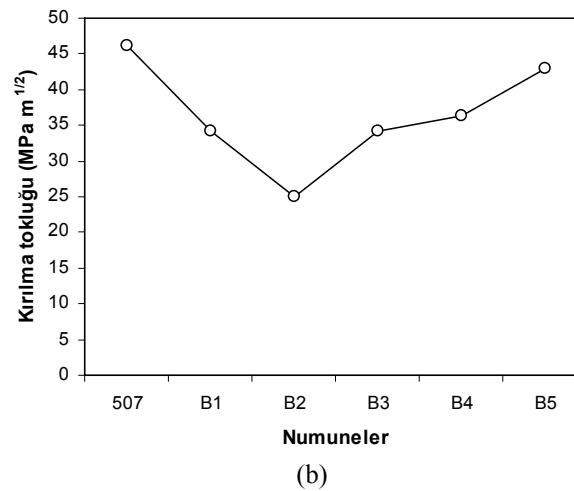
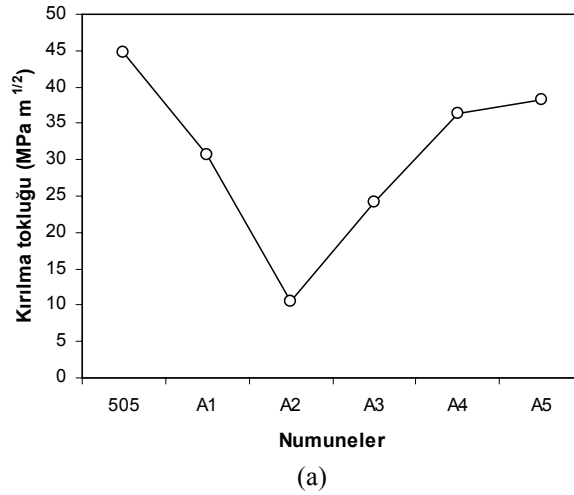


Şekil 5.33. Üç nokta kırılma tokluğu deneyinde elde edilen yük-mesafe eğrileri

Üç nokta kırılma tokluğu deneylerinde elde edilen maksimum yükler, bölüm 4’de verilmiş olan (4.3) denkleminde yerine konularak; kırılma tokluğu değerleri hesaplanmıştır. Elde edilen kırılma tokluğu değerleri A ve B grubu numuneler için Şekil 5.34.(a- b)’de verilmiştir. Bu tür T/M malzemeler üretilirken ilave edilen ferro alaşımlar, malzemenin kırılma tokluğu değerlerini düşürmektedir [15]. İlave edilen malzemeler içerisinde bulunan safsızlıklar ve ilave sonrasında oluşan sert fazlar, üretilen malzeme yüke maruz kaldığında, gerilim yığılması nedeniyle çatlak oluşumuna ve çatlağın hızla ilerlemesine neden olmaktadır.

Üç nokta kırılma tokluğu deneylerinde en yüksek kırılma tokluğu değerleri, Starmix 505 ve 507 numunelerinde elde edilmiştir. Başlangıç tozları içerisine Mo ve özellikle grafit ilavesi ile A₂ ve B₂ numunelerinde en düşük kırılma tokluğu değerleri elde edilmiştir. Bu numunelerde diğer numunelerden daha yüksek oranda bulunan C, sert fazların oluşmasına neden olmakta ve kırılma tokluğu değerlerinin düşmesine neden olmaktadır. Yapılmış olan başka çalışmalarda da belirtildiği gibi C miktarının artması, K_{IC} değerlerinin düşmesine neden olmaktadır [14, 15].

A₃ numunesinin içerisinde yüksek miktarda bakır bulunması kırılma tokluğu değerlerinin artmasına neden olmuştur. Elde edilen bu sonuçlar, Uzun ve Kılıç'ın [14] ve Yılmaz'ın [16] çalışmalarındaki sonuçlarla paralellik göstermektedir. Bahsedilen çalışmalarda da bakır miktarının artmasına paralel olarak kırılma tokluğu değerlerinde artış görülmektedir. Aynı durum B₃ numunesi için de geçerlidir. İçerisinde bor bulunan A₄, A₅, B₄ ve B₅ numunelerinde de yüksek kırılma tokluğu değerleri elde edilmektedir. Bu bölümün ilgili kısmında belirtildiği gibi içerisinde bor bulunan malzemeler düşük sertlik özellikleri sergilemekte; bor elementinin mikroyapı içerisinde sert fazların oluşmasını engelleyerek kırılma tokluğu değerlerini arttırdığı düşünülmektedir. A₅ ve B₅ numunelerinin sahip oldukları kırılma tokluğu değerlerinin A₄ ve B₄ numunelerinden daha yüksek olması, bunların içerdikleri Cu miktarının daha fazla olmasından kaynaklanmakta olup, bu durum literatür ile uyusmaktadır [14,16].



Şekil 5.34. a) A, b) B grubu alaşımlı T/M çelik malzemenin üç nokta kırılma tokluğu değerleri

BÖLÜM 6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1. Sonuçlar

Bu çalışmada iki farklı Ni oranına sahip Fe-Ni-Cu-Mo-C düşük alaşımlı çelik toz içerisine farklı oranlarda ferro molibden, ferro bor, bakır ve grafit ilave edilerek elde edilen karışımlardan T/M yöntemi izlenerek alaşımlı çelik parçalar üretilmiştir. Üretilen bu parçalar aşınma, sertlik, eğme ve kırılma tokluğu deneylerine tabi tutularak mekanik özellikleri incelenmiştir. Mekanik özelliklerin incelenmesinin yanında yoğunluk değerlerinin belirlenmesi ve mikroyapı çalışmaları da (optik mikroskop, SEM, SEM/EDS ve SEM çizgi analizleri) yapılmıştır. Yapılan çalışmalardan aşağıdaki sonuçlar çıkarılmıştır.

- Alaşımlı T/M çelik malzemelerin yapılan XRD analiz sonuçlarına göre, malzemenin içerisine ilave edilen alaşım elementleri, üretim sonunda oluşan faz miktarını etkilemektedir. Başlangıç tozu içerisine ilave edilen grafit miktarı arttırıldığında Mo_2C fazı oluşmaktadır. Ancak malzemenin içerisine bor ilave edildiğinde Mo_2C fazı yerine daha çok Fe_3Mo_3C fazı oluşmaktadır. Starmix 505 ve 507 numuneleri birbirine benzer XRD analizi sonuçları vermişlerdir. Malzeme içerisinde Ni oranının fazla veya az olmasının, oluşan piklerin cinsini çok fazla değiştirmedeği düşünülmektedir.
- Üretilen T/M çelik numunelerinin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, mikroyapının genel olarak ferritik ve perlitik yapılardan oluştuğu görülmektedir. Numuneler içerisindeki C miktarında artışı, perlitik ve beynitik yapı miktarını arttırmaktadır. Malzeme içerisine bor ilave edildiğinde oluşan mikroyapının ve faz miktarlarının farklılaştığı görülmektedir. Ana malzeme olarak Starmix 507 kullanıldığında farklı

mikroyapılar elde edilmekte olup, başlangıç tozu içerisine ilave edilen grafit ve bakırın, oluşan fazın geometrisini değiştirdiği gözlenmiştir.

- SEM mikroyapı incelemelerinde, mikroyapı içerisindeki gözeneklerin ve oluşan fazların görüntüsü daha net hale gelmektedir. Özellikle malzeme içerisine ilave edilen grafit ve bakır miktarı, perlitik yapının artmasına neden olmaktadır. Malzeme içerisine bor ilavesi, mikroyapı içerisinde gözenek miktarını arttırmakta ve oluşan mikroyapı diğer numunelerden daha farklı olmaktadır. Daha az Ni içeren Starmix 507 tozundan üretilmiş numunelerde, gözenek miktarının, faz dağılımının ve mikroyapı görüntülerinin farklı olduğu görülmektedir.
- SEM/EDS analizlerinde, ferritik görünen bölgeler içerisinde Fe, Ni, Cu, S ve Mo bulunduğu görülmektedir. Perlitik bölgelerde ise Ni, Cu ve Mo miktarlarında artış olduğu görülmektedir. C miktarının arttığı numunelerde, perlitik yapıya benzeyen noktalardan alınan EDS analizinde, demir ve karbür bulunmaktadır. Bu yapının Fe_3C ya da perlitik yapı olduğu düşünülmektedir. Başlangıç tozu içerisine ilave edilmiş olan Mo elementi, ferritik yapı içerisinde tanecikler şeklinde dağılmış olup; içerisinde Mo, Mn, S, Fe, Cu ve Ni elementlerinin bulunduğu görülmektedir. Molibdenin, ferrit fazı içerisinde tanecikler halinde dağılmış olmasının, sinterleme sıcaklığının düşük olmasından veya sinterleme süresinin kısa tutulmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu düşüncüyü molibdenin difüzyon katsayısının düşük oluşu desteklemektedir. Elementel analizlerde, malzemelerin içerdiği alaşım elementlerine bağlı olarak piklerin boyutlarında ve miktarlarında farklılıklar görülmektedir.
- Çeşitli kritik noktalardan SEM elementel çizgi analizleri alınmış ve sonuçlar incelenmiştir. Çizgi, molibden taneciklerinden geçirildiğinde, molibden miktarında artış, demir miktarında düşüş görülmüştür. Ferritik fazların üzerinden geçirildiğinde ise alaşım elementlerinin bazen homojen dağılmadığı gözlenmiştir. Bu durum, nikel ve molibdenin difüzyon

katsayılarının düşük olması ve sinterleme esnasında yeterince yayınamamalarından kaynaklanmaktadır.

- Yoğunluk incelemelerinde presleme basıncının yoğunluk miktarını artırmakta olduğu ve 505 malzemesinin 700 MPa presleme basıncı sonrasında özgül ağırlığının $7,12\text{gcm}^{-3}$ olduğu gözlenmiştir. Buna karşılık 507’de ise $7,20\text{gcm}^{-3}$ elde edilmiştir. Başlangıç tozları içerisine ilave edilen alaşım elementleri yoğunluk değerlerinin düşmesine neden olmuştur. Sinterleme sonrasında metalografik hazırlığı yapılan numunelerin dağlama işleminden önce optik mikroskopla, düşük büyütmelede çekilen mikroyapı görüntülerinde, ana malzemelerin daha az gözenek içerdiği görülmüştür. Malzeme içerisine fazla miktarda bakır ilave edildiğinde genel olarak gözenek miktarının az olduğu, ancak bazı gözeneklerin iri olduğu gözlenmiştir. İçerisinde bor bulunan malzemelerin gözenek miktarının çok olduğu gözlenmiştir.
- Aşınma deneylerinde düşük yük, ağırlık kaybının az olmasına, yüksek yük ise ağırlık kaybının daha fazla olmasına neden olmaktadır. Bununla birlikte aşınma deneylerinde 25 N yük uygulandığında ve kayma hızı düşük (1ms^{-1}) olduğunda aşınma miktarında artış olmaktadır.
- Numunelerin içerdiği alaşım elementlerinin miktarı, ağırlık kaybı miktarını etkilemektedir. A grubu malzemeler için en düşük aşınma miktarı, karbon ve bakır oranı daha yüksek olan ve 10 N yük ve 2ms^{-1} kayma hızı uygulanan A₃ numunesinde elde edilmiştir. En fazla aşınma miktarı içerisinde bor bulunan ve 25 N ile 1 m/s kayma hızı uygulanan A₄ numunesinde elde edilmiştir. Genel olarak içerisinde karbon ve daha fazla bakır bulunan numunelerin daha az aşındığı; ancak içerisinde bor bulunan numunelerin daha çok aşındığı gözlenmiştir.
- B grubu numunelerde en düşük aşınma miktarı, içerisinde karbon miktarı fazla olan ve 10 N yük, 1ms^{-1} kayma hızı uygulanan B₂ numunesinde elde edilmiştir. En fazla aşınma miktarı ise içerisinde bor ve daha fazla miktarda

Cu bulunan 25 N yük ve 1ms^{-1} kayma hızı uygulanan B₅ numunesinde elde edilmiştir.

- Aşınma esnasında, aşınma yüzeylerinde sıcaklık artışıyla beraber demir oksit oluştuğu görülmüştür. Bu tür numunelerde aşınma miktarı daha fazladır. Yüksek kayma hızı uygulanan aşınma deneylerinde, aşınma yüzeylerinde Fe, Ni, Cu, Mo bulunduğu ve aşınmadan daha çok kaymanın oluştuğu düşünülmektedir.
- Aşınma deneyi esnasında elde edilen en yüksek sürtünme katsayısı değerleri A ve B grubu numuneler için 25 N yük ve 1ms^{-1} kayma hızı uygulanan numunelerde, en düşük sürtünme katsayısı değerleri ise 10 N yük ve 2ms^{-1} kayma hızı uygulanan numunelerde görülmüştür. Genel olarak aşınma deneylerinde, sürtünme katsayısına paralel olarak aşınma miktarı da artmaktadır.
- Sertlik ölçümlerinde en yüksek sertlik değeri, A grubu numuneler içerisinde, bakır miktarı fazla olan A₃ numunesinde elde edilmiştir. B grubunda da aynı şekilde içinde bakır miktarı fazla olan B₃ numunesinde elde edilmiştir. En düşük sertlik değeri ise A grubu içerisinde, bor ilave edilmiş olan A₅'de, B grubu numunelerde ise içerisinde bor bulunan B₄'de elde edilmiştir. İçerisinde Ni ve C oranı fazla olan A grubu numunelerin sertlik değerleri B numunelerine göre daha yüksektir. Bu durum, numune içerisinde Ni, C ve Cu miktarının fazla oluşunun sertlik değerlerini arttırıcı etki yapmasından kaynaklanmaktadır.
- Üç nokta eğme deneyinde elde edilen maksimum yük, A grubunda 505 ana malzemede, B grubunda ise B₂ numunesinde elde edilmiştir. A grubu numunelerde, başlangıç tozu içerisine ilave edilen alaşım elementleri, maksimum yük miktarını düşürmektedir. En düşük yük miktarı A₂'de elde edilmiştir. Elde edilen bu sonuçlar ilginç olup, yapılacak olan daha detaylı deneysel çalışmalar, daha net açıklamaların yapılmasını sağlayacaktır. Bununla beraber, ulaşılan maksimum yük değerlerinde, malzeme içindeki

gözenek miktarı ve gözenek geometrisinin etkili olduğu, daha büyük ve şekilsiz gözeneklerin taşınabilen maksimum yük miktarını azalttığı düşünülmektedir. Optik mikroskop görüntülerinde daha çok miktarda gözenek içeren ve içerisinde bor bulunan numunelerde, daha yüksek yük değerlerine ulaşılmaktadır.

- Üç nokta eğme deneyinde elde edilen akma dayanımı değerleri, maksimum yükte elde edilen değerlere benzer eğilim göstermektedir. A grubu numuneler içerisinde en yüksek akma dayanımı 505'te, en düşük akma dayanımı ise A₂ numunesinde elde edilmiştir. B grubunda en yüksek akma dayanımı B₁, en düşük akma dayanımı ise B₃'te elde edilmiştir.
- Üç nokta kırılma tokluğu deneylerinde en yüksek tokluk değerleri ana malzemelerde elde edilmiş olup, malzeme içerisine alaşım elementi ilavesine paralel olarak kırılma tokluğu değerlerinde düşüş olmaktadır. En düşük kırılma tokluğu değerleri, içerisinde karbon oranı yüksek olan A₂ ve B₂ numunelerinde elde edilmiş olup, genelde sertlik değerlerindeki artış kırılma tokluğu değerlerini düşürmektedir. İçerisinde bakır bulunan ve sertlik değerleri yüksek olan A₃ ve B₃ numunelerinin kırılma tokluğu değerleri sırasıyla A₂ ve B₂ numunelerinin sahip olduğu kırılma tokluğu değerlerinden yüksektir. Daha önceki çalışmalarda belirtildiği gibi T/M çelik malzemeler içerisindeki bakır miktarının artışına paralel olarak tokluk değerlerinde de artış olmaktadır. İçerisinde bor ve fazla miktarda bakır bulunan A₅ ve B₅ numuneleri, daha fazla gözenek içermelerine rağmen (ana malzemeler hariç) tüm numunelerden daha yüksek kırılma tokluğu değerlerine sahiptirler.
- Genel olarak bu çalışmada, alaşım elementlerin ilave edilmesi ile, üretilen alaşımlı T/M numunelerin bazı mekanik özellikleri artmakta, bazıları düşmektedir. Ancak, bu çalışmada sinterleme sıcaklığının 1120°C olarak düşük seçilmesinden dolayı, bor ilave edilen numunelerde Fe₂B ötektinin oluşmaması sonucu düşük mekanik özellikler elde edilmiştir. Bor ilave edilen malzemelerin sinterleme sıcaklığının 1200°C civarında seçilmesi gerekmektedir.

6.2. Öneriler

Bu çalışmada farklı kompozisyonlara sahip Fe-Ni-Cu-Mo-C alaşımlı çelik parçalar üretilmiş ve üretilen parçaların çeşitli mekanik ve mikroyapı özellikleri incelenmiştir. Benzer konu ve malzemeler ile ilgili çalışma yapacak araştırmacılara aşağıdaki tavsiyeler sunulabilir:

- Aynı kompozisyona sahip malzemeler farklı sinterleme sıcaklıklarında tutularak, sinterleme sıcaklığının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılabilir.
- Aynı kompozisyona sahip malzemelere farklı ısıl işlemler ve farklı ortamlarda sertleştirme işlemleri yapılarak, ısıl işlem türü ve farklı sertleştirme ortamlarının, T/M malzemelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi araştırılabilir.
- Fe-Ni-Cu-Mo-C düşük alaşımlı tozların içerisine, değişik oranlarda grafit ve molibden ilavesi yapılarak, elde edilen karışımlardan preslenen briketler yüksek sıcaklıklarda ($>1200^{\circ}\text{C}$) sinterlenerek, farklı molibden ve karbon oranlarının yoğunluk, mikroyapı ve çeşitli mekanik özelliklere olan etkisi araştırılabilir.
- Fe-Ni-Cu-Mo-C düşük alaşımlı tozların içerisine, değişik oranlarda elementel bor ilave edilerek, malzeme özelliklerine olan etkisi araştırılabilir.
- Aynı kompozisyona sahip malzemelere, sementasyon ve nitrürasyon gibi yüzey sertleştirme işlemleri uygulanarak, uygulanan işlemlerin, sertlik, çekme dayanımı, kırılma ve darbe tokluğu gibi mekanik özelliklere ve mikroyapıya olan etkileri incelenebilir.

KAYNAKLAR

- [1] GERMAN, R. M., "Powder Metallurgy of Iron and Steel", Jhon Willey and Sons, U.S.A., 1998
- [2] Metals Handbook, vol 1."Properties and Selection: Iron, Steels and High Performance Alloys",10th Edition, American society of Metals, Materials Park, OH, 1990
- [3] BOCCHINI, G. F., and LINDSKOG, P. F., "Applications and Developments of Sintered Ferrous Materials" Powder Metallurgy-An overview", The Institute of Metals Series on Powder Metallurgy, 287, (ed: I. Jenkins and J.V. Wood), 1991
- [4] UPADHYAYA, G. S., "Sintered Metallic and Ceramic Materials-Sintered Low-Alloy Ferrous Materials", John Wiley & Sons LTD, West Sussex, England, 2000
- [5] FUJIKI, A., "Present State and Future prospects of Powder Metallurgy Parts For Automotive Applications", Materials Chemistry and Physics, 67, 298-306, 2001
- [6] ATAŞ, A., "Alaşımli Demir Tozu Peletlerinin Sinterleme Sonrası Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü., F.B.E., 2003, İstanbul
- [7] CARABAJAR, S., VERDU, C., HAMEL, A., FOUGERES, R., 1998, "Fatigue Behaviour of a Nickel Alloyed Sintered Steel", Materials Science & Engineering, A257: 225-234
- [8] CANDELA, N., VELASCO, F., MARTINEZ, M. A., TORRALBA, J. M., 1999, "Fracture Mechanisms in Sintered Steels With 3.5 % (Wt.) Mo" Materials Science and Engineering A 259:98 -104
- [9] YILMAZ, R., "Fe-Cu-C Kompaktlarda Presleme Basıncı ve Toz karışım Oranlarının Sertliğe ve Çekme Mukavemetine Etkisi", 4. Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı, 18-22 Mayıs 2005, Sakarya 795-806
- [10] KHORSAND, H., HABIBI, S. M., YOOZBASHIZADEA, K., JANGHORBAN, K., REIHHANI, S. M. S., SERAJI, H. R., ASHTARI, M., 2002,"The Role of Heat Treatment on Wear Behavior of Powder Metalurgy Low Alloy Steels", Materials and Desing, 23:667- 670
- [11] YILMAZ, R., "Fe-Cr-Mn-C Kompaktların Üretimi ve Element Miktarlarının Sertlik ve Kırılma Tokluğuna Etkisi", 4. Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı, 18-22 Mayıs 2005, Sakarya 1228-1236

- [12] GÜLSOY, H. Ö., SALMAN, S., “Fe, Cu Kompaktlarına Katılan Farklı Miktardaki Grafit İlavelerinin Sabit Sinter Sıcaklığı ve Sabit Sürelerde, Mekanik Özelliklerine Etkisi”, 1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, s 559-566, 16-17 Eylül, Gazi Üniversitesi, Ankara, 1996
- [13] NIGARURA, S., L'ESPERANCE, G., ROY, L. G., DE REGE, A., LEANDER, F., “The Influence of Mo, Ni and Mn on the Air Hardening Ability of Low Prealloyed Powder Grades”, Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, (ed:J.M. Capus, R.M. German), San Francisco, California, USA, 4, 1, June 1992
- [14] UZUN, H., KILIÇ, İ., “Demir Esaslı T/M Parçalarının Kırılma Tokluğu, Sertliği ve Mikroyapısal Karakterizasyonu”, SAÜ. Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 6. Cilt, 1. sayı, 76-83, 2002
- [15] YILMAZ, R., GÖKÇE, A., “Toz Metalurjisi İle Üretilen Düşük Alaşımli Çeliklerde Ferro-Titanyum İlavesinin Darbe Ve Kırılma Tokluğuna Etkisi”, 13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 9-11 Kasım 2006, İstanbul
- [16] YILMAZ, R., “Toz Metalurjisi ile Üretilen Fe-Cu-C Esaslı Parçaların Mekanik Özellikleri ve Mikroyapı Karakterizasyonu”, 11. Uluslararası Denizli Malzeme Sempozyumu 19-21 Nisan 2006, 772-776
- [17] YILMAZ, R., GÖKÇE, A., KAPDIBAŞ, H., “The Effect Of Molybdenum Addition On The Microstructure And Mechanical Properties Of Sintered Steel”, 4th International Conference on Materials and Manufacturing Technologies (MATEHN'06), 21-23 September 2006, Cluj-Napoca, Romania
- [18] TEKELİ, S., GÜRAL, A., “Microstructural Characterization and Impact Toughness of Intercritically Annealed PM Steels”, Materials Science And Engineering A 406:172 -179, 2005
- [19] STRAFFELINI, G., MOLINARI, A., DANNINGER, H., “Impact Toughness of High-Strength Porous Steels”, Mater. Sci. and Eng. A 272 300-309 1999
- [20] SUDHAKER, K. V., SAMPATKUMARAN, P., DWARAKADASA, E. S., “Dry Sliding Wear in High Density Fe-2 % Ni Based P/M Alloys”, Wear 242, 207, 207-212, 2000
- [21] CAUSTON, R. J., FULMER, J. J., “Sinter Hardening Low Alloy Steels”, Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials, (ed:J.M. Capus, R.M. German), San Francisco, California, USA, 5, 17, June 1992
- [22] CANDELA, N., VELASCO, F., MARTÍNEZ, M. A., TORRALBA, J. M., “Influence of Microstructure on Mechanical Properties of Molybdenum Alloyed P/M Steels”, J. Mater. Proc. Tech. 168 505-510 2005.

- [23] SELECKA, M., SALAK, A., DANNINGER, H., “The Effect of Boron Liquid Phase Sintering on Properties of Ni-Mo and Cr-Alloyed Structural Steels”, J. of Materials Processing Technology, 143-144, 910-915, 2003
- [24] ASTM E 399-83, “Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials”, 1983
- [25] WANG, J., DANNINGER, H., “Dry Sliding Behaviour of Molybdenum Alloyed Sintered Steels”, Wear 222, 49-56, 1998
- [26] ÖZAKÇA, M., “Mechanical Properties of Compacted and Sintered Powder Metallurgy Blanks”, Yüksek Lisans Tezi, Gaziantep Üniversitesi F.B.E., 1989.
- [27] SARITAŞ, S., “Yayınlanmamış Rapor”, Gazi Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, 1991
- [28] DEMİR, A., “Toz Metal Bir Çeliğin Mekanik Özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, F.B.E., 1992, Ankara
- [29] HÖGANAS, A. B., 1996, “Production of Iron and Steel Powders”, chapter 2, s: 3-21, Höganäs PM School
- [30] OKUMUŞ, C., ÖVEÇOĞLU, M. L., “Toz Metalurjisinde Atomizasyon Yöntemi ve Bu Yöntemle Üretilen Fe Esaslı Malzemeler”, Metal Dünyası, 1 (8), 26-39, 1993
- [31] ÖVEÇOĞLU, M. L., 1997, “Toz Metalurjisi Tarihsel Gelişim, Üretim Aşamaları ve Yeni Eğilimler”, 9. Ulusal Metalurji ve Malzeme Kongresi, 449-475, İstanbul, Türkiye
- [32] LENEL, V. F., “Production of Iron Powder by Reduction of Iron Oxide”, Metals Handbook, Volume 7, p: 79-82, 1993, USA
- [33] GERMAN, R. M., “Powder Metallurgy, 8. Particulate Materials Processing”, MPIF, 2005, USA
- [34] ÖZKAL, B., “Wolfram Ağır Alaşımlarında Başlangıç Toz Özelliklerinin Sıvı Faz Sinterlemesi Yoluyla Yoğunlaşma Süreçlerine Olan Etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü., F.B.E., 2002, İstanbul
- [35] BRADBURY, S., “Powder Metallurgy Equipment Manual”, 1986, U.S.A
- [36] ALPUGAN, Z., “T/M’de Presleme Tekniği ve Nükleer Yakıt (UO₂) Üretimine Uygulanması”, Marmara Bilimsel ve Endüstriyel Araştırma Enstitüsü, 1981, TÜBİTAK
- [37] GERMAN, M., R., “Sintering Theory and Practice”, Wiley-Interscience, 1996, Newyork, USA

- [38] WILYAM, P. R., “Sintering with Nitrogen Based Atmospheres”, Powder Metallurgy, 28. 85-87,1985
- [39] YILMAZ, S. B., “Toz Metalurjisi ile Üretilen Bağlı Grafitli Demir Parçalarda Kullanılan Farklı Demir Tozu Cinslerinin Parçalardaki Mekanik Özelliklere Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, F.B.E., 1999, İstanbul
- [40] JAMES, B. A., “Liquid Phase Sintering in Ferrous Powder Metallurgy”, Powder Metallurgy, Volume 28, Number 3, 1985
- [41] GERMAN, R. M., “Powder Injection Molding”, MPIF, 1990, Newyork
- [42] TÜRK STANDARTLARI, “Metalik Tozların Görünür Yoğunluğunun Scatt Hacim Ölçme ile Tayini”, TS 4481, Nisan, 1985
- [43] Metals Handbook, 9th edition, Volume 7, Powder Metallurgy, ASM, U.S.A., 1984
- [44] TOPBAŞ, M. A., 1993, “Endüstri Malzemeleri”, cilt 2, s: 219-264, Yıldız, İstanbul
- [45] YILMAZ, F., 1997, “Sürtünme ve Aşınma”, 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi”, 229-247, İstanbul
- [46] ASHBY, M., JONES, R.H.D., 1996, “Friction and Wear Engineering Materials”, Cambridge University, England
- [47] KAYALI, E. S., 1996, “Aşınma ve Kaplı Çeliklerin Aşınması”, Nato-TU PVD Kaplamaları Projesi, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi, İstanbul
- [48] KHUN, H. A., LAWLEY, A., “Powder Metallurgy Processing”, Acedemic Pres, 34-140, 1985
- [49] SARITAŞ, S., “Toz Metal Çeliklerin Yorulma Özellikleri”, Toz Metalurjisi Konferans Bildirisi,2002
- [50] HÖGANAS, A. B., 1996, “Sintering”, chapter 6, s: 3-19, Höganas PM School
- [51] SOMUNKIRAN, İ., ÇELİK, H., “Demir Esaslı Molibden, Nikel, Bakır, Katkılı Toz Metal Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Bakır Oranının Etkisi”, 729–736, 2. Ulusal Toz Metalurjisi Bildiriler Kitabı, 1999, Gazi Üniversitesi, Ankara
- [52] TOPBAŞ, M., A., “Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı”
- [53] Höganas Datasheet 1
- [54] Höganas Datasheet 2

- [55] Powder Metallurgy Training Courses, Kosice, Slovakia, 23rd June-1st July, 2007
- [56] TSUCHIDA, T., SUZUKI, K., NAGANUMA, H., “Low Temperature Formation of Ternary Carbide Fe_3M_3C (M=Mo,W) Assisted by Mechanical Activation”, *Solid State Ionics* 141–142 2001 623–631
- [57] TRACEY, V. A., “Nickel Sintered Steels: Development, Status and Prospects”, *Advances in Powder Metallurgy&Particulate Materials-1992*, Volume 5: 303-314, ed:J.M.Capus, R.M.German, , 21-26 June, San Francisco, California, 1992, USA
- [58] LAWCOCK, R. L., DAVIES, T. J., “Effect of Carbon on Dimensional and Microstructural Characteristics of Fe-Cu Compacts During Sintering”, *Powder Metallurgy*, Vol. 33, No 2, pp. 147-149, 1990
- [59] JAMIL, S. J., CHADWICH, G. A., “Investigation and Analysis of Liquid Phase Sintering of Fe-Cu and Fe-Cu-C Compacts”, *Powder Metallurgy*, Vol. 28, No 2, 65-70, 1985
- [60] ZHANG, Z., SANDSTRÖM, R., WANG, L., “Modeling of Swelling of Fe-Cu Compacts Sintered at Temperatures Above the Copper Melting Point”, *Journal of Materials Processing Technology*, 152, pp. 131–135, 2004
- [61] NARASIMHAN, K. S., “Sintering of Powder Mixtures and Growth of Ferrous Powder Metallurgy”, *Metaterials Chemistry and Physics* 67, pp. 56-65, 2001
- [62] KUBERSCHEWSKI, O., “Iron Binary Phase Diagrams”, Springer, Dusseldorf, 1982, p. 15
- [63] NOWACKI, J., PIECZONKA, T., “Dilatometric Analysis of Sintering of Iron-boron-cobalt P/M Metal Matrixd Composites”, *Journal Processing Technology*, 157-158, (2004), 749-754
- [64] SELECKA, M., SALAK, A., DANINGER, H., “The Effect of Boron Liquid Phase Sintering on Properties of Ni-Mo and Cr-Alloyed Structural Steels”, *J. of Materials Processing Technology*, 141, (2003), 379-384
- [65] SAVAŞKAN, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, Trabzon, 1999
- [66] TORRALBA, J. M., “Microstructures:Low Alloyed Steels”, A Residential Training Course for Young Materials/Design Engineers,vol2, 395-428,2007
- [67] GETHING, B. A., HEANEY, D. F., KOSS, D. A.,MUELLER T. J., “The Effect of Nickel on the Mechanical Behavior of Molybdenum P/M Steels”, *Materials Science and Engineering A* 390 (2005) 19–26

ÖZGEÇMİŞ

1979 yılında Mardin’de doğdu. İlk ve orta öğrenimini Mersin’de, lise öğrenimini Konya Atatürk Sağlık Meslek Lisesi’nde tamamladı. 1999 yılında Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümüne Kayıt yaptırdı. 2001 yılında Sakarya İl Sağlık Müdürlüğüne sağlık memuru olarak atandı. 2003 yılında Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünden birincilikle mezun oldu. 2004 yılında Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Ana Bilim Dalında yüksek lisans programına kayıt yaptırdı. Evli ve bir çocuk babasıdır.