

**T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**ALAŞIM ELEMENTLERİ VE SİNERLEME  
SICAKLIKLARININ  
TM İLE ÜRETİLEN ÇELİK MALZEMELERİN MİKROYAPI VE  
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Mesut Ramazan EKİCİ**

**Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ**

**Tez Danışmanı : Doç. Dr. Ramazan YILMAZ**

**Eylül 2010**

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ


ALAŞIM ELEMENTLERİ VE SİNERLEME SICAKLIKLARININ  
TM İLE ÜRETİLEN ÇELİK MALZEMELERİN MİKROYAPI VE  
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

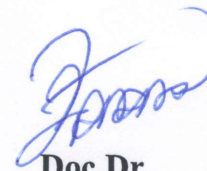
YÜKSEK LİSANS TEZİ

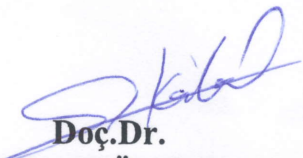
Mesut Ramazan EKİCİ

Enstitü Anabilim Dalı : METAL EĞİTİMİ

Bu tez 13/09/2010 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği ile kabul edilmiştir.

  
Prof.Dr.  
Fehim FİNDİK  
Jüri Başkanı

  
Doç.Dr.  
Ramazan YILMAZ  
Üye

  
Doç.Dr.  
Sakıp KÖKSAL  
Üye

## TEŞEKKÜR

Bu çalışma; Doç.Dr.Ramazan YILMAZ'ın yürüttüğü "Alaşım Elementleri ve Sinterleme Sıcaklıklarının TM ile Üretilen Çelik Malzemelerin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi" isimli ve 2008-50-01-020 No'lu Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yüksek Lisans projesi kapsamında gerçekleşmiştir. Tez çalışmaları sırasında beni yönlendiren, çalışmaların sonuçlanması için benimle yakından ilgilenen ve her türlü desteği veren değerli hocam Doç. Dr. Ramazan YILMAZ'a çok teşekkür ediyorum.

Sinterleme fırınının kullanımında yardımcı olan Doç.Dr.Adem DEMİR'e, aşınma deneyleri için Prof.Dr.Hüseyin ÜNAL'a ve Araş.Gör.S.Hakan YETGİN'e, yüzey pürüzlülük değerlerinin ölçülmesinde Prof.Dr.Fatih ÜSTEL'e, ayrıca deneysel çalışmalarda desteklerini gördüğüm Serkan AYRAN'a, Araş.Gör.Dr.Fatih ÇALIŞKAN ve Araş.Gör.Azım GÖKÇE'ye, sertlik deneylerinin yapılmasında yardımcı olan Doç.Dr.Can KURNAZ ve Araş.Gör.Hüseyin ŞEVİK'e, tozların temininde yardımcı olan Tozmetal A.Ş. ve Sintek A.Ş. yetkililerine ayrıca SEM, Mikroyapı çalışmalarında yardımcı olan Uzman Fuat KAYIŞ'a ve Optik Mikroskop çalışmalarında Clemex programını Fakültemize kazandıran Doç.Dr.Ramazan KAYIKÇI'ya ve mikroyapı çalışmalarındaki yardımlarından dolayı Araş.Gör.Murat ÇOLAK'a teşekkür ederim. Tez çalışmaları sırasında desteklerini esirgemeyen SAÜ İİBF Fakülte Sekreteri Himmet BAYIR'a, SAÜ İİBF Dekanı Prof.Dr.Salih ŞİMŞEK'e, İİBF Eski Dekanlarından Prof.Dr.Engin YILDIRIM'a, ve Yrd.Doç.Dr.Nurullah ALTUN'a ayrıca mesai arkadaşım Selami YASUL'a ve adını burada yazamadığım diğer mesai arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Son olarak tez çalışmalarım sırasında benim için hiçbir fedakârlıktan kaçınmayan ve tezin hazırlanması sırasında gösterdikleri sabır, fedakârlık ve desteklerinden dolayı eşim Canan'a ve oğlum Arif Can'a özellikle teşekkürü bir borç bilirim.

## İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	viii
TABLolar LİSTESİ.....	xv
ÖZET.....	xvii
SUMMARY.....	xviii

### BÖLÜM 1.

GİRİŞ.....	1
------------	---

### BÖLÜM 2.

TOZ METALURJİSİ.....	6
2.1. Toz Metalurjisine Giriş.....	6
2.2. Toz Metalurjisinin Endüstride Kullanımı.....	6
2.3. Toz Metalurjisinin Avantaj ve Dezavantajları.....	8
2.4. Metalik Toz Üretim Yöntemleri.....	10
2.5. Toz Metalurjisinde Metal Parça Üretim Aşamaları .....	13
2.5.1. Tozların harmanlanması ve karıştırılması .....	13
2.5.2. Presleme.....	14
2.5.3. Sinterleme .....	19
2.5.3.1. Sinterleme teknikleri.....	23
2.5.3.2. Sinterlemede kullanılan fırınlar.....	26
2.6. TM'de Kullanılan Tozların Özelliklerinin Belirlenmesi.....	27
2.6.1. Tozların fiziksel özellikleri.....	28
2.6.2. Tozların kimyasal özellikleri.....	32

## BÖLÜM 3.

MEKANİK ÖZELLİKLER.....	34
3.1. TM Malzemelerin Mekanik Özellikleri.....	34
3.1.1. Sürtünme ve aşınma.....	34
3.1.1.1. Aşınma deneyleri ve ölçüm yöntemleri.....	40
3.1.2. Toz metalurjisinde sertlik ölçümü.....	44
3.2. Demir Tozlarına İlave Edilen Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	45

## BÖLÜM 4.

ISIL İŞLEMLER.....	48
4.1. Isıl İşlemlere Giriş.....	48
4.1.1. Faz yapıları ve dönüşümleri.....	49
4.1.2. Demir-Karbon denge diyagramı.....	50
4.1.3. TTT (sıcaklık-zaman dönüşüm) diyagramı.....	51
4.2. Isıl İşlem Türleri.....	54
4.2.1. Normalleştirme tavlaması (Normalizasyon).....	55
4.2.2. Yumuşatma tavlaması (Küreleştirme).....	55
4.2.3. Gerilim giderme tavlaması.....	55
4.2.4. Yeniden kristalleştirme tavlaması.....	56
4.3. Suverme tavı (Sertleştirme).....	56
4.3.1. Suverme ortamları.....	57
4.3.1.1. Suda sertleştirme .....	57
4.3.1.2. Yağda sertleştirme .....	58
4.3.1.3. Havada sertleştirme .....	58
4.3.1.4. Diğer sertleştirme ortamları.....	58
4.3.2. Suverme yöntemleri.....	58
4.3.2.1. Basit (Direkt) suverme.....	59
4.3.2.2. Kesikli suverme.....	59
4.3.2.3. Duraklı suverme (Martemperleme).....	59
4.4. Islah İşlemleri.....	60
4.4.1. Menevişleme (Temperleme).....	60
4.4.2. Beynitleme (Ostemperleme) .....	61

## BÖLÜM 5.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	62
5.1. Malzeme ve Çalışma Programı.....	62
5.2. X-Işınları Difraksiyon Analizi.....	66
5.3. Mikroyapı İncelemeleri.....	66
5.3.1. Optik mikroskop incelemeleri.....	66
5.3.2. SEM ve elementel analiz incelemeleri.....	66
5.4. Yoğunluk Ölçümü.....	67
5.5. Mekanik Deneyler.....	67
5.5.1. Aşınma deneyi .....	67
5.5.2. Sertlik ölçümleri .....	68

## BÖLÜM 6.

DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	69
6.1. X Işınları Difraktometre İncelemeleri.....	69
6.2. Mikroyapı Çalışmaları.....	71
6.2.1. Optik mikroskop çalışmaları.....	71
6.2.1.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımli TM çeliğın mikroyapısına etkisi.....	71
6.2.1.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımli çeliğın mikroyapısına etkisi.....	76
6.2.2. SEM mikroyapı incelemeleri.....	83
6.2.2.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımli TM çeliğın mikroyapısına etkisi.....	83
6.2.2.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımli çeliğın mikroyapısına etkisi.....	86
6.2.3. SEM mikroyapı incelemeleri ve EDS analizleri.....	91
6.2.3.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımli TM çeliğın mikroyapısına etkisi.....	91
6.2.3.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımli çeliğın mikroyapısına etkisi.....	97
6.2.4. SEM elementel çizgi analizleri.....	105

6.2.4.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımlı TM çeliğin mikroyapısına etkisi.....	105
6.2.4.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımlı çeliğin mikroyapısına etkisi.....	107
6.3. Yoğunluk İncelemeleri.....	113
6.4. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi.....	120
6.4.1. Sertlik ölçümleri.....	120
6.4.2. Aşınma deneyleri.....	124
6.4.2.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımlı TM çeliğin aşınma davranışlarına etkisi.....	124
6.4.2.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımlı çeliğin aşınma davranışına etkisi.....	135
BÖLÜM 7.	
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	152
7.1. Sonuçlar.....	152
7.2. Öneriler.....	156
KAYNAKLAR.....	157
ÖZGEÇMİŞ.....	166

## SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

$\Delta G$	: Ağırlık kaybı (mg)
B	: Numunenin kalınlığı (cm)
d	: Aşınan malzemenin yoğunluğu ( $g/cm^3$ )
EDS	: Elektron dağılım spektrometresi
Fk	: Kaymayı devam ettiren kuvvet
Fn	: Temas yüzeyine etki eden normal kuvvet
Fs	: Kaymayı başlatan kuvvet
HB	: Brinell sertliği
HMK	: Hacim merkezli kübik
Hv	: Vickers sertliği
M	: Yükleme ağırlığı (N)
MPa	: Mega pascal ( $N/mm^2$ )
P	: Uygulanan maksimum yük (kN)
PŞV	: Plastik şekil verme
S	: Kayma mesafesi (m)
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
TM	: Toz metalurjisi
Wa	: Aşınma oranı
Wr	: Aşınma direnci
XRD	: X-ışınları difraksiyon analizi
YMK	: Yüzey merkezli kübik
$\mu$	: Sürtünme katsayısı
$\mu_k$	: Kinetik sürtünme katsayısı
$\mu_s$	: Statik sürtünme katsayısı



## ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	TM ile üretilmiş çeşitli ürünler.....	7
Şekil 2.2.	Toz metalurjisinin kullanım alanları.....	8
Şekil 2.3.	Mekanik toz üretim yönteminde kullanılan bilyalı değirmen.....	11
Şekil 2.4.	Partikül paketlenmesinde basınç ile teorik yoğunluk değişiminin gösterilmesi .....	15
Şekil 2.5.	Partiküllerde presleme basıncına bağlı olarak porozite, temas sayısı ve temas alanının değişimi.....	16
Şekil 2.6.	Presleme aşamaları ve numunenin presten çıkarılması .....	17
Şekil 2.7.	Sinterleme sıcaklığının toz parçaların özelliklerine etkisi .....	19
Şekil 2.8.	Sinterleme esnasında nokta teması bağlarının gelişimi.....	20
Şekil 2.9.	İki Küre Sinterleme Modeli: Küreden-küreye sinterleme de iki tür sinterleme mekanizmasında boyun büyümesi için yüzeyden malzeme taşıma mekanizması yüzey kaynaklarından sağlanır.....	21
Şekil 2.10.	Orta devre sinterlemede iki muhtemel gözenek tane sınırı görünümü.....	22
Şekil 2.11.	Sıvı faz sinterlemesinde mikroyapısal değişimler .....	24
Şekil 2.12.	Sıvı faz sinterlemesindeki aşamaların şematik olarak gelişimi.....	25
Şekil 2.13.	Sinterlemede kullanılan fırın ve soğutma sistemi .....	27
Şekil 2.14.	Toz üretim yöntemine göre tane şekillerinin değişimi.....	28
Şekil 2.15.	Demir tozları için basınç-yoğunluk eğrileri .....	30
Şekil 2.16.	Demir tozları için görünür yoğunluğa bağlı olarak ham mukavemet değerlerinin değişimi .....	32
Şekil 3.1.	Statik ve dinamik sürtünme katsayıları.....	36
Şekil 3.2.	Bir tribolojik sistemin şematik olarak gösterilmesi .....	37
Şekil 3.3.	Adhezif aşınma.....	39
Şekil 3.4.	Farklı aşınma mekanizmaları.....	40

Şekil 3.5.	Yağlamalı veya yağlamasız adheziv (metal-metal) aşınma deney yöntemleri.....	41
Şekil 3.6.	Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan yöntemler .....	42
Şekil 3.7.	Farklı basınçlarda preslenen demir esaslı TM parçaların sinterleme sıcaklığına bağlı olarak brinell sertlik değerlerinin değişimi .....	44
Şekil 4.1.	Saf demirin soğuma eğrisi .....	49
Şekil 4.2.	Demir-Karbon (Fe-Fe <sub>3</sub> C) denge diyagramı.....	51
Şekil 4.3.	Isıl işlemlerde sıcaklık-zaman diyagramı.....	52
Şekil 4.4.	TTT (sıcaklık-zaman dönüşüm) diyagramı .....	53
Şekil 4.5.	Çeliklere uygulanan ısıl işlem sıcaklık aralıkları .....	54
Şekil 5.1.	TM yöntemi ile üretilen çeşitli numuneler .....	64
Şekil 5.2.	TM ile malzeme üretimi ve akış diyagramı.....	65
Şekil 6.1.	1150 °C' sinterlenen ve farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı çelik malzemedен alınan XRD analizleri.....	71
Şekil 6.2.	1200 °C'de sinterlenen ve su ortamında soğutulan 505 ve A4 numunelerden elde edilen XRD analiz sonuçları.....	71
Şekil 6.3.	1120 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin optik mikroskop görüntüleri.....	73
Şekil 6.4.	1150 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin optik mikroskop görüntüleri .....	74
Şekil 6.5.	1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin optik mikroskop görüntüleri.....	75
Şekil 6.6.	1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında havada soğutulan a) 505 b) A1 c) A2 d) A3 d) A4 düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri .....	77
Şekil 6.7.	1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında yağ ortamında soğutulan a) 505 b) A1 c) A2 d) A3 e) A4 düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri.....	79

Şekil 6.8.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında su ortamında soğutulan a) 505 b) A1 c) A2 d) A3 d) A4 düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri.....	81
Şekil 6.9.	1150 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin SEM mikroskop görüntüleri.....	84
Şekil 6.10.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin SEM mikroskop görüntüleri .....	85
Şekil 6.11.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A1 numunesinin SEM mikroskop görüntüleri.....	87
Şekil 6.12.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A2 malzemenin SEM mikroskop görüntüleri .....	88
Şekil 6.13.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A3 malzemenin SEM mikroskop görüntüleri.....	89
Şekil 6.14.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A4 malzemenin SEM mikroskop görüntüleri.....	90
Şekil 6.15.	1150 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin mikroyapısı içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri.....	92
Şekil 6.16.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin mikroyapısı içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri.....	95
Şekil 6.17.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A1 malzemenin mikroyapısı içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri.....	99

Şekil 6.18.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A2 malzemenin mikroyapısı içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri.....	102
Şekil 6.19.	1150 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri.....	106
Şekil 6.20.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) yağ b) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri.....	107
Şekil 6.21.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutularak üretilen A1 TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri.....	109
Şekil 6.22.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutularak üretilen A2 TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri.....	110
Şekil 6.23.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutularak üretilen A3 TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri.....	111
Şekil 6.24.	1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutularak üretilen A4 TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri.....	112
Şekil 6.25.	Farklı sıcaklık ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin sahip olduğu yoğunluk değerleri.....	114
Şekil 6.26.	1120 °C b) 1150 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında suda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin dağlamadan önce çekilmiş olan ve gözenek miktarını gösteren optik mikroskop görüntüleri.....	114
Şekil 6.27.	1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin sahip olduğu yoğunluk değerleri.....	117

Şekil 6.28.	1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında havada soğutulan a) A1 b) A2 c) A3 d) A4 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin dağlamadan önce çekilmiş olan ve gözenek miktarını gösteren optik mikroskop görüntüleri.....	118
Şekil 6.29.	Fe-B ve Fe-Cu ikili faz diyagramları.....	119
Şekil 6.30.	Farklı sinterleme sıcaklığı ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin sahip olduğu Brinell Sertlik Değerleri.....	120
Şekil 6.31.	Farklı kimyasal kompozisyonlara sahip ve 1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında a) hava b) yağ ve c) su ortamında soğutulan düşük alaşımlı TM çelik malzemenin sahip olduğu Brinell sertlik değerleri.....	122
Şekil 6.32.	Bazı alaşım elementlerinin çeliğin sertliğine etkileri.....	123
Şekil 6.33.	Farklı sıcaklık ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin değişimi.....	125
Şekil 6.34.	Farklı sıcaklık ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen aşınma oranı değerlerinin değişimi.....	126
Şekil 6.35.	505 tipi düşük alaşımlı a) 1120 °C’de sinterlenmiş ve sonrasında suda soğutulmuş numuneye 10 N yük ve $1\text{ms}^{-1}$ kayma hızı uygulanmış, b) 1120 °C’de sinterlenmiş ve sonrasında suda soğutulmuş numuneye 25 N yük ve $2\text{ms}^{-1}$ kayma hızı uygulanmış, c) 1150 °C’de sinterlenmiş ve sonrasında havada soğutulmuş numuneye 10 N yük ve $1\text{ms}^{-1}$ kayma hızı uygulanmış,, d) 1150 °C’de sinterlenmiş ve sonrasında havada soğutulmuş numuneye 25 N yük ve $2\text{ms}^{-1}$ kayma hızı uygulanmış numunelerin sürtünme katsayıları.....	127

Şekil 6.36.	a) Farklı sıcaklık ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen sürtünme katsayısı değerleri b) 1200°C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneyi sonrasında elde edilen sürtünme katsayısı değerleri.....	129
Şekil 6.37.	1120 °C'de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen ve a) 10N yük ve 1 ms <sup>-1</sup> hız b) 25N yük ve 2 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	131
Şekil 6.38	a) 1120 b) 1150 c) 1200 °C sıcaklıklarda sinterlendikten sonra suda soğutularak üretilen ve 25N yük ve 2 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	132
Şekil 6.39.	1120 °C'de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen 10N yük ve 1 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi.....	134
Şekil 6.40.	1200 °C'de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen 25 N yük ve 2 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi.....	135
Şekil 6.41.	1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin çeşitli yük ve a) 1 b) 2 ms <sup>-1</sup> kayma hızlarda gerçekleştirilen aşınma deneylerinde elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin değişimi .....	138

Şekil 6.42.	Sinterleme sonrasında farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin çeşitli yük ve kayma hızlarında gerçekleştirilen aşınma deneylerinde elde edilen aşınma oranı değerlerinin değişimi.....	140
Şekil 6.43.	Farklı kimyasal kompozisyonlara sahip ve 1200°C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen sürtünme katsayısı.....	142
Şekil 6.44.	1200 °C’de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen ve 25N yük ve 1 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan a) A1 b) A2 c) A3 d) A4 numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	143
Şekil 6.45.	1200 °C’de sinterlendikten sonra a) hava b) yağ c) su ortamında soğutularak üretilen ve 25N yük ve 1 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A4 numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri.....	144
Şekil 6.46.	1200 °C’de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen 25 N yük ve 1 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A1 TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi.....	146
Şekil 6.47.	1200 °C’de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen 25 N yük ve 1 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A2 TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi.....	147
Şekil 6.48.	1200 °C’de sinterlendikten sonra suda soğutularak üretilen 25 N yük ve 1 ms <sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A4 TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi.....	149

## TABLolar LİSTESİ

Tablo 5.1.	Deneysel çalışmalarda kullanılan toz karışımlarının kimyasal bileşimi.....	63
Tablo 5.2.	Kompakt için hazırlanan tozların karışım oranları.....	63
Tablo 6.1.	Farklı sıcaklıklarda sinterlenen sonrasında farklı ortamlarında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin sahip olduğu görünür yoğunluk, % yoğunluk ve % gözenek değerleri.....	113
Tablo 6.2.	Farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin sahip olduğu görünür yoğunluk, % yoğunluk ve % gözenek değerleri.....	116
Tablo 6.3.	Farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen ağırlık kaybı değerleri.....	125
Tablo 6.4.	Farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen sürtünme katsayısı değerleri.....	126
Tablo 6.5.	Farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan ve 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen sürtünme katsayısı değerleri.....	130
Tablo 6.6.	1200 °C’de sinterlenen ve farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen ağırlık kaybı değerleri.....	136



Tablo 6.7.	Farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen aşınma oranı değerleri.....	139
Tablo 6.8.	Farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen sürtünme katsayısı değerleri.....	141
Tablo 6.9.	Bazı numunelerin aşınma yüzeylerinden ölçülen pürüzlülük değerleri.....	151
Tablo 6.10.	Bazı disk yüzeylerinden ölçülen pürüzlülük değerleri.....	151

## ÖZET

Anahtar Kelimeler: Toz metalurjisi, düşük alaşımlı çelik, sertlik, mikroyapı, aşınma, soğuma oranı

Bu çalışmada, Distaloy AE tozu kullanılarak Fe-Ni-Cu-Mo-C içeren düşük alaşımlı çelik malzeme üretilmiştir. Çalışma iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada 505 distaloy çelik tozları farklı sinterleme sıcaklıklarında (1120, 1150 ve 1200 °C) ve Azot + % 4 H<sub>2</sub> gaz ortamında 30 dakika sinterlenmiştir. Sinterleme işleminin hemen sonunda farklı ortamlarında soğutulmuşlardır. İkinci aşamada ise 505 distaloy başlangıç tozu içerisine ferro-bor, molibden ve bakır tozları ilave edilmiştir. 1200 °C sıcaklıkta sinterlenmiş ve daha sonra farklı ortamlarda soğutulmuştur. Farklı sinterleme sıcaklığı, soğutma hızı ve kimyasal kompozisyonun toz metalurjisi yöntemi ile üretilen çelik malzemenin mikroyapı ve mekanik özellikleri etkisi araştırılmıştır.

Optik, tarama elektron mikroskobu (SEM) ile enerji dağılımlı spektroskopi (EDS) ve çizgi analizi karakterizasyon teknikleri kullanılmıştır. Mekanik deneylerde ise sertlik ve aşınma davranışları incelenmiştir. Sinterleme sıcaklığı, soğuma oranları ve malzemenin kimyasal kompozisyonun mekanik ve mikroyapıya etkileri görülmüştür. Malzemenin sertliği ve aşınma direnci sinterleme sıcaklığı ve soğuma oranına bağlı olarak artmaktadır. Diğer taraftan kimyasal kompozisyon, sertlik ve aşınma davranışına etki etmiş, molibden ve bakır ilavesi sertlik ve aşınma direncini artırırken bor ilavesi sertlik ve aşınma direncine olumsuz etki göstermiştir. Mekaniksel sonuçların mikroyapı ile ilişkili olduğu görülmüştür.

# **THE EFFECTS OF ALLOYING ELEMENTS AND SINTERING TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEELS PRODUCED BY POWDER METALLURGY**

## **SUMMARY**

Key Words: Powder metallurgy, low alloy steel, hardness, microstructure, wear, cooling rate

In this study, Distaloy AE powder was used and low alloyed steels consisting Fe-Ni-Cu-Mo-C were produced. The study were carried out in two stage. In the first stage, 505 distaloy steel powder was compacted with pressure of 700 MPa and then sintered at various temperatures (1120,1150 and 1200 °C) in nitrogen+4% H<sub>2</sub> atmosphere for 30 minutes. The samples were cooled in different environment such as in air, oil and water. At the second stage of the study alloying, elements of ferro-boron, molybdenum and copper were added into the starting powders of 505 distaloy. The compacting pressure, sintering atmosphere and duration were the same with those used in first stage. Sintering temperature was selected as 1200 °C. The samples were cooled in different environment. The effects of different sintering temperature, cooling rate and chemical composition on the microstructure and mechanical properties of steels produced by powder metallurgy (PM) method were examined.

Microstructural characterization techniques such as optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) SEM/EDS, line analysis and XRD were used for microstructural examination. On the other hand, hardness and wear behavior of the sintered steels were investigated. Sintering temperature, cooling rate and chemical composition on the microstructure and mechanical properties were affected. Hardness and wear resistance were increasing with increasing of the sintering temperature and cooling rate. Chemical composition has great influence on the hardness and wear behavior. Hardness and wear resistance of the sintered metal were increased with the addition of molybdenum and copper addition. Boron addition showed negative influence on those properties mentioned above. Mechanical values obtained in the experimental tests were correlated with microstructure of sintered steels.

## **BÖLÜM 1. GİRİŞ**

Günümüz endüstrisinde çok önemli bir yere sahip olan Toz Metalurjisi (TM), üretim teknolojileri içerisinde fazla işlemlere gerek olmadan kompleks şekilli malzemeler seri olarak üretilmektedir. Bu üretim yöntemi birçok avantaja sahiptir. Öncelikle çok geniş çalışma aralığında iş parçalarının üretilmesi ve arzu edilen mekanik özelliklere sahip parçalarının kolaylıkla üretilmesini sağlamaktadır. Bu üretim yöntemi ile malzeme kayıplarının en aza indirilmesi mümkündür. Bu nedenlerden dolayı bu üretim yöntemi birçok endüstriyel alanda kullanılması tercih edilmektedir [1-4]. Düşük yatırım maliyeti gerektirmesi, üretimin kolay olması farklı özelliklere sahip malzemelerin kolaylıkla üretilmesi gibi avantajlar sağlamaktadır [3]. Toz metalurjisi ile üretilen ürünler otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmakta olup [5], toz metalurjisi üretim yöntemi dünyanın her tarafında olduğu gibi ülkemizde de yaygın olarak kullanılmakta ve hızlı bir gelişim göstermektedir [6].

Gözenekli yapıya sahip olan demir esaslı toz metalurjik malzemelere bazı geleneksel ısı işlemler yöntemleri uygulanabilmektedir. Uygulanan ısı işlemlerin genel amacı metallerin mekanik özelliklerini istenilen düzeye ulaştırmayı amaçlamaktadır. Uygulanan ısı işlemler ile üretilen TM malzemenin aşınma dayanımını arttırmak amacıyla sert yüzeylerin elde edilebilmesi için suverme işlemleri uygulanmaktadır. Bu işlemle bu tür malzemeler erime sıcaklıklarının altındaki yüksek sıcaklığa kadar ısıtılıp, daha sonra su banyosu içerisinde hızlı bir şekilde soğutulmaktadır. Hızlı soğuma ile metallerde sert bir içyapı elde edilmektedir. Böylece malzemelerin mikroyapısı ve mekanik özellikleri arzu edilen seviyelere ulaştırılmaktadır. Bazı araştırmacılar tarafından toz metal parçalara ısı işlem uygulanmıştır. Böylece suverme işleminin malzemenin mekanik özelliklere etkisi ile suverme işlemi sayısal olarak incelenmiştir. [7-8].

Toz metal parçaların üretimden sonra uygulanacak ısıl işlem ile malzemenin mikroyapı ve mekanik özellikleri değiştirmek yerine son zamanlarda malzemenin kimyasal kompozisyonlarının ayarlanması ile uygun malzemeler geliştirilerek malzemelerin sinterleme işlemlerinin hemen sonrasında farklı ortamlarda farklı hızlarda soğutulması ile daha sert ve üstün mekanik özelliklere sahip malzemeler üretilmektedir. Sinterleme sonrası hızlı soğuma ile elde edilmesi sinter sertleştirilmesi denilmektedir [9].

Endüstriyel uygulamalarda sinterleme sonrasında sertleşebilir alaşımların çelik içerisine bazı alaşım elementlerinin katılması esasına dayanmaktadır. Sinter sertleşebilir alaşım sinter fırınlarına soğuma ünitesinin eklenmesi ile üretilmektedir. Soğutma ünitesinde sinterleme sonrasında malzemelerin kontrollü bir şekilde hızlı soğutulması ile yüksek sertlik değerlerine sahip malzemeler üretilmektedir. Üretim esnasında hızlı soğuma sayesinde mikroyapı içerisinde sert fazların oluşturulması sonucu üretilen malzemelerin sertlik, çekme dayanımı ve aşınma gibi mekanik özelliklerin arzu edilir seviyelere geliştirilmesi amaçlanmaktadır. Böylece daha ucuz alaşım elementlerinin ilavesi ile istenilen özelliklere sahip malzemelerin ekonomik üretimi sağlanmaktadır [10-17].

Bu tür yöntemle üretilen malzemeler genellikle otomotiv endüstrisinde uygulama alanı bulunmaktadır [18-21]. Bu malzemelerin üretimi esnasında sinter sonrası soğutma oranlarının ayarlanması ile malzemelerin hem mikroyapısı hem de mekanik özelliklerinde iyileşmeler sağlanmaktadır [22-25]. Sinter sonrası soğuma oranı üretilen malzemelerin işlenebilirliğine de etki etmektedir [26]. TM çelik malzemelerin üretimi esnasında farklı soğuma hızları kullanılarak ve soğuma oranının artışına paralel olarak sertlik ve çekme dayanımı değerlerinde artış sağlanmıştır [27].

Sinterleme sonrası sertleşebilen distaloy tozların ve bu tozlardan üretilen malzemelerin endüstriyel alanlarda kullanımı artmaktadır. Malzemelerin sahip oldukları mikroyapıları mekanik özellikler üzerinde etkili olup; özellikle mikroyapıyı oluşturan fazlar ve gözenek miktarı üzerine araştırmalar yoğunlaştırılmıştır. Bahsedilen parametrelerin TM çelik malzemelerin çekme dayanımı, elastikiyet

modülü, yorulma ömrü gibi özellikler üzerinde oldukça etkili olduğu görülmüştür [28-31].

Toz Metalurjisi ile üretilen düşük alaşımlı çelik malzemelerin endüstrinin çeşitli alanlarında güvenli bir şekilde kullanılabilmesi için mekanik etkilerinin ve diğer bazı fiziksel özelliklerinin çok iyi bilinmesi gerekmektedir. Malzemelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri, sinterleme sıcaklığına, presleme basıncına, presleme süresine, sinterleme sonrası yapılan ısıl işlemlere, fazların yapısının ve mikroyapıda miktarına, içerisindeki gözenek miktarı ve geometrisine bağlı olarak değişmektedir [30-33]. Malzemelerin alaşımlanması için kullanılan her elementin sahip olduğu özellikler, üretilen TM çelik malzemenin kullanım esnasındaki performansına katkı sağlamaktadır. Demir esaslı malzemelerin içerisine demir esaslı veya demirdışı çeşitli tozların ilavesi ile üretilen malzemelerin mekanik özellikleri etkilemektedir. [4, 32-40]

Malzemelerin sahip olduğu mikroyapıları çekme dayanımı, elastikiyet modülü, yorulma ömrü gibi mekanik özellikler üzerinde oldukça etkili olmaktadır [28, 31, 41-42]. TM çelik malzemelerin çeşitli uygulamalarda güvenli olarak kullanılabilmeleri ve mekanik davranışları hayati önem taşımakta olup, bu nedenle mekanik özelliklerinin belirlenmesi gereklidir. TM çelik malzemelerde üretim teknolojilerinden kaynaklanan çok küçük ve heterojen dağılmış gözenekler bulunmaktadır. TM çelik malzeme içerisinde bulunan gözeneklerin heterojen dağılımı, gerilme yoğunlaşması ve dolayısıyla çatlak başlamasına neden olarak TM çelik malzemelerin mukavemet değerlerinin düşmesine neden olmaktadır. TM parçaların darbe ve yorulma gibi dinamik yükler altında, sahip olduğu mekanik özellikleri, malzemenin içerdiği gözeneklere karşı oldukça hassas olup mekanik özelliklerin belirlenmesinde etkilidir [29, 36, 43-44].

Başlangıç tozu içerisinde katılan bazı elementler farklı mekanizmalar ile sertlikleri arttırılmaktadır. Molibden ilavesi TM çelik malzemelerin katı çözültü sertleştirme sonucu sertliklerin artmasını sağlamaktadır. Buna ilaveten molibden karbon içerisinde çözüldüğünde TM çelik malzemenin molibden içermesi, sinterleme işlemi sonrası soğutulduğunda mikroyapı içerisinde martenzitik ve beynitik yapının

oluşmasını sağlamaktadır [12, 29, 34]. Aynı zamanda molibden mikroyapı içerisinde ferritik yapıyı dengelediğinden malzemenin mikroyapı ve mekanik özellikleri etkilenmektedir. Bu nedenle, molibden içeren TM çelik malzemelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri ile ilgili çalışmalar gerçekleştirilmiştir [12, 29, 34, 38, 41, 43-45]. Başlangıç toz içerisine bor ilavesi TM çelik malzemelerin sinterleme esnasında sıvı faz oluşumu sağladığından, çelik malzemenin kolay bir şekilde sinterlemesini sağlamakta ve sertlik değerlerini arttırmaktadır [46].

Toz Metalurjisi ile üretilen çelik malzemelerin çeşitli endüstriyel alanlarında uzun sürelerde kullanılmaları aşınma dirençlerinin olmaması nedeni ile sınırlıdır. Aşınma ve aşınma direnci önemli olup, TM malzemelerin sert yüzeye sahip malzeme çiftleri ile beraber çalışmaları sonucu aşınmaları nedeniyle aşınma direnci olmaları gerekmektedir. TM malzemelerin üretim şartları kimyasal kompozisyonu ve mikroyapı ve gözenek durumu kuru sürtünme davranışlarına dolayısı ile aşınma dirençlerini etkilemektedir [10, 13, 38-40, 47-52]. Farklı deney şartları malzemenin çalışma şartlarında nasıl bir aşınma davranışı göstereceğinin belirlenmesi açısından önemlidir. Bu nedenle TM çelik malzemelerin farklı yükler altında farklı kayma hızları uygulanması ile TM çelik malzemelerin aşınma davranışları ile ilgili detaylı araştırmalar yapılmıştır [44, 53].

Bu çalışma iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada 505 tipi düşük alaşımlı çelik tozlarına farklı sıcaklıklarda sinterleme işlemi uygulanmış ve hemen sonrasında farklı ortamlarda soğutulmuştur. İkinci aşamada farklı kimyasal kompozisyona sahip TM çelik malzeme 1200 °C'de sinterlendikten sonra farklı ortamlarda soğutulmuştur. Bu çalışmada, içerisinde bir miktar (Fe-Ni-Cu-Mo-C) kompozisyona sahip düşük alaşımlı distaloy çelik tozuna bir miktar bakır, molibden ve ferro bor tozları ilave edilerek toplamda 5 farklı toz kompozisyonları elde edilmiştir. Bu toz kompozisyonu ile TM yöntemi kullanılarak düşük alaşımlı çelik parçalar üretilmiştir. Bu parçalara üretim işlemi esnasında sinter işlemini takiben hava, yağ ve su gibi farklı ortamlarda soğutma işlemi gerçekleştirilmiştir. TM çelik malzemenin kimyasal kompozisyonu farklı sinterleme sıcaklıklarının, soğutma hızlarının ve üretilen parçalarının mikroyapı, sertlik ve aşınma özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Mikroyapı çalışmalarında XRD analizi, optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu

(SEM) kullanılmıştır. Mekanik özelliklerinde ise sertlik ve aşınma davranışları incelenmiştir.

Bu tez 7 bölümden oluşmaktadır. İlk bölüm olan girişte, toz metalurjisinin önemi, gerekliliği, çalışmada kullanılan başlangıç tozuna ilave edilen elementlerin etkisi sonucu TM çelik malzemelere uygulanan mekanik ve mikroyapı karakterizasyon tekniklerinin gerekliliği vurgulanarak; yapılan çalışmanın gerekçesi hakkında bilgiler verilmiştir. 2. bölümde, toz metalurjisi teknolojisi, avantajları ve dezavantajları, kullanım alanları, metalik tozların üretimi, TM üretim aşamaları, özellikle sinterleme ve sinterleme mekanizmaları ile ilgili bilgiler sunulmaktadır. Tezin 3. bölümünde ise toz metalürjisi ile üretilen malzemelerin sertlik, sürtünme ve aşınma gibi mekanik özellikler hakkında bilgi verilmektedir. Sertlik deneyi ve ilave edilen tozların alaşım elementlerine etkisinden bahsedilmiştir. Sertlik, mukavemet ve aşınma gibi mekanik özellikleri hakkında bilgiler sunulmakta ve çeşitli aşınma mekanizmaları anlatılmaktadır. Bölüm 4’de ısıl işlemler ve uygulanan ısıl işlem türleri, ısıl işleme ile elde edilen malzemelerde oluşan fazlar ve malzemeye uygulanan sertleştirme yöntemlerinden bahsedilmiştir. Bölüm 5’de bu tezde yapılan deneyler ve deneylerin nasıl yapıldığı açıklanmıştır. Bölüm 6’da ise bu çalışmanın ana temellerini oluşturmakta olup; bu bölümde TM ile üretilen numunelere yapılan XRD çalışmaları optik, SEM (Taramalı Elektron mikroskobu), SEM/EDS (Enerji Dağılımlı Spektroskopisi), SEM/Elementel çizgi analizi ile mikroyapı incelemelerinde elde edilen sonuçlar ile sertlik ve aşınma deneyinde elde edilen sonuçlar sunulmuştur. Elde edilen deneysel sonuçlar bilgileri ile karşılaştırılarak açıklanmaya çalışılmıştır. Tezin son bölümü olan 7. bölümde ise genel sonuçlar ve bazı öneriler sunulmuştur.



## **BÖLÜM 2. TOZ METALURJİSİ**

### **2.1. Toz Metalurjisine Giriş**

Toz Metalürjisi (TM), metal ve metal alaşımlarının basınç ve sıcaklık yardımıyla yeni bir parça haline getirilmesi yöntemi denilebilir. Toz halinde iken istenilen şekilde istenilen boyutta ve özelliklerini bizim belirlediğimiz katı bir madde oluşturulmasıdır. TM ile diğer malzeme üretim yöntemleriyle kıyaslandığında üretimi imkânsız veya çok zor çeşitli alaşımların kolaylıkla üretilmesine olanak sağlamaktadır. Çoğu zaman talaşlı imalat gerektirmeden kullanılabilen ürünler elde edilebilmesi toz metalürjinin üretim yöntemini daha cazip hale getirmiştir. Böylece işçiliğin az olması ve üretimin daha kısa sürede gerçekleşmesi zamandan kazanç sağlanmaktadır. Ergime sıcaklığı çok yüksek olan tungsten, platin ve molibden gibi elementlerden parça üretiminin kolay olması nedeniyle TM tercih edilmektedir [40].

### **2.2. Toz Metalurjisinin Endüstride Kullanımı**

Toz Metalurjisi, günümüzde farkında olmadan kullandığımız küçük malzemelerden başlayarak endüstride birçok alanda kullanılmaktadır. Düşük alaşımlı çelikler, süper alaşımlar, refrakter olan W ve Mo gibi malzemelerin kullanılmasıyla üretilen aşınmaya dayanıklı parçaların imalatı, magnetik alaşımlar, bakır, alüminyum ve titanyum alaşımları, nükleer malzemeler, talaşlı imalatta kullanılan kesici takımlar ve değerli metallerdir [54].

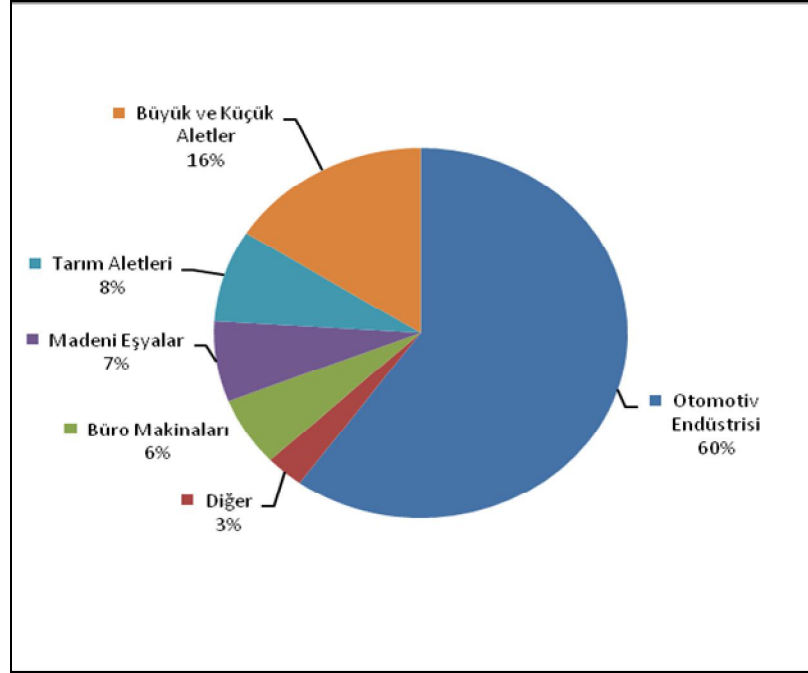
Toz metalurjisi otomotiv endüstrisi başta olmak üzere pek çok alanda kullanılmaktadır. Tungsten lamba filamentleri, dişçilik, dişli çarklar, yağlamasız yataklar, ortopedik gereçler, elektrik kontakları, ofis makinaları parçaları, yüksek sıcaklık filtreleri, uçak fren balataları, jet motor parçaları,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

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



Şekil 2.1. TM ile üretilmiş çeşitli ürünler [55]

Toz metalurjisi üretim yöntemi dünyada olduğu gibi ülkemizde de hızlı bir gelişim göstermektedir. Bugün ülkemizin toplam demir esaslı sinter üretimi 3000 ton civarında olup, üretim başta otomotiv sektörü olmak üzere, beyaz eşya ve dayanıklı diğer tüketim malları sektörüne, elektronik sektörüne, savunma sanayisine ve diğer birçok sektöre yönelik yapılmaktadır. Şekil 2.2.’de TM kullanım alanları gösterilmektedir [40].



Şekil 2.2. Toz metalurjisinin kullanım alanları [40].

### 2.3. Toz Metalurjisinin Avantaj ve Dezavantajları

Toz metalurjisinin önemi diğer üretim yöntemleri olan döküm, talaşlı imalat ve Plastik Şekil Verme (PŞV) ile şekillendirilmesi oldukça zor olan alaşımların kolaylıkla ve ekonomik bir şekilde ürün haline getirilebilmesinden kaynaklanmaktadır. Toz metalurjisi diğer üretim yöntemleri ile karşılaştırıldığında aşağıda sayılan avantajları ortaya çıkmaktadır [40, 56]:

- Seri üretime elverişli olup, işçiliğin diğer üretim yöntemlerine göre az olması nedeniyle maliyeti düşüktür. TM ile üretilen parçalara genellikle talaşlı imalat gibi ikincil işlemler gerekmemektedir.
- Karmaşık şekilli ve kullanım yerleri açısından hassasiyet gerektiren çok zor parçalar kolaylıkla üretilebilmektedir.
- Karışım olarak yüksek saflığa sahip parçaların üretimi gerçekleştirilebilir. Üretilen parçaların yoğunluğu ve gözenek miktarları geniş bir aralıkta değişmektedir.
- İstenilen oranlar toz karışımı sırasında ayarlanarak bileşim kontrol edilebilir. Ayrıca birbiri içinde reaksiyona girmeyen metal ve seramikler gibi farklı karakterdeki malzemeler bir araya getirilerek üretim yapılabilir.

- Ayrıca üretilen bu malzemeler yüksek sertlik ve aşınma direnci gibi üstün mekanik özelliklere sahiptir. Üretilen malzemelerin işlenebilirlik kabiliyeti yüksektir.
- Toz metalurjisiyle üretimde talaşlı imalat gerektirmemesi nedeniyle malzeme kaybı oldukça azdır. Döküm ve talaşlı imalat yöntemlerinde meydana gelen malzeme kaybı dikkate alındığında büyük ölçüde malzeme tasarrufu sağlanmakta ve dolayısı ile maliyetini düşürmektedir.

TM yukarıda bahsedilen avantajların yanında aşağıda belirtilen bazı dezavantajlara da sahiptir [40, 56]:

- Üretim için gerekli olan kalıpların maliyeti yüksektir. Aşırı kuvvet uygulanarak kullanılan preslere dayanıklı kalıpların kullanılması gerekmektedir. Bu durum da üretilen ürünün maliyetini artırmaktadır.
- Mikroyapı içerisinde presleme ve sinterleme nedeniyle oluşan gözeneklerin bulunmasından dolayı bazı üretim yöntemlerine göre zaman zaman düşük mekanik özellikler elde edilebilmektedir.
- Tozun pahalı olması nedeniyle maliyet yüksektir. Fakat seri üretimde elde edilen ürünlerin talaşlı imalat gerektirmemesi nedeniyle maliyeti düşürmektedir. Tek parça üretimde ise ürünün maliyeti diğer üretim yöntemlerine göre yüksektir.
- En/boy oranı çok büyük olan parçaların üretiminde zorluklar yaşanmaktadır. Bu oranlar birbirine çok yakın olduğunda malzemenin mukavemeti artmaktadır. Parça boyutları, pres kapasitesine göre belirlenmektedir. Daha büyük malzemelere uygun pres ve kalıp olmaması nedeniyle üretimi sınırlamaktadır. Aynı zamanda malzemenin yoğunluğu homojen olmaması nedeniyle de parça boyutlarını sınırlamaktadır.
- TM ile üretiminde malzeme belirlenirken preslenen parçaların şekilleri kalıptan bozulmadan çıkabilecek şekilde belirlenmelidir.
- Presleme aşamasında kalıbın her tarafına aynı basınç ve kuvvetin uygulanamaması nedeniyle parçanın yoğunluğu ve mikroyapısında farklılıklar görülebilmektedir [40, 56].

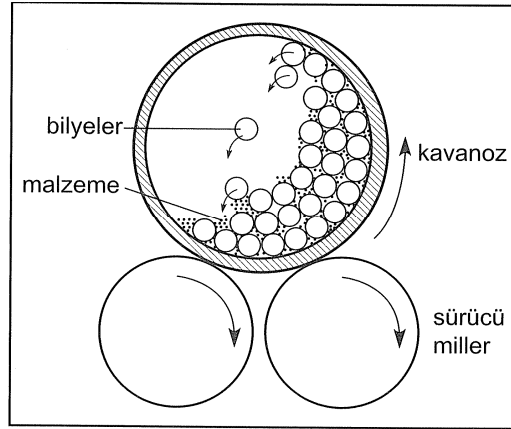
## 2.4. Metalik Toz Üretim Yöntemleri

TM ile üretimde farklı yöntemlerle elde edilen tozlar kullanılmaktadır. Metal tozlarının üretiminde kullanılan yöntemler, nihai üründe sertlik, mikroyapı ve çekme dayanımı gibi birçok özelliğini belirlediğinden toz hazırlama yöntemi oldukça önemlidir. Tozun sahip olduğu özellikler direkt olarak preslenme davranışını, sinterleme davranışını ve son ürün özelliklerini etkilemektedir [57].

Temel olarak dört çeşit toz üretim yöntemi vardır. Bu üretim yöntemleri:

- Mekanik yöntem
- Atomizasyon yöntemi
- Kimyasal yöntem
- Elektrolitik yöntem.

Mekanik yöntemde katı hal malzemeye öğütme uygulanarak toz oluşturulur. Malzeme mekanik ya da pnomatik olarak öğütülür. Öğütme işlemi kırıcı, girdaplı, taraklı ve bilyalı değirmenler ile yapılmaktadır. Şekil 2.3.'de bilyalı değirmen örneği görülmektedir [58]. Kırıcı genellikle cevher denilen ilk malzeme üretiminde kullanılmaktadır. Öğütmede en çok bilyalı silindirik değirmenler kullanılmaktadır. Bu değirmenler 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 ayrılmakta ve daha sonra hareketin devamında küçük toz tanecikleri şeklini almaktadır [40].



Şekil 2.3. Mekanik toz üretim yönteminde kullanılan bilyalı değirmen [59]

Atomizasyon toz üretim yönteminde ise, bir potada ergitilmiş sıvı metal, alt taraftan küçük bir delikten sızdırılarak bir nozülünden püskürtülen gaz veya sıvı jetlerinin etkisiyle küçük damlacıklara parçalanmakta ve daha sonra damlacıklar birbirleri ile veya katı yüzeylerle temasa geçmeden hızlıca soğutulmaktadır [56]. Ana fikir, ergimiş metali nozülünden çıkan yüksek enerjili gaz veya sıvı çarpmasına maruz bırakarak daha küçük parçalara ayırmaktır. Sıvı metal katı yüzeye çarpmadan hızlı şekilde soğutulma işlemi olarak ifade edilmektedir. Bu yöntemde hava, azot ve argon en çok kullanılan gazlardır. Sıvılar için en çok su kullanılmaktadır. Nozulun tasarım ve geometrisi, püskürtme açısı, atomize eden akışkanın hacmi, hızı ve basıncı, sıvı metalin akış çapı gibi parametreler değiştirilerek toz boyutu dağılımı kontrol edilebilmektedir. Tanecik şekli ise katılma hızıyla belirlenmektedir. Katılma hızının yavaş olması ile küresel şekilli tozlar elde edilirken; katılma hızının artmasıyla daha karmaşık şekilli tozlar elde edilmektedir. 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 sağlamaktadır [40, 60]. Bu yöntem ile ergitilebilen bütün malzemeler atomize edilebilmektedir. Atomizasyon işlemi farklı yöntemlerle gerçekleştirilmekte olup, bunlar; gaz atomizasyonu, su atomizasyonu, santrifüj atomizasyonu, döner elektrot atomizasyonu şeklinde sayılabilir [40, 61, 62]. Demir ve bakır tozları genellikle su

atomizasyonu ile de üretilebilmektedir ancak gaz atomizasyonunun maliyetinin yüksek olması nedeniyle pek tercih edilmemektedir. İki yöntemle elde edilen tozların özellikleri aynı olmakla birlikte gaz atomizasyonunda kimyasal olarak daha saf ve temiz partikül boyutu küçük tozlar üretilebilmektedir [63].

Kimyasal toz üretim yönteminde metal tozlarının üretimi denildiğinde genellikle metal oksitlerin katı karbon veya gazlara indirgenmesi akla gelmektedir. Kimyasal toz üretim yönteminde ise katı, sıvı veya buhar fazı tepkimeleriyle toz üretimi yapılmaktadır. Bu yöntemle üretilen tozların boyutları 5-10 µm ile 100-500 µm arasında değişmekte ve değişik geometrik şekillere sahip olabilmektedir [64, 65]. Kimyasal yöntem kullanılarak üretilen toz üretiminin avantajları aşağıdaki gibi sıralanabilmektedir [40, 66];

- Katı redüktif olarak kullanılan karbon maliyeti daha ucuzdur.
- Metal oksitler piyasada kolaylıkla bulunabilmektedir.
- Gözenekli toz üretilebilmektedir.
- Metal ve oksitlerin istenilen boyut kontrolü yapılabilmektedir.

Avantajları yukarıda sıralanan toz üretim yönteminin dezavantajları ise aşağıdaki gibi sıralanabilir;

- Alaşım tozlarını üretimi mümkün olmamaktadır.
- Redüktif olarak gaz kullanıldığı takdirde saf haldeki gazın maliyeti yüksektir.
- Metal oksit saflığının toz saflığını etkilemektedir [63].

Diğer bir yöntem olan elektrolitik yöntem ise; yüksek iletkenliğe sahip metal tozlarının elektrolitik bir hücrenin katot çubuğunda metal tozlarının biriktirilmesi ile elde edilmektedir. Bu yöntemde yüksek saflıkta Cu, Fe, Zn, Mn ve Ag tozları üretilebilmektedir [65]. Elektrolitik yöntemle genellikle süngerimsi biçimlerde ve dentritik tozlar üretilebilmektedir. Direkt olarak metal tozlarının elde edilmesi için yüksek akım şiddeti ve yüksek banyo sıcaklığı gerekmektedir. Maliyetinin yüksek

olması nedeniyle elektrolitik toz üretim yöntemi yaygın olarak kullanılmamaktadır [67].

## **2.5. Toz Metalurjisinde Metal Parça Üretim Aşamaları**

İstenilen özelliklere sahip toz üretimi ile başlayan TM yönteminin işlem basamakları tezin bu bölümünde detaylı olarak ele alınmıştır.

### **2.5.1. Tozların harmanlanması ve karıştırılması**

Karıştırma işlemi en az iki malzemenin karıştırılması anlamına gelmektedir. Toz metalurjisi üretim yönteminde karışım önemlidir. Toz karışımları kullanıldığından, tozların presleme öncesinde homojen bir şekilde karıştırılması gerekmektedir. Toz karışımının homojen olması amaçlanmaktadır. Aksi halde üretim sonrasında istenilen özelliklerin elde edilmesi mümkün olmamaktadır. Toz metalurjisinin esası karıştırma işlemi ile başlamaktadır. Farklı şekil, boyut, biçim ve yoğunluktaki tozların homojen karışması sonucu elde edilecek nihai ürünün istenilen özellikte olup olmasını etkilemektedir [68].

Harmanlama işlemi ise homojen olmayan bir karışımın alttan alınıp üstte, üstten alınıp alta karıştırma işlemidir. Harmanlamadaki amaç homojen karışı elde etmektir. Harmanlama işlemi toz bileşiminin olduğu toz yumağı şeklindeki homojen dağılım olmadığında karıştırma işlemi öncesinde yapılması gerekmektedir. Boyutların düzenli dağılımını elde edilmesiyle presleme ve sinterlemenin istenildiği gibi yapılması sağlanmış olur. Harmanlama ve karıştırma aşamasında etkili olan faktörler aşağıda sıralanmaktadır:

- Zaman: Karıştırıcının hızı, karıştırılan kabın dönme hızı, karıştırma süresi
- Büyüklük: Tozun ve karıştırıcının boyutu, tozun hacmi
- Ortam şartları: Karıştırılan ortamdaki nem oranı ve atmosfer ortamı
- Tozun özelliği: Karışımı yapılacak tozların fiziksel ve kimyasal özellikleri



Toz karışımları hazırlanırken toz karışımlarının içerisinde tozların birbirini tutması için belirli bir oranda yağlayıcılar ve bağlayıcılar ilave yapılır. Yağlayıcı ilavesinin amacı, presleme esnasında tozların birbirleri ile ya da toz ile kalıp yüzeyi arasında meydana gelen sürtünmenin azaltılarak elde edilen numunenin kalıptan daha rahat çıkarılmasını sağlamaktır. Yağlayıcı veya bağlayıcıların kullanılmadığı durumlarda tozların kalıp içerisinde dağılımı homojen olmamaktadır. Presten çıkarılmasında çok daha fazla kuvvet gerektirmektedir. Ayrıca, dağılımın homojen olmaması ile pres içerisindeki numunenin farklı noktalarında farklı oranlarda tozun preslenmeye çalışılmasıyla numunede gerilmeler meydana gelmektedir. Bu durum sinterleme esnasında distorsiyonlara neden olmaktadır. Toz karışımının içerisinde ilave edilen yağlayıcı veya bağlayıcı miktarının çok olması durumunda ise, sinterleme esnasında bunların numuneden çıkması sonucu numune içerisinde boşlukların olmasına ve homojen bir yapı oluşturulamamasına neden olmaktadır. Buda malzemenin istenilen özelliklere ulaşmasını engellemektedir. Yağlayıcı ve bağlayıcıların oranlarının çok iyi ayarlanması gerekmektedir. Bu oran % 0,5 ile 1,5 arasında olmalıdır. Karışımda yağlayıcı kullanılmayacağı durumlarda ise kalıp yüzeyinin yağlanmasıyla numunenin kalıptan daha kolay çıkarılması sağlanabilmektedir.

Toz metalurjisi yönteminde kullanılan yağlayıcılar genellikle kuru toz şeklindedir. Tozun karıştırılması ile her tarafta toz şeklindeki yağlayıcılar ile birlikte homojen dağılımın sağlanması daha kolaydır. Sıvı şeklindeki yağlayıcılar tozun akma kabiliyetini düşürür. Metal tozları için en çok kullanılan yağlayıcılar çinko stearat, stearik asit, lityum stearat, kalsiyum stearat gibi metal stearatları ile sentetik mumlardır. Organik stearatlar, sinterlemeden sonra numunede kalıntı bırakmadıkları için geniş kullanım alanına sahiptirler. Karışımdaki tüm toz partiküllerinin yağlayıcı ile temas etmeleri için toz şeklindeki yağlayıcıların mümkün olduğu kadar ince olması istenmektedir [69].

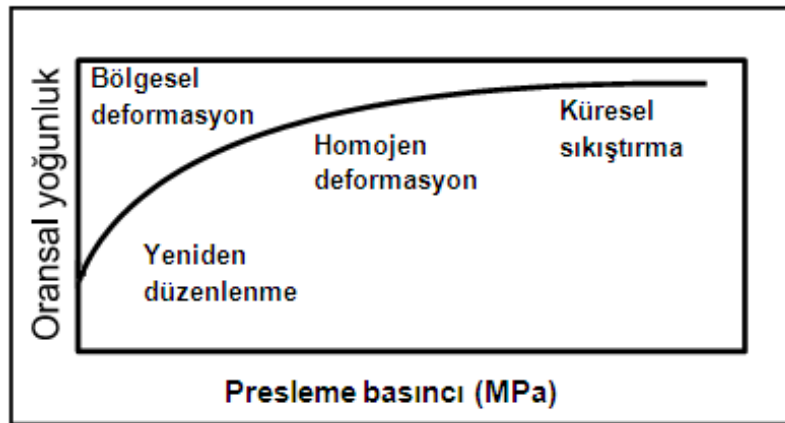
### **2.5.2. Presleme**

Toz metalurjisi yönteminde üretilecek parçaların şekillendirilmesi işlemi kalıplar kullanılarak gerçekleştirilmektedir. Kalıplara etki eden faktör ise kalıba uygulanan kuvvet ve bu kuvvetin iletimini sağlayan prestir. Presleme ile kalıp içerisinde tozun

boşlukları çok iyi doldurması istenmektedir. Presleme soğuk ve sıcak ortamlarda yapılabilmekte ve soğuk preslemede teorik yoğunluğun elde edilmesi beklenmektedir. Aynı presleme basıncı uygulanmasına rağmen bu teorik yoğunluk hiçbir zaman % 100 gerçekleşmemektedir. Teorik yoğunluk her zaman presleme sonrası ulaşılan yoğunluk değerlerinden daha yüksektir. Bu durum:

- Tozun içerisindeki malzeme cinsine (Üretim yöntemi, sinterleme sırasında meydana gelen reaksiyonlara),
- Tozun boyutu, şekli ve yüzeyine,
- Toza uygulanan ön işlemler gibi önemli faktörler nedeniyle olmaktadır.

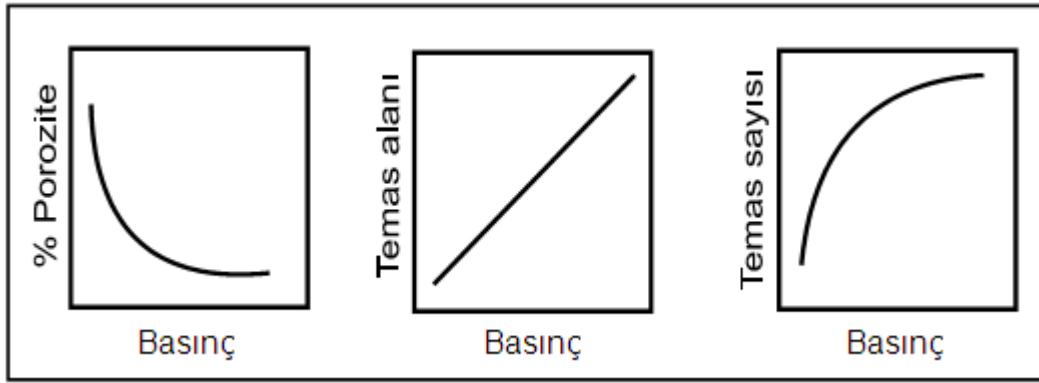
Oluşan ürün ne kadar yumuşaksa, preslenebilirliği de o derece yüksektir. Preslenebilirlik, toz tanelerinin presleme sırasında hem kendi aralarındaki hem de tanelerle kalıp arasındaki sürtünmeyle yakından ilişkilidir. Şekil 2.4.'de presleme anında uygulanan basınç ile yoğunluk değişimini gösteren bir 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 2.4. Partikül paketlenmesinde basınç ile teorik yoğunluk değişiminin gösterilmesi [40]

Toz partiküllerinin üzerine basınç uygulanmasıyla birlikte ilk anda oluşan noktasal temaslarda elastik deformasyon meydana gelmektedir. Basıncın artmasıyla partiküller yeniden düzenlenmekte ve kayma ile temas eden partikül sayısı artmaktadır. Eş zamanlı olarak temas alanları genişleyerek her temas noktasının

etrafındaki plastik deformasyon bölgesi büyüyerek yayılmaktadır. Temas noktalarında basıncın yoğunlaşmasıyla, gözenek boyutu ve gözenekliliği azaltarak komşu gözeneklere kütle akışı meydana gelmektedir. Genişleyen temas noktalarıyla beraber deformasyon sertleşmesi meydana gelmektedir. Bahsedilen her iki etken de daha sonraki seviyelerde yoğunlaşma için gerekli gerilme miktarını arttırmaktadır. Yüksek yoğunluklarda etkili bir deformasyon ve gerçek parçacık karakterleri kaybolmaktadır. Küresel şekilli bronz partiküllerin kompaktlanması sırasındaki porozite, temas alanı ve temas sayısının kompaktlama basıncı ile değişimi Şekil 2.5.'de gösterilmektedir.

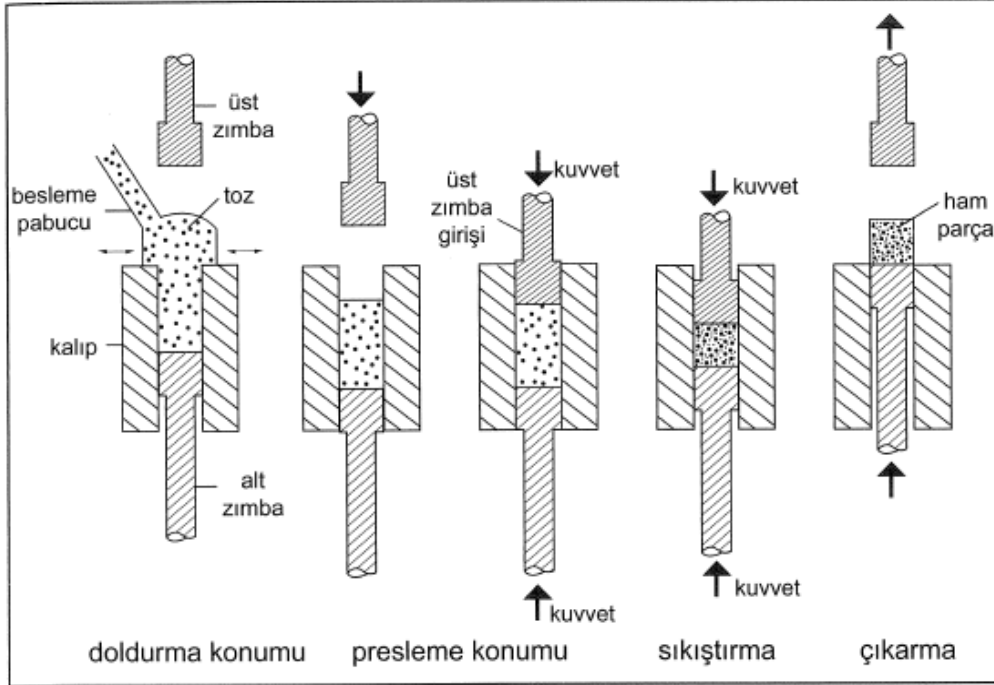


Şekil 2.5. Partiküllerde presleme basıncına bağlı olarak porozite, temas sayısı ve temas alanının değişimi [68]

Sıkıştırma sırasında artan basınca paralel olarak bölgesel deformasyon, pürüzleri yassılaştırmakta ve deformasyon temas bölgelerine yayılmaktadır. Temas bölgelerinde gerilme dağılımında farklılıklar görülmektedir. En büyük basma gerilmesi temas noktalarının merkezinde iken en küçük basma gerilmesi temas noktalarının kenarlarında olmaktadır. Düşük basınç uygulandığında ise gerilme temas noktalarında yoğunlaşmaktadır. Daha yüksek basınçlarda kompakt boyunca homojen deformasyon meydana gelmektedir. Çok yüksek sıkıştırma basınçlarında üç ya da daha fazla parçacığın birleşme noktalarında küçük gözenekler bırakacak şekilde küresel deformasyon meydana gelmektedir. Bu durum 1 GPa'lık gerilme ve % 95 teorik yoğunluk değerinde başlamakta ve sıkıştırmanın bu aşaması pratikte pek görülmemektedir. Sıkıştırma sonrasında basıncın azalmasıyla kompakt elastik olarak rahatlamakta olup, bu durumun geriye doğru yayılma olarak nitelendirilmektedir [40, 68].

Presleme işlemi genel olarak bakılırsa soğuk ve sıcak presleme şeklinde iki gruba ayrılabilir. Soğuk presleme yönteminde preslemeden sonra sinterleme için bir sıcaklık uygulanırken sıcak presleme yönteminde ise basınç ve sıcaklık aynı anda uygulanmaktadır. Bu presleme tekniklerinde, toz partikülleri üzerine uygulanan basınç homojen olarak dağıldığı için düşük basınçlar altında bile yüksek yaş mukavemet ve yüksek yaş yoğunluk değerleri elde edilebilmektedir. Sıcak izostatik presleme tekniğiyle üretilen parçaların çekme mukavemeti ve yorulma dayanımı gibi mekanik özellikleri diğer tekniklerle üretilen parçalara göre çok daha üstündür [69].

Toz metalurjisi ile üretim yöntemlerinde presleme aşamaları Şekil 2.6.'da verilmektedir. Kalıpta sıkıştırma çevriminde, alt zımba doldurma konumunda iken kalıp boşluğuna dolmaktadır. Doldurma pabucunun geri çekilmesinden sonra ölçülü toz miktarı presleme konumuna çekilir. Üst zımba kalıba girer, alt ve üst zımbalar merkeze doğru ilerler. Sıkıştırmadan sonra, üst zımba geri çekilir ve alt zımba çevriminin tekrarından sonra parçayı çıkartmaktadır [59].



Şekil 2.6. Presleme aşamaları ve numunenin presten çıkarılması [59].

Dinamik presleme yöntemlerinde toz sıkıştırma hızı diğer klasik yöntemlere nazaran çok yüksektir. Preslenecek toz, yumuşak çelikten yapılmış bir kapsül içine doldurulduktan sonra vakumla kapsülün içindeki hava alınarak kapsülün ağzı kaynakla kapatılmakta ve kapsülün çevresine gömlek şeklinde patlayıcı madde doldurulur. Patlayıcının infilakı sonucu meydana gelen yüksek basınç dalgalarının, parça yüzeyinde iç bölgelere doğru ilerlemesiyle presleme sağlanmaktadır. 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.

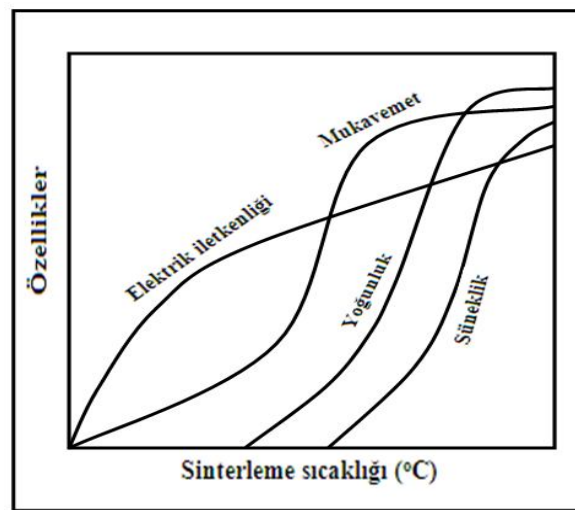
Diğer bir presleme yöntemi olan triaksiyal presleme yönteminde parça hem çevre yüzeyinden izostatik olarak hem de bir pistonla aksenel yönde sıkıştırılmaktadır. Böylece, yalnız izostatik sıkıştırma yöntemine göre çok daha yüksek homojen bir presleme elde edilmektedir. TM parçaların üretiminde dövme, 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 endüstriyel uygulamalarda kullanılmaktadır [69].

Sıcaklık ve basıncın aynı anda uygulandığı sıcak presleme yöntemleri TM 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 bazı 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 endüstriyel uygulamalarda daha az uygulanan bir yöntemdir [40, 69].

### 2.5.3. Sinterleme

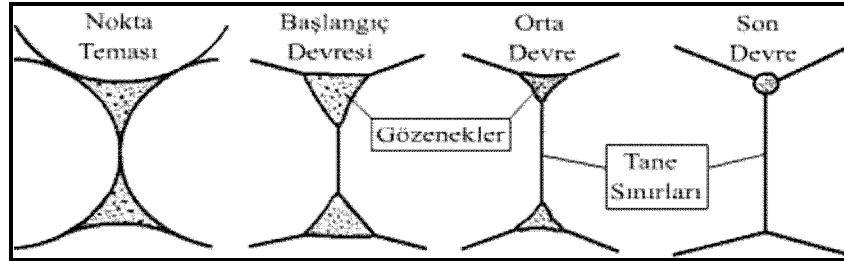
Sinterleme, preslenerek hazırlanmış ürünlere mukavemet kazandırmak amacıyla kontrollü bir atmosferde ve yüksek sıcaklıklarda uygulanan ısı işlemi olarak ifade edilebilir. Parçaların kalıp içerisinde sıkıştırılarak şekillendirilmesi sonucunda parçalarda meydana gelen fakat tam olarak bağlanmamış mekanik bağlar, sinterleme esnasında birbirlerine bağlanarak kuvvetli metalik bağlara dönüşmektedir. Böylece iş parçaları mukavemet kazandırılmaktadır. Sinterleme öncesi ve sonrasındaki mukavemetler arasında çok büyük farklar bulunmaktadır. Sinterleme işlemi, tek bileşenli sistemlerde metalin mutlak ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta yapılırken; birden fazla bileşenli sistemlerde genellikle ergime sıcaklığı en düşük olan bileşenin ergime sıcaklığının üstünde bir sıcaklıkta yapılmaktadır. Sinterleme sıcaklığı kompaktı oluşturan ana malzemenin ergime sıcaklığının % 70-80'i arasında olurken; bazı refrakter malzemeler için ergime sıcaklığının % 90'ına çıkılabilir [6, 62, 70].

Demir 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 2.7.).



Şekil 2.7. Sinterleme sıcaklığının toz parçaların özelliklerine etkisi [71]

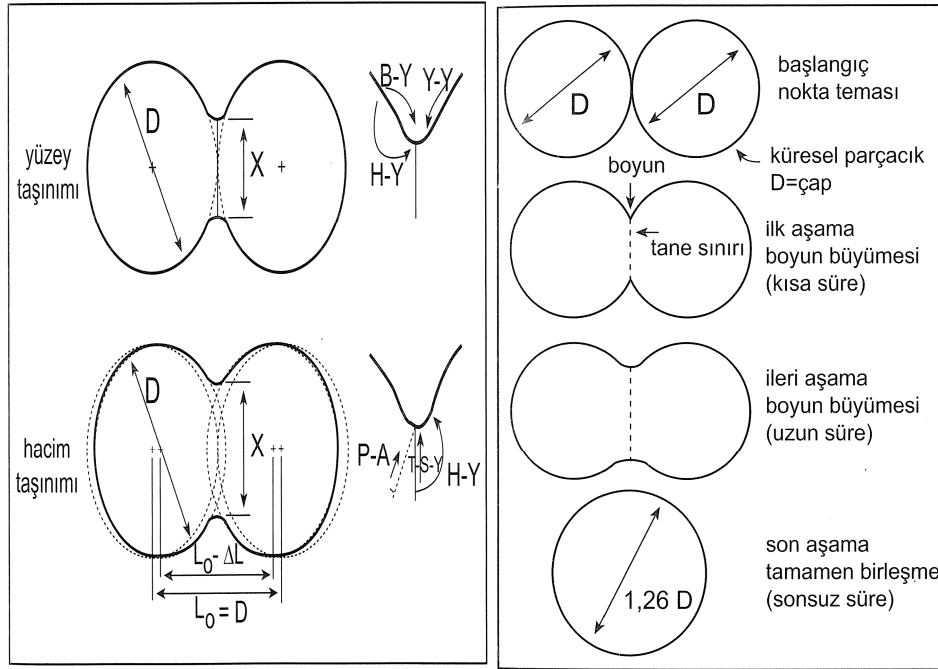
Sinterlemenin başlangıcında toz tanecikleri nokta teması halindedir. Malzemelere uygulanan sinterleme işlemi başlangıç, orta ve son aşama olmak üzere üç kademede gerçekleşmektedir (Şekil 2.8.).



Şekil 2.8. Sinterleme esnasında nokta teması bağlarının gelişimi [62]

Sistemin iç enerjisindeki azalma sinterlemenin gerçekleşmesini sağlayan itici güç olmaktadır. İç enerjisindeki azalmayı sağlayan faktörler, gözeneklerin şekil ve boyut değişimi ve tane büyümesi gibi olaylar partiküllerin birbiri ile temas alanlarının büyümesi sonucu yüzey alanının azalması, gözenek hacminde azalma veya gözeneklerin küreselleşmesi ve çok bileşenli sistemlerde ise katı fazın sıvı faz içerisinde çözünmesi sonucu oluşan yoğunluk farkının giderilmesidir [72].

Sinterleme sırasında meydana gelen boyutsal değişimler, gözeneklerin şekil ve boyut değişimi ve tane büyümesi gibi olaylar, mikroyapı içerisinde sıcaklıkla meydana gelen bazı atomsal taşınım mekanizmalarıyla gerçekleşmektedir. Atomal taşınım mekanizmaları, hacim difüzyonu, yüzey difüzyonu, tane sınırları difüzyonu, buharlaşma, yoğunlaşma ve plastik akıştır. Yüzey difüzyonu ile boyutsal değişim olmamaktadır. Ancak Şekil 2.9.'da görüldüğü gibi sinterleme esnasında hacim difüzyonu boyutsal değişmeye neden olmaktadır. Bu mekanizma hacim difüzyonunu, tane sınırı difüzyonunu, plastik ve viskoz akışı kapsamaktadır [40, 59].



Şekil 2.9. İki Küre Sinterleme Modeli: Küreden-küreye sinterleme de iki tür sinterleme mekanizmasında boyun büyümesi için yüzeyden malzeme taşıma mekanizması yüzey kaynaklarından sağlanır [59].

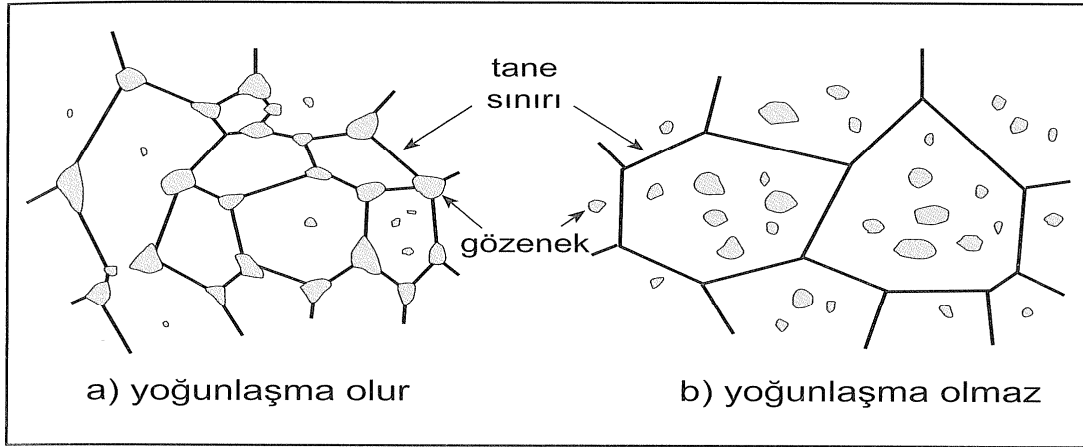
Yüzey taşıma mekanizmalarında boyun büyümesi için kütle taşıma yüzey kaynakları buharlaşma-yoğunlaşma (B-Y), yüzey yayını (YY), hacim yayını (H-Y) ile gerçekleşir. Hacim taşıma işlemlerinde boyun büyümesi için kütle taşıma iç kütle kaynakları (plastik akış (PA), tane sınırları yayını, (TSY) hacim yayını) ile gerçekleşmektedir. Sadece hacim taşıma mekanizmaları ile çekme ve yoğunlaşma gerçekleşir [59].

Sinterleme işlemi üç kısımda gerçekleşir. Bunlar; ilk başlangıç sinterlemesi, orta devre sinterlemesi ve son bitiş sinterlemesi olarak ifade edilmektedir. Sinterlemenin ilk devresinde kütle taşıma mekanizmasına bağlı olarak tanecikler arasındaki temas noktalarında boyun büyümesi ile başlamaktadır. Bu durum Şekil 2.9'da görülmektedir.

Orta devre sinterlemesi, sinterlenen malzemenin özelliklerinin belirlenmesinde önemlidir. Bu devrede yoğunluk artışı ve tane büyümesi meydana gelmektedir. Gözeneklerin yapısı küçülmekte; ancak açık gözenekler son sinterleme devresine kadar kalmaktadır. Bu devrede tane sınırı ve gözenek geometrisi sinterleme 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 2.10.'da tane kenarındaki ve tane içerisindeki gözenek dağılımının yoğunlaşmaya etkisi verilmektedir.



Şekil 2.10. Orta devre sinterlemede iki muhtemel gözenek tane sınırı görünümü: tane sınırlarındaki gözenekler yoğunluk artışı sağlarken (a) tane içerisindeki gözenekler yoğunlaşma sağlamaz (b) [67, 73]

Son sinterleme devresi içerisinde gözenek izolasyonu ve hacim difüzyonuyla büzülmenin olduğu yavaş bir işlemdir. Bu devrede düşük yayılma 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 [40, 67].

Sinterleme işlemlerinde birçok farklı atmosfer sinterleme ortamı olarak kullanılmaktadır. Bunlar;

- Oksitleyici atmosferler: Hava, CO<sub>2</sub> ve H<sub>2</sub>O
- Redükleyici atmosferler: H, CH<sub>4</sub> ve amonyak, CO
- Vakum, helyum, argon ve azot içeren atmosferler
- Nitrürleyici atmosferler: Amonyak (NH<sub>4</sub>) [62].

### 2.5.3.1. Sinterleme teknikleri

Sinterleme teknikleri 3 farklı şekilde gerçekleşmekte olup bu teknikler aşağıda açıklanmaktadır.

#### **Katı hal sinterleme teorisi:**

Tek bir maddeden 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. 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 yayılımı hızla artmaktadır. Tane sınırının bu şekildeki hareketi küçük tanelerin kaybolmasını, büyük tanelerin oluşmasını sağlamaktadır [73].

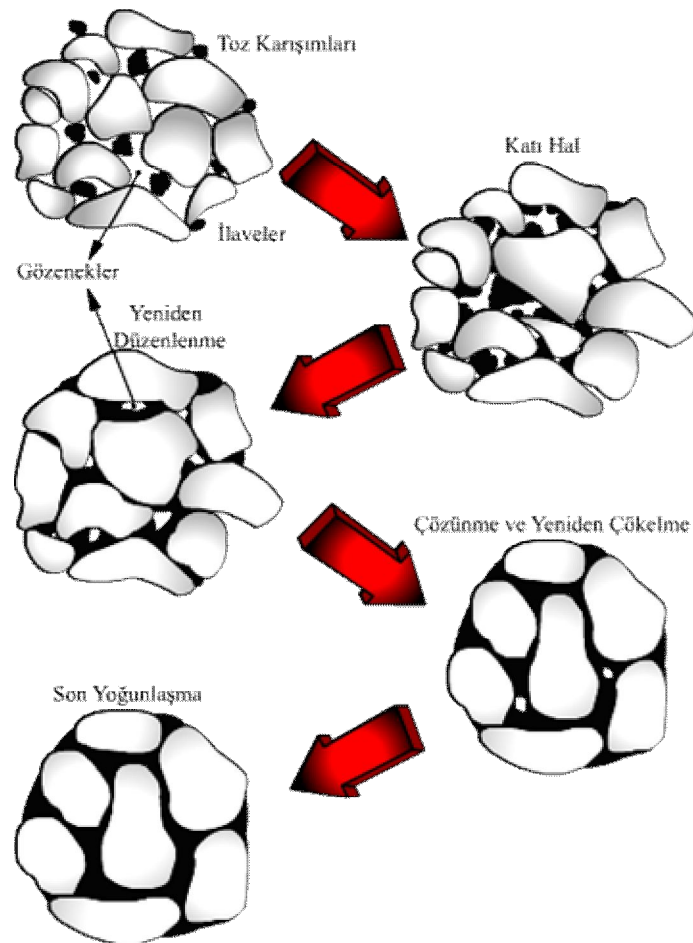
#### **Sıvı faz sinterleme teorisi:**

Sıvı faz sinterlemesinde sıvı faz ve katı bir toz kümesi aynı anda bulunmaktadır. Genellikle sıvı faz sinterlemesi parçacıklar arasında bağ oluşum hızını arttırmakta bu da 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 etmektedir.

Sıvı faz sinterlemesi sırasında sıvı faz elde etmek için kimyasal yapıları farklı tozlar kullanılmaktadır. İki tozun birbirleriyle reaksiyonu sıvı faz oluşturmaktadır. Sıvı faz oluşturmak için diğer bir yöntem ön alaşımlandırılmış bir metal tozu sıvılaştırma ve

katılaşma eğrileri arasındaki bir sıcaklığa kadar ısıtılabilir. Sonuçta oluşan katı ve sıvı fazların karışımı süper solidüs sinterlemesine yol açmaktadır [40, 74].

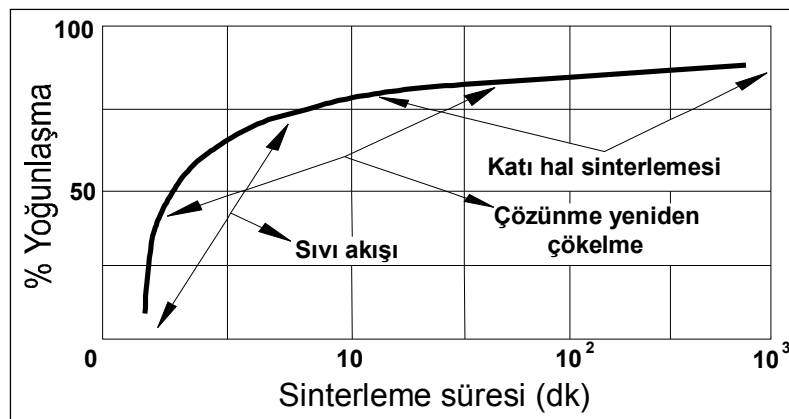
Geleneksel sıvı faz sinterlemesinde süreçler birbiri üzerine binen üç aşamada gerçekleşmektedir. Sıvı faz sinterlemesinin temel aşamaları ve mikroyapı değişimleri Şekil 2.11.'de şematik olarak verilmiştir. İlk aşamada toz karışımları sıvının olduğu sıcaklar kadar ısıtılmakta, sıvının oluşumu ile sıvının katı parçacıklar üzerinde ortaya koyduğu kuvvete bağlı olarak hızlı bir şekilde başlangıç yoğunlaşma 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 2.11. Sıvı faz sinterlemesinde mikroyapısal değişimler [66].

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 göstermektedir. Küçük boyutlu taneler büyük boyutlara sahip tanelere göre daha yüksek çözünürlüğe sahiptir. Malzeme, yayınma yoluyla küçük tanelerden büyük tanelere doğru iletilmektedir. Bu süreç tane irileşmesi basamakları olarak da adlandırılmaktadır [40].

Geleneksel sıvı faz sinterlemesinin ve sinterleme süresine bağlı olarak % yoğunlaşma miktarının değişimi Şekil 2.12.'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. Meydana gelen sıvı faz katı parçacıklar arasında sızarken katı parçaların birbirleri üzerine kaynamalarına neden olmaktadır. Böylece mikroyapı pres sonrası mikroyapıdan daha farklı olarak yeniden oluşmaya başlamaktadır. Parçacıklar, birbirini izleyen ve bir arada büyüyen parçacıklar gibi yakın olarak yeniden paketlenmektedir. Bu işlemle paralel olarak meydana gelen viskoz akış ile mikroyapıda bulunan gözenekler giderilmektedir [40, 57, 74].



Şekil 2.12. Sıvı faz sinterlemesindeki aşamaların şematik olarak gelişimi [40]

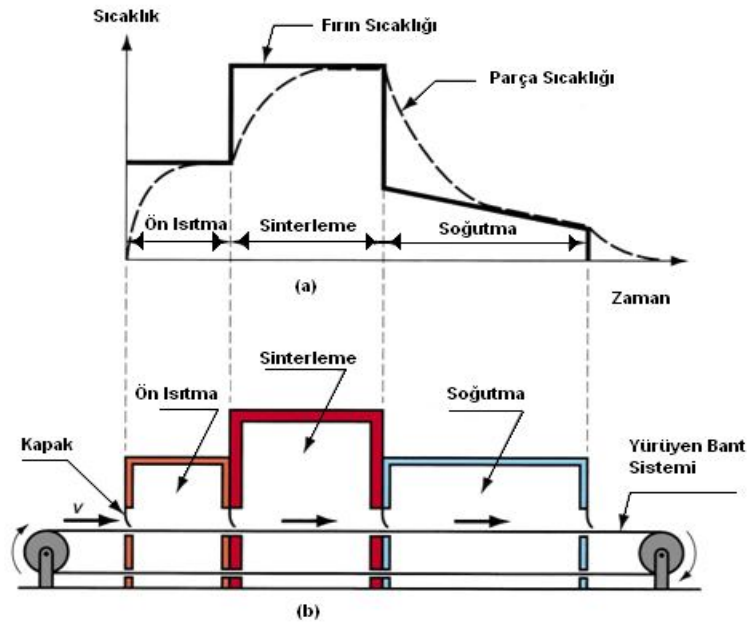
### **Geçici sıvı faz sinterlemesi:**

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 kompakt sinterleme sıcaklığından sıvı faz iç yayımayla 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. Sinterleme sırasında homojen katı bir alaşımın oluşumuna örnek olarak, alaşım katılaşma sıcaklığının altında sinterlenen %90 Cu ve %10 Sn karışımlarından oluşan kendinden yağlamalı yataklar, Al-Cu, Mg-Si alaşımları ve bazı AlNiCo magnetleri uygun örneklerdir. Değişik katı fazdan oluşan heterojen alaşımlara ise dış hekimliğinde kullanılan ve oda sıcaklığında sinterlenen gümüş, kalay ve civa amalgamları örnek verilebilir [70].

### **2.5.3.2. Sinterlemede kullanılan fırınlar**

Sinterlemenin yapılabilmesi için sinterlemeyi sağlayan yüksek sıcaklığın oluşmasını sağlayan bir düzeneğe ihtiyaç vardır. Bu da sinterleme işleminde kullanılan fırınlar ile gerçekleştirilmektedir. Sinterleme fırınlarında temel olarak sıcaklık ve zaman kontrolü yapılmaktadır. Bu kontroller neticesinde oluşacak malzemelerin özellikleri belirlenmektedir. Sinterlemede iki tip fırın kullanılır. Bunlar tek kullanımlı parti fırınları ve sürekli kullanımlı fırınlar olmak üzere iki kısma ayrılmaktadır [67].

Parti fırınlarda tek bir malzeme türü veya çok az malzeme için parti fırınlar kullanılmaktadır. Sürekli fırınlarda ise çok sayıda malzeme üretimi için yürüyen bant sisteminin olduğu ve sürekli üretimin gerçekleştiği fırın sistemidir. İki fırın sisteminde de çeşitli gaz atmosferi altında sinterleme gerçekleştirilmektedir. Sinterleme işleminde kullanılan sürekli fırın sistemi ve sinterleme sonrasında soğutma işlemi Şekil 2.13.'de gösterilmektedir.



Şekil 2.13. Sinterlemede kullanılan fırın ve soğutma sistemi [76]

## 2.6. TM’de Kullanılan Tozların Özelliklerinin Belirlenmesi

Toz metalurjisi ile üretilen parçalar, endüstrinin çok farklı alanlarında kullanıldığı için, tozların özelliklerinin uygulama alanının ihtiyaçlarına göre dikkatli bir şekilde belirlenmesi gerekmektedir. Tozların özelliklerinin birçoğunu üretim teknikleri belirlemektedir. Tozların özelliklerinin araştırılmasında tozun tane büyüklüğü, 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 [62].

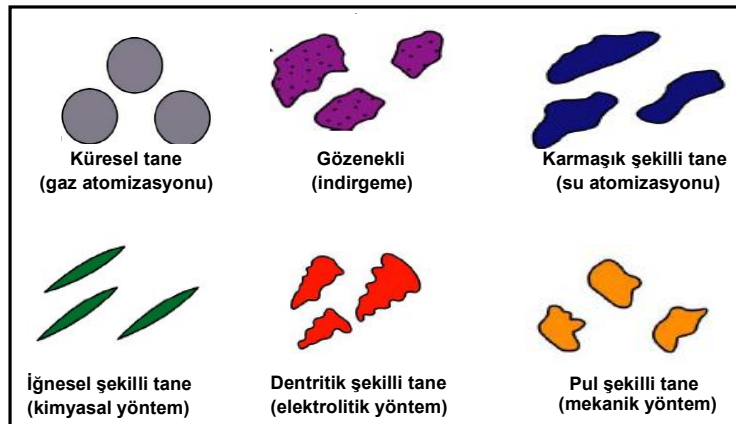
Tozların özelliklerinin tespitinde nasıl numune alınacağı ASTM standartlarında belirtilmiştir. Alınan numunenin miktarı çok az olduğundan tüm tozun homojen olması önemlidir. Numune alma statik ve hareketli olmak üzere iki farklı şekilde yapılmaktadır. Statik numune almada, sabit bir toz varilinin farklı birkaç noktasından numune alınır. Hareketli numune almada ise toz kütlesi hareket halindeyken numune alınmaktadır. Deneyler için genellikle 200 g toz yetmektedir [62]. Toz metalurjisinde

kullanılan tozların özellikleri, fiziksel özellikler ve kimyasal özellikler olmak üzere başlıca iki ana gruba ayrılmaktadır.

### 2.6.1. Tozların fiziksel özellikleri

Tozların fiziksel özellikleri; boyutu ve tane şekli, yoğunluk, akıcılık ve sıkıştırılabilirlik olarak sıralanabilir. Metal tozlarının tane büyüklüğü 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 belirlenmektedir. Tozun şekli, tane boyutunun belirlenmesinde çok önemlidir. Küresel tozlarda sadece çapın bilinmesi yeterli iken pul şeklindeki toz parçacıklarının pul kalınlığı ile düzlem yönündeki boyutun ölçülmesi gereklidir. Alanı değişik şekilli tozlarda yüzey alanından gidilerek tane boyutu tespit edilir. Yüzey küreye denkleştirilerek tane boyutu bulunmaktadır [62].

Tozlarının en önemli özelliklerinden biri olan tane şekli, tozların akıcılık, görünür yoğunluk, sıkıştırılabilirlik ve ham mukavemet gibi özelliklerini etkileyen önemli bir etkidir. Şekil 2.14.'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 üretilebilmektedir.



Şekil 2.14. Toz üretim yöntemine göre tane şekillerinin değişimi [62]

Tozların görünür yoğunluğu, tozların preslenmesi için dizayn edilen kalıptaki boşlukların boyutlarını belirleyen en önemli faktördür [77]. Görünür yoğunluğun belirlenmesi için gevşek, birbirine yapışık olmayan belirli miktardaki metalik toz hacmi bilinen bir kaba tam olarak doldurularak kütlesi ölçülmektedir. Daha sonra kütlenin hacme oranıyla görünür yoğunluk tespit edilmektedir. Kabin gevşek olarak doldurulması tozun eğimli plaklar üzerine düşürülmesi ile sağlanır. Demir tozlarının görünür yoğunlukları çok farklılık göstermektedir [40, 78].

Görünür yoğunluğu yüksek olan 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 yüksek görünür yoğunluğa sahip tozlar, kaba taneli yapılar olduğundan iyi sinterlenebilme özelliğine sahip değildirler. Bunun sonucu; bu tozlardan üretilen parçaların çekme mukavemeti ve uzama değerleri, özellikle tek kademedden oluşan sinterleme işlemi uygulandığında düşük değerlere sahip olmaktadır [77].

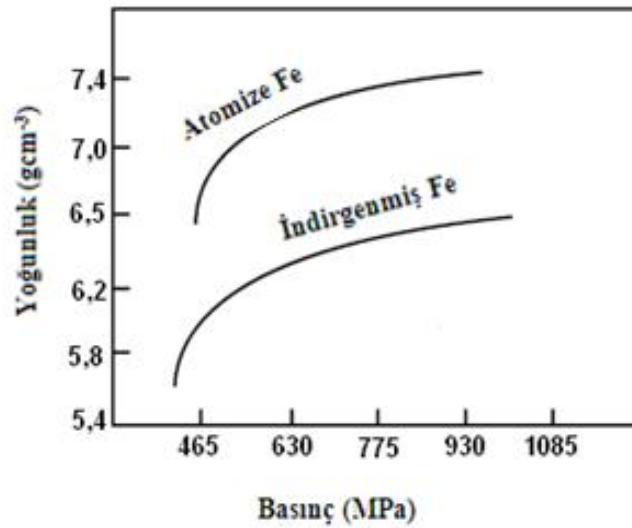
Bir tozun akıcılığı, o tozun doldurma davranışı ile belirlenir. Akıcılık, toz ile kalıbı doldurmak için gerekli zamana ve özellikle tozun dar aralıklara yayınımına bakılarak belirlenebilir. Bu nedenle en iyi akış özelliğine sahip tozları seçmek oldukça önemlidir. İyi derecede bir akma oranı, kalıba dolun için gerekli zamanı azaltarak üretim hızının artmasını sağlamaktadır. Fakat istisnai olarak ince taneli tozlar kalıpla zımba arasındaki boşluklara girebilmektedir. Bu olumsuzluk akma oranını azaltan yağlayıcıların tozlara karıştırılması ile giderilebilmektedir [77].

Bir tozun basınç altında sıkışabileceği miktar veya başka bir deyişle yoğunlaşma miktarı sıkıştırılabilirlik olarak ifade edilmektedir. Farklı bir yaklaşıma göre sıkıştırılabilme, 465 MPa basınçta elde edilen yoğunluk olarak tanımlansa da bu ifade sınırlı anlam taşımaktadır. Çünkü yoğunluğun basınca göre değişimi doğrusal değildir ve yüksek yoğunluğa sahip malzeme üretimi için 465 MPa çok düşük bir basınç değeri olarak düşünülmektedir [40]. Sıkıştırılabilirliği tanımlamak için diğer bir yöntemde aşağıdaki değişkenlerden yararlanılmaktadır.



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

Yukarı denklemde bahsedilen yoğunluk 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 2.15.'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 2.15. Demir tozları için basınç-yoğunluk eğrileri [69].

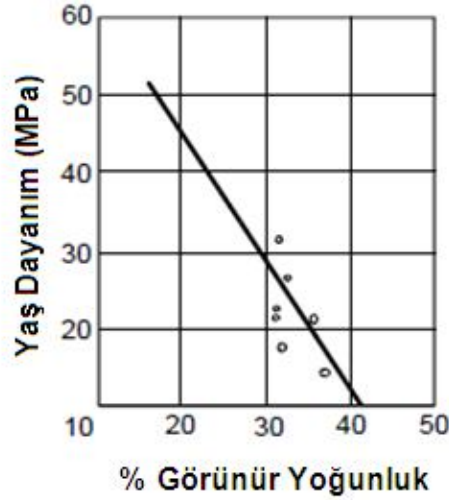
TM yönteminde görünür yoğunluğu yüksek tozların kullanılması ile daha yüksek parça yoğunluğu elde edilebilmektedir. Tozlar sıkıştırma oranı, gevşek toz hacminin, bu tozdan yapılan parça hacmine oranı şeklinde hesaplanmaktadır. Toz metalurjisi ile parça üretiminde çoğunlukla düşük sıkıştırma oranı tercih edilmektedir. Böylece kalıp boşluğu ve takım boyutları küçülmekte, takımın kırılma ve aşınma riski azalmaktadır. Pres hareketi azalmakta ve kalıbın daha hızlı doldurulmasıyla hızlı üretim sağlanmaktadır [69]. Toz sıkıştırmasına etki eden bazı faktörler aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

- Metal veya alaşımların sertlikleri: Bazı metaller fazla miktarda soğuk işlem sertleşmesi eğilimindedirler. Presleme sırasında tozlarda deformasyon meydana geldiğinden tozun işleme sertleşme özelliği sıkışabilmeye oldukça çok etki etmektedir.
- Tane şekli genellikle ne kadar düzensiz olursa onun sıkıştırılabilirliği de o kadar düşük olmaktadır.
- İç gözeneklilik: Bir toz içindeki küçük iç gözeneklilik presleme esnasında kapalı gözeneklerin olmasına sebep olmakta ve taneler içinde hava hapsedilmektedir. Bundan dolayı taneleri gözenekli olmayan tozlar daha yüksek sıkışabilme özelliğine sahip olmaktadır.
- Tane boyutu dağılımı: Eşit boyut dağılımlı tozlar nispeten düşük sıkışma özelliği gösterirler. En fazla boşluğu elde eden tane boyut karışımları yüksek sıkıştırma özelliğine sahiptir.
- Ametallerin varlığı: İndirgenmemiş oksitler gibi ametaller sert ve düşük özgül ağırlıkta olduklarından sıkıştırılabilirliği azaltmaktadır.
- Katı yağlayıcıların kullanımı: Metal tozlarının preslenmesine yardım etmesi için karıştırılan katı yağlayıcılar hafif ve fazla yer kaplamalarından dolayı sıkışabilmeye etki etmektedir [79].

Toz metalurjisi ile üretilen numuneler için önemli özelliklerden biri de yaş dayanımlarıdır. Gözenekler numunelerin kesit alanını azalttığı için mukavemeti düşürmektedir. Ayrıca gözenekler, stres yoğunlaşmasına ve çatlak oluşmasına neden olurlar. Bu nedenle toz numunelerin mukavemet değerleri % 100 yoğun numunelerden oldukça düşüktür. Numunelerin tane boyutu şekli ve taneler arası sürtünme gibi değişik toz karakterlerine bağlı olarak değişmektedir. Yağlayıcı ve numune boyutları da malzeme oluşumuna etki etmektedir. Parçaların ham mukavemeti tanecik yüzeylerindeki düzensizliklerin mekanik bağlanması ile meydana gelmektedir. Sıkıştırma esnasındaki plastik deformasyon, toz metalurjisi ile üretilen malzemelerin mukavemeti arttırmaktadır [40, 69].

Genellikle toz yüzey alanının artışıyla ham mukavemeti de artmaktadır. Bu işlem tane yüzey pürüzlülüğünün artırılması ve tane boyutunun azaltılması ile gerçekleştirilebilir. Bu özellikler aynı zamanda görünür yoğunluğu azaltmaktadır.

Şekil 2.16.'da demir tozları için görünür yoğunluğa bağlı ham mukavemetin değişimini göstermektedir [2].



Şekil 2.16. Demir tozları için görünür yoğunluğa bağlı olarak ham mukavemet değerlerinin değişimi [2]

Oksitlerin ve diğer yabancı maddelerin azaltılmasıyla da ham mukavemet artmaktadır. 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 etmektedir. Sıkıştırma basıncı arttırıldıkça buna bağlı olarak ham mukavemet de artmaktadır [2].

### 2.6.2. Tozların kimyasal özellikleri

Metal tozların bileşim ve saflıkları en önemli kimyasal özellikleridir. Bu tozların saflıkları, kimyasal analizlerle belirlenmektedir. Sinterlenmiş cisimlerin üretimine ve özelliklerine kimyasal bileşim birinci derecede etki etmektedir. Metal tozlarının saflığı büyük ölçüde toz üretiminde kullanılan maddelerin saflığına ve toz üretim tekniklerine bağlıdır. Kendi oksitlerinin hidrojenle redüklenmesiyle elde edilen volfram, kobalt ve demir tozlarının saflığı, kullanılan oksitin saflığına bağlı olmaktadır. Oksijen ve karbon gibi malzeme içerisinde safsızlıkların ne şekilde buldukları tozun genel saflığı bakımından da önemlidir. Örneğin oksijen, oksit levhaları, erimiş oksit ve absorbe edilmiş gazlar halinde bulunabilir. Oksitlerin

redüklenmesi ile hazırlanan metelsel tozlar genellikle muntazam oksit kalıntıları içermektedir. Elektroliz, granülizasyon veya pülverizasyonla elde edilen tozlardan oksijen genellikle oksit kalıntıları halinde bulunmaktadır. Karbon ise serbest karbon (grafit), karbür veya katı solüsyon hallerinde bulunur [40].

Mekanik olarak hazırlanmış metal tozların safsızlıkların oranı öğütücülerden kaynaklanmaktadır (Fe, Mn, C gibi). Elektroliz yöntemi ile üretilen metelsel tozlar oldukça saftırlar. Tozun sahip olduğu toplam gayri safiyetleri % 2'yi geçmez. Karbonil tozların ihtiva ettikleri oksijen ve karbon miktarı % 1,5 kadar yüksek olabilir. Bu safsızlıklar tozun bir ön ısıtma işleminden sonra sinterlenmesi ile ortadan kaldırılabilir. Demirde bulunan kükürt, fosfor, mangan, silisyum gibi safsızlıklar tozlarda bulunmazlar. Birçok hallerde tozlarda bazı safsızlıkların bulunmasına izin verildiği ölçüde sinterlenen malzemenin tozlarına yabancı maddeler de ilave edilmektedir. Elektrik ampullerinde kullanılan volfram tozuna toryum veya alüminyum oksit katılarak üretilmektedir. Bütün kimyasal özelliklerin tozların sinterlenmesinde önemli etkileri bulunmaktadır. Bu nedenle bu etkilerinin göz önünde bulundurulması gerekmektedir. İlave olarak katılan malzemelerin miktarının artmasıyla da ham mukavemet azalmaktadır. Demire grafit veya yağlayıcı ilavesi gibi bazı alaşım elementleri numunenin ham mukavemetlerini azaltabilmektedir. Metal tozuna yağlayıcı katılarak üretilen parçaların ham mukavemetleri, yağlayıcı katılmadan üretilen parçaların mukavemetlerinden oldukça düşük olmaktadır [40, 62].

## **BÖLÜM 3. MEKANİK ÖZELLİKLER**

### **3.1. TM Malzemelerin Mekanik Özellikleri**

Malzemelerin sahip olduğu mekanik özellikleri, malzeme seçiminde en önemli etkidir. Malzemeler kullanımı sırasında üzerindeki gerilmelere karşı hasara uğramadan dayanabilmelidirler. TM ile parçalarında mekanik özellikler presleme sonrası uygulanan sinterleme işlemi ile kazandırılmaktadır. Oda sıcaklığında sıkıştırılan TM ile üretilmiş kopmalarda öncelikler mekanik bağlar oluşmaktadır. Bu işlemin hemen sonrasında gerçekleştirilen ısıtma işlemi (sinterleme) mekanik bağlar kimyasal bağlara dönüşmekte ve üretilen TM malzemelerin mekanik özellikleri iyileştirmektedir. 1970'lere kadar toz metalurjisi denilince akla gözenekli, gevrek ve düşük mukavemetli ürünler gelirken, günümüzde ise yeni toz sıkıştırma teknikleri ve toz çeşitleri ile tam yoğunlukta, döküm ve haddelenmiş çeliklere eşit özellikte hatta daha üstün özelliklere sahip parçalar üretilebilmektedir [40, 80].

Toz metalurjisi üretim tekniğiyle elde edilen parçaların mekanik özellikleri en çok sinterleme yoğunluğuna bağlı olarak elde edilen değiştiği bilinen bir gerçektir. Gözenekliliğin veya buna bağlı olarak yoğunlukla birlikte farklı mikroyapılara sebep olan alaşım ilavesi ve ısıtma işlemlerinde toz metallerin mekanik özelliklerine etki etmektedir. Fakat mekanik özelliklere etki eden en önemli faktörün yoğunluğu olduğu bilinmektedir [80].

#### **3.1.1. Sürtünme ve aşınma**

Endüstride kullanılan birçok makine parçası sürtünmeli veya kaymalı zorlamaya maruz kalmaktadır. Bu zorlamalar neticesinde oluşan aşınma, parçaların ömrünü ve güvenilirliğini azaltmaktadır. Malzemelerin sürtünme özelliklerinden ve sürtünme kuvvetlerinden faydalanılarak çeşitli malzemeler üretilmektedir. Üretilen bu parçalar

çeşitli görevleri yerine getirmektedir. Bu görev, kavramalarda güç nakli, frenlerde hareket halinde bulunan bir makinenin kinetik enerjisinin alınarak durdurulması veya sevk ve hareket silindirlerinde bir hareketin iletilmesi gibi çok çeşitli yerlerde kullanılmaktadır [81].

Sürtünmenin genel tanımı şöyle açıklanabilir. Birbiri üzerinde hareket eden temas halindeki yüzeylerin, hareket haline karşı gösterdikleri direnç olarak tanımlanmaktadır [82, 83]. Hareketin cinsine göre, kayma ve yuvarlanma sürtünmesi gibi değişik sürtünme mekanizmaları bilinmektedir. Birbiri üzerinde hareket eden yüzeyler arasına yağlayıcı madde konulup konulmaması açısından, temas yüzeylerinin ortamına göre kuru, yarı sıvı ve sıvı sürtünme şeklinde üç farklı şekilde de incelenebilmektedir [84].

Sürtünme kanunları iki temel esasa dayanmaktadır. Birinci kanuna göre, temas eden yüzeyler arasında oluşan sürtünme kuvveti, görünür temas alanından bağımsızdır. İkinci kanunda ise sürtünme kuvveti, cisimler arasındaki normal yük ile 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 Amontons kuralı olarak bilinmektedir [82].

Sürtünme katsayısı, TS 555’de, “disk veya kampana ile disk veya kampana fren balatası arasındaki sürtünme kuvvetinin normal kuvvete oranıdır” şeklinde tanımlanmaktadır. 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 gibi yüksek sıcaklıklarda ölçülen sürtünme katsayılarının aritmetik ortalamasıdır.

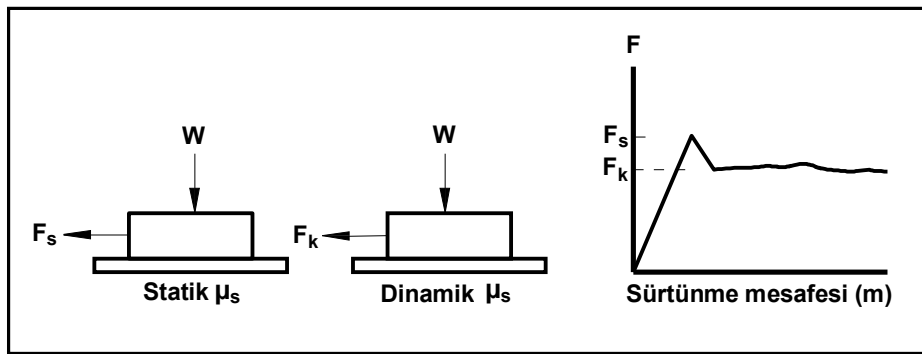
İki malzeme birbiriyle temas edecek şekilde yerleştirildiğinde, malzemelerin birbiri üzerinde kaymasını sağlamak için uygulanan kuvvete dik yönde bir sürtünme kuvveti oluşur. Kaymayı başlatan kuvvet ( $F_s$ ) ile temas yüzeyine etki eden normal kuvvet ( $F_n$ ) arasında aşağıdaki bağıntı mevcuttur:

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

Burada,  $\mu_s$  statik sürtünme katsayısıdır. Kayma başladıktan sonra, sürtünme kuvvetinde bir azalma olur ( $F_n$ ). Bu durumda aşağıdaki eşitlik söz konusudur:

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

Burada  $\mu_k$  kinetik sürtünme katsayısı olup  $\mu_s$ 'den daha küçüktür [82, 85].



Şekil 3.1. Statik ve dinamik sürtünme katsayıları [85]

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 [86]. Pratikte sürtünme denildiğinde akla ilk 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 makine elemanlarında sürtünme artırılması istenen bir özellik iken, izafi hareket yapan bütün sistemlerde istenmeyen bir durum olan sürtünme azaltılmaya çalışılmaktadır [40, 82].

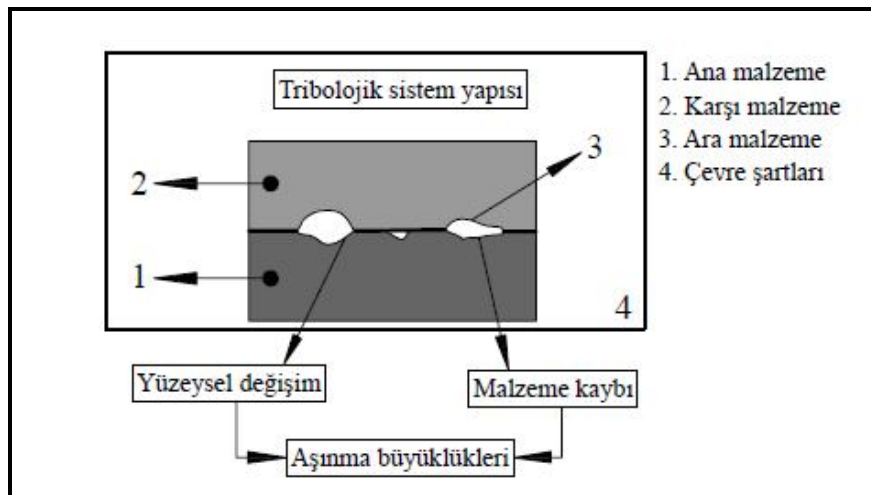
Sürtünme katsayısı ( $\mu$ ), sürtünme kuvvetinin değerini belirlemektedir. Sürtünme katsayısı,  $0,001 < \mu < 10$  değerleri arasında değişmektedir. Vakumda çok temiz yüzeyli

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 [85].

Aşınma çeşitli makine ve teçhizatın kullanımı esnasında kırılma kadar tehlikeli bir problem olmasa bile, çok büyük ekonomik kayıplara neden olmaktadır. Gelişmiş ülkelerde aşınma nedeniyle gayri safi milli hâsılının %7'sine eşdeğer bir kaybın meydana geldiği tahmin edilmektedir [81, 82].

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 edilmektedir [81]. Bir tribolojik sistem;

- Ana malzeme (aşınan)
- Karşı malzeme (aşındıran)
- Ara malzeme
- Yük, hareket gibi çevre şartlarından meydana gelir [85].



Şekil 3.2. Bir tribolojik sistemin şematik olarak gösterilmesi [82, 85]



Aşınma, makine ve konstrüksiyon tasarımında en önemli etkidir. 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 [82].

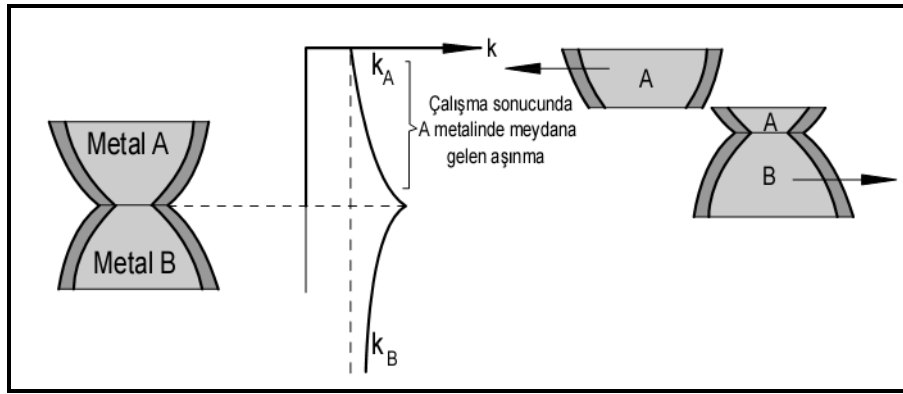
- Aşınarak kullanılamaz hale gelen parçanın yenisinin maliyeti.
- Bakım ve onarım için tesisin durdurulması ve yeniden başlatılması sebebiyle oluşan üretim kaybı.
- Aşınma nedeniyle tesisteki işlem parametrelerinin meydana getirdiği maliyet. Kâğıt fabrikalarında, aşınarak dönme hızını kaybeden silindirlerin üretim hızını düşürmesi örnek olarak söylenebilir.
- Aşınmanın önceden tahmin edilememesi yüzünden meydana gelen kazaların neden olduğu kayıplar.
- Yukarıdaki sorunların daha az yaşandığı rakip firmalarla rekabet edememenin meydana getirdiği maliyet olarak karşımıza çıkmaktadır.

Tribolojik sistemin elemanları arasındaki karşılıklı zorlamalar neticesinde meydana gelen aşınmanın farklı türleri vardır [85]. Aşınma yağlayıcı tipi, sıcaklık, yük, hız, malzeme, ürünün yüzey bitirme işlemi ve sertlik gibi faktörlerden etkilenmektedir [82]. Genelde üç temel aşınma türünden bahsedilebilir. Bunlar; adhezif, abrasiv ve erozif aşınmadır. Bunlardan başka yüzey yorulması ve kenar oyukları da aşınma türleri içerisinde yer alabilirler [87].

Yapışma aşınması olarak da bilinen adhezif aşınma en yaygın olarak rastlanan aşınma türü olmasına rağmen, genellikle adhezif aşınma hasarlarının hazırlayıcı etkisi bulunmamaktadır [82]. 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 [40, 82, 84].

Şekil 3.3.'de görüldüğü gibi A ve B metalleri arasındaki iyi bir yapışma gerçekleşirse yumuşak olan A metalinden kopan parçacık B metaline yapışacaktır. Eğer A ve B malzemeleri aynı malzemeler ise aşınma her iki yüzeyde de meydana gelebilmektedir.



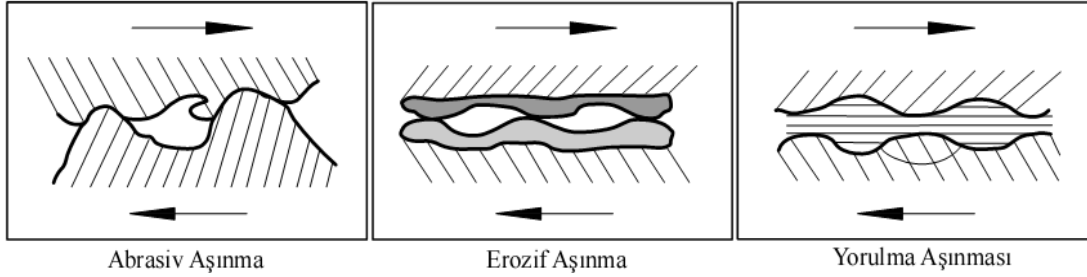
Şekil 3.3. Adhezif aşınma [83]

Abrasiv aşınma yırtılma ve çizilme aşınması olarak da bilinen bu aşınmada sürtünen iki yüzey arasına dışarıdan giren ya da iki yüzey arasında oksitlenmeden dolayı meydana gelen daha sert bir maddenin yüzeylerde yaptığı hasar olarak ifade edilebilir. Bu sistemde taşlama yapılmış yüzeyler gibidir [83].

Erozif aşınma ise, bir sıvı ya da gaz akımı tarafından taşınan farklı boyuttaki taneciklerin temasta buldukları katı yüzeylerinde sürekli darbe etkisi yaparak oluşturdukları hasar aşınmasıdır. Temas yüzeylerinden en az birinin çalışma ortamında korozyona uğraması ve izafi hareket sebebiyle meydana gelen korozyon tabakasının silinerek alınması ve bunun devamlı tekrarı sonucu meydana gelen aşınmadır. Sert olan ve koparak sürtünme yüzeyleri arasına giren parçacıklar abrasiv bir etki yaparak aşınmayı artırıcı rol oynarlar [84].

Yorulma aşınması, temas yüzeylerinde oluşan küçük çukurcuklar halinde kendini göstermektedir. Genellikle devamlı çalışan dişli çarklar, rulmanlar gibi yuvarlanma

hareketi yapan makine elemanlarının yüzeylerinde oluşmakta ve bu malzemelerde zamanla yorulma sonucu hasar meydana gelmektedir. Elastik ve plastik olayların meydana gelmesi sonucu mikro çatlaklar meydana gelerek çatlak büyümesi sonucunda aşınan parçacıklar kopmaktadır. Şekil 3.4.'de abrasiv aşınma, erozif aşınma ve yorulma aşınması mekanizmaları gösterilmektedir.



Şekil 3.4. Farklı aşınma mekanizmaları [83, 85]

Oyuklanma, aşınmada bir sistem mekanizması olarak kabul edilmektedir. Metal yüzeyinin yorulması sonucu oluşan gerilmelerden bir parçanın kesilerek veya oyuklanarak kopması ile ortaya çıkan bir hasardır. Çok düşük gerilmeler altında yapılan hızlı uygulamalarda metal - metal yüzeyinde oyuklara benzer birçok boşluk meydana gelebilmektedir. [82].

### 3.1.1.1. Aşınma deneyleri ve ölçüm yöntemleri

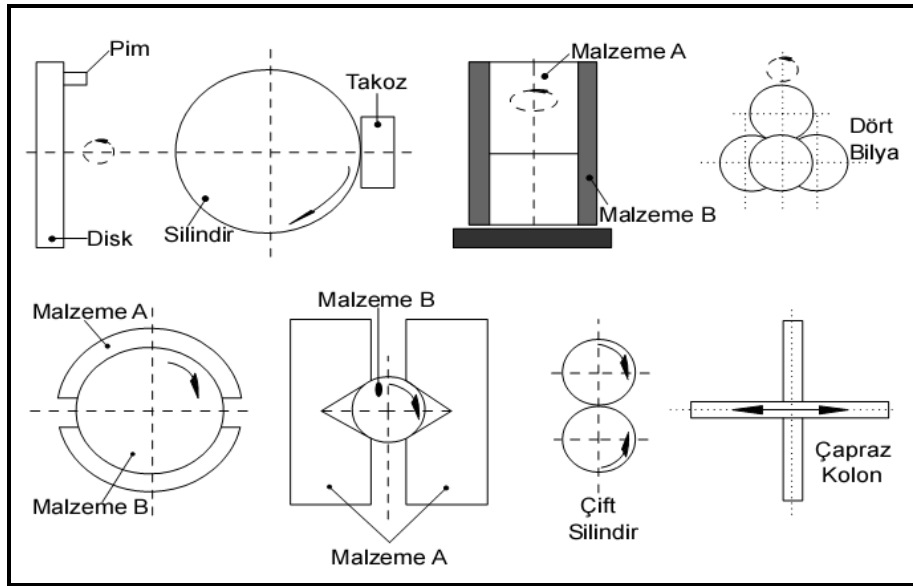
Aşınmanın ölçümü daha çok malzemede oluşan kayıp olarak bilinmektedir. Temas eden parçalardan birinde veya her ikisinde meydana gelen hacim veya ağırlık kaybı esas alınarak ölçüm yapılır. Aşınma doğrudan veya dolaylı ölçümlerle belirlenebilir [85].

Makine parçalarında istenilen özelliklerden biri de kullanım süreleridir. Bu kullanım sürelerini belirleyen en önemli etken aşınmadır. Makine parçalarının çabuk aşınması makinenin ömrünü kısaltarak maliyeti artırdığı gibi, onarım için geçen süre de üretimin aksamasına neden olmaktadır. Bu sebeple makine imalatında aşınmaya maruz kalabilecek yerlerde aşınma direnci yüksek malzemeler kullanılmaktadır. Laboratuvar şartlarında yapılan deneylerde, ana malzemenin bir modeli ile çalışılır.

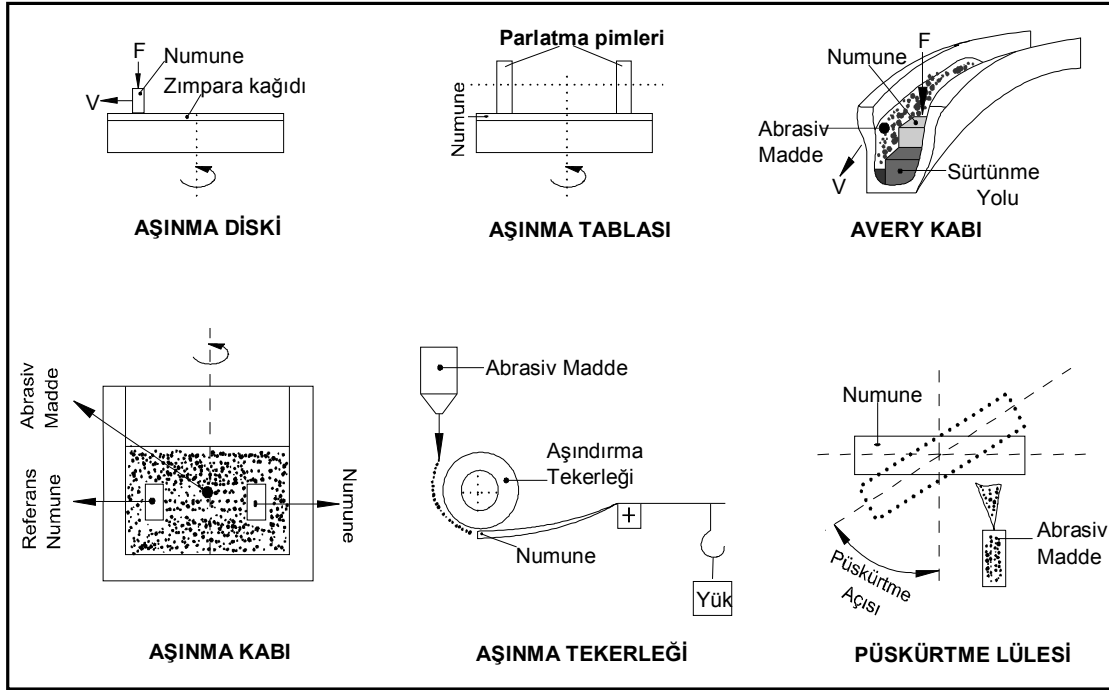
Bu model, basit geometrik şekle sahip olup fazla bir masrafa gerek kalmadan üretilebilir ve daha sonra bir deney cihazına takılarak her türlü aşınma ölçme işlemleri bunun üzerinde yapılabilmektedir [82]. Aşınma deney yöntemlerini ortam şartları dikkate alınarak genel olarak iki grupta toplanabilir:

a) Yağlamalı ve yağlamasız bir ortamda ana ve karşı malzemenin adhezif (metal-metal) aşınmasının değerlerinin ölçüldüğü deneylerdir. Şekil 3.5.'de deney yöntemleri görülmektedir.

b) Katı, sıvı ve gaz halindeki maddelerin etkisi altında yalnız karşı malzemenin aşınmasının ölçüldüğü deneyler şekil 3.6.'da gösterilmiştir.



Şekil 3.5. Yağlamalı veya yağlamasız adhezif (metal-metal) aşınma deney yöntemleri [82]



Şekil 3.6. Abrasiv aşınma deneylerinde kullanılan yöntemler [82]

Ölçüm yöntemlerinden; ağırlık farkı, kalınlık farkı, iz değişim ve radyo izotop metotları aşağıda açıklanmıştır [82].

Aşınma deneylerinin ölçülmesinde kullanılan ağırlık kaybı metodu, ekonomik olması, kolay uygulanabilirliği ve ölçülen büyüklüğün alet duyarlılık kapasitesi dâhilinde bulunması nedeniyle en çok uygulanan yöntemdir. Deney numunelerinin her ölçümü için numunenin yerinden çıkartılıp ölçüm yapılması, yani numune yerindeyken üzerinden ölçü alınmaması, bu yöntemin dezavantajı olarak kabul edilmektedir. Ağırlık kaybının ölçülmesi  $10^{-4}$  veya  $10^{-5}$  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 edilmektedir. 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 aşağıdaki gibidir [40, 82].

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

Burada;

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

$\Delta G$  = Ağırlık kaybı (mg)

S = Kayma mesafesi (m)

M = Yükleme ağırlığı (N)

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

$$Wr = \frac{1}{Wa} (N. m / mm^{-3}) \quad (3.4)$$

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 yola çıkılarak, hacimsel kayıp değeri ve birim hacimdeki aşınma miktarı hesaplanır. Kalınlık ölçümü hassas ölçme aletleri yardımı ile 1  $\mu m$  duyarlılıkla ölçülmelidir [82].

İz değişim yönteminde sürtünme yüzeyinde plastik deformasyon yöntemiyle geometrisi belirli bir iz oluşturularak deney boyunca bu izin karakteristik boyutunun değişimi ölçülmektedir. Uygulamalarda iz bırakıcı olarak en çok kullanılan alet Vickers veya Brinell sertlik ölçme ucudur. İz boyutundaki değişme mikroskopla ölçülerek belirlenir [82].

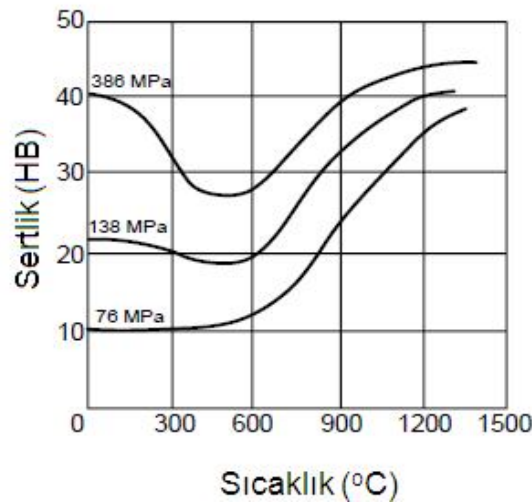
Radyoizotop yönteminde ise sürtünme yüzey bölgesinin proton, nötron veya  $\alpha$  parçacıklarıyla bombardıman edilerek malzemenin radyoaktif hale getirilmesi esasına dayanır. Aşınmanın büyük hassasiyetlerle ölçülebilmesi ve sistem içerisinde çalışma şartlarını değiştirmeden ölçü alınabilmesi yöntemin avantajıdır. Ancak ekonomik olmaması nedeniyle ancak çok özel amaçlarda kullanılabilir [82].

### 3.1.2. Toz metalurjisinde sertlik ölçümü

TM yöntemi ile üretilen malzemelerin 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 TM parçalar için geçerli değildir. TM parçalar gözenekli yapıya sahip olmaları nedeniyle sertlik değeri, ölçümün alındığı noktaların bulunduğu bölgedeki gözenek miktarına bağlı olarak azalabilmektedir [40, 80].

TM parçaların sertlik değeri parçayı sıkıştırma basıncına göre de farklılıklar göstermektedir. Yüksek presleme basıncı ile üretilen malzemeler yüksek Brinell sertlik değerleri göstermektedirler. Brinell sertlik deneyi, malzeme yüzeyine belirli bir yükün (F), belirli bir çaptaki (D) sert malzemedan yapılmış bir bilya yardımıyla belirli bir süre uygulanması sonucu yüzeyde kalıcı bir iz meydana getirmek esasına dayanmaktadır. Daha sonra oluşan kuvvetin oluşan izin küresel yüzey alanına bölünmesiyle Brinell sertlik değeri elde edilmektedir [40].

Sinterleme sıcaklıklarının artışına paralel olarak numuneler hacimce küçülerek yoğunluğu artar. Yoğunluk artışından dolayı sertlik de artar. Düşük basınçlarda sıkıştırılan numunelerin sertlikleri, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak artar. Çünkü sıcaklık artışı genellikle yoğunluğu artırır (Şekil 3.7.).



Şekil 3.7. Farklı basınçlarda preslenen demir esaslı TM parçaların sinterleme sıcaklığına bağlı olarak Brinell sertlik değerlerinin değişimi [2]

## 2.2. Demir Tozlarına İlave Edilen Alaşım Elementlerinin Etkisi

Demir tozlarına, daha iyi mekanik özellikler elde etmek ve mukavemeti arttırmak 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 işlemleri 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 [40, 88, 89].

Bakır tozu, demir tozuna temelde sinterlenmiş pelletin mukavemetini arttırmak için ilave edilir. Demir-bakır pelletlerin 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 ( $1083^{\circ}\text{C}$ ) üzerinde sinterleme yapılarak bu büzülme tersine çevrilir ve sonuç olarak genişlemeye dönüştürülür. Genleşme artan bakır miktarına paralel olarak ilave edilen bakır miktarının %8-10'u kadar ilavesi ile artar. Bu, bakırın demir içinde çözünebilir sınıra bağlı olup bu değerden sonra azalmaktadır. Az miktarda bakır ilavesi ise (% 1-2) saf demir pelletlerin sinterleme esnasındaki büzülmelerini telafi etmek için kullanılabilir [90]. Yüksek miktarda bakır ilavesi ile oluşan genişleme, parçayı dar toleranslarda tutmayı engeller ve sıkıştırma, kalibrasyon ve işleme sırasında aynı kalıpların kullanılmasını zorlaştırır. Bakır ilavesinden kaynaklanan genişlemeleri elimine etmek için demir tozlarına dengeleyici element olarak karbon, fosfor veya  $\text{WO}_3$  ve W ilavesi yapılabilir. Bu dengeleyici elementler aynı zamanda demir tozunun tane boyutunun küçültülmesini sağlar [40].

Demir tozlarına hem bakır hem de karbonun birlikte ilave edilmesiyle, bunların tek başına ilave edilmesinden çok daha iyi mukavemet ve yüksek sertlik değerleri elde edilmektedir. Demir-bakır karışımlarına grafit ilave edilmesi sinterleme sırasında



bakırdan kaynaklanan genleşmeleri azaltmaktadır. Demir-karbon karışımlarına bakır ilave edilmesi sinterleme atmosferinin atmosfer kalitesini düşürür. Diğer bir deyişle bakır ilavesi dekarbürleyici atmosferlerde dekarbürizasyonu önlemeye yardımcı olmaktadır [40, 88, 89, 91].

Demir-bakır-karbon karışımlarından üretilen parçaların sinterlenmesi dekarbürizasyonun gerçekleşmediği atmosferlerde yapılmalıdır ya da dekarbürizasyon demir-karbon karışımlarından üretilen peletlerin sinterlenmesinde meydana geldiği kadar kolay oluşmamalıdır. Tek bir sinterleme işleme yapılacaksa sinterleme sıcaklığı bakırın ergime sıcaklığı üzerindeki bir sıcaklıkta yapılmalıdır. Eğer iki kez sinterleme yapılacaksa ilk sinterlemenin sıcaklığı düşük seçilebilir. Sinterleme sıcaklığını ve sinterleme süresini arttırmak mekanik özellikleri iyileştirmektedir [91].

Demir-nikel karışımları yüksek mukavemet ve uzama özellikleri istenen malzemelerin yapımında kullanılmaktadır. Demir tozuna eklenen nikel miktarı genellikle % 2-5 arasında değişmektedir. Nikel ferritte katı çözeltili sertleşmesi sağlayarak çeliğin mukavemetini arttırmaktadır. Dayanımı artırırken süneklikte önemli bir miktarda azalma olmaz. Nikel, demir içine çok yavaş bir şekilde difüze olmaktadır. Bu nedenle demir-nikel karışımlarının sinterlenmesinde yüksek sinterleme sıcaklığına ve uzun sinterleme süresine ihtiyaç duyulmaktadır. Eğer nikel tozunun tane boyutu çok küçükse alaşım oluşturma hızı arttırılmaktadır. 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 pelletler 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 [40, 89, 91].

Fosfor, bakırdan kaynaklanan genleşmelere engel olmak amacıyla kullanılmaktadır. 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 Cu<sub>3</sub>P içeren bir demir tozu karışımının 1150 °C'de sinterlenmesi sonucu 100-104 HB arasında değişen sertlik değerleri elde edilmiştir [92].

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 [90].

Çeliklere % 0,003 - 0,004 oranında bor katkısı tane incelmesini ve su alma kabiliyetinin artmasını sağlamaktadır. Bu özellik de sertlik değerini arttırır. Bor, yüksek oranda Mn, Ni, Cr ve Mo'in sağlayabileceği sertleşebilirlik özelliğini sağlamaktadır [93].

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 arttırmaktadır. Ayrıca aşınma dayanımını da iyileştirmektedir [40, 81].

## BÖLÜM 4. ISIL İŞLEMLER

### 4.1. Isıl İşlemlere Giriş

TS 1112'ye göre ısıl işlem; katı haldeki metal veya alaşımlara belirli özellikleri kazandırmak amacıyla bir veya daha çok sayıda, duruma göre birbiri ardına zamanlanarak uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleri ısıl İşlem olarak tanımlanmaktadır [94]. Çeliklere uygulanan ısıl işlemler aşağıda belirtilen amaçlar doğrultusunda yapılır;

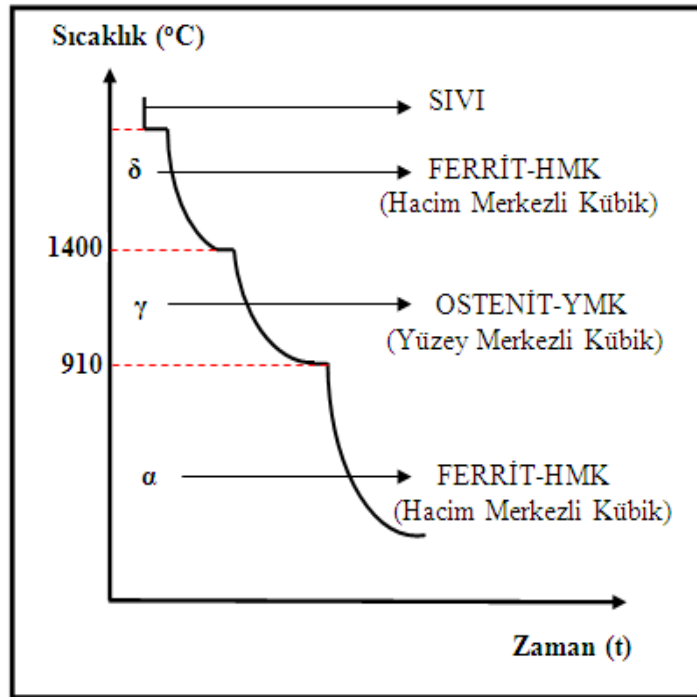
- Talaşlı işlenebilir özelliği iyileştirilebilir (yumuşatma, tane irileştirme)
- Dayanım artırılıp azaltılabilir (sertleştirme, normalleştirme)
- Soğuk şekil vermenin etkisi yok edilebilir (yeniden kristalleştirme, normalleştirme)
- Mikro segregasyon ortadan kaldırılabilir (homojenleştirme)
- Tane büyüklüğü değiştirilebilir (normalleştirme, yeniden kristalleştirme, tane irileştirme)
- İç gerilmeler azaltılabilir (gerilim giderme)
- Belirli içyapılar elde edilebilir (normalleştirme, yumuşatma, sertleştirme)

Söz konusu ısıl işlemler genel olarak iki ana grupta toplamak ta mümkündür. Bunlar tavlama ve sertleştirmedir. Tavlama, içyapının soğutmanın yavaş yapılarak kararlı denge durumuna yaklaşmasıdır. Sertleştirme ise ostenit, çeliğini bileşimine bağlı bir minimum hızın altına inilmeyecek şekilde soğutularak yarı kararlı bir mikroyapı (martenzit) oluşturulmasıdır [95]. Isıl işlemin daha iyi anlamak için öncelikle Demir-Karbon (Fe-Fe<sub>3</sub>C) denge diyagramını çok iyi anlamak gerekmektedir.

#### 4.1.1. Faz yapıları ve dönüşümleri

Bir cismin basit olarak bağ kuvvetleri etkisinde en düşük enerjili denge konumunda bulunan atomlar grubundan oluştuğu bilinmektedir. Homojen olarak dizilmiş bu atomların denge haline faz denir. Denge şartları altında her yerde aynı bileşim yapı ve özelliğe sahip olan malzemeler faz diye nitelendirilir. Ancak çevre şartlarının değişmesi halinde enerji içeriği de değişeceğinden; atomlar başka denge konumuna geçerek dizilme biçimleri değişir. Bu olaya da faz dönüşümleri denir [95].

Bir metalin farklı sıcaklıklarda farklı kristal kafes yapısına sahip özelliğine allotropi denir. Demir, kalay, kobalt ve mangan gibi metaller allotropik metallerdir. Allotropik metallere ısı işlemleriyle farklı özellikler kazandırılabilir. Saf demir çok yumuşak ve sünektir. Saf demirin soğuma eğrisi Şekil 4.1.'de görülmüştür. Saf demirin soğuma diyagramında üç ayrı allotropik durum vardır. Şekil 4.1'de görüldüğü gibi ergimiş demir, sıvı halden katılaştıkça ilk olarak hacim merkezli kübik (HMK) kafes yapılı  $\delta$  demir oluşur. 1400 °C de bu yapı yüzey merkezli kübik (YMK) kafes yapılı  $\gamma$  demirine, 910 °C de de hacim merkezli kübik kafes yapılı  $\alpha$  demirine dönüşür. HMK kristal kafes yapısına sahip demire ferrit, YMK kafes yapısına sahip demire ise ostenit denir [95].



Şekil 4.1. Saf demirin soğuma eğrisi [94]

Ferrit ( $\alpha$ ): Karbonun  $\alpha$  demiri içinde erimesi sonucu oluşan katı çözeltiliye Ferrit denir. C Ferrit içerisinde 723 °C de en fazla %0,03 kadar eriyebilir. Ostenitten daha yumuşak ve daha mukavimdir. Oda sıcaklığında karbon değeri % 0,008 C değerindedir.

Ostenit ( $\gamma$ ): Karbon atomunun YMK yapıdaki  $\gamma$  demiri içerisinde çözünmesi sonucu oluşan katı çözeltilidir. Normalde oda sıcaklığında kararlı değildir.

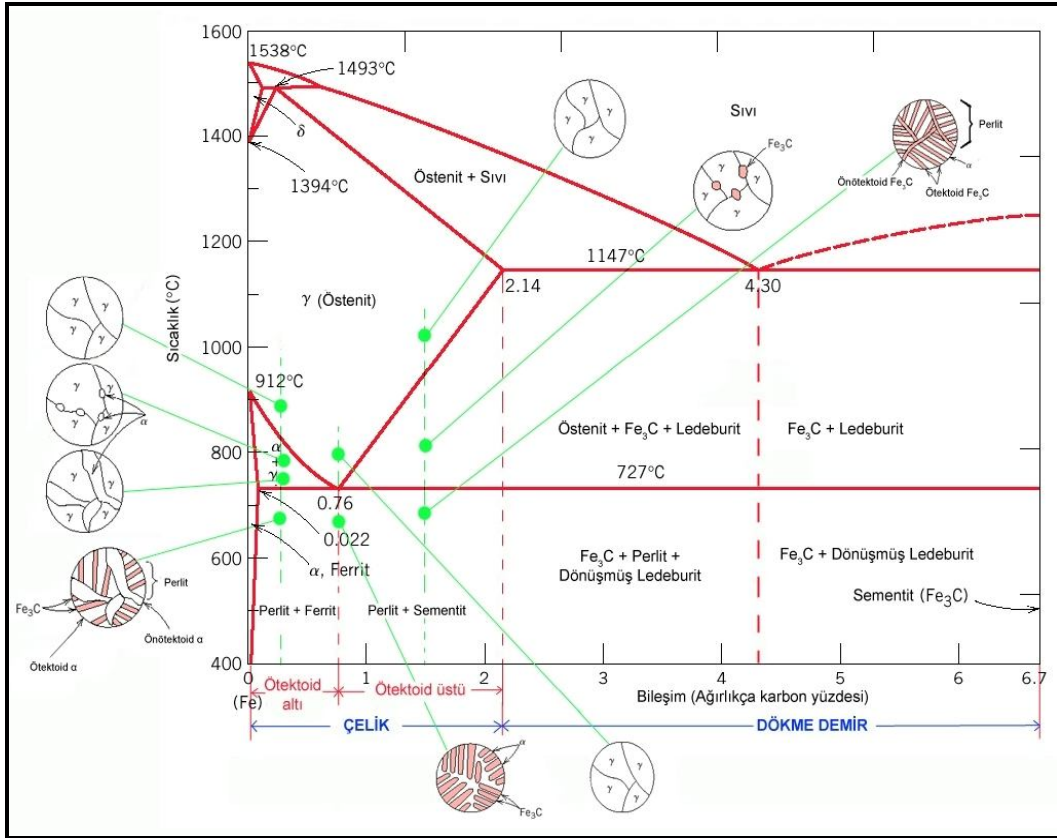
$\delta$  katı Çözeltisi: Karbonun  $\delta$  demiri içerisinde erimesi sonucu elde edilir. C bu eriyik içinde 1493 °C en fazla % 0,08 oranında eriyebilir.

Sementit: Ağırlıkça % 6,67 C içeren demir karbürdür ( $Fe_3C$ ). Diyagramdaki en sert fazdır. Sert ve kırılğan bileşimdir. Yüksek basma mukavemeti sert ve gevrek metaller arası bileşiktir.

Perlit: Ferrit ve sementitden oluşan %0,8 karbon içeren ve yavaş soğuma sonucunda 723 °C de oluşan ötektik yapıdır. Perlitin karakteristik yapısında ferrit ve sementit genellikle lamel biçiminde yan yana bulunmaktadır. Mikroskop altında parlak parmak izi şeklinde görülmektedir. Perlit iki ayrı fazdan meydana geldiği için perlit taneleri yerine perlit kolonileri deyiminin kullanılması daha uygun olur. Orta seviyede mukavemete sahiptir [95].

#### 4.1.2. Demir-Karbon denge diyagramı

Karbon, önemli alaşım elementleri olup, karbon miktarındaki küçük bir değişim bile çeliğin özelliklerin, önemli şekilde etkiler. Karbon  $\alpha$ -,  $\gamma$ - ve  $\delta$ - demiri kafeslerindeki arayerlere yerleşir ve dolayısı ile demir içindeki çözünürlüğü sınırlıdır. Demir içerisindeki karbon demir-karbon diyagramını oluşturmaktadır. Çelik için bir tanımlama yapılırsa Şekil 4.2.'de görüldüğü gibi % 0 ile % 2,14 arasında değişen oranlarda karbon içeren alaşım olarak ifade edilebilmektedir [96].



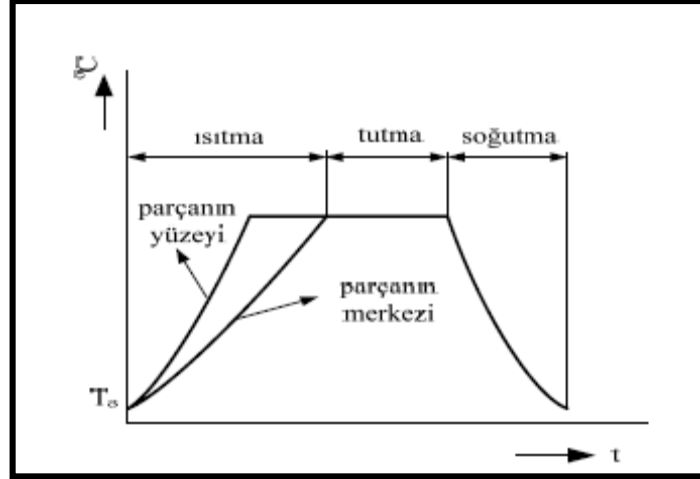
Şekil 4.2. Demir-Karbon (Fe-Fe<sub>3</sub>C) denge diyagramı [96]

Teknikte kullanılan demir alaşımları karbonun yanında özellikleri ve mikroyapıya önemli ölçüde değiştirebilen başka elementler de içermektedir. Buna rağmen temel olaylar Demir-Karbon (Fe-Fe<sub>3</sub>C) denge diyagramı ile açıklanabilir. Demir-Karbon denge diyagramında artan karbon miktarıyla Fe-C alaşımlarının erime sıcaklığı azalır (Likidüs çizgisi) benzer şekilde  $\gamma \rightarrow \alpha$  dönüşümünün meydana geldiği A<sub>3</sub> sıcaklığı da düşmektedir. Diğer yandan A<sub>4</sub> sıcaklığı yükselir. Buna göre karbon  $\gamma$  alanını genişleten ostenit yapıcı elementlerden biridir [95].

#### 4.1.3. TTT (sıcaklık-zaman dönüşüm) diyagramı

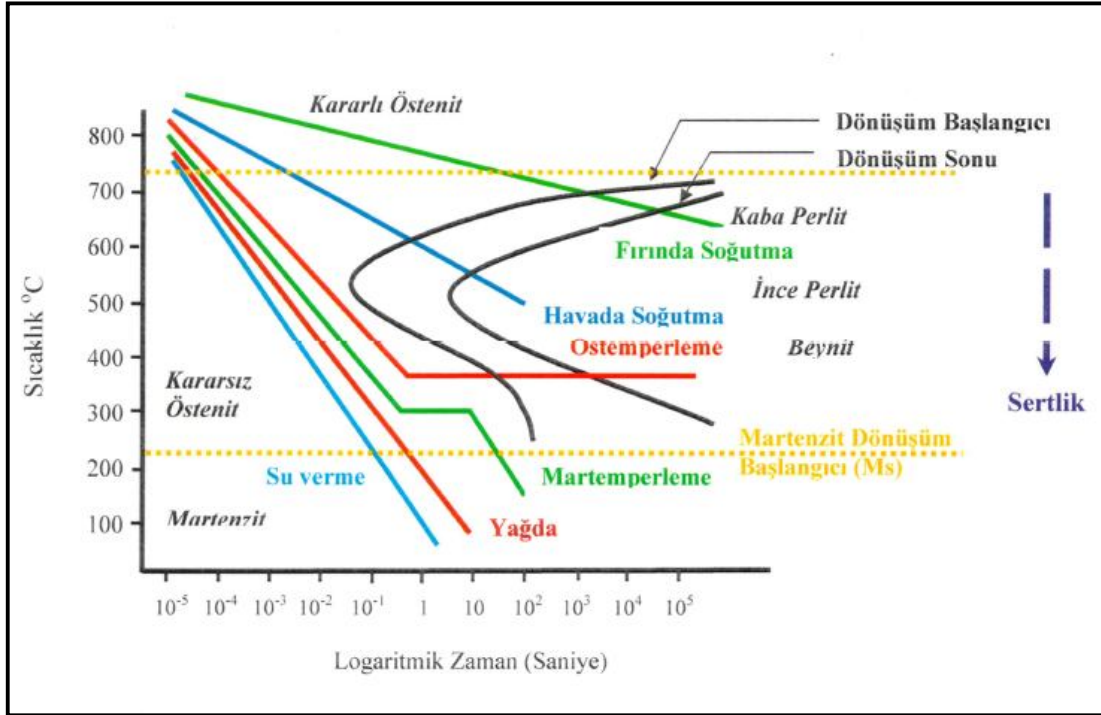
Zamanın bir fonksiyonu olarak sabit sıcaklıkta ostenitin dönüşümünü gösteren diyagramlar izotermal dönüşüm veya zaman sıcaklık dönüşüm diyagramlarıdır (TTT). Çeliklere uygulanan birçok ısıl işlem izotermal tutmadan daha çok sürekli soğuma işlemlerini kapsar ve sonuç olarak çeşitli hızlarda soğutma ile ostenitin dönüşümünü gösteren diyagramlar geliştirilmiştir ki bunlara sürekli soğuma veya soğuma dönüşüm diyagramları denir [9, 95].

Her ısıl işlem en az belirli bir sıcaklığa ısıtma, belirli bir sıcaklıkta tutma ve belirli bir sıcaklıkla soğutma aşamalarını içerir. Bu amaçlar Şekil 4.3.'de sıcaklık-zaman dönüşüm diyagramı ile gösterilmiştir. [95].



Şekil 4.3. Isıl işlemlerde sıcaklık-zaman diyagramı [95]

Isıl işlem sonrasında uygulanan soğuma sırasında oluşan yapılar Şekil 4.4.'de gösterilmiştir. İzotermik dönüşümde, çelik ostenitleştirme sıcaklığından, belli bir sıcaklıktaki banyoda ani soğutulmaktadır. Banyo sıcaklığına kadar olan sürekli soğumada herhangi bir dönüşüm olmaz. Önceden belirlenen bir sıcaklıkta bekletilen bir çelikte bir süre sonra dönüşüm başlar ve belirli bir süre sonra dönüşüm sona ermektedir [9].



Şekil 4.4. TTT (sıcaklık-zaman dönüşüm) diyagramı [96]

Bir çelikte ostenit sıcaklığından 550 °C'nin altında perlit kademesi ve martenzit kademesi arasındaki bir alanda ayrışmaya başlarlar. Bu alana ara kademe dönüşümü yani beynit adı verilir. Beynit kademesinde dönüşümde Fe atomu yayınamaz. Fakat C atomu yayınması da güçleşir. Beynit elektron mikroskopunda iğneli beynit, kaba taneli beynit ve ince taneli beynit olmak üzere üç şekilde görülür. Otektoid altı çeliklerde sıcaklık 50 °C üzerine çıkarıldığında tek bir faz (Östenit) vardır. Otektoid üstü çeliklerde östenitin oluşmaya başladığı sıcaklık olan  $A_1$  noktasının 50 °C üzerine çıkarıldığında ise iki faz (ostenit ve sementit) vardır. Bu fazlar ayrı olarak soğutulduğunda sementit tane sınırlarında sürekli ağ oluşturacak şekilde ikinci sementit oluşur. Ostenit ise soğutulduğunda Fe-C denge diyagramında olduğu gibi perlite dönüşmez. Çünkü soğuma çok ani olduğu için perlite dönüşecek zamanı bulamaz. Perlit yerine çok sert ve iğnesel bir yapı oluşur. Oluşan martenzit Fe-C'nun aşırı doymuş katı eriyiğidir. Yani buradan da şu ortaya çıkmaktadır. Otektoid altı çeliklerde soğuma hızı yavaş olursa yapı perlit, hızlı soğursa yapı martenzite dönüşür. Martenzitin oluşmaya başlaması; dönüşüm sıcaklığı olarak bilinen  $M_s$  (Martenzit Start) sıcaklığından dönüşümün tamamlandığı  $M_f$  (Martenzit Finish) sıcaklığına kadar devam eder [9, 95].



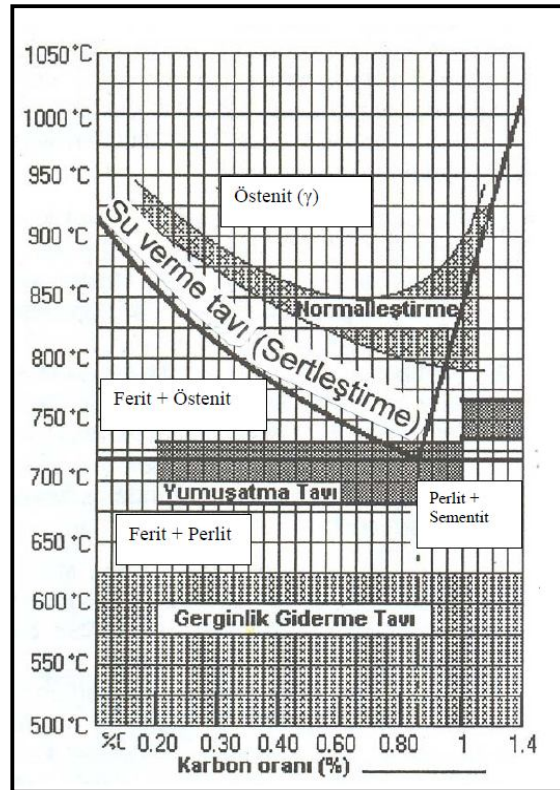
## 4.2. Isıl İşlem Türleri

Çeliklerde içyapıyı düzenlemek, taneleri inceltmek ya da kabalaştırmak, bileşim homojenliğini sağlamak, yapıyı yumuşatarak iç gerilmeleri azaltmak gibi özellikleri değiştirme amacıyla uygulanan ısıl işleme genel olarak tavlama işlemleri denilmektedir [9].

Çeliklere uygulanan ısıl işlem türleri aşağıda sıralanmıştır;

- Normalleştirme tavlaması (Normalizasyon)
- Yumuşatma tavlaması (Küreleştirme)
- Gerilim giderme tavlaması
- Yeniden kristalleştirme tavlaması
- Su verme tavlaması (Sertleştirme)

Demir sementit denge diyagramında ısıl işlem aralıkları Şekil 4.5.'de verilmiştir.



Şekil 4.5. Çeliklere uygulanan ısıl işlem sıcaklık aralıkları [94]

#### 4.2.1. Normalleştirme tavlaması (Normalizasyon)

Küçük ve eşksenli tanelerden oluşan ferritik-perlitik üniform içyapıya ulaşmasını hedefleyen ısıtım işlemlere normalleştirme denilmektedir. Elde edilen normal içyapı mekanik özelliklerde tokluğun artırıcı yönde iyileşme sağlar. Otektoid altı çeliklerde tavlama sıcaklığı  $A_{C3}$  sıcaklığının 30-50 °C üzerindeki bir sıcaklıktadır. Otektoid üstü çeliklerde tavlama sıcaklığı  $A_{C1}$  sıcaklığının 30-50 °C üzerindeki bir sıcaklıkta tavlama yapılır. Normal tavlama da sakin havayla soğutulabilir [9, 95].

#### 4.2.2. Yumuşatma tavlaması (Küreleştirme)

Yumuşatma tavlaması; ötektoidaltı çeliklerde sert perlit tanelerindeki sementit lamellerini parçalamak, ötektoidüstü çeliklerde ise hem perlit tanelerindeki sementit lamellerini hem de tane sınırlarındaki ikinci sementit ağını parçalamak amacıyla uygulanmaktadır. Sementiti küresel hale getirerek en düşük sertliği en yüksek sünekliliği elde etmek ve özellikle yüksek karbonlu çeliklerde ise talaş kaldırma işlemini kolaylaştırmak amacıyla yapılmaktadır. C oranı % 0,4'den büyük çeliklerde talaşlı işlemeyi, % 0,4'den küçük çeliklerde ise soğuk şekillendirmeyi kolaylaştırmak amacıyla uygulanır. Bu işlemler uzun sürede gerçekleşir. Küresel mikroyapılar çeliklerde en kararlı yapılardır [9, 95].

Bu ısıtım işlemi;

- $A_1$  sıcaklığının hemen altında uzun süre tutularak
- $A_1$  sıcaklığının hemen altında veya üstündeki bir sıcaklık aralığında ısıtılıp soğutulularak
- $A_1$  sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa ısıtılıp ve daha sonra bir fırında çok yavaş soğutulularak gerçekleştirilir.

#### 4.2.3. Gerilim giderme tavlaması

Termal ve mekanik işlemler sırasında malzemelerin bünyesinde performansını düşürecek gerilimler kalır. Çeliklerde özellikle kaynak, döküm, haddeleme, tel çekme ve sertleştirme işlemleri sonucunda farklı soğuma hızları, farklı şekil

değiştirme miktarları ve yapı dönüşümleri nedeniyle ortaya çıkan iç gerilmeleri gidermek amacıyla kullanılır. 500-680 °C arasında 0,5-1 saat süreyle havada soğutarak tavlama işlemi gerçekleştirilir [9, 95].

#### 4.2.4. Yeniden kristalleştirme tavlaması

Deformasyona uğramış plastik şekil değiştirmiş parçayı yeniden başlangıç durumuna getirmek ve ince taneli bir yapı elde etmek için uygulanan ısı işlemidir. 600-700 °C arasındaki sıcaklıklarda yaklaşık 1 saat süreyle havada soğutma ile yeniden kristalleştirme tavlama işlemi gerçekleştirilir. Tavlama aşaması üç aşamada gerçekleşir;

- Birinci evre: Toparlanma (Kendine gelme)
- İkinci evre: Yeniden kristalleştirme
- Üçüncü evre: Oluşan kristallerin büyümesi

Yeniden kristalleştirmeyi etkileyen faktörler;

- Deformasyon miktarı
- Malzemelerin saflığı
- Tavlama süresi
- Tavlama sıcaklığı
- Tane boyutu gibi faktörler etkilemektedir [9, 95].

#### 4.3. Suverme tavlama (Sertleştirme)

Sertleştirme çeliklerin  $A_3$  veya  $A_1$  üzerindeki bir sıcaklıktan, yüzeyde veya aynı zamanda kesitte önemli sertlik artışı sağlayacak bir hızla soğutulmasıdır. Böylece genellikle martenzite dönüşen içyapıda ferrit ve perlit oluşumu engellenir. Bir çeliğin sertleşme davranışı iki ayrı kavramı, yani hem erişebilen en büyük sertliği hem de elde edilebilen sertleşme derinliğini kapsar. Sertleşme ile metastabil (yarı kararlı) bir içyapı elde edilir. Östenit, çeliğin bileşimine bağlı olarak minimum bir hızın altına inilmeyecek şekilde soğutulur ve yarı kararlı tetragonal hacim merkezli martenzit yapısı oluşur [95].

Tüm ostenitin martenzite dönüşebilmesi için gerekli minimum soğuma hızına kritik soğuma hızı denir. Sertleştirme ile mümkün olan en yüksek sertlik ve aşınma dayanımına sahip olması istendiğinde sertleştirme işlemi yapılır. Sertleştirme sonucunda soğuk şekil değiştirme kabiliyeti azalır, süneklilik düşer. Bu işlem daha çok dönüşüm sertleşmesinde geçerlidir [95].

#### **4.3.1. Suverme ortamları**

Sertleştirme işleminin tamamlanması için soğumayı sağlayan ortamlar vardır. Suverme ortamlarında değişik sertlikte malzemeler elde edilir. Sertleştirme (suverme) genellikle suda, havada ve yağda gerçekleşir. Yağda ve suda hızlı soğuma gerçekleştiği için yapı martenzit iken hava ve fırında soğutmada yapı perlit olmaktadır (Şekil 4.4.).

##### **4.3.1.1. Suda sertleştirme**

Isıtılmış çelik parçanın soğutulmasında en yüksek soğuma hızı parça ile su arasındaki sıcaklık farkının en yüksek olduğu durumda değil, bu farkın 350-400 °C olduğu görülür. Suda görülen bu durum yağ gibi diğer sıvılarda da geçerlidir. Ostenitleme sıcaklığındaki parça su içerisine daldırıldığında, parça yüzeyinde oluşan buhar filminin yalıtımı etkisiyle soğuma başlangıçta yavaştır. Sıcaklık 600 °C nin altına indiğinde atom hareketliliğinin yardımıyla buhar filmi yırtılır, buhar kabarcıklar halinde yükselmeye başlar. Soğuma hızı 400-500 °C civarında en yüksek değerine ulaşır. Bu nedenle içerisinde %10 tuz içeren suda soğutulurken buhar filmi oluşma sıcaklığı üst sıcaklıklara taşınır ve film oluşumu engellenir. Bu durumda sertleşme derinliği artarken çatlama tehlikesi de azalmış olur. Tuz çözeltilerinin gerilim azaltıcı etkisi vardır. Su ile sertleştirme yağ ile sertleştirme göre en az üç kat daha fazla sertleşmesini sağlar. Buradaki sertleşme rakamı aritmetik değil logaritmik sertleşmedir. Maliyetinin az olması ve kolay uygulanabilir olması nedeniyle endüstride en çok tercih edilen yöntemdir [9, 95].

#### 4.3.1.2. Yağda sertleştirme

Yağda sertleştirme ile suya göre daha az sertlik elde edilir. Genellikle kullanılan yağlar bitkisel ve mineral yağlardır. Yağ seçerken kolay temizlenmesine (su bazlı olmasına), tutuşmamasına ve ucuz olmasına dikkat edilmelidir. Alaşımli çeliklere yağ içerisinde su verilir ve beynitik yapı elde edilir. Yağlarda soğutma gücü, banyo sıcaklığıyla alakalı değildir. Soğutma gücünün bu bağımsızlığı, suya nazaran bir üstünlük sağlasa da, yüksek banyo sıcaklıklarında buharlaşma tehlikesi artar ve buna karşın akışkanlığı hızla yükselir [9, 95].

#### 4.3.1.3. Havada sertleştirme

Ani soğutmalarda yağ ve su dışında nadiren de olsa hava kullanılır. Hava genellikle çok ani soğumanın istenmediği durumlarda yani yavaş soğumada kullanılır. Havada soğutma etkisi parça ile hava arasındaki sıcaklık farkı çok yüksek olduğunda az da olsa etkisini gösterir. Havanın düşük soğutma gücünden dolayı, kullanım yeri, yüksek alaşımli çelikler (hız çelikleri) ile sınırlı kalmaktadır. Hava yerine diğer gazlar, örneğin oksitlenmeyen gaz, sertleşmede ani soğutma için kullanılabilir. Örneğin argon gibi gazlar, yüksek maliyeti nedeniyle kapalı devre sistemlerde ve soğutma ünitesi olan endüstri fırınlarında kullanılır [9, 95].

#### 4.3.1.4. Diğer sertleştirme ortamları

Hava, yağ ve su ile sertleştirme dışında da bunların türevlerinden oluşan farklı sertleştirme ortamları da vardır. Musluk suyu, buzlu su, erimiş ya da sıvı tuz (tuz banyosu), yağ ve su karışımı, %10 NaCl (tuz) içeren su, %10 NaOH içeren su, ergimiş metal banyosu vb. ortamlarda sertleştirme yapılabilir [9, 95].

#### 4.3.2. Suverme yöntemleri

Üç çeşit suverme yöntemi vardır. Basit suverme, kesikli suverme ve duraklı suverme olmak üzere üç kısımdan oluşur.

#### 4.3.2.1. Basit (Direkt) su verme

Basit ya da direkt su verme ötektoid altı çeliklerde  $A_3$  sıcaklığının 30-50 °C üzerinde tutma ve kritik hızdan daha yüksek bir hızda soğutmayı içerir. Alaşımsız çelikler için su, alaşımlı çelikler için yağ ve yüksek alaşımlı çelikler için hava tercih edilir. Elde edilen yapı martenzittir. Ötektoid altı bir çeliğe  $A_1$  sıcaklığının hemen üzerinde su vermek doğru değildir. Çünkü ferrit fazı çok yumuşak olup suvermeden sonra çeliğin yapısında tam bir sertleşme elde edilmesini engeller. Su verme sonrası elde edilen sertlik, çeliğin bileşimine özellikle de karbon miktarına bağlıdır [95].

#### 4.3.2.2. Kesikli su verme

Kesikli su verme ise ostenitlenmiş parça önce 300-400 °C sıcaklığa kadar soğutulur (genellikle suda). Sonrasında iç ve dış kısımlar arasında sıcaklığın dengelenmesini beklemeden ortam değiştirilerek yavaş (yağda) soğutulur. [95].

#### 4.3.2.3. Duraklı su verme (Martemperleme)

Diğer taraftan duraklı su verme ya da martemperleme ostenitlenen çeliğe, sıcaklığı  $M_s$  sıcaklığının hemen üzerindeki (gerekirse altında da seçilebilir)  $A_3$  sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta sabit tutulan ve çoğunlukla tuz eriyiği olan bir banyoda suverilir. İç ve dış sıcaklık dengesi sağlanıncaya kadar burada bekletilen parça, beynit dönüşümü başlamadan dışarı alınarak yağ veya havada yavaş olarak soğutulmaktadır. Böylece sabit sıcaklıkta bekletme sırasında ostenitin kolayca şekil değiştirmesiyle ısıl gerilmeler giderildiği gibi, parçanın her yanında eş zamanlı martenzit oluşumu sağlanarak dönüşüm gerilmeleri de büyük ölçüde azaltılmış olur [95].

Martemperleme yapılacak çeliklerin  $M_s$  sıcaklığı çok yüksek olmamalıdır. Aksi halde elverişli yayınma koşulları dolayısı ile beynit dönüşümü kolaylaşacağından, tutma süresi yeterince uzun alınmaz. Bu nedenle ıslah veya takım çeliklerinden, 180-240 °C arasında banyo sıcaklığı gerektiren, en az % 0,6 karbonlu çelikler tercih edilir [95].

#### 4.4. İslah İşlemleri

Sertleştirme işlemi yapılmış parçalarda oluşan iç gerilmelerin giderilmesi için uygulanan işlemler ıslah işlemleridir. Tavlama ve sertleştirmenin birlikte yapılarak yani dengesiz bir yapı elde ettikten sonra istenilen ölçüde denge durumuna yaklaşmaya ıslah işlemleri denir [95]. Endüstride ıslah işlemi genellikle menevişleme (Temperleme) ile sağlanır. Ancak menevişlemenin yanında ostemperleme (Beynitlenme) denilen ıslah işlemi az da olsa uygulanır.

##### 4.4.1. Menevişleme (Temperleme)

Menevişlemenin anlamı sertleştirdikten sonra tekrar ısıtmadır. Meneviş sonucunda sertleştirilmiş yapıdaki martenzit doku azaltılır. Meneviş işleminde, 1. Kademedede (Tetragonal martenzitin kübik martenzite dönüşmesi,  $Fe_2C$  çökmesi) ve 2. Kademedede (artık ostenitin dönüşmesi) meydana gelen olaylarla, sertlikte önemli sayılmayacak kadar azalmaya karşılık, süneklik iyileştirilir. Bu tür bir menevişleme de, malzemeye ve kullanım amacına bağlı olarak, meneviş sıcaklığı 100 ile 300 °C arasındadır. Ancak, alaşımlı sıcak iş takımı çeliklerinde ve hız çeliklerinde daha yüksek meneviş sıcaklığına çıkarılır. Sertleştirilmiş çelikler menevişlendiğinde çekme dayanımı ve akma sınırı düşük meneviş sıcaklıklarında pek az artma gösterebilir. Ancak artan meneviş sıcaklıklarında sertlikte olduğu gibi devamlı düşme gösterirler. Buna karşın malzemenin şekil değişebilirlik karakteristikleri olan kopma uzaması, kesit daralması ve çentik darbe dayanımı meneviş sıcaklığı arttıkça artar. Menevişleme işlemi sertleştirmeden hemen sonra yapılmalıdır [9].

Menevişleme (Temperleme) genellikle üç aşamada gerçekleşmektedir [95]:

- 1. Temperleme kademesi: 100-200 °C arasında
- 2. Temperleme kademesi: 200-350 °C arasında
- 3. Temperleme kademesi: 350-650 °C arasında

Meneviş sıcaklığı 723 °C'nin altında olduğundan, meneviş işleminden yapılan soğutmada yapı dönüşmesi olmaz, diğer bir deyişle nihai yapı soğutma hızına bağlı değildir. Parçalarda büyük kalıcı gerilme oluşmasını önlemek için yavaş soğutma

yapmak daha uygundur. Fakat bazı durumlarda meneviş sıcaklığında yapılan yavaş soğutmanın çentik darbe dayanımını ve titreşim dayanımını azalttığı görüldüğünden suda ani soğutma yapılır [9].

#### 4.4.2. Beynitlenme (Ostemperleme)

Beynitlenme (Ostenitleme)'de ise ostenitlenen çelik, beynit kademesindeki bir sıcaklığa ısıtılmış kurşun veya tuz banyosuna daldırılıp, kararsız ostenitin beynite dönüşümü tamamlanıncaya kadar bekletildikten sonra, istenilen bir hızla (örneğin havada) soğutulur. Martemperlemedeki gibi sabit sıcaklıkta tutma sırasında, ostenitin ısı gerilimlerin etkisiyle kolayca şekil değiştirebilmesi sonucu bu gerilmeler giderilmiş olur. Ayrıca beynitin yayınma yoluyla oluşumundan dolayı kalan gerilmeleri de geniş çapta azalır. Beynitik yapı temperlenmiş martenzite çok benzediği için bir tür ısı işlemi olarak nitelendirilebilir. Osterperleme çatlak oluşumuna duyarlı çeliklerde veya karmaşık biçimli parçalarda yarar sağlar. Isıl gerilmeler çok düşük düzeye indiği için çarpılma ve çatlama olasılığı azalmaktadır [95]. Bu kademedeki uygulanan dönüşümle elde edilen ıslah yapısı, özellikle takım çeliklerinin ısıl işleminde her geçen gün artan oranda kullanılmaktadır. Güvenlik amacıyla bu işlemlerde tuz ya da metal banyoları kullanılır. Çelikten yüksek dayanım değeri isteniyorsa beynitik yapı dönüşümünün alt sınıra yakın düşük sıcaklıkta yapılması gerekir. Kesit ince ya da ıslah derinliği az olması isteniyorsa 250-350 °C banyo sıcaklıkları kullanılır [9].



## BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

### 5.1. Malzeme ve Çalışma Programı

Deneyleerde, Höganäs tarafından üretilen distaloy çelik tozu olan Starmix 505 tozu kullanılmıştır. Distaloy, 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. Distaloy tozlarında bağ oluşumu, redükleyici bir atmosferde tozlar ısıtılarak, difüzyonla sağlanır. Bu difüzyonla alaşımlandırma oluşturulmasında çok avantaj sağlamaktadır. Bu avantajlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Toz safhasında karışım içerisine ilave edilen alaşımlar segregasyon riskini azaltır.
- Presleme esnasında iyi bir preslenebilirlik sağlayarak işlemleri kolaylaştırır.
- Sinterleme esnasında segregasyon riski az olan, çeşitli şekillerdeki parçalar boyutlandırılabilir.

Bu çalışmada distaloy AE tozları kullanılmıştır. Distaloy AE tozları difüzyonla bağlanmış olan küçük alaşım elementleri ile çok saf Fe tozlarından meydana gelmiştir. Bu tozun, diğer distaloy tozlarından farklı olarak Ni oranı yüksektir. Bu tozun görünür yoğunluğu  $3,10 \text{ g/cm}^3$  ve ham yoğunluğu 600 MPa basınç ile preslendiğinde  $7.12 \text{ g/cm}^3$ 'tür [97]. Deneyleerde 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 kullanılmıştır. Deneyleerde kullanılan molibden 58  $\mu\text{m}$  çapında ve % 99,9 saflıkta olup Alfa Aesar firmasından alınmıştır.

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

Deneysel çalışmada kullanılan distaloy ve ferro bor tozlarının kimyasal içeriği Tablo 5.1.'de verilmektedir.

Tablo 5.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan toz karışımlarının kimyasal bileşimi [97,98]

Tozlar	(% Ağırlık)									
	C	Cu	Ni	MnS	S	P	Mo	B	Yağlayıcı (Amide mum PM)	Fe
<b>Starmix 505</b>	0,61	1,47	3,95	0,5	-	-	0,5	-	0,9	92,07
<b>Ferro-Bor</b>	0,39	-	-	-	0,006	0,04	-	18	-	80,358

Başlangıç tozlarına çeşitli oranlarda ilave edilen molibden, ferro bor ve bakır tozları  $10^{-4}$  hassasiyetinde terazide tartılmıştır. Tartma işleminde kullanılan terazi maksimum 200 g kapasiteli olup; dijital göstergeli ve kalibrasyonludur. Daha sonra atritör içerisinde yaklaşık 500 g ağırlığında ve 5 mm çapında bilyalar kullanılarak 30 dakika süresince karıştırma işlemi yapılmıştır. Kompakt için hazırlanan biri ana malzeme olmak üzere toplam 5 farklı toz kompozisyonunun içeriği Tablo 5.2.'de verilmiştir.

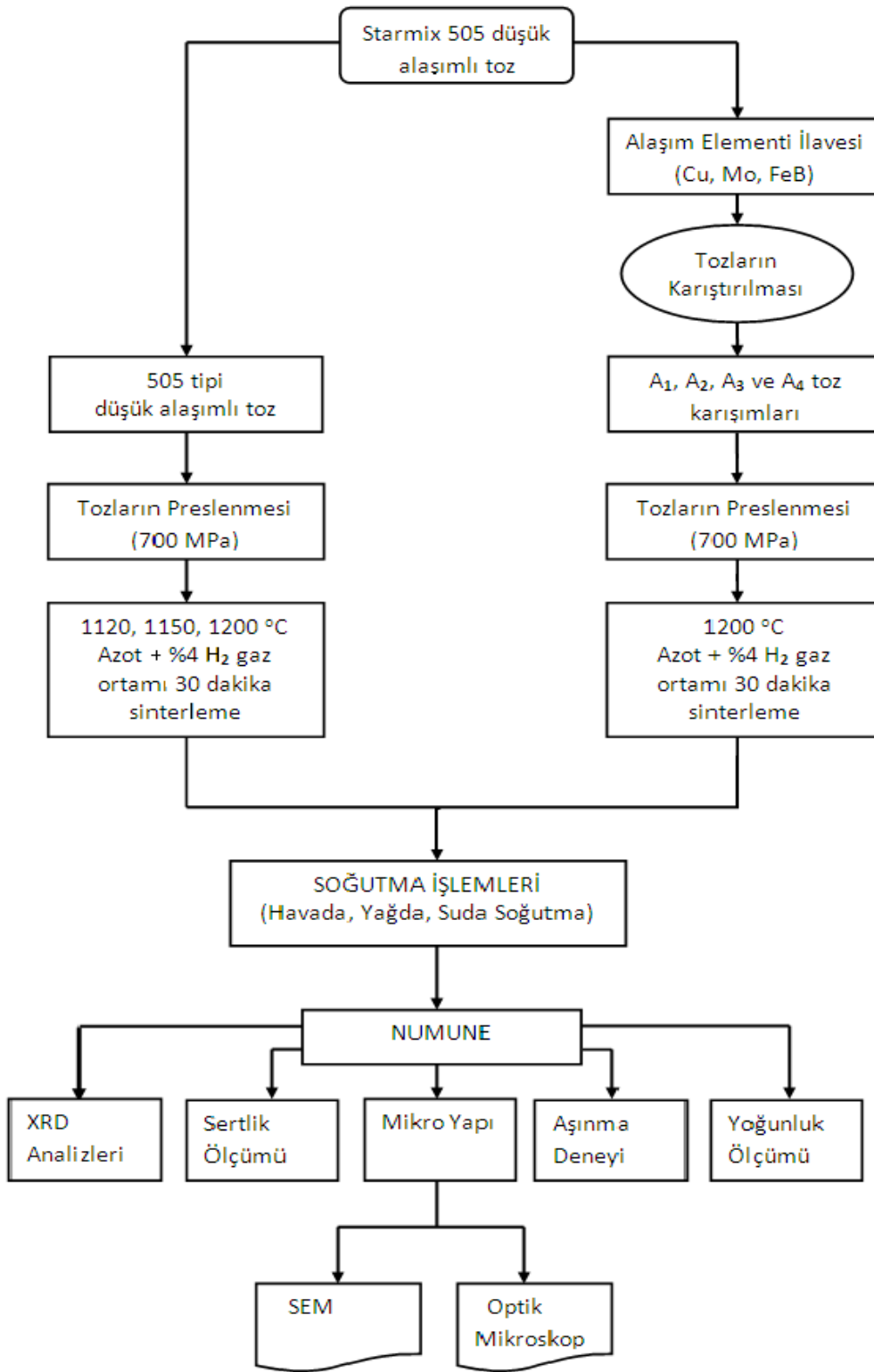
Tablo 5.2. Kompakt için hazırlanan tozların karışım oranları

Tozlar	(% Ağırlık)										
	C	Cu	Mo	B	Ni	MnS	Si	S	P	Yağlayıcı (Amide mum PM)	Fe
<b>505</b>	0,61	1,47	0,5	-	3,95	0,5	-	-	-	0,9	Kalan
<b>A1</b>	0,61	1,47	0,5	0,5	3,95	0,5	0,05	eser	eser	0,9	Kalan
<b>A2</b>	0,61	1,47	1,0	-	3,95	0,5	0,05	eser	eser	0,9	Kalan
<b>A3</b>	0,61	1,47	1,0	0,5	3,95	0,5	0,05	eser	eser	0,9	Kalan
<b>A4</b>	0,61	2,50	0,5	-	3,95	0,5	0,05	eser	eser	0,9	Kalan

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 Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Laboratuvarı'nda bulunan 30 ton kapasiteli hidrolik pres kullanılarak preslenmiştir. Aşınma deneylerinde kullanılan numuneler ise, 10 mm çapında ve 7 mm yüksekliğinde olup, 700 MPa basınçla, SAÜ Teknik Eğitim Fakültesi Metalografi Laboratuvarı'nda bulunan hidrolik pres kullanılarak şekillendirilmiştir. Presleme işleminde numunelerin kalıptan kolayca çıkartılabilmeleri için, kalıp iç yüzeylerine içinde aseton bulunan çinko stearat ile yağlanmıştır. Numuneler preslendikten sonra içerisinde %4 hidrojen bulunan azot atmosferinde 1120°C, 1150°C ve 1200°C sıcaklıklarda 30 dakika süren bir sinterleme işlemine tabi tutulmuş ve sonra suda sertleştirme ortamlarında (hava, yağ ve su) sertleştirilmiştir. Yapılan deneysel çalışmalarda kullanılan bazı numuneler Şekil 5.1.'de gösterilmiştir. TM yöntemi ile üretilen malzemelere uygulanan deneyler ve akış diyagramı Şekil 5.2.'de gösterilmiştir.



Şekil 5.1. TM yöntemi ile üretilen çeşitli numuneler



Şekil 5.2. TM ile malzeme üretimi ve akış diyagramı

## 5.2. X-Işınları Difraksiyon Analizi

Sinterlenmiş düşük alaşımlı çelik parçaların XRD analizleri, SAÜ Mühendislik Fakültesi Metalurji Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan Rigaku XRD D/MAX/2200/PC cihazı ile Cu kaynaklı X-ışını tüpü ( $\lambda=1,54056$ ) kullanılarak yapılmıştır. Bu yöntemde, karakteristik x-ışını, yüksek hızlı elektronlar bir metal hedefe (Cu gibi) çarptırılarak elde edilmektedir. Bahsedilen ışınlar kristal yapılı bir nesneye çarptırıldığında kristal düzlemde bulunan atomlar tarafından kırınımına uğrayarak belirli açılarla yansıtılmaktadır. Elde edilen patenlerin standart patenlerle karşılaştırılması sonucu malzemenin kristal özellikleri ve içerisinde bulunan fazlar tespit edilmektedir.

## 5.3. Mikroyapı İncelemeleri

### 5.3.1. Optik mikroskop incelemeleri

Sinterlenmiş TM düşük alaşımlı çelik parçaların mikroyapı incelemesi için bakalite alınan numuneler, sırasıyla 180 - 1200 grit numaralı SiC aşındırıcı zımparalarla su altında zımparalanmıştır. Bu işlemde sonra numuneler, sıra ile 1 ve 0,3  $\mu\text{m}$ 'luk  $\text{Al}_2\text{O}_3$  kullanılarak mikroyapı incelemelerinde kullanılan özel keçe üzerinde parlatılmıştır. Parlatılan numuneler su ile yıkanıp, yüzeylerine alkol püskürtülerek kurutulmuştur. Mikroskobik incelemeye hazır hale getirilen numuneler %3 nital ve daha sonra %4 pikral çözelti ile dağlanmıştır. Dağlama işleminden sonra yüzeyleri alkol ile temizlenerek kurutulmuş numunelerin, NIKON LP 1200 ELIPSE marka optik mikroskop ve Clemex yazılım programı kullanılarak mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir.

### 5.3.2. SEM ve elementel analiz incelemeleri

Metalografik incelemeler için hazırlanan numunelerin mikroyapı incelemeleri ve aşınma deneylerinde numunelerin aşınma yüzeylerinin incelemeleri JEOL JSM 6060 LV tarama elektron mikroskobu (SEM) ile yapılmıştır. EDS element analizleri

ise SEM cihazına bağı IXRF 500 model elektron dağılım spektrometresi (EDS) kullanılarak yapılmıştır.

#### **5.4. Yoğunluk Ölçümü**

TM ile üretilen parçaların görünür yoğunlukları Arşimet prensibi ile ölçülmüştür. Bu prensibe göre, yoğunluğu bilinen bir sıvı içerisinde numunenin önce havada daha sonra suda ölçümünden yola çıkılarak yoğunluk hesaplanmıştır. Görünür yoğunluk ve % gözenek miktarları önceki çalışmalarda verilen denklemlerden faydalanılmıştır. [40, 99]:

#### **5.5. Mekanik Deneyler**

##### **5.5.1. 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. Numuneler ve disk yüzeyi için yapılan pürüzlülük ölçümlerinde tarama boyu 1,75 mm tarama boyu kullanılmıştır.

Aşınma testi yapılan numuneler,  $1\text{ms}^{-1}$  ve  $2\text{ms}^{-1}$  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.

### 5.5.2. Sertlik ölçümleri

Sertlik değerlerinin belirlenmesinde Brinell sertlik metodu kullanılmıştır. Sertlik ölçümü, BMS 200-RB Bulut Makine markalı cihazda ön yük 10kgf uygulanmış olup 2,5 mm çapında bilya ile 187,5 kg'lık yükün 30 saniye tutulmasıyla gerçekleştirilmiştir. Her numunenin ortalama beş farklı noktasından sertlik ölçümü alınıp, ortalama sertlik değerleri tespit edilmiştir. Sertlik alınan numunelerin yüzeyleri, sertlik ölçümü öncesinde 1000 gritlik SiC aşındırıcı zımpara ile sulu ortamda zımparalanmıştır.

## BÖLÜM 6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

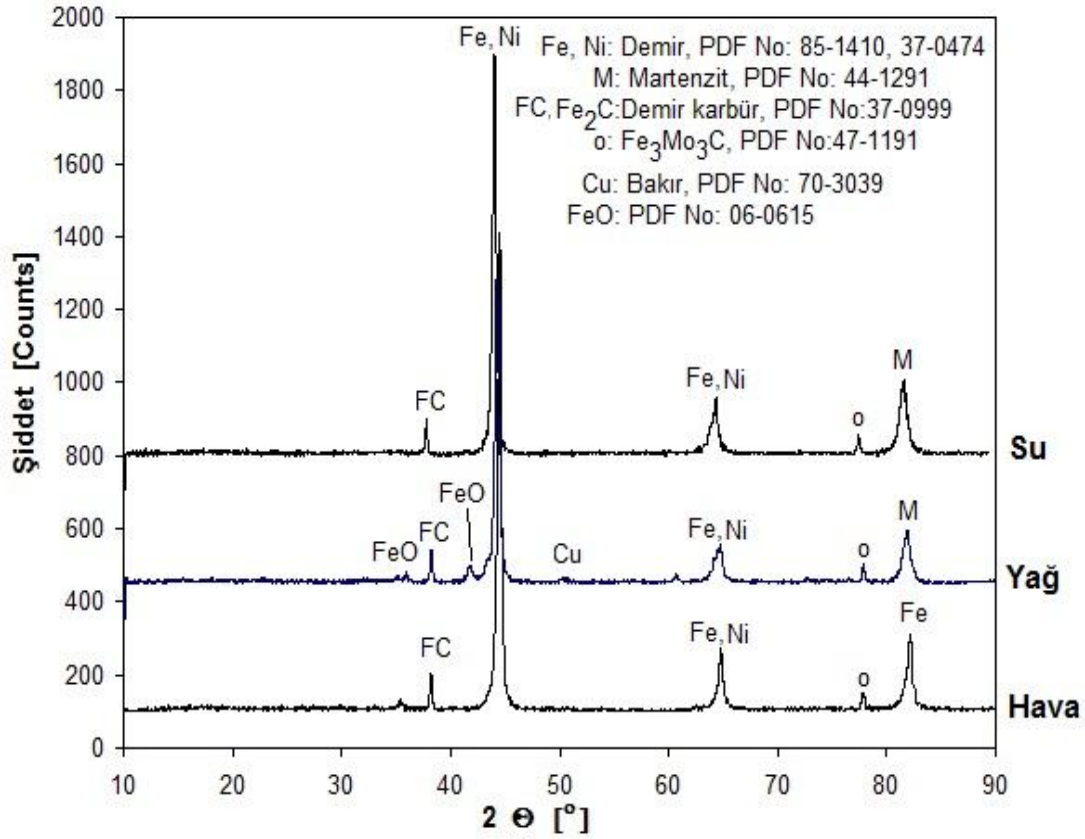
### 6.1. X-Işınları Difraktometre İncelemeleri

TM yöntemi ile üretilmiş olan 505 tipi düşük alaşımli toz metalurjik çelik malzemelere XRD analizleri uygulanmıştır. 1150 °C'de sinterlenen ve farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımli çelik malzemelerden alınan XRD analizleri Şekil 6.1.'de verilmiştir. Starmix 505 tipi düşük alaşımli çelik içerisinde %4 oranında Ni içerdiğinden bazı piklerin Fe ve Ni içermekte olduğu görülmektedir. XRD analizlerinde mikroyapı içerisinde bulunan alaşım elementleri veya fazlar belli bir değerden düşük olduğunda XRD analizlerinde görülmektedir. Sinterleme sonrası kendi halinde havada soğutulan numune içerisinde Fe ve Ni fazlarının haricinde  $Fe_3Mo_3C$  ve  $Fe_2C$  fazları görülmektedir. Bu tür malzemeler yavaş soğuma oranlarında bile malzemenin sertliğini arttırmaktadır. Aynı şekil içerisinde gözüken sinter sonrasında yağ ortamında soğutulduğunda 82° civarındaki pikte demir fazı martenzit fazına dönüşmekte ve malzemenin mikroyapı içerisinde bakır ve demiroksit fazları da görülmektedir. Malzeme su ortamında daha hızlı soğuduğundan sertlik değerleri artmaktadır. Martenzit fazlarının oluşumu bahsedilen sertlik değerinin artmasına neden olmaktadır.

Sinter sonrasında su ortamında soğutulan malzemelerin mikroyapısında martenzit  $Fe_3Mo_3C$  ve  $Fe_2C$  fazları bulunmaktadır. Su ortamında soğutulan numuneler çok daha hızlı soğuduğundan malzemenin içerisindeki sert fazların miktarı daha fazla olmaktadır. Şekil incelendiğinde 82° civarındaki pikteki şiddetin su ortamında sertleştirilen numunede daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu malzemeler su ortamında soğutulduktan sonra iç gerilmelerin giderilmesi için 200 °C'de 1 saat ıslah işlemine tabi tutulduğundan sert fazların değeri, miktarı olması gerekenden daha düşüktür. Bu malzemelerin hazırlanması esnasında karıştırılma işlemi aşamasında



numune mekanik olarak alaşımlama yapılmaktadır. Böylece,  $Fe_3Mo_3C$  fazı oluşabilmektedir. Malzemenin içerisindeki Fe, Mo ve C belli oranlarda olduğunda bu faz oluşabilmektedir [100].

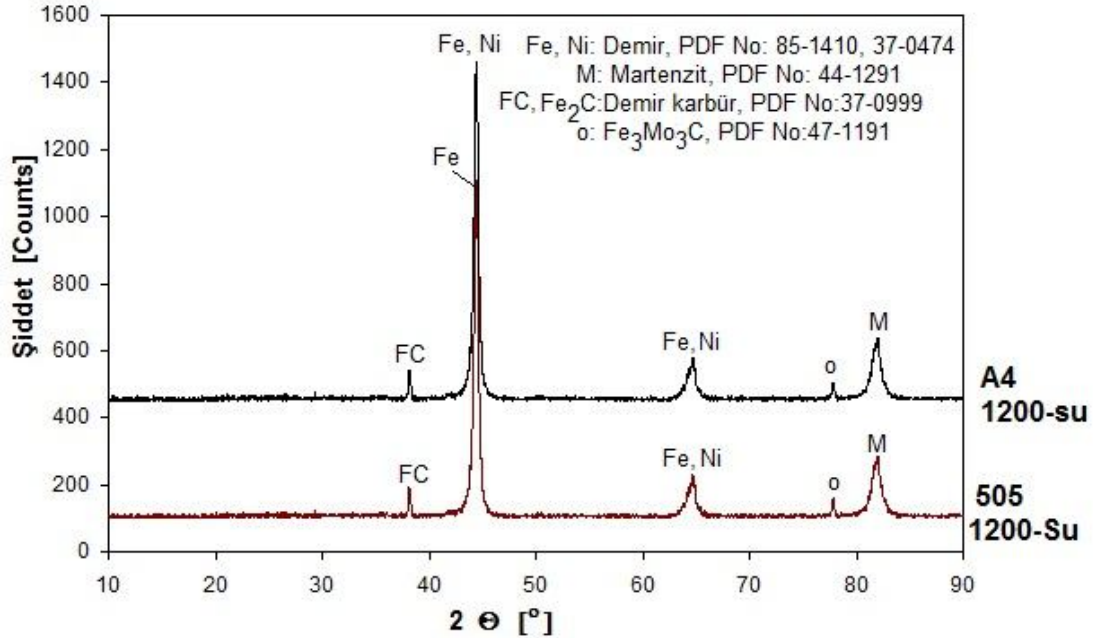


Şekil 6.1. 1150 °C’de sinterlenen ve farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı çelik malzemeden alınan XRD analizleri

1200 °C’de sinterlenen farklı kompozisyona sahip düşük alaşımlı çelik malzemelerin sayısı fazla olduğundan sadece 2 numuneye XRD analizleri yapılmıştır. Bu malzemeler seçilirken sertlik değerleri yüksek olan malzemeler tercih edilmiştir. 1200 °C’de sinterlenen ve su ortamında soğutulduklarından malzeme önemli miktarda martenzit fazı içermektedir. Her iki XRD eğrisinde hemen hemen aynı şiddette ve türde pikler elde edilmiştir.

A4 tipi düşük alaşımlı çelik malzemelerin içerisinde sadece bir miktar bakır fazlıdır. İleriki sertlik bölümünde belirtileceği gibi her iki malzeme de içerdiği sert fazlardan dolayı yüksek sertlik değerine sahiptir. Bu çalışmada elde edilen sonuçlar daha önceden yapılan 1120 °C’de sinterlenen ve sonrasında havada soğutulan malzemenin XRD grafiğinde elde edilen sonuçlar ile karşılaştırıldığında martenzit,  $Fe_2C$ ,

Fe<sub>2</sub>Mo<sub>3</sub>C fazları içermektedir [40]. Bu durumda sinterleme sıcaklığı ve sonrasında gerçek soğuma hızının oluşan mikroyapı üzerine etkisinin olduğunu göstermektedir.



Şekil 6.2. 1200 °C’de sinterlenen ve su ortamında soğutulan 505 ve A<sub>4</sub> numunelerden elde edilen XRD analiz sonuçları

## 6.2. Mikroyapı İncelemeleri

### 6.2.1. Optik mikroskop çalışmaları

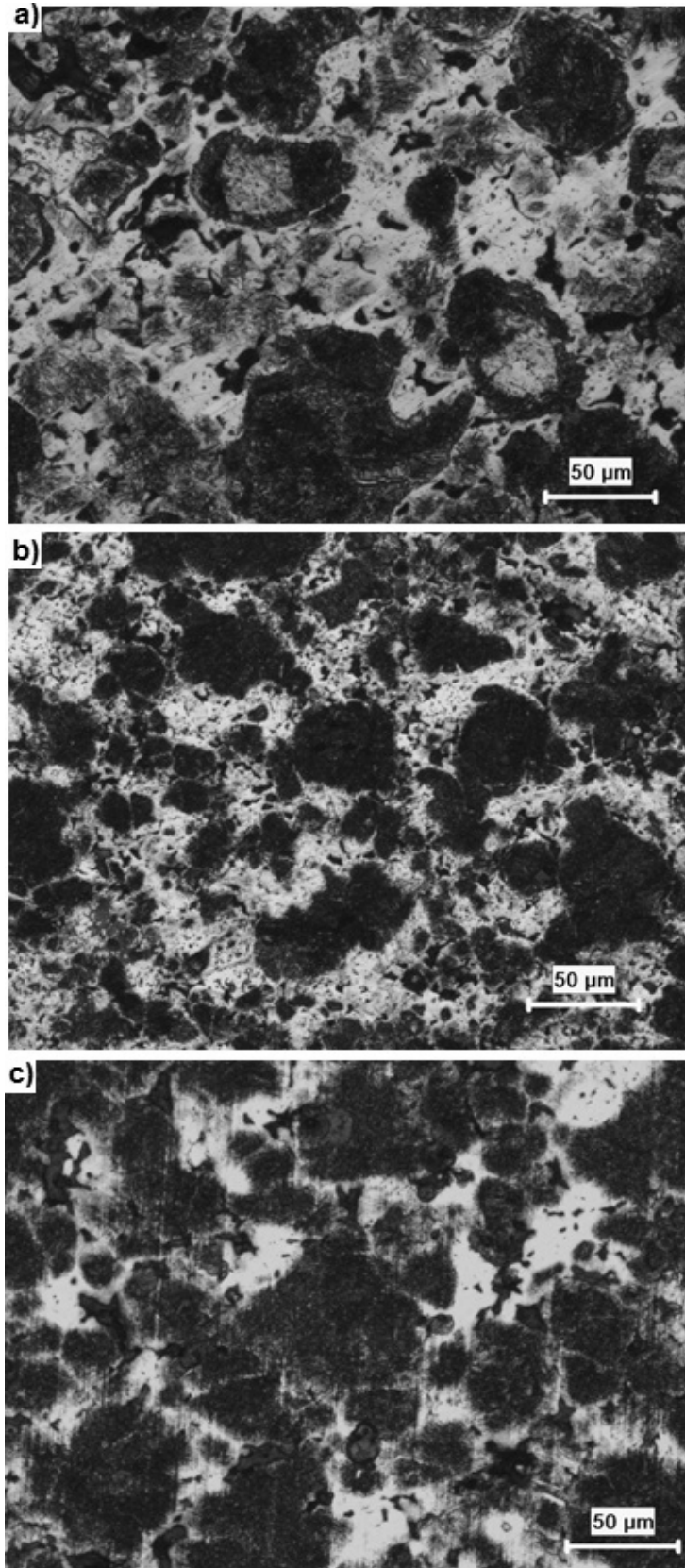
#### 6.2.1.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımlı TM çeliğin mikroyapısına etkisi

Fe-Ni-Cu-Mo-C distaloy tozları kullanılarak TM yöntemi ile üretilen düşük alaşımlı çelik malzemelerin mikroyapıları optik mikroskop ile incelenmiştir. Bu çalışmada 1120, 1150 ve 1200 °C olmak üzere 3 farklı sinterleme sıcaklığı kullanılmış olup, sinterleme sonrasında farklı özelliklerde malzemelerin eldesi için sinterlemenin hemen sonrasında farklı ortamlarda soğutma işlemleri uygulanmıştır. Böylece, farklı mikroyapı ve sertlik, çekme dayanımı gibi mekanik özelliklerin elde edilebilmesi amaçlanmıştır. Şekil 6.3.(a-c)’de 1120 °C de 30 dakika süreyle sinterlenen ve sinterleme sonrasında farklı ortamlarda soğutulmuş sertleştirilen 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri verilmiştir.

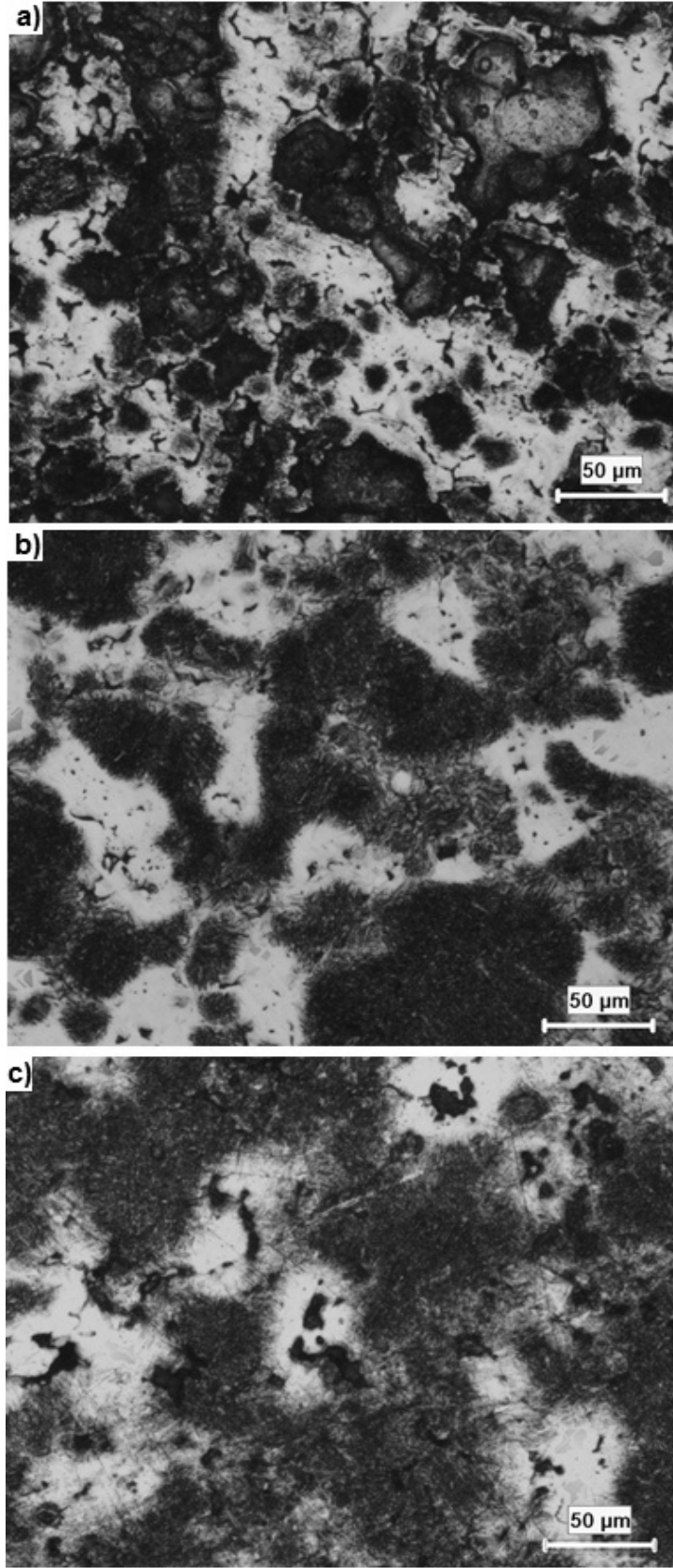
Hava ortamında soğutulan malzeme daha yavaş soğuduğundan mikroyapı içerisinde daha yumuşak fazlar ve beraberinde malzemelerin içerisinde sert fazlarda bulunmaktadır. Mikroyapının içerisinde ferrit, perlit, ostenit, kaba beynit ve çok az da martenzitten oluştuğu düşünülmektedir. Mikroyapı içerisinde görülen koyu siyah bölümlerin ince perlit olduğu düşünülmektedir. Soğuma hızı arttırıldığında, diğer bir deyişle malzeme yağ ve su ortamında soğutulduğunda ince perlit faz oranlarının arttığı ve yapı içerisinde bu fazların büyüklüklerin daha düşük büyüklükte tane içerisine yayıldığı ve miktarının arttığı görülmektedir (Şekil 6.3. (b)). Buna karşılık ferrit alanlarında daralmalar görülmekte ve malzeme içerisinde azda olsa martenzit fazları beynit ile beraber bulunmaktadır. Su ortamında soğutulan malzemeler daha hızlı soğutulduğundan yapı içerisinde ince perlit ve martenzit gibi sert fazların oranları artmaktadır. Buna karşılık ferrit ve ostenit miktarında oldukça düşük seviyelerde olduğu anlaşılmaktadır. Burada görülen yapılar önceki çalışmalarla uyum içerisinde [12-17, 99, 101]. Mikroyapı içerisinde fazların dağılımı mikroyapı içerisindeki heterojen faz dağılımı görülmektedir. Mikroyapı içerisindeki C ve Mo bulunması perlitik ve beynitik yapıların artmasını sağlamaktadır.

Sinterleme, sıcaklık yükselmesine paralel olarak malzemenin içerisinde fazların farklı olduğu Şekil 6.4.'de görülmektedir. Şekil incelendiğinde soğuma hızı farklılaştığında oluşan fazların dağılımında farklılaşmaktadır. Havada soğutulan malzemelerin perlitik fazların büyüklüğü daha düşük olduğu ve ferritik alanların daha genişlediği görülmektedir (Şekil 6.4. (a)). Sinterleme sonrası yağ ve su ortamında soğutulan malzemelerin ferritik ve beynitik fazların oranlarının mikroyapı içerisinde daha sert olan martenzitik ve ince perlitik yapının arttığı söylenebilir (Şekil 6.4 (b-c)).

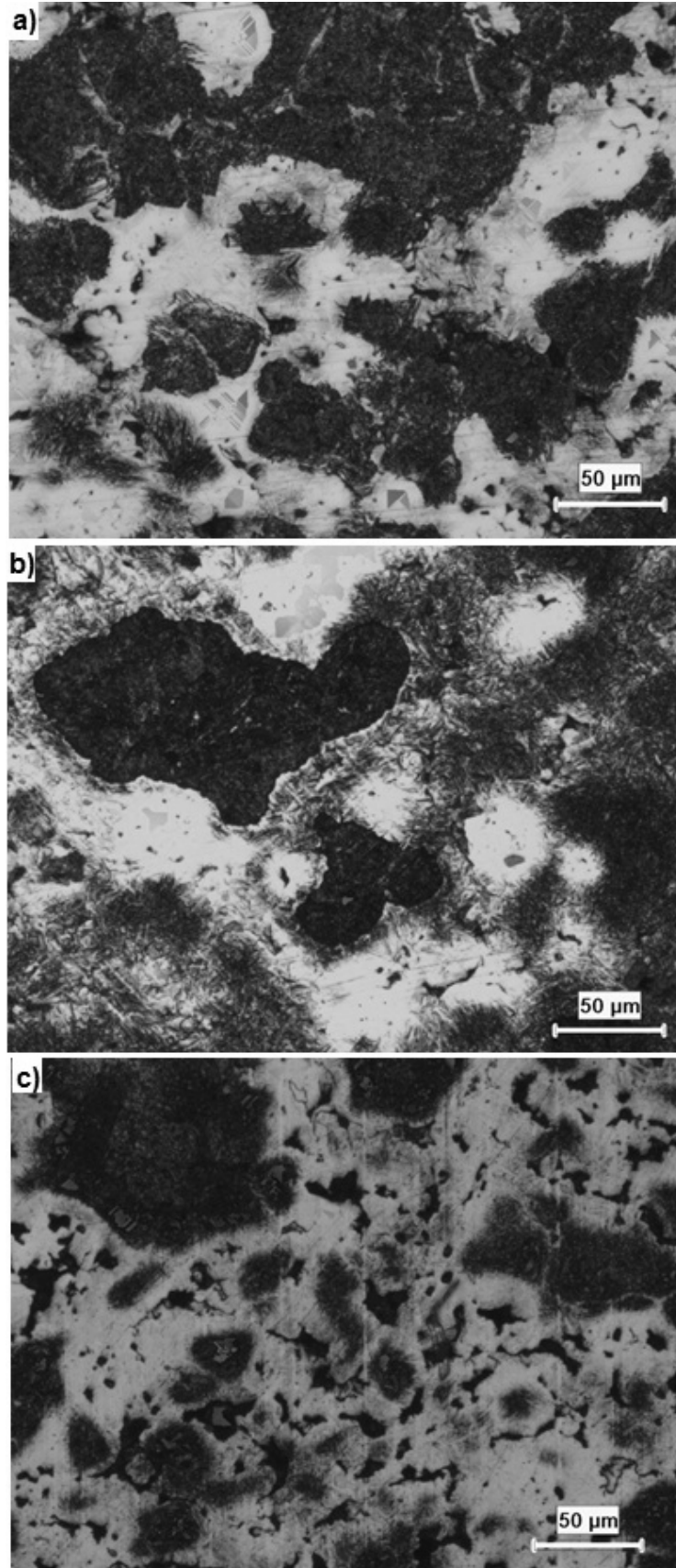
1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında hava, yağ ve su ortamlarında soğutulan düşük alaşımlı çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 6.5.'de verilmiştir. Sıcaklık yükselmekle beraber malzemelerin içerisinde bulunan bazı elementlerin difüzyon katsayıları arttığından dolayı mikroyapı içerisinde daha geniş alana yayılmaktadır. Böylece mikroyapı içerisinde daha sert yapıların oranlarının artmasını sağlamaktadır. Soğuma hızına paralel olarak bahsedilen sert fazların oranları mikroyapı içerisindeki koyu siyah renkte görülen fazların artışı ile anlaşılmaktadır.



Şekil 6.3. 1120 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin optik mikroskop görüntüleri.



Şekil 6.4. 1150 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin optik mikroskop görüntüleri

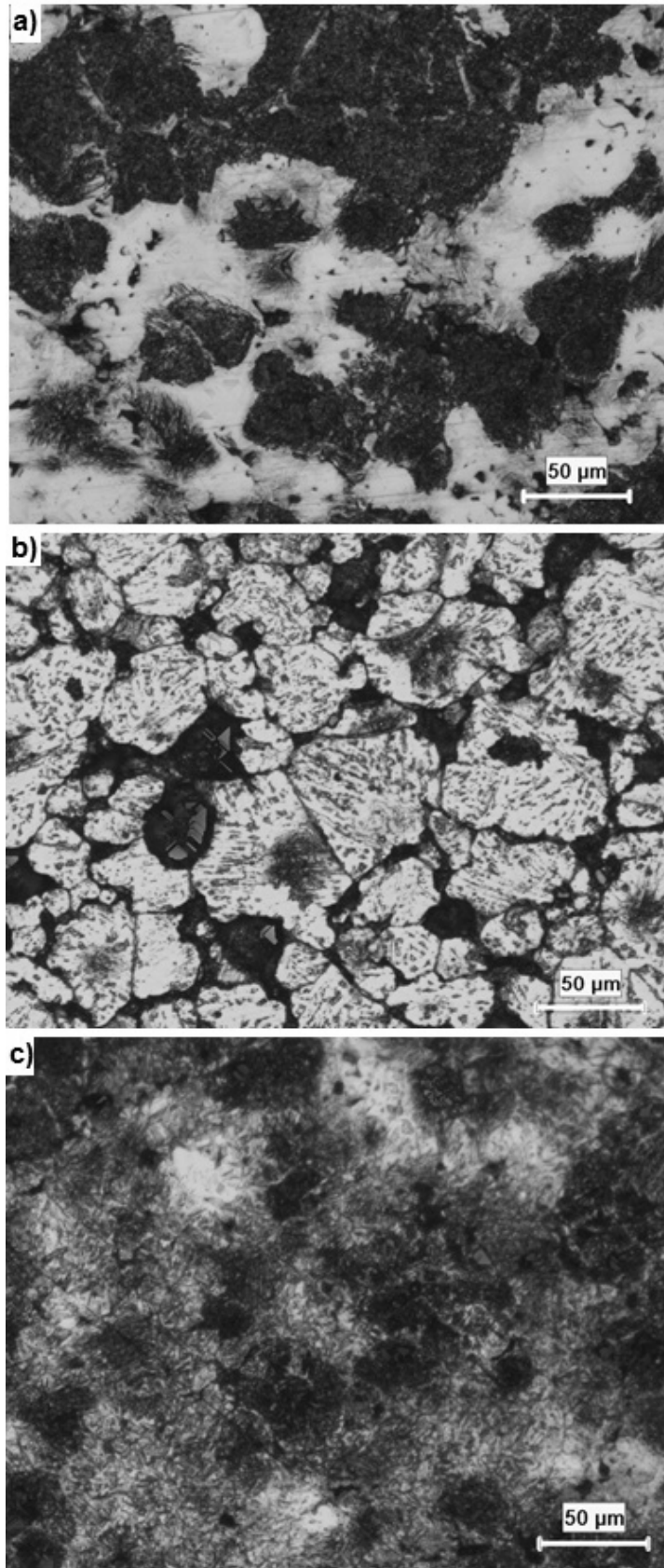


Şekil 6.5. 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin optik mikroskop görüntüleri.

### 6.2.1.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımli çeliğin mikroyapısına etkisi

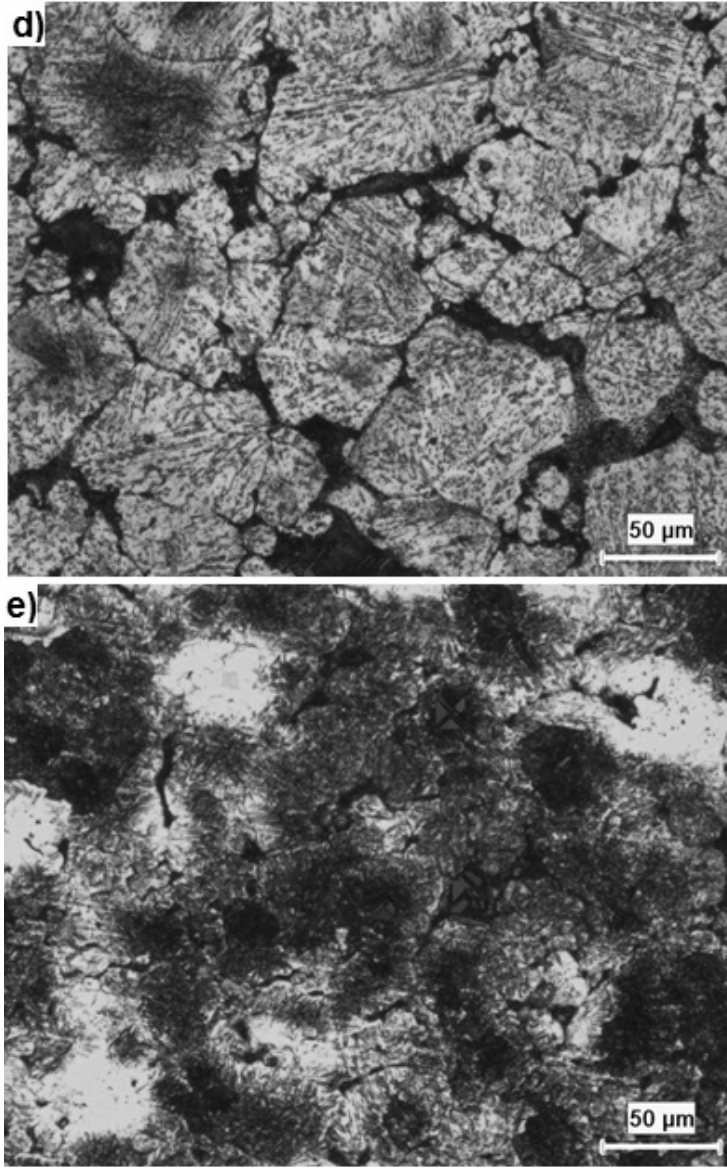
Şekil 6.6.'da 1200 °C'de sinterlenen ve hemen sonrasında havada soğutma ile sertleştirilen farklı kimyasal kompozisyona sahip düşük alaşımli toz metalurjik çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Malzemenin içerisine Bor katıldığında malzemenin yapısı tamamıyla değişmekte ve bu durumda oluşan fazların miktarını ve dağılımını etkilemektedir (Şekil 6.6. (b)). Aynı şekilde malzemenin içerisine Molibden oranı arttırıldığında mikroyapı değişmekte ve yapı beynitik yapıya dönüşmektedir. Daha önceki çalışmalarda belirtildiği gibi molibden artışı beynitik yapının artmasını sağlamaktadır. Başlangıç tozu içerisine bor ve molibden beraber katıldığında A1 numunesinde olduğu gibi mikroyapı farklılaşmakta ve her iki yapı birbirine benzemektedir. Her iki yapı içerisinde ferritik ve kaba beynitik gibi yumuşak fazların oranlarının arttığı düşünülmektedir. Malzemenin içerisine sadece bakır ilave edildiğinde mikroyapı içerisinde beynitik ve ince perlitik yapıların oranları artmaktadır. Mikroyapı 505 ve A2 numunesindeki mikroyapıya benzemektedir.

Şekil 6.7.'de sinterleme sonrasında yağ ortamında soğutulan ve farklı kompozisyonlara sahip düşük alaşımli toz metalurjik çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri verilmektedir. Şekil görüntüleri Şekil 6.7.'dekine benzemekle birlikte soğuma hızı artığından mikroyapı içerisinde sert fazların arttığı düşünülmektedir. Aynı durum Şekil 6.8.'de verilen ve su ortamında soğutulan farklı kimyasal kompozisyonlara sahip toz metalurjik çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri elde edilmiştir.

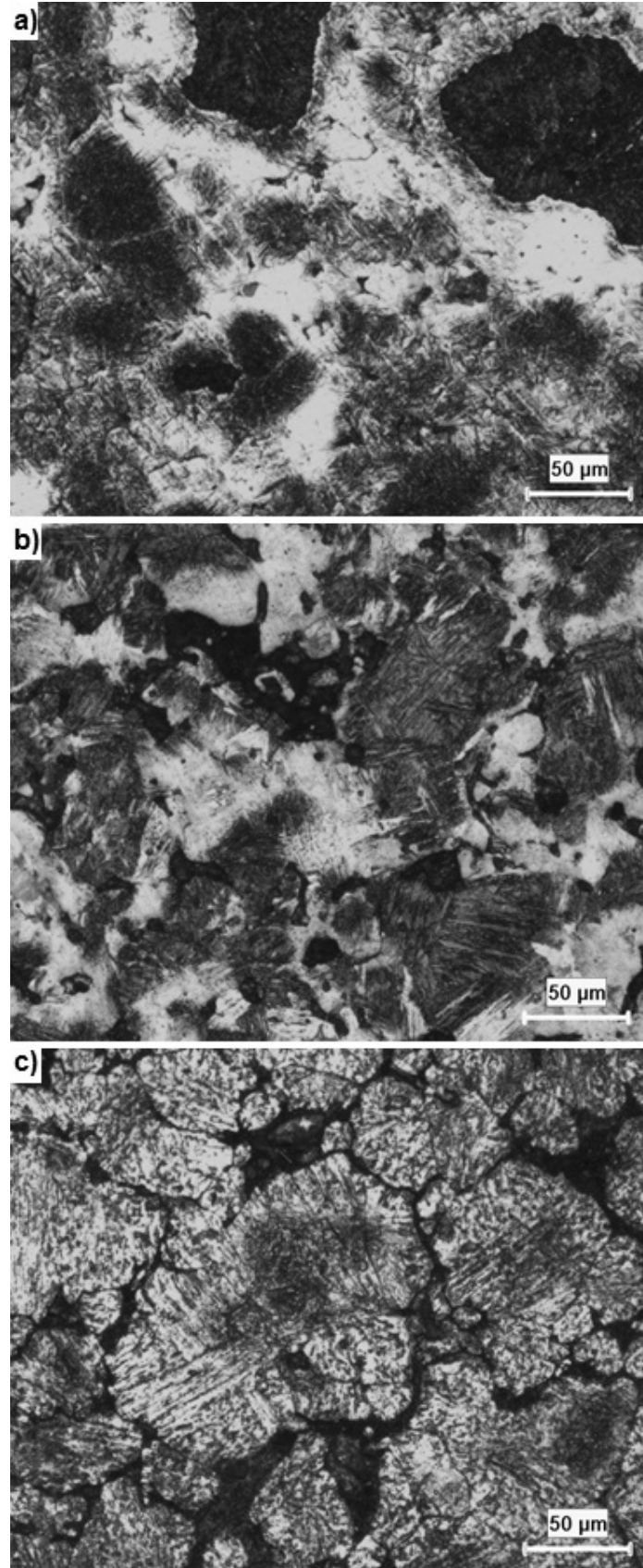


Şekil 6.6. 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında havada soğutulan a) 505 b) A1 c) A2 d) A3 d) A4 düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri.

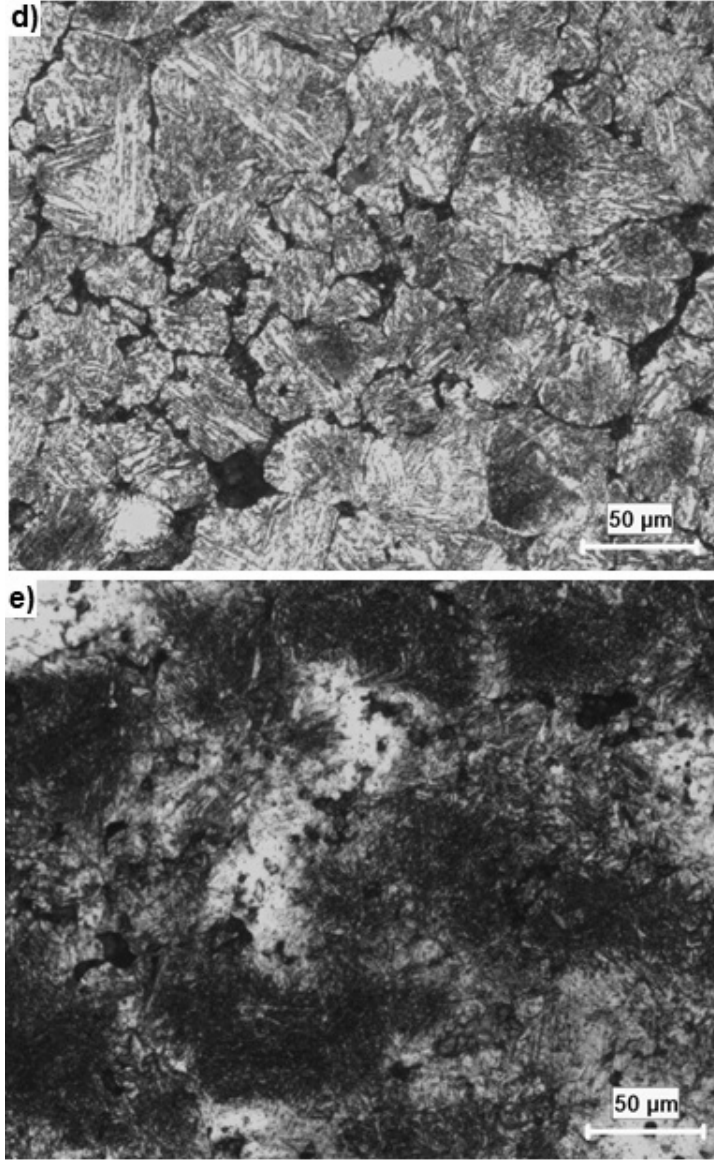




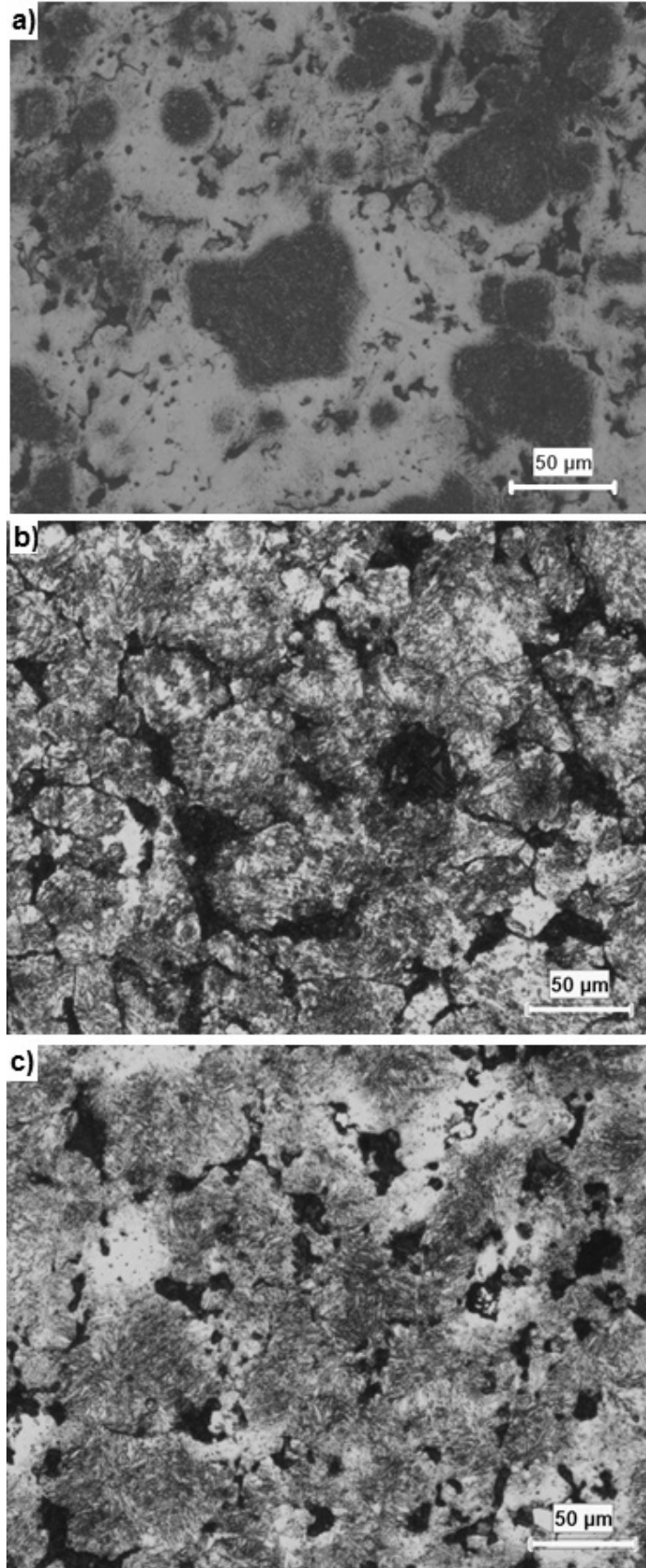
Şekil 6.6.'nın devamı



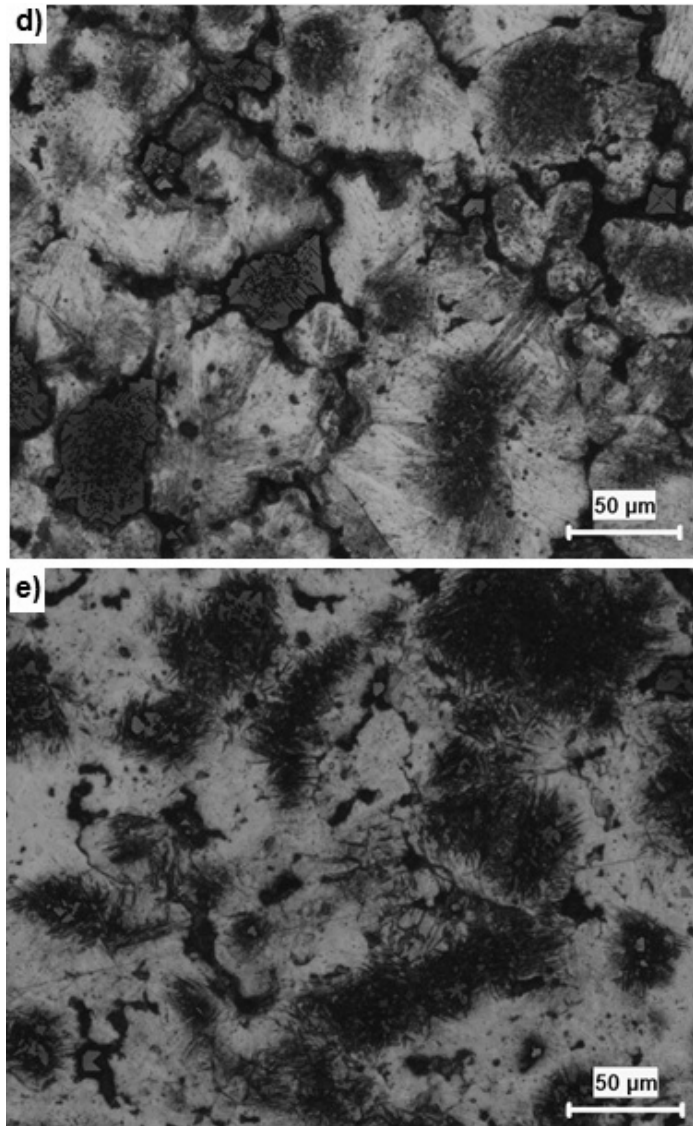
Şekil 6.7. 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında yağ ortamında soğutulan a) 505 b) A1 c) A2 d) A3 e) A4 düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri.



Şekil 6.7.'nin devamı



Şekil 6.8. 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında su ortamında soğutulan a) 505 b) A1 c) A2 d) A3 d) A4 düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin optik mikroskop görüntüleri.



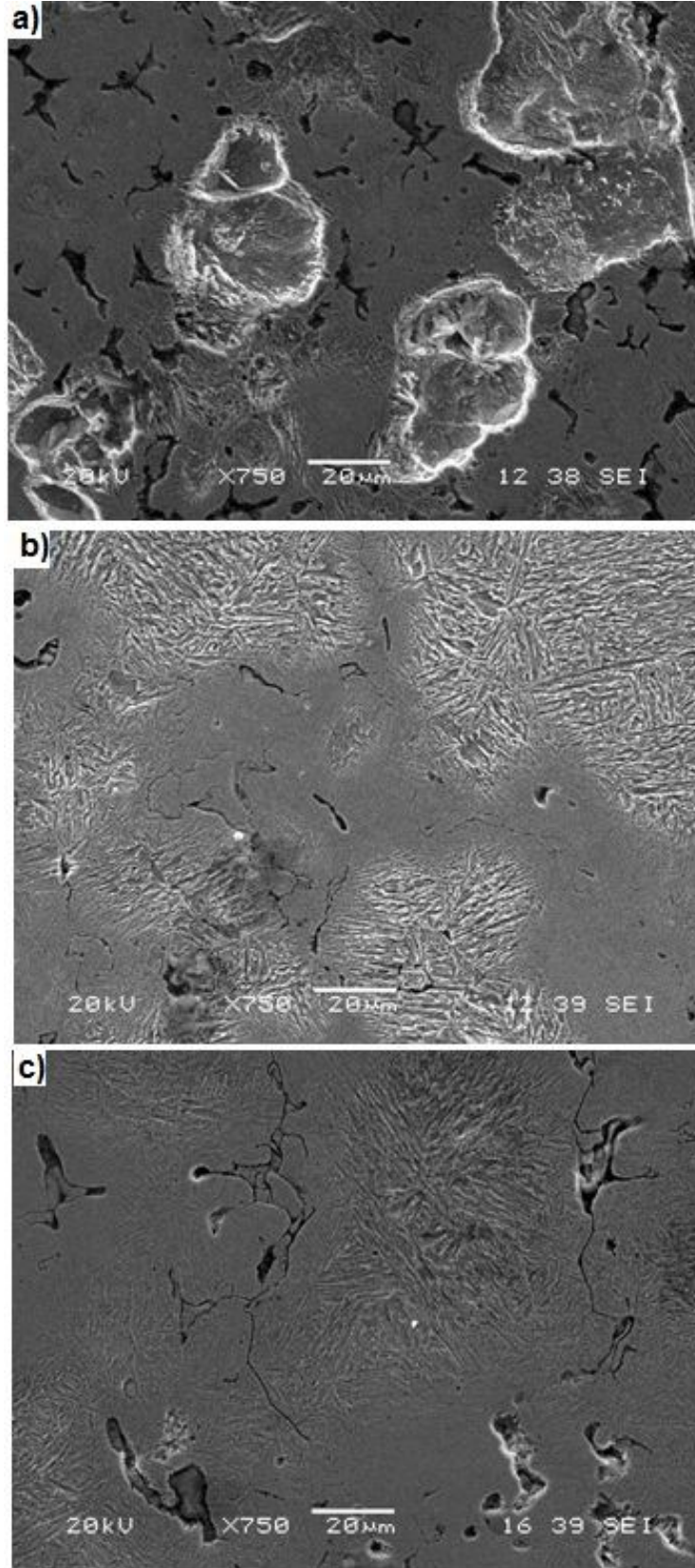
Şekil 6.8.'in devamı

## 6.2.2. SEM mikroyapı incelemeleri

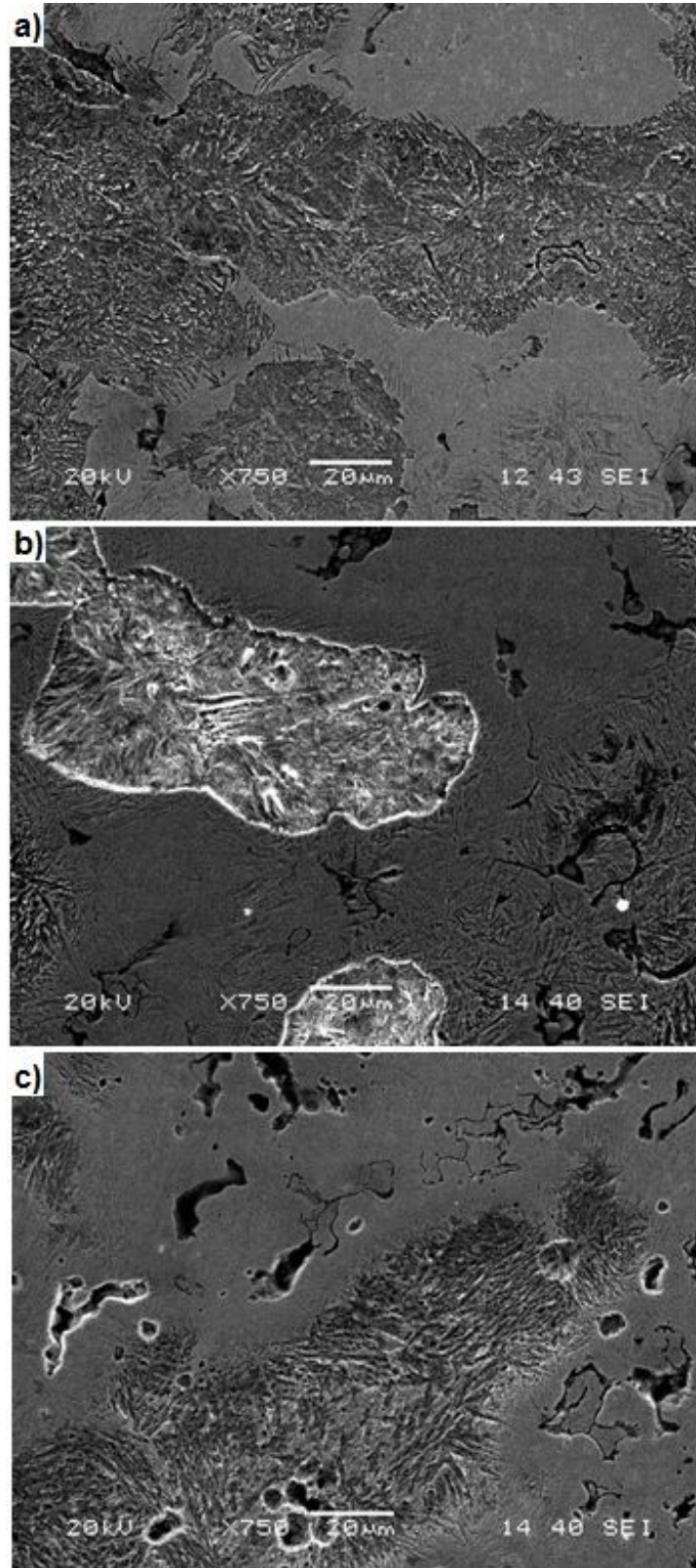
### 6.2.2.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımlı TM çeliğin mikroyapısına etkisi

Ayırt edicilik gücü daha fazla olduğundan Toz metalurjik çelik malzemelerin mikroyapı içerisindeki sahip oldukları fazların daha net görüntülenebilmesi amacıyla mikroyapı incelemelerinde Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) görüntüleri alınmıştır. Öncelikle sinterleme sıcaklığının etkisinin görülebilmesi için farklı sıcaklıklarda sinterleme 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin görüntüleri verilmiştir (Şekil 6.9. (a-c)). 1150 °C'de sinterlenen ve sonrasında hava yağ ve su ortamlarında soğutulan düşük alaşımlı çelik malzemenin SEM mikroskop görüntüleri verilmektedir.

Optik mikroskopta verilen açıklamalar aynen geçerlidir. Şekil 6.10.'da 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin SEM görüntüleri verilmiştir. Sıcaklık arttıkça malzeme içerisindeki perlitik alanların arttığı gözlemlenmektedir.



Şekil 6.9. 1150 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin SEM mikroskop görüntüleri.

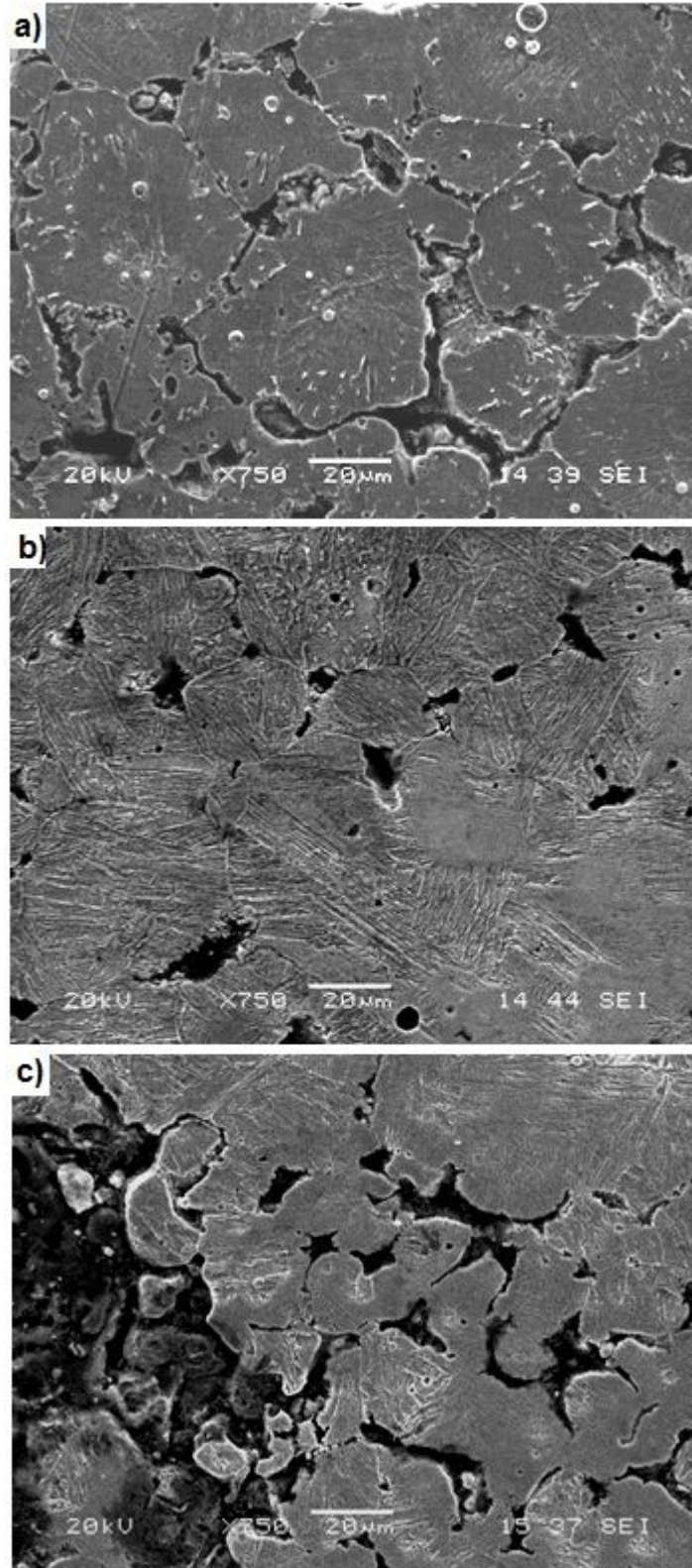


Şekil 6.10. 1200°C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin SEM mikroskop görüntüleri.

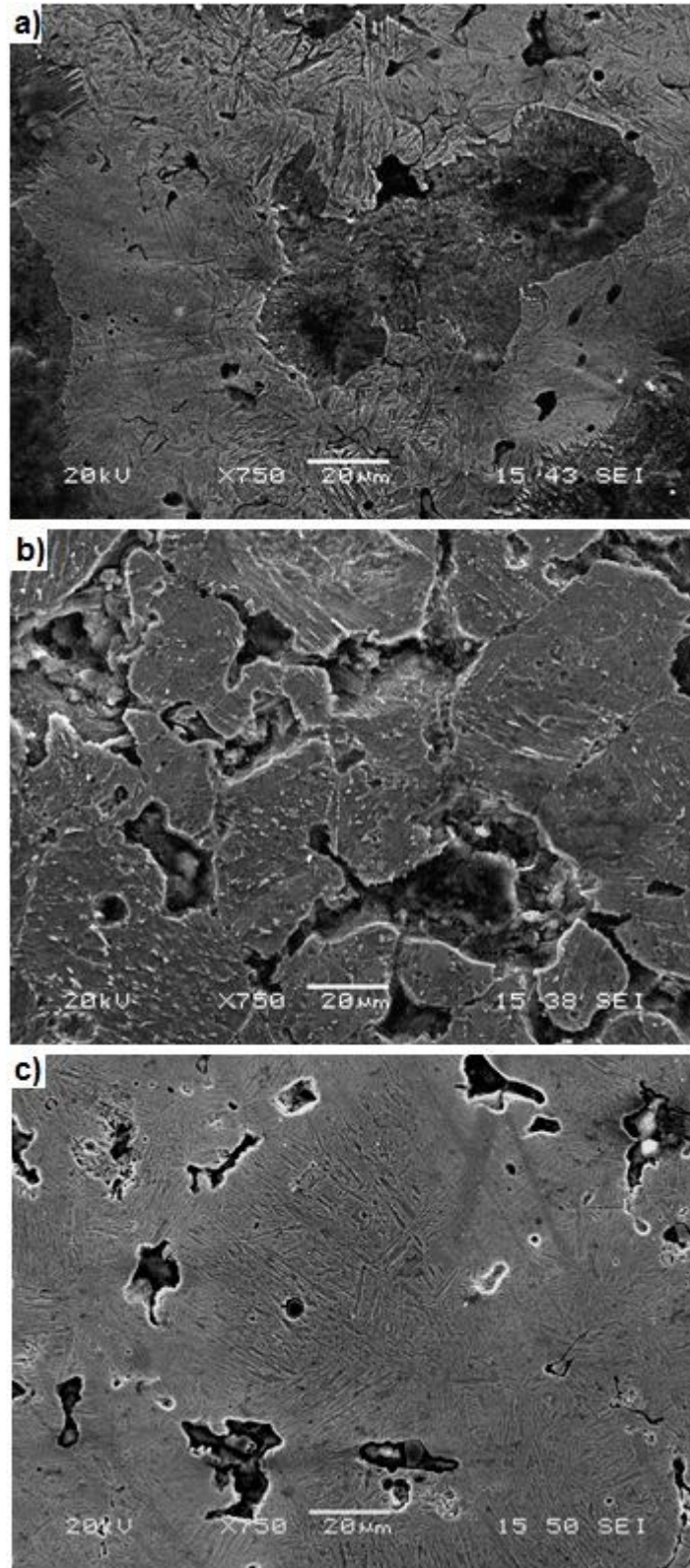


### **6.2.2.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımlı çeliğin mikroyapısına etkisi**

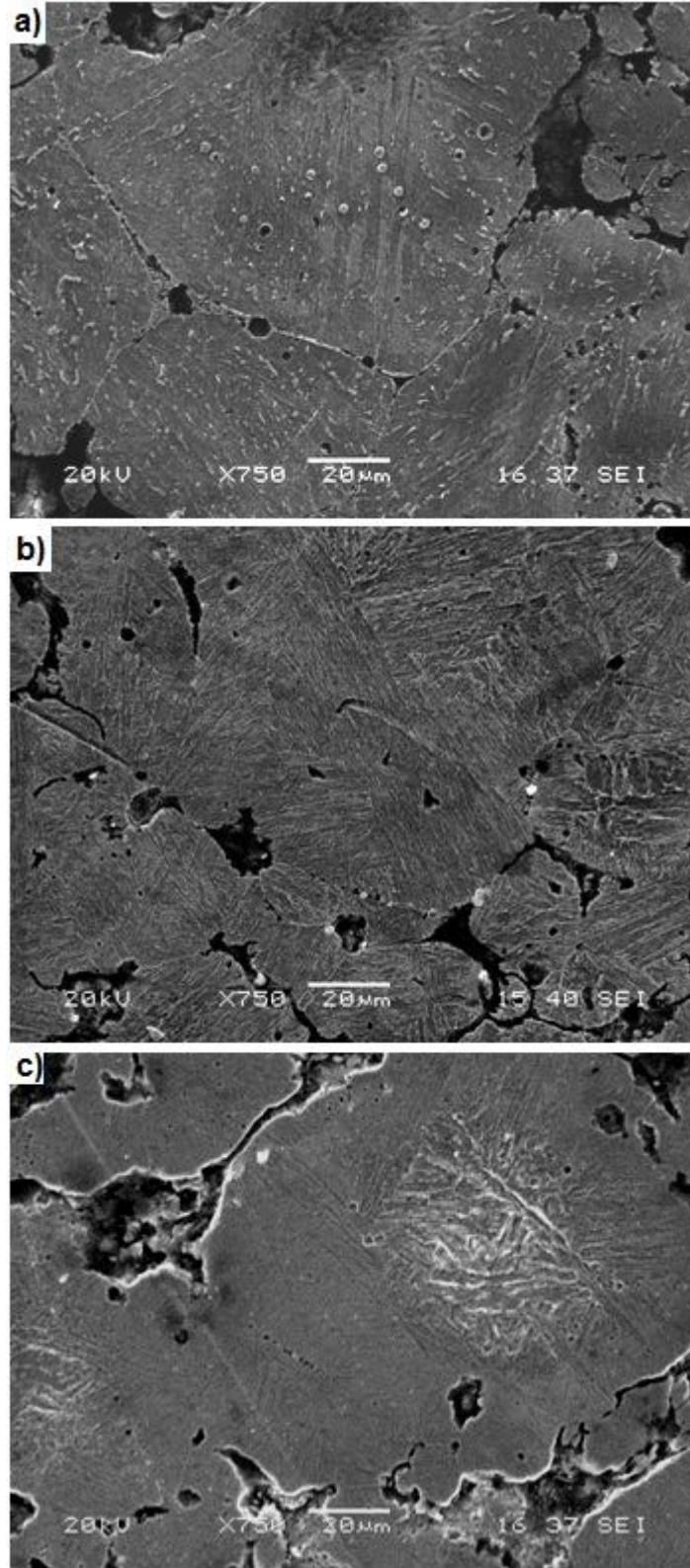
Şekil 6.11.'de 1200 °C'de sinterlenen ve farklı ortamlarda soğutulan A1 numunesinin SEM mikroskop görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.12., Şekil 6.13. ve Şekil 6.14.'de sırasıyla A2, A3 ve A4 numunelerinin SEM görüntüleri verilmektedir. Optik mikroskopta bahsedilen durumlar SEM mikroskobunda daha net bir şekilde görülmüştür. A1 ve A3 malzemelerinin mikroyapıları bor içerdiklerinden dolayı diğerlerinden farklıdır.



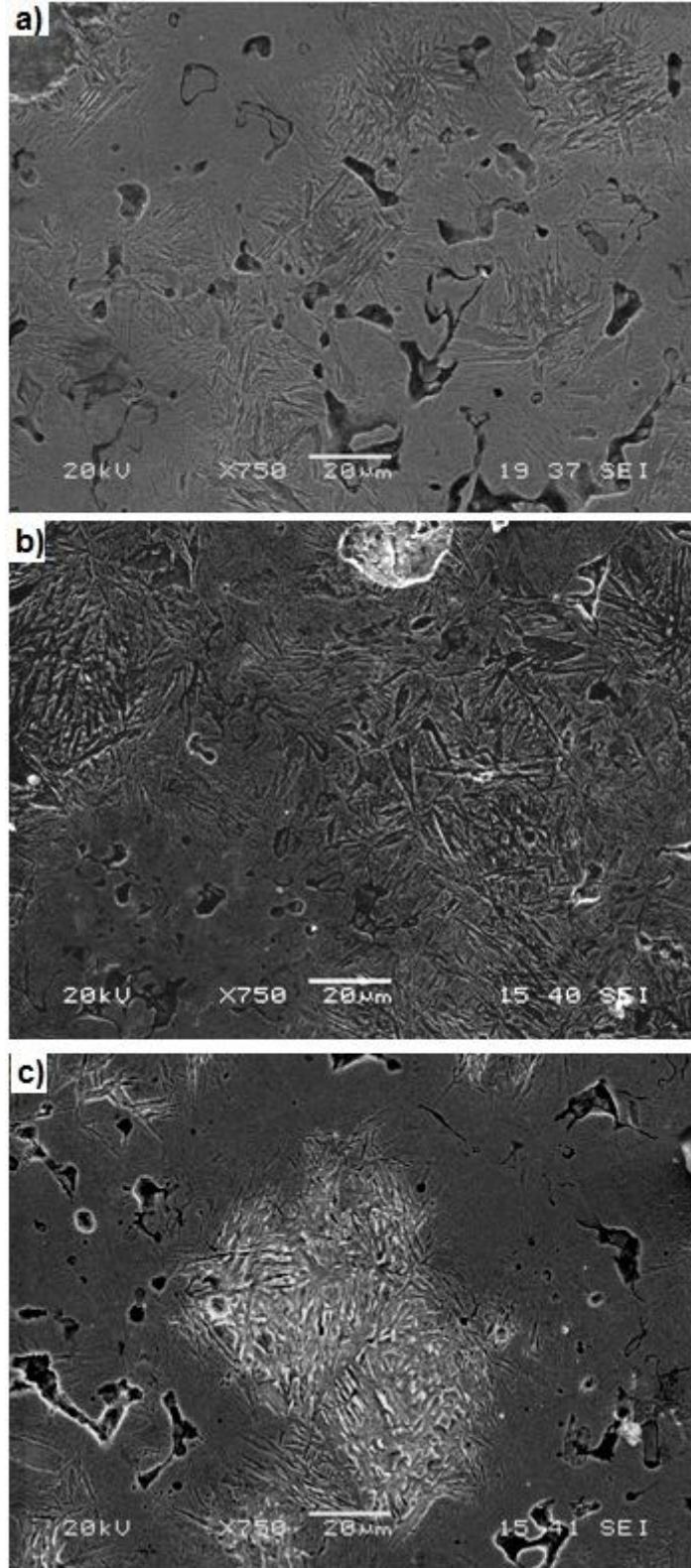
Şekil 6.11. 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan Al numunesinin SEM mikroskop görüntüleri



Şekil 6.12. 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A2 malzemenin SEM mikroskop görüntüleri



Şekil 6.13. 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A3 malzemenin SEM mikroskop görüntüleri



Şekil 6.14. 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A4 malzemenin SEM mikroskop görüntüleri

### 6.2.3. SEM mikroyapı incelemeleri ve EDS analizleri

Mikroyapı içerisinde fazların element içeriği ve ne olduklarının daha iyi anlaşılması için numunelere EDS nokta analizi verilmiştir.

#### 6.2.3.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının TM düşük alaşımlı çeliğin mikroyapısına etkisi

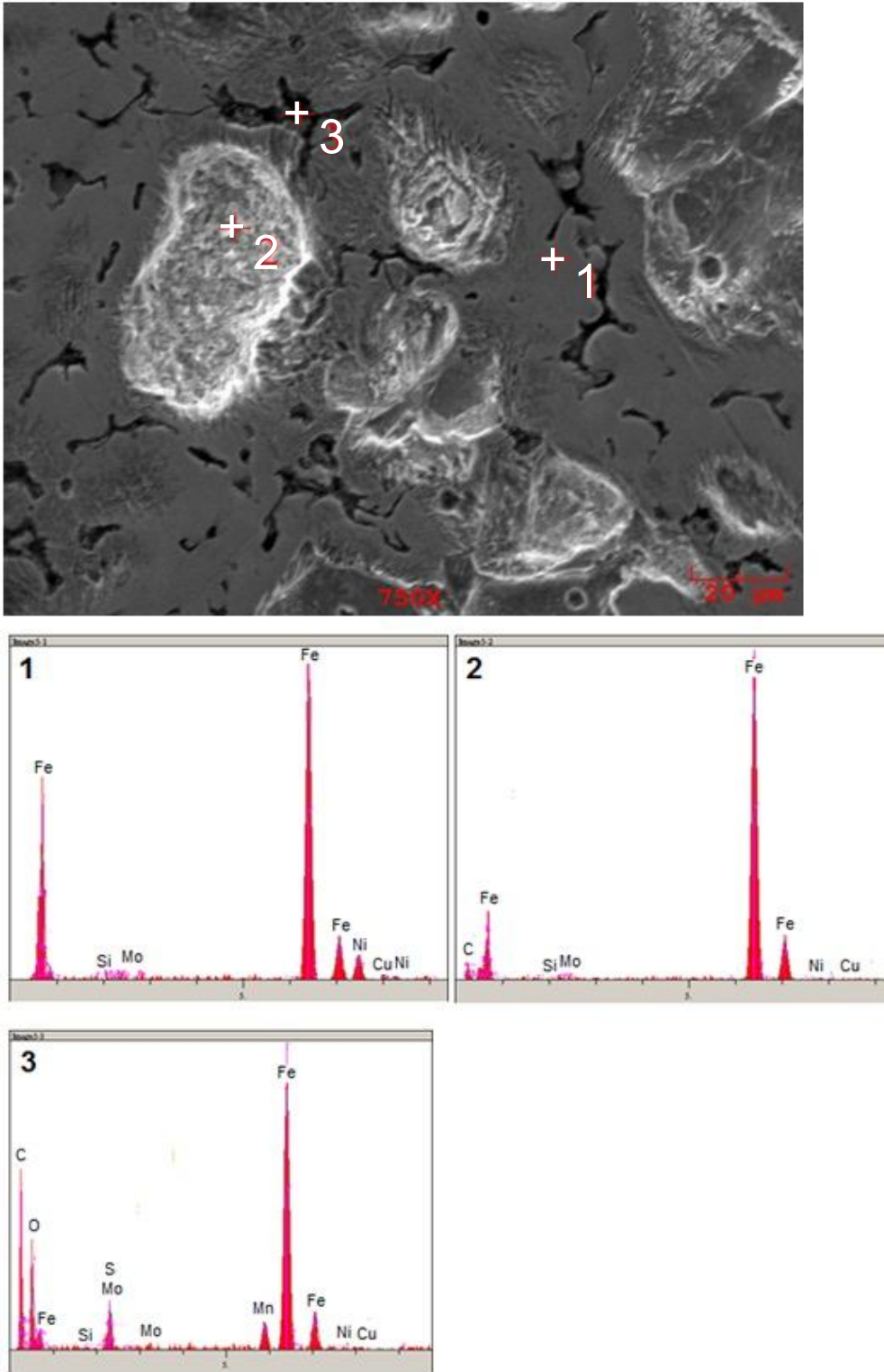
Şekil 6.15.'de 1150 °C'de sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin mikroyapısı içerisindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri verilmiştir. Şekil 6.15. (a) incelendiğinde 1 noktasının ferritik veya ostenitik yapıya sahip olduğu ve bu fazın genel olarak Fe ve Ni içerdiği ve fazın içerisinde Cu, Mo ve Si elementleri ile beraber fazın içerisinde C bulunmaktadır.

2 no'lu noktada bulunan yapıda yapı içerisinde Fe ve C elementleri temel olarak bulunmakta diğer elementler çok az bulunmaktadır. Bu fazın perlitik yapı olduğu anlaşılmaktadır.

3 no'lu noktada diğerlerinden farklı olarak yapı içerisinde Mn, C, O ve Mo bulunmaktadır. Bu fazın MnS veya MoS fazı oluştuğu düşünülmektedir. Manganyum oksijene karşı ilgisi olduğundan sinterleme sonrası numuneler havada soğutulduğundan diğer fazlara göre çok daha fazla oksijen içermektedir. Aynı durum Şekil 6.15. (b) de de bulunmaktadır. Burada da malzeme daha hızlı soğuduğundan dolayı sert fazların içerdiği karbon oranı daha fazladır. Soğutma ortamı su olduğunda aynı durum geçerli olup Şekil 6.15. (c)'de 3. noktada verilen MnS daha fazla oksijen içerdiği görülmektedir. Bu durumda su içerisine konulan malzemenin içerisine daha fazla oksijen nüfuz etmesi şeklinde açıklanabilir.

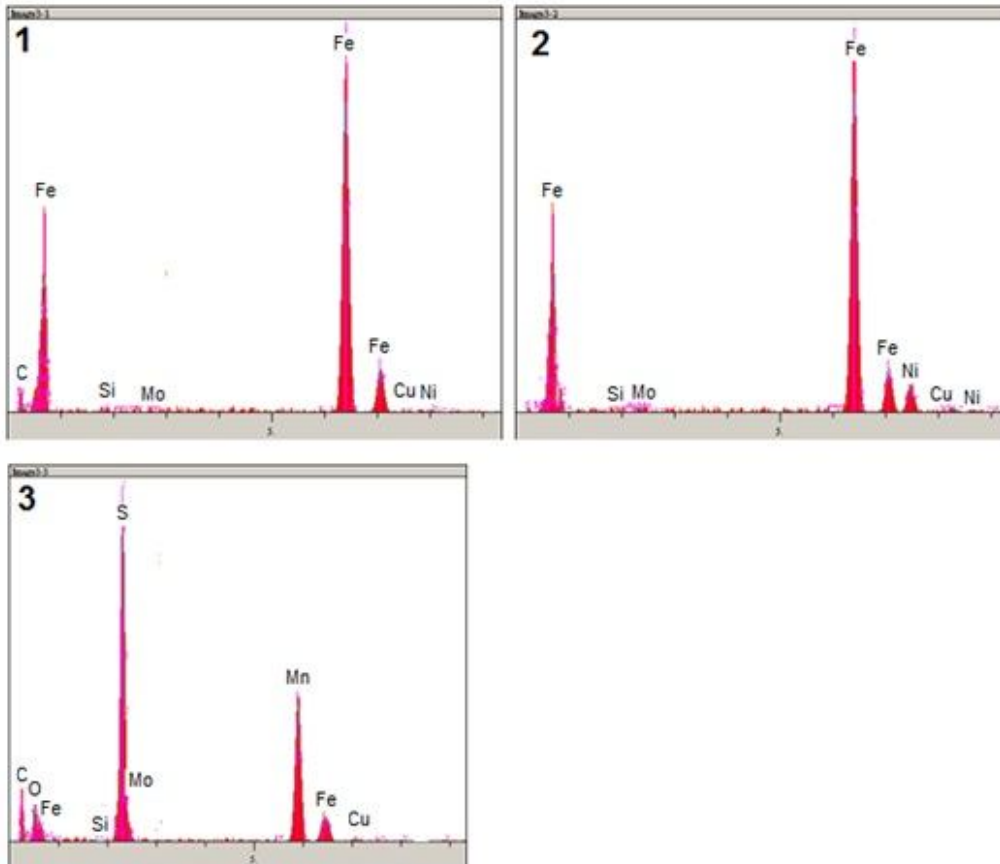
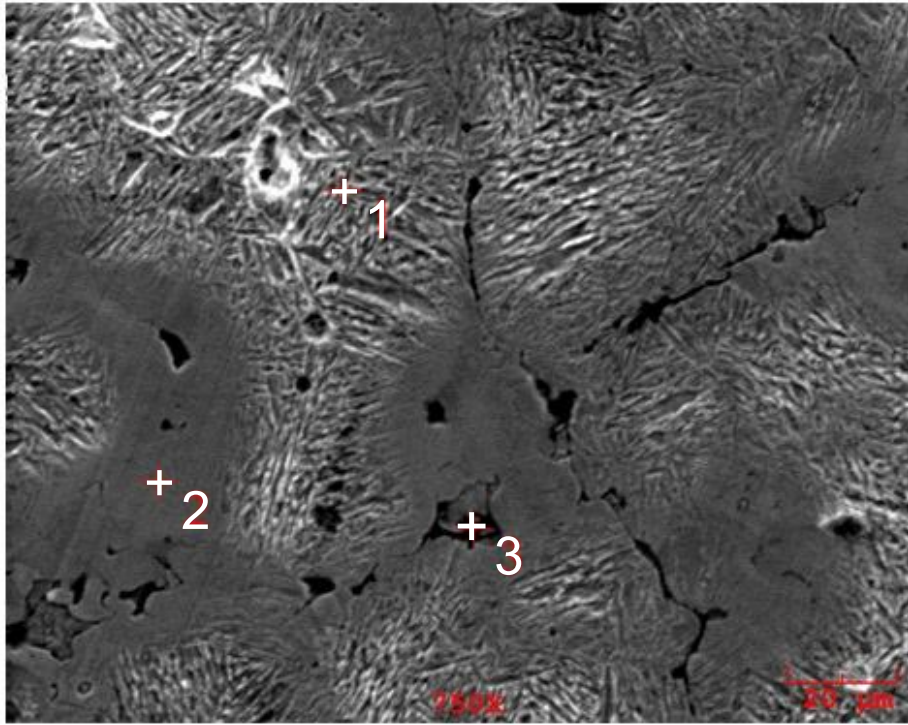
Şekil 6.16.'da 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin mikroyapısı içerisindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri verilmiştir. Şekiller incelendiğinde burada farklı olarak malzemenin 1150 °C'de sinterlenen malzemeye göre daha fazla oksijen

içerdiği görülmektedir. Bu durumda daha yüksek sinterleme sıcaklığına çıktığından dolayı hemen sonrasında soğutulan numuneden daha fazla ortamın oksijenden etkilenmesiyle açıklanabilir.



a)

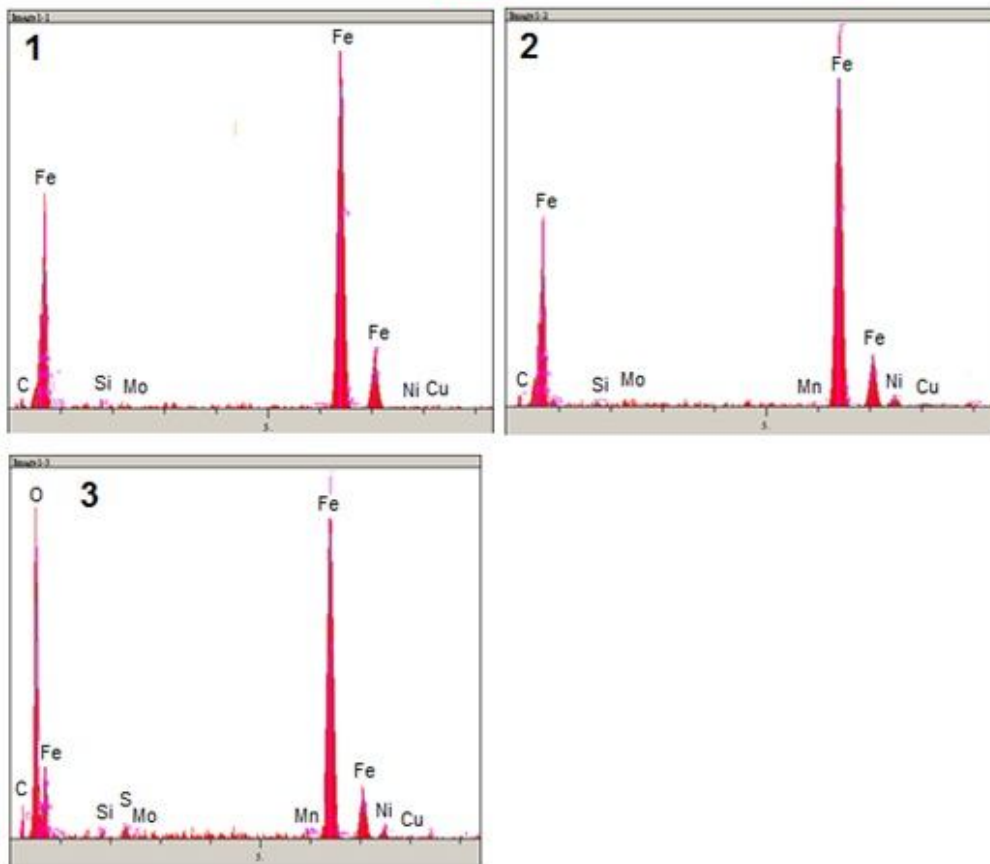
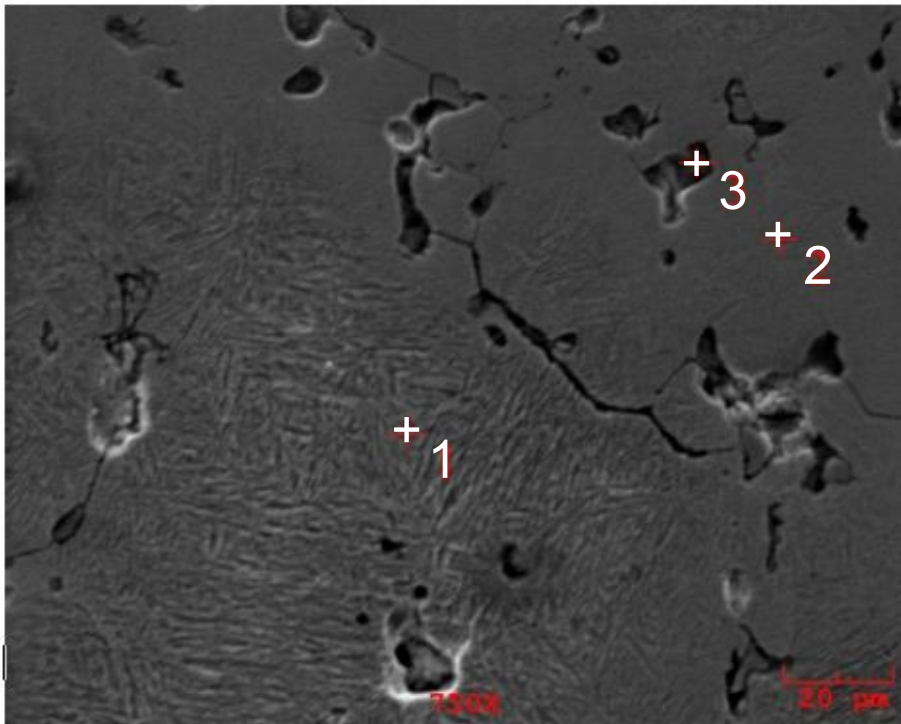
Şekil 6.15. 1150 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin mikroyapısı içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri



b)

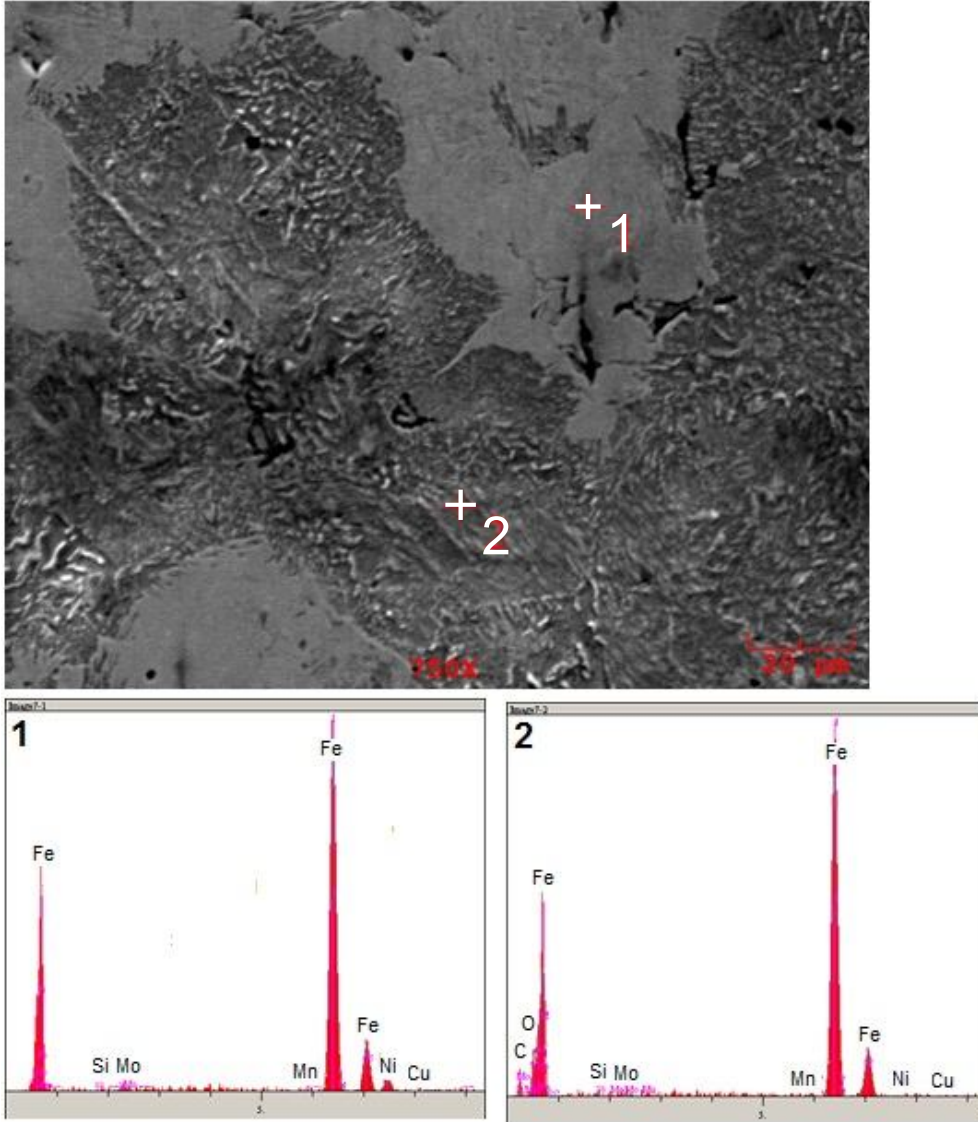
Şekil 6.15.'in devamı





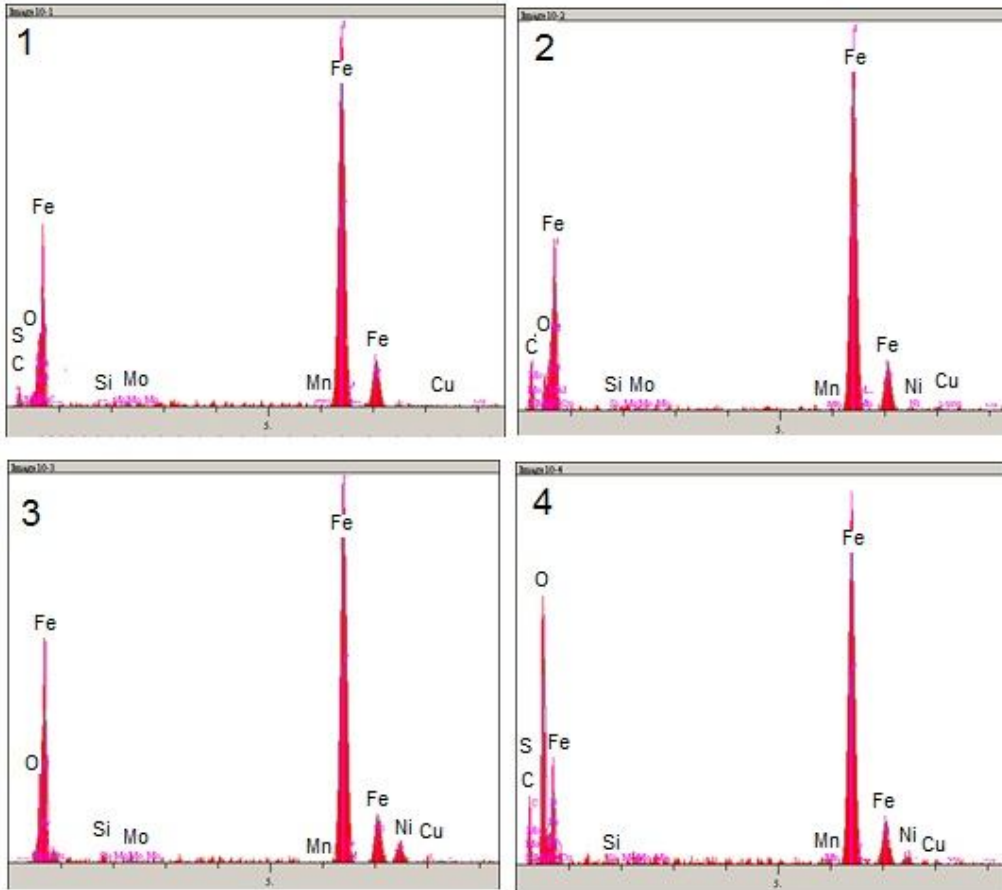
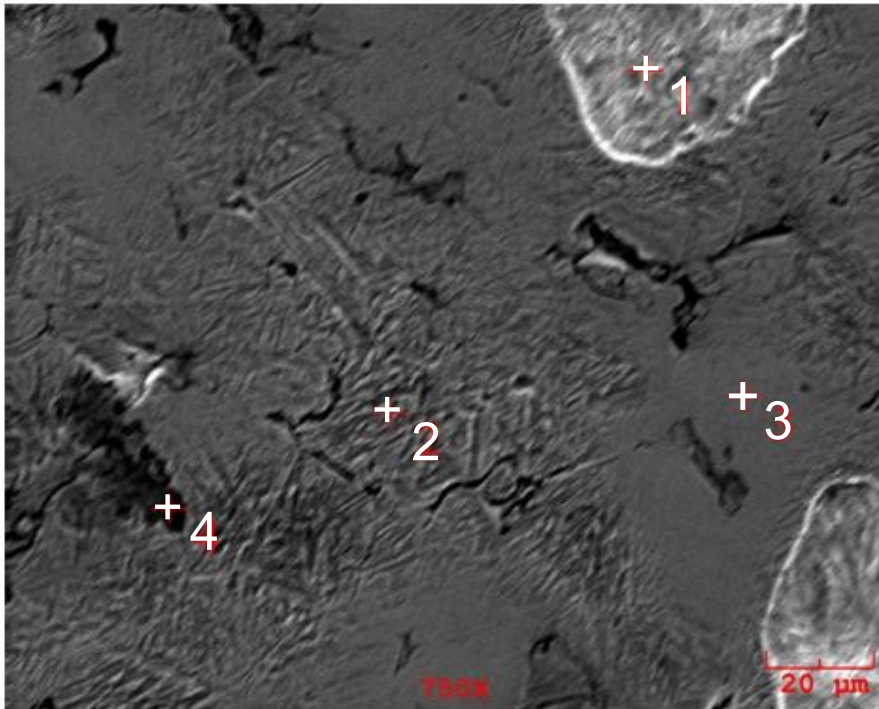
c)

Şekil 6.15.'in devamı



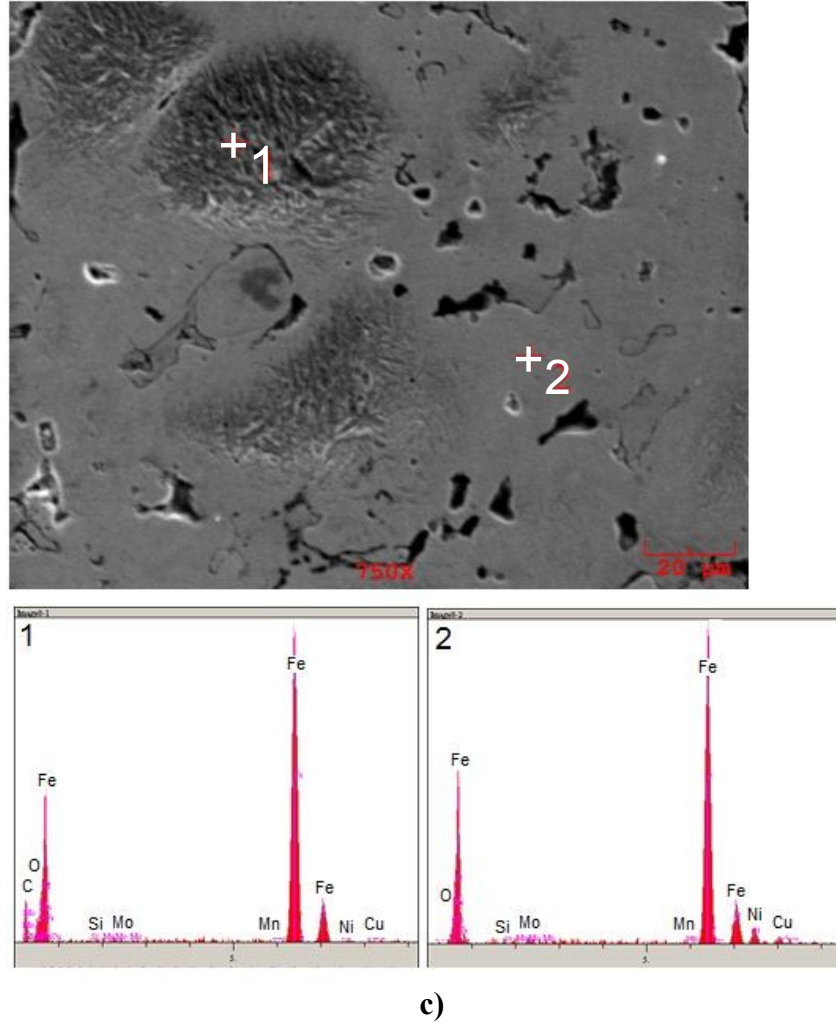
a)

Şekil 6.16. 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin mikroyapısı içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri



b)

Şekil 6.16.'nın devamı

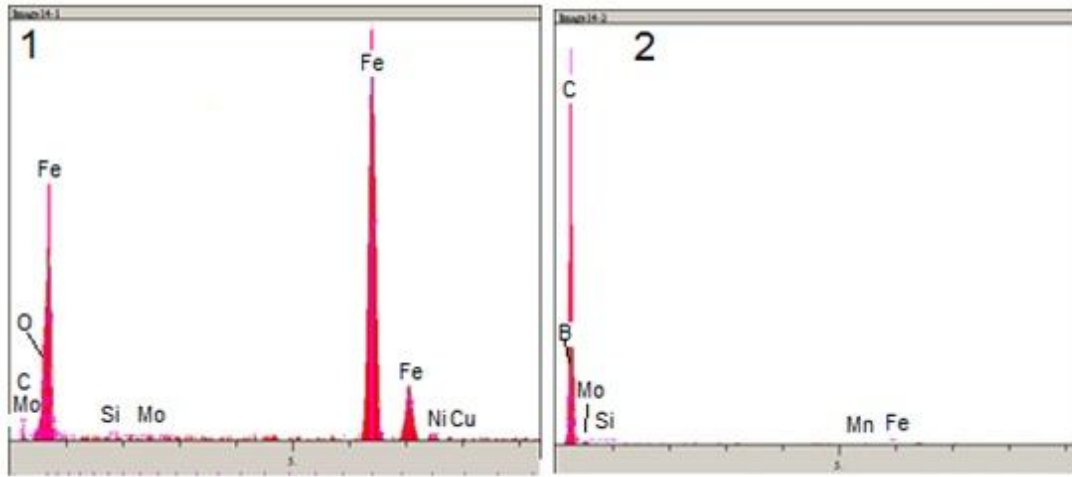
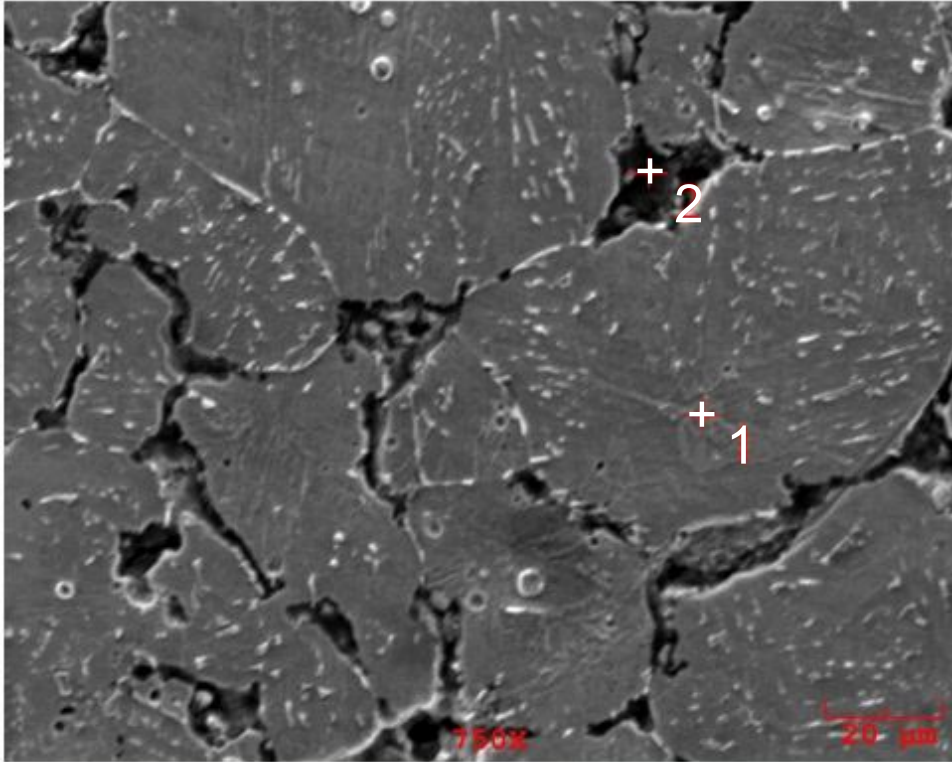


Şekil 6.16.'nın devamı

### 6.2.3.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımlı çeliğin mikroyapısına etkisi

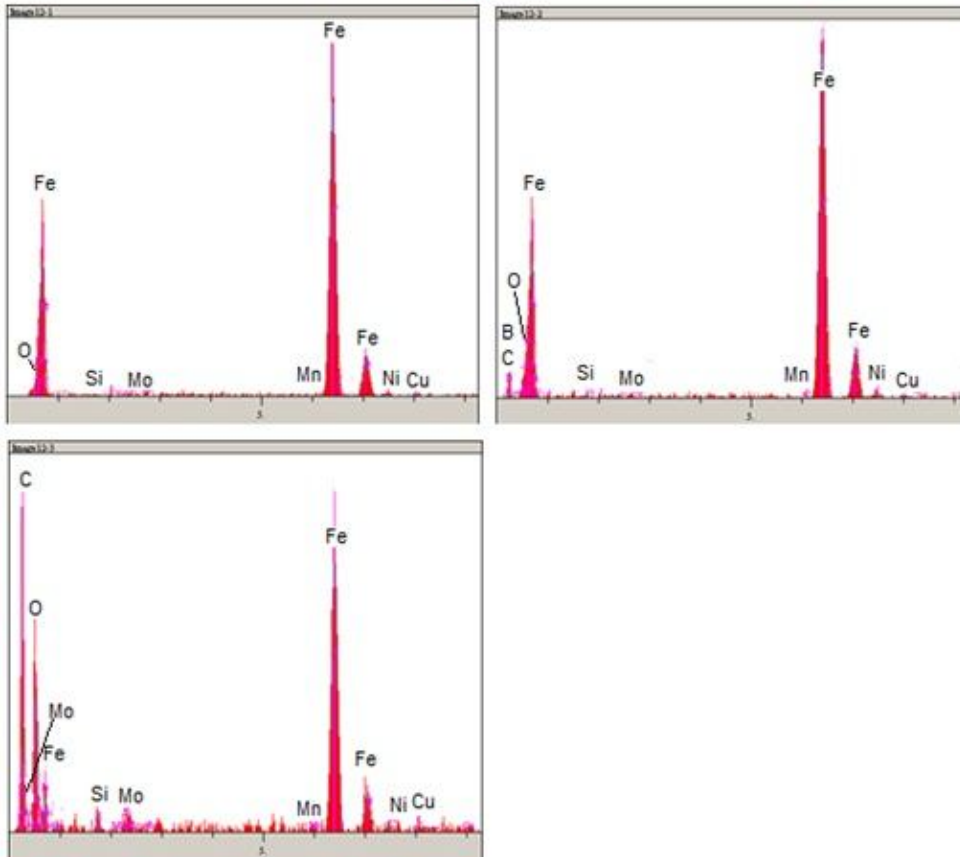
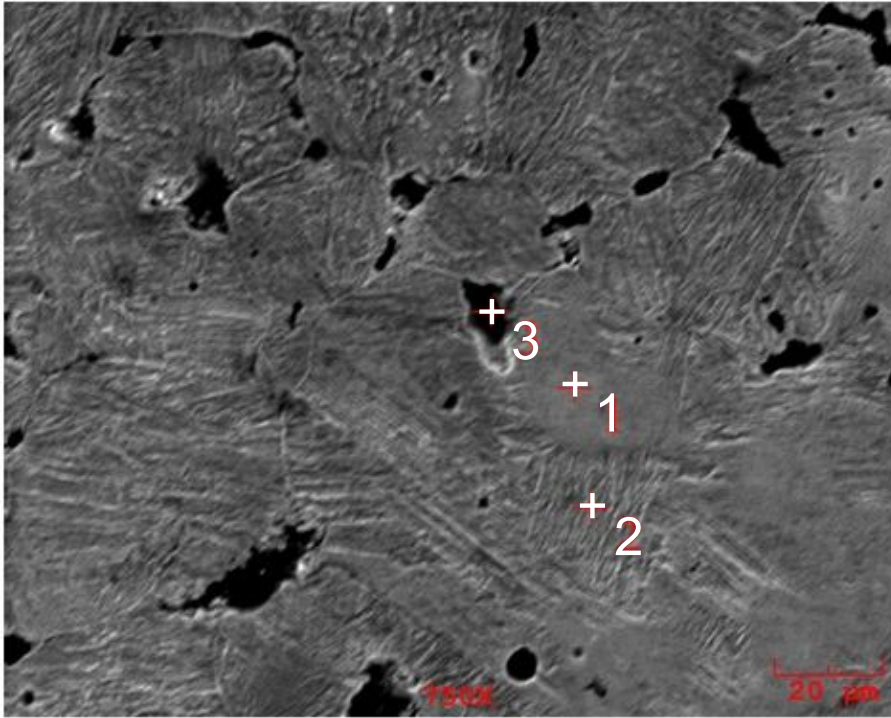
Farklı kimyasal kompozisyona sahip düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin nokta analizlerinde sadece A1 ve A2 numuneleri seçilmiştir. Şekil 6.17.'de 1200 °C'de sinterleme sonrasında hava, yağ ve su ortamlarında soğutulan A1 numunesinin bazı noktalarından alınmış EDS analizleri verilmiştir. 1 noktasından alınan EDS analizinde yapı Fe-Ni-Cu-Mo-Si haricinde C ve O içerisinde B'de bulunmaktadır. Geniş bir alanı kapsayan 1 no'lu noktanın genel olarak ferrit taneciklerinin üzerinde kaba beyrit yapının oluştuğu düşünülmektedir. Şekil 6.17.'de su ortamında soğutulan A1 numunesinin mikroyapısındaki EDS analizleri Şekil 6.17. (c)'de verilmiştir. Bu malzeme içerisinde N'de bulunmaktadır. Malzemenin sinterleme ortamında %96 N

ve %4 H bulunmaktadır. Sinterleme ortamının azot içermesine neden olabilir. Malzemenin içerisinde N ve O miktarının 2 no'lu noktada bulunması bu noktada Mn elementinin bulunmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 6.18.'de A2 numunesinin mikroyapısı içerisindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri verilmiştir (Şekil 6.18. (a-c)). Burada her iki nokta içerisinde de C elementi bulunmaktadır. 1 noktasındaki C elementinin fazla olması oluşan yapının ince perlitik yapı olduğunu göstermektedir. 2 no'lu noktada ise az miktarda karbon bulunması yapının içerisindeki C difüzyonunun artması bu noktalardaki ferritik yapının kaba beynitik yapıya dönüştüğünü göstermektedir.



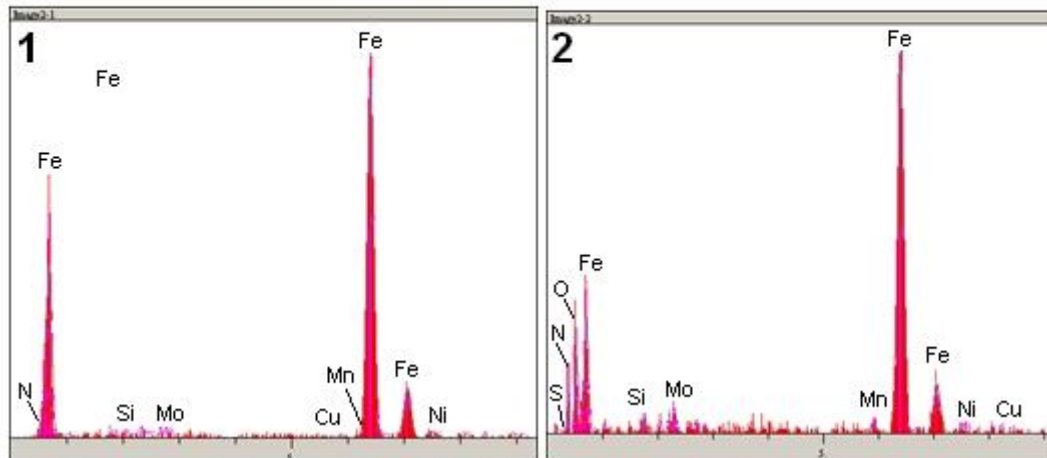
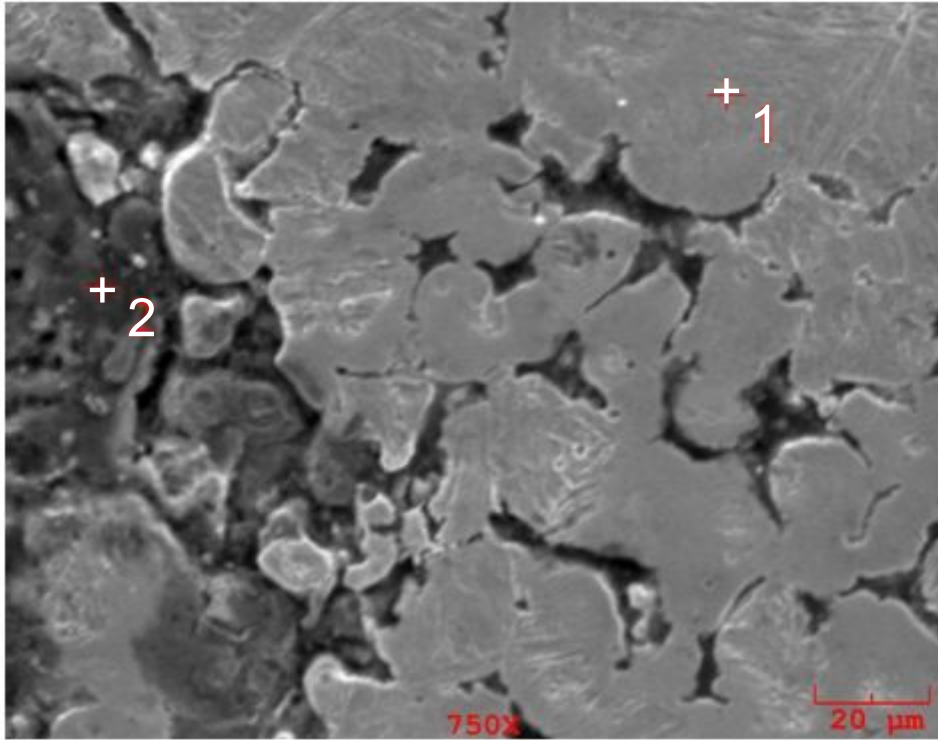
a)

Şekil 6.17. 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan Al malzemenin mikroyapısı içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri



b)

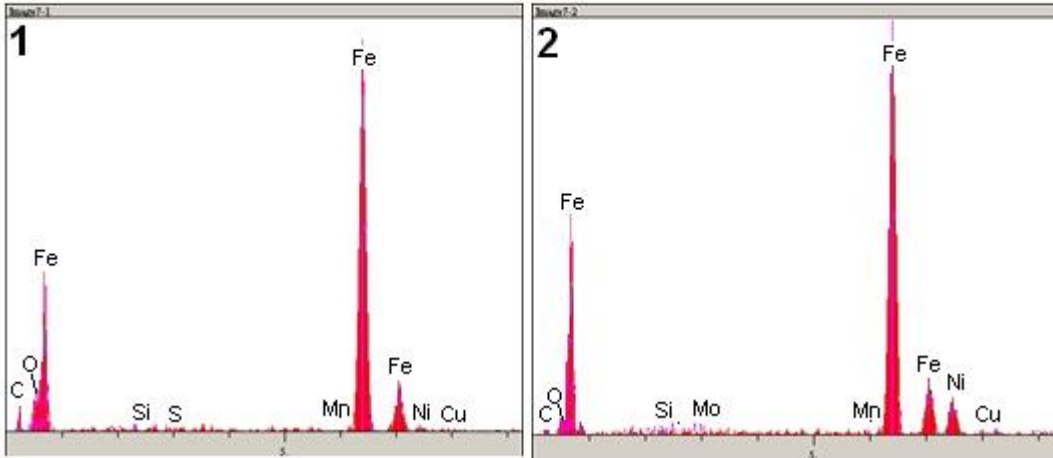
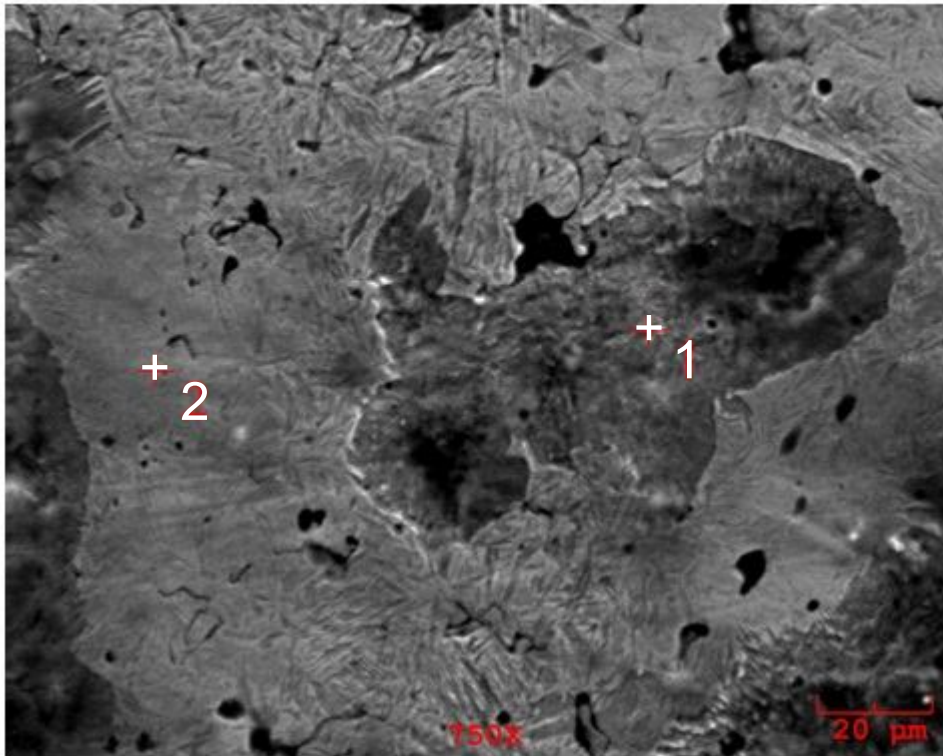
Şekil 6.17.'nin devamı



c)

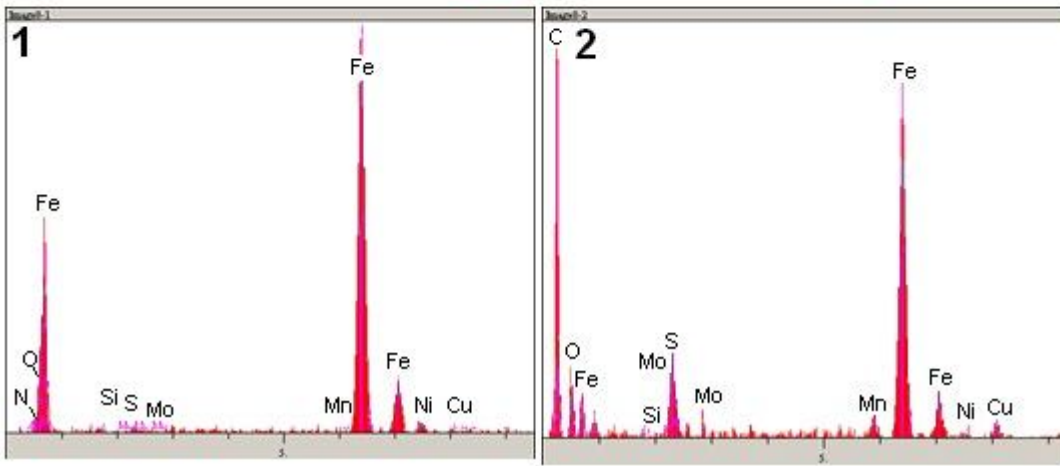
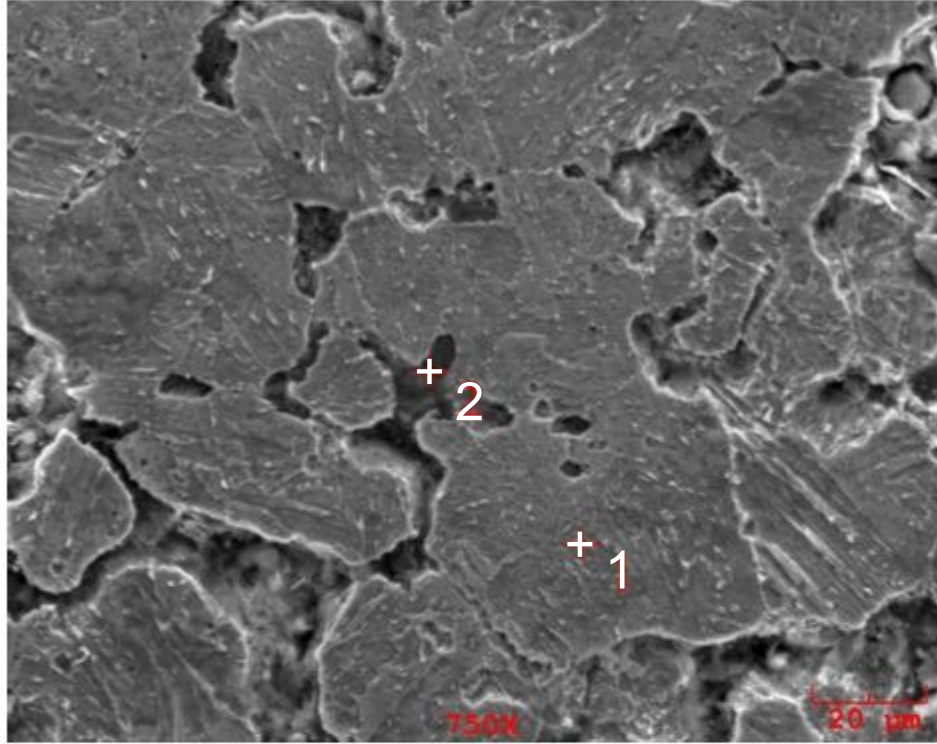
Şekil 6.17.'nin devamı





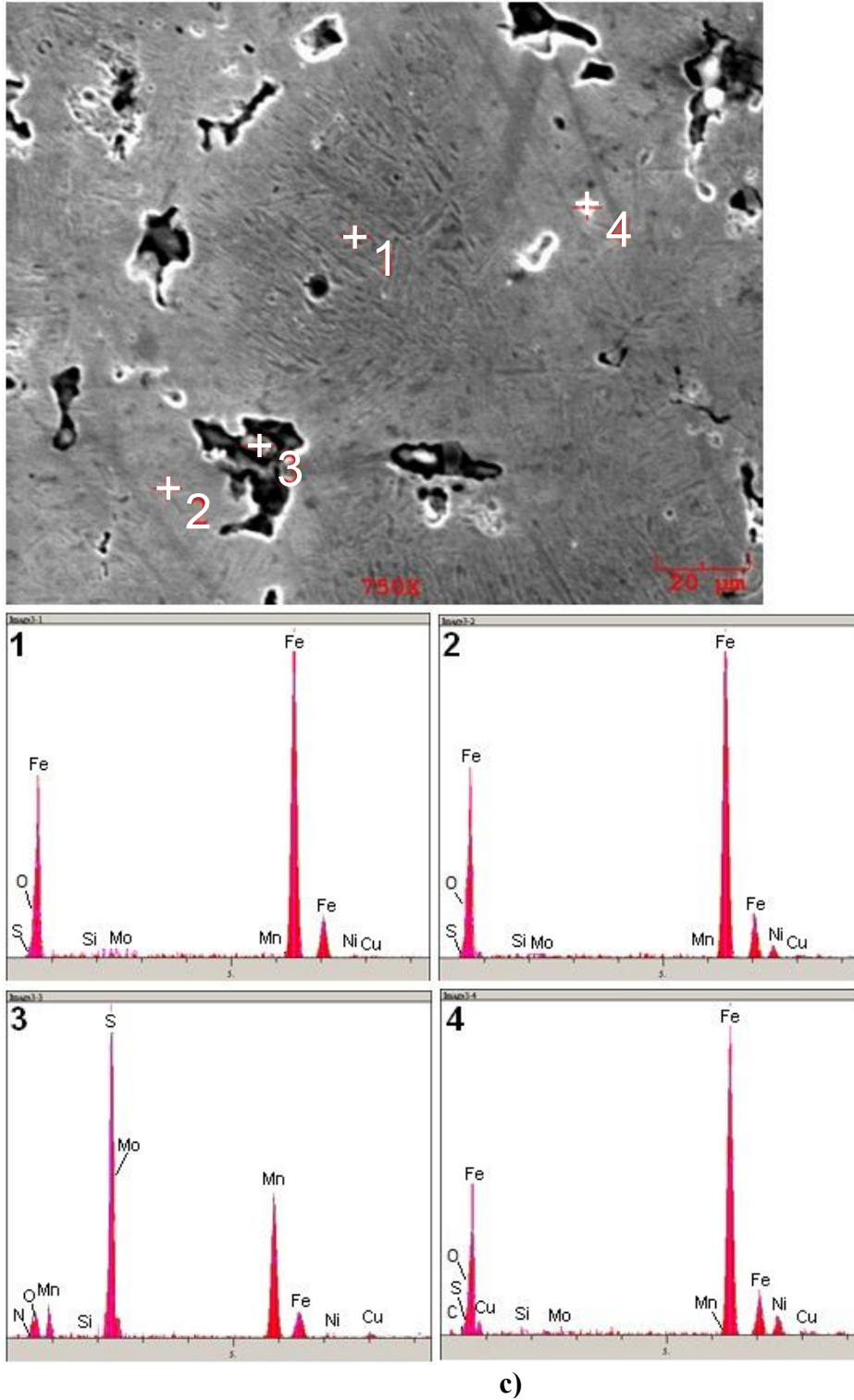
a)

Şekil 6.18. 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan A2 malzemenin mikroyapısı içindeki bazı noktalardan alınmış EDS analizleri



b)

Şekil 6.18.'in devamı



Şekil 6.18.'in devamı

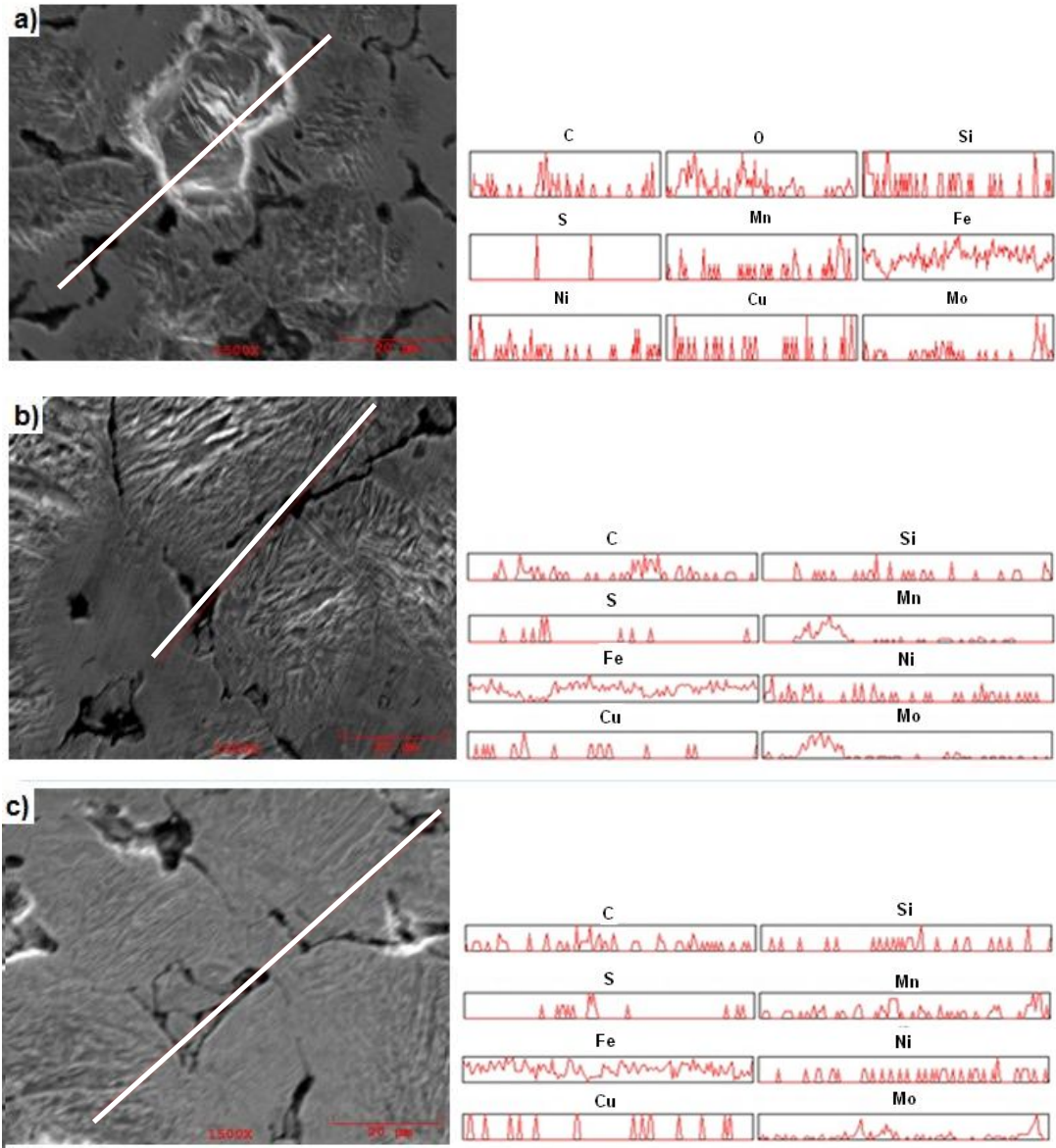
c)

## 6.2.4. SEM elementel çizgi analizleri

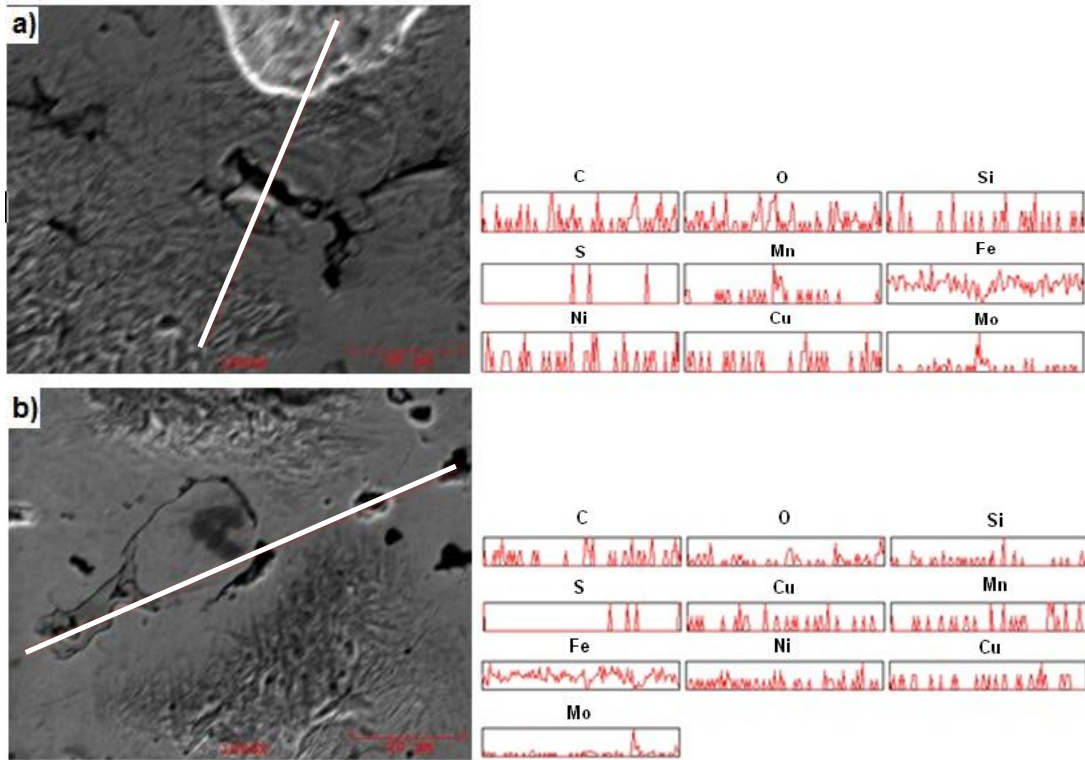
### 6.2.4.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımlı TM çeliğin mikroyapısına etkisi

TM yöntemi kullanılarak üretilen düşük alaşımlı çelik malzemelerin mikroyapısındaki elementlerin genel dağılımının daha anlaşılır hale gelebilmesi için bazı noktalardan çizgi analizleri alınmıştır.

Şekil 6.19.'da 1150 °C'de sinterlenen ve sonrasında hava, yağ ve su ortamlarında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin mikroyapısı içerisinden alınan SEM elementel çizgi analizleri verilmiştir. Şekil incelendiğinde daha sert mikroyapı içeren fazların içerisinde C ve Fe'nin yüksek olduğu bölgelerde ise daha çok oksijen, silisyum bulunduğu görülmektedir. Koyu siyah görülen noktalarda daha çok Mn ve Si bulunmaktadır (Şekil 6.19. (a)). Şekil 6.19. (b)' da ise siyah görülen noktalarda Mo, Mn ve S daha çok bulunmaktadır. C, Ni genel olarak eşit bir dağılım göstermektedir. Şekil 6.20.'de 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında yağ ve su ortamlarında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin mikroyapısı içerisinden alınan SEM elementel çizgi analizi verilmiştir. Burada C elementinin dağılımının yaygın olduğu, S elementinin dağılımının sadece bazı noktalarda yükseldiği Ni ve Cu'nun genel dağılımın eşit olduğu bazı noktalarda ise bulunmadığı görülmektedir. Cu'nun olmadığı noktalarda genel olarak Fe'de az bulunmaktadır. Bunların yerine Mn, S, Mo ve O daha çok bulunduğu görülmektedir.



Şekil 6.19. 1150 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elemental çizgi analizleri



Şekil 6.20. 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) yağ b) su ortamında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri

#### 6.2.4.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımlı çeliğin mikroyapısına etkisi

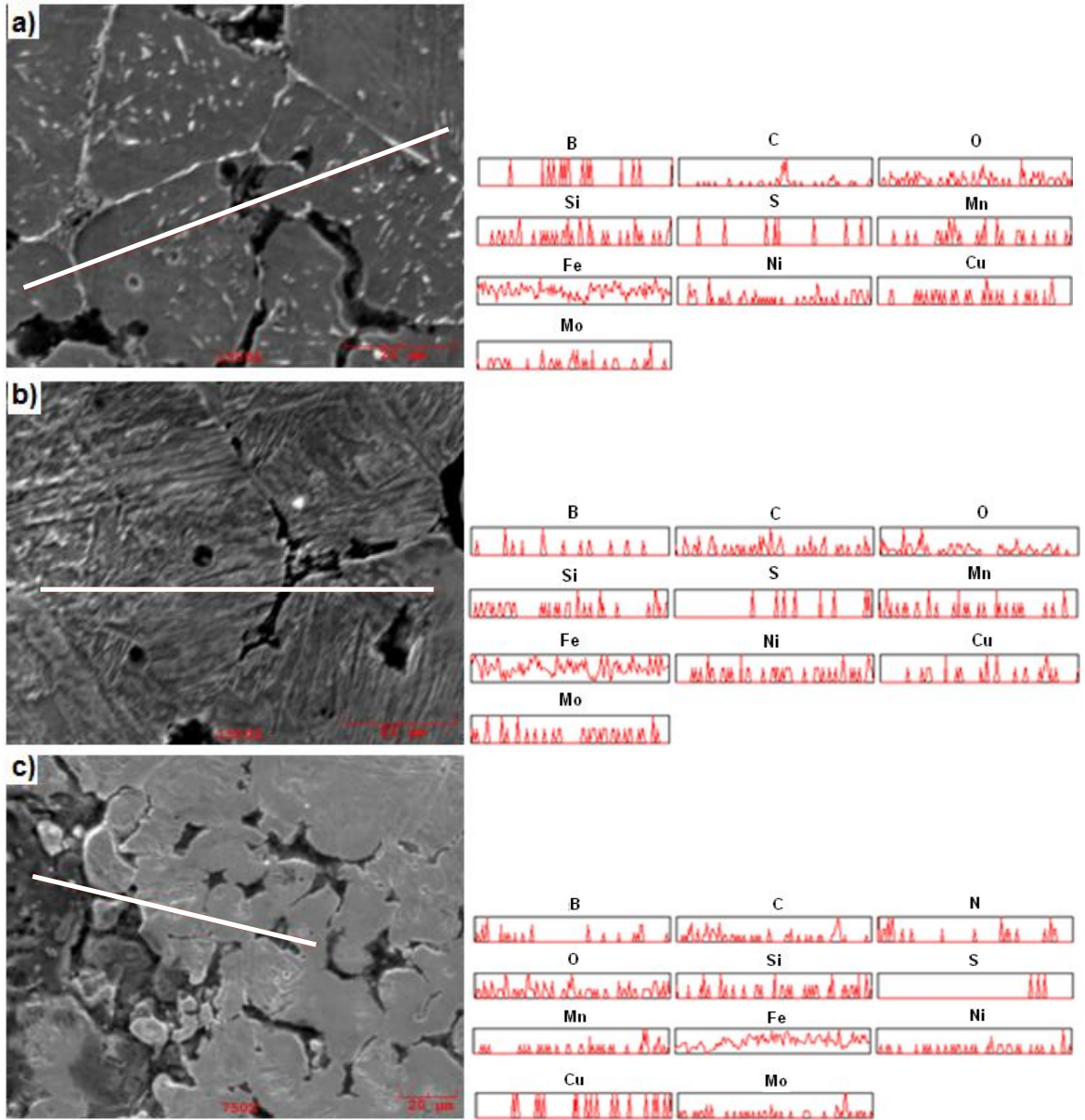
Şekil 6.21.-Şekil 6.24.’de sırasıyla A1-A4 malzemelerin farklı ortamlarda soğutulan malzemelerden alınan SEM elementel çizgi analizleri verilmiştir. Bu mikroyapılarda bor (B) genel dağılım gösteriştir. Karbon (C) sadece belli noktalarda bulunmaktadır. Soğutma ortamı değiştiğinde karbon dağılımı tüm yapıya dağılmaktadır.

Azot (N) dağılımında malzemenin belli noktalarında dağılım göstermektedir. Mn, Mo, O ise genelde siyah olan bölümlerde görülmektedir. SEM elementel çizgi analizlerinde elde edilen diğerler SEM noktasal EDS analizlerinde elde edilen sonuçlara uyuşmaktadır.

Daha önce çalışmalarda belirtildiği gibi Upadyaya [4] ve Tracey’in [102], sinterleme işlemi 1200 °C’de yapıldığında difüzyona bağlı olarak yüksek ve düşük sertleşebilen alaşımlar bir araya gelebilmektedir. C’un difüzyon katsayısı ( $D=8 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \text{ s}^{-1}$ ) yüksek olduğundan sinterleme süreci içerisinde matris içerisine yayılabilmektedir.

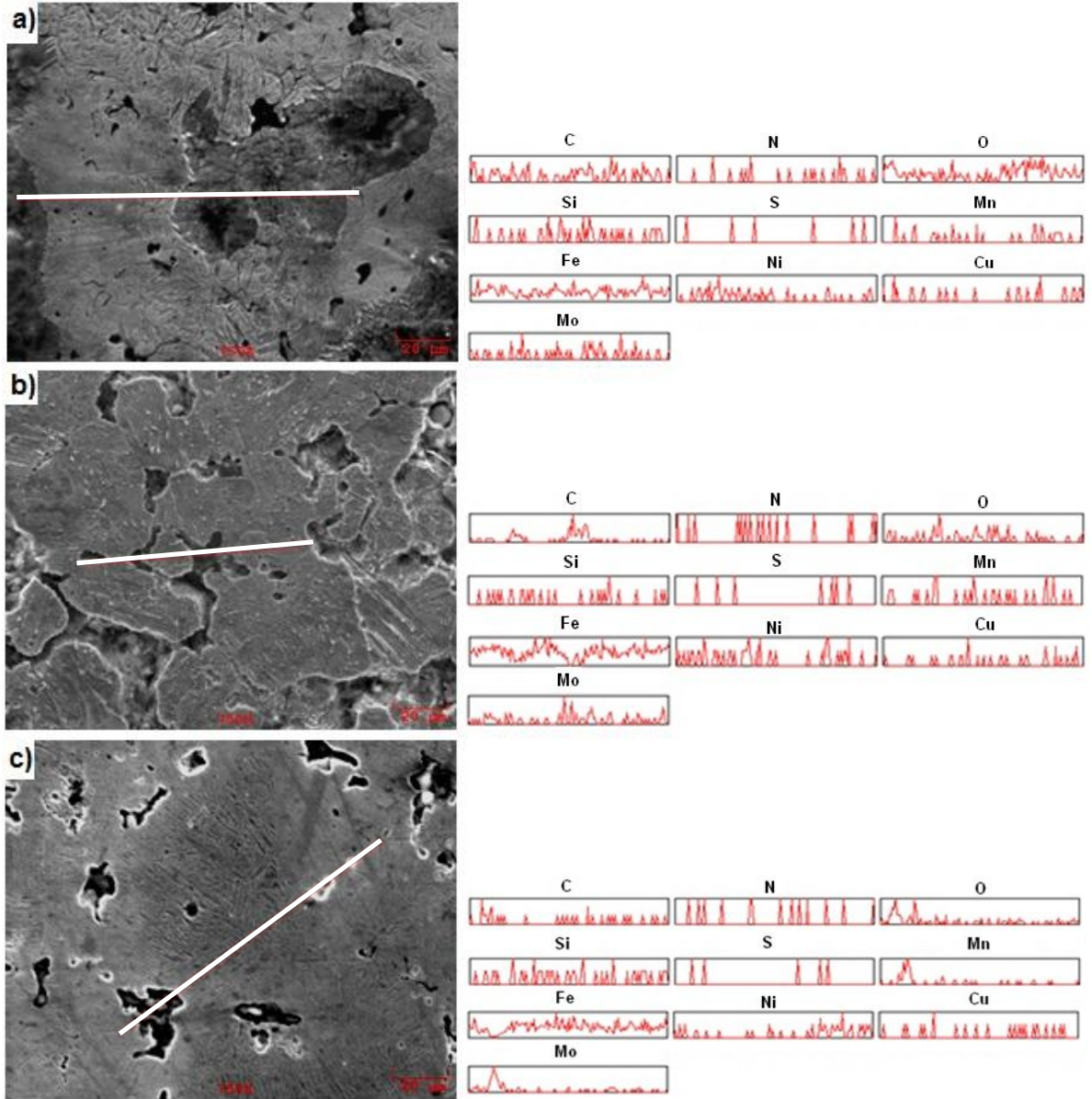
Diğer taraftan bakırın difüzyon katsayısı ( $D=1,5 \times 10^{-11} \text{ cm}^2\text{s}^{-1}$ ) karbonun difüzyon katsayısından daha düşük olduğundan matris içerisinde karbondan daha yavaş şekilde yayılmaktadır. Molibdenin sahip olduğu difüzyon katsayısı değeri ise  $D=4 \times 10^{-11} \text{ cm}^2\text{s}^{-1}$  iken nikelin sahip olduğu difüzyon katsayısı değeri ( $D=8 \times 10^{-12} \text{ cm}^2\text{s}^{-1}$ ) daha düşük olduğundan demir içerisinde en yavaş yayılımı göstermektedir. Dolayısı ile çizgi analizinde bu elementlerin yayılmak yerine belli noktalarda toplandığı görülmektedir.

Numunelerin içerisinde Mn ve Si bulunmakta ve daha çok tane sınırlarında MnS bulunmaktadır. Bu çalışmada elde edilen EDS analizleri daha önceki çalışmalarla uyusmaktadır [37, 40].

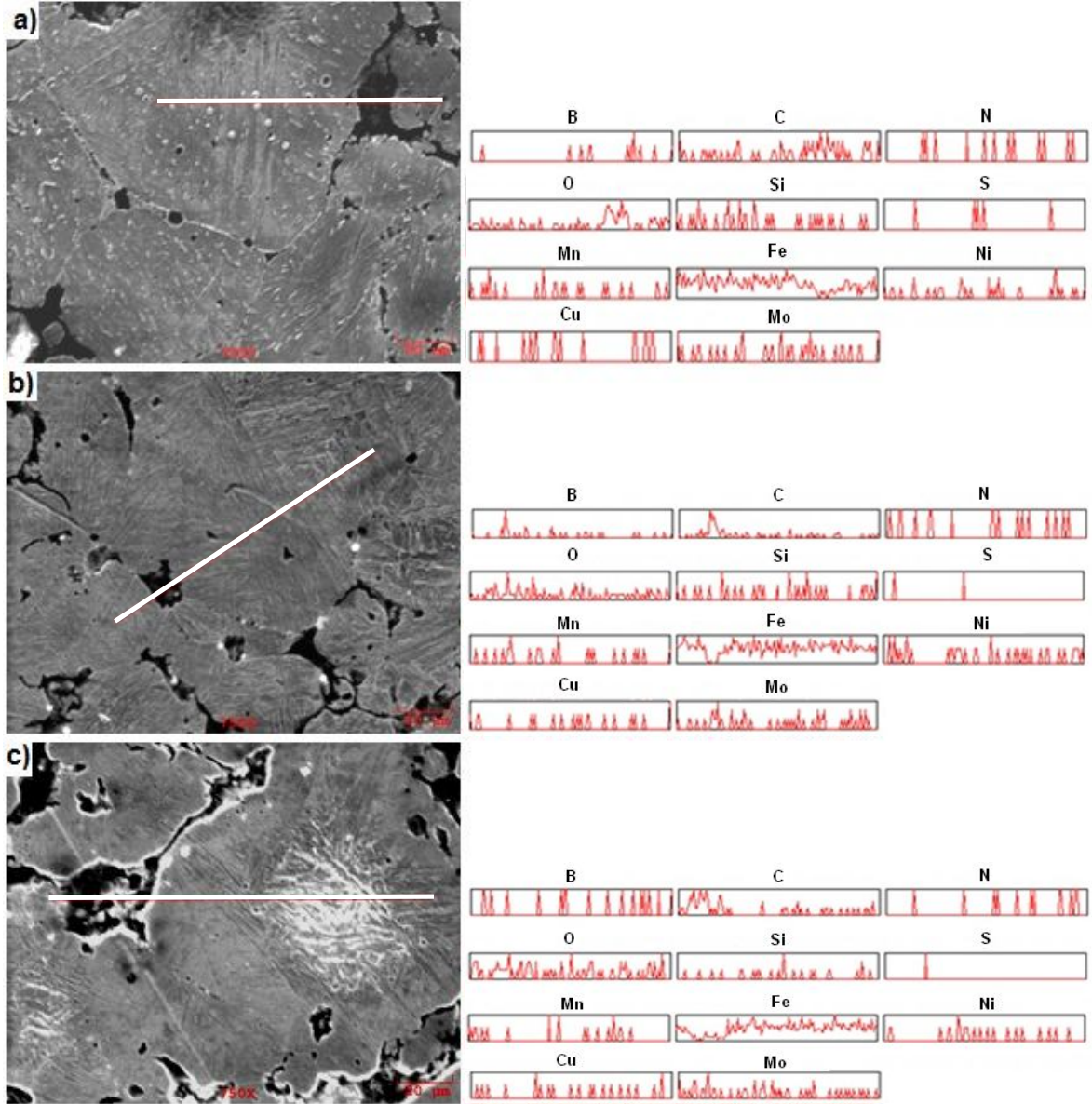


Şekil 6.21. 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulmuş olarak üretilen A1 TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri

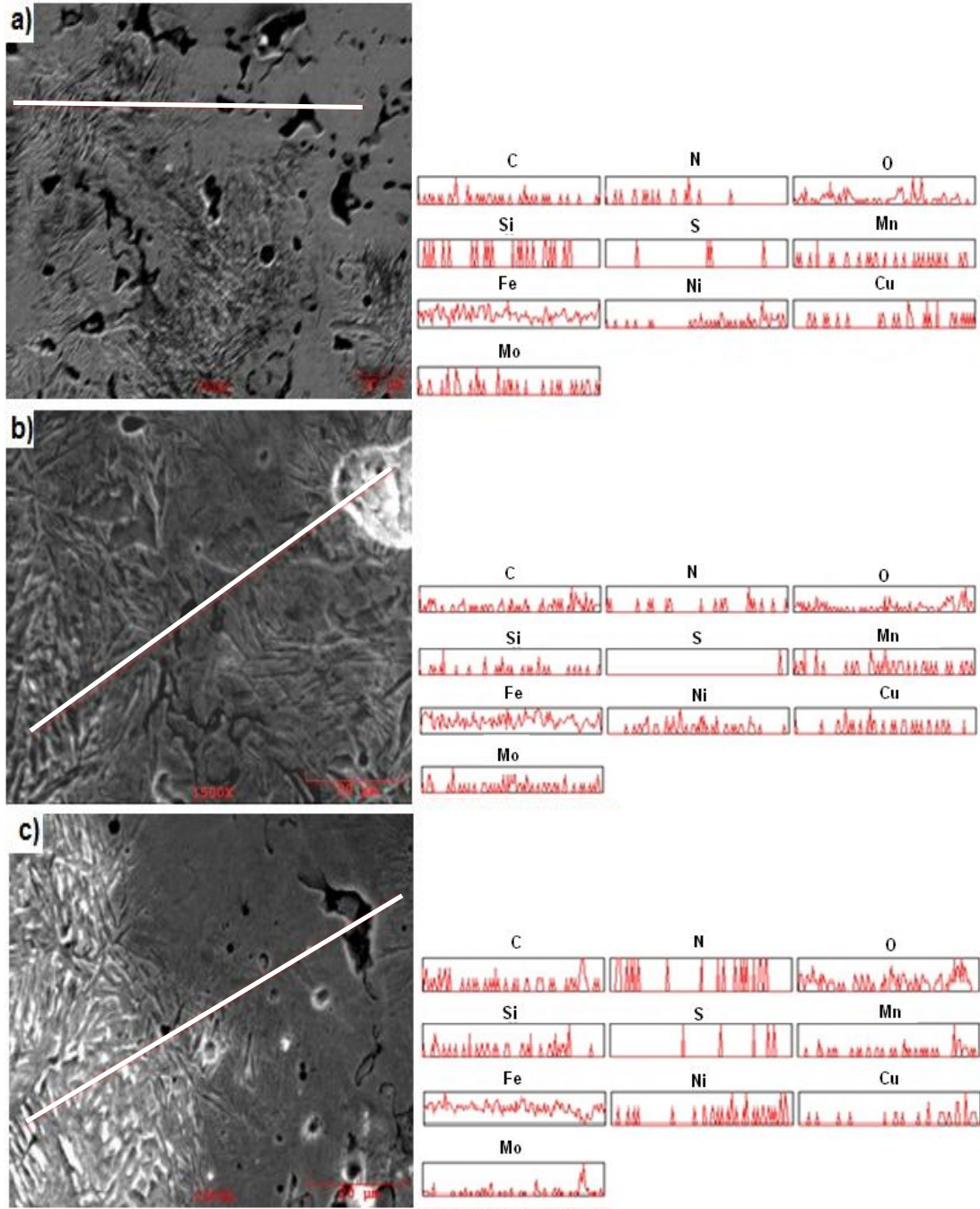




Şekil 6.22. 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulularak üretilen A2 TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri



Şekil 6.23. 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutularak üretilen A3 TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri



Şekil 6.24. 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulmuş olarak üretilen A4 TM çelik malzemenin mikroyapısı içinden alınan SEM elementel çizgi analizleri

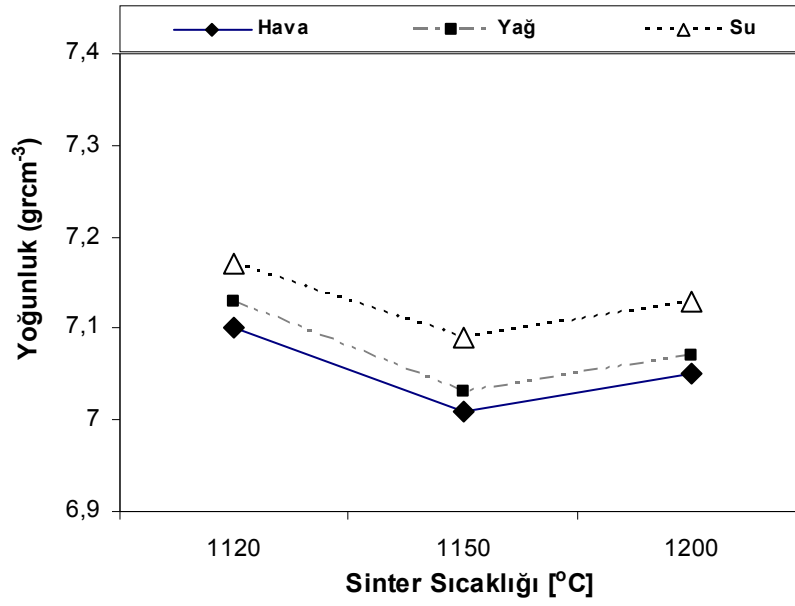
### 6.3. Yoğunluk İncelemeleri

TM yöntemi ile üretilen düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin sinterleme sıcaklıkları ve hemen sonrasında soğutma ortamlarına göre değişen görünür yoğunluk, % yoğunluk ve % gözenek miktarı Tablo 6.1.'de verilmiştir. Ayrıca görsel olarak daha net anlaşılabilmesi için Şekil 6.25'de grafiksel olarak gösterilmiştir. En yüksek yoğunluk değerleri 1120 °C'de sinterleme sıcaklığında sinterlenen ve su ortamında soğutulan numunede elde edilmiştir. En düşük yoğunluk değeri ise 7,01 gr/cm<sup>3</sup> ile 1150 °C'de sinterlenen ve sonrasında havada soğutulan numunelerden elde edilmiştir.

Soğutma ortamı sertlik değerlerine etki etmiş olup en yüksek sertlik değerlerine etki etmiş olup en yüksek sertlik değerleri su ortamında yapılan soğutmalarda elde edilmiştir. Hava ortamında gerçekleştirilen soğutma sonrasında ise en düşük yoğunluk değerleri elde edilmiştir. Bu durumda soğutma hızı arttırıldığında malzeme daha çabuk büzüldüğünden yoğunluk değerleri daha yüksektir. Yüksek sıcaklıkta yoğunluk değerlerinin düşmesi ise sıcaklığa bağlı olarak malzemelerin daha çok genleşmesi ve soğutma esnasında daha yavaş büzülme göstermesinden kaynaklanabilir.

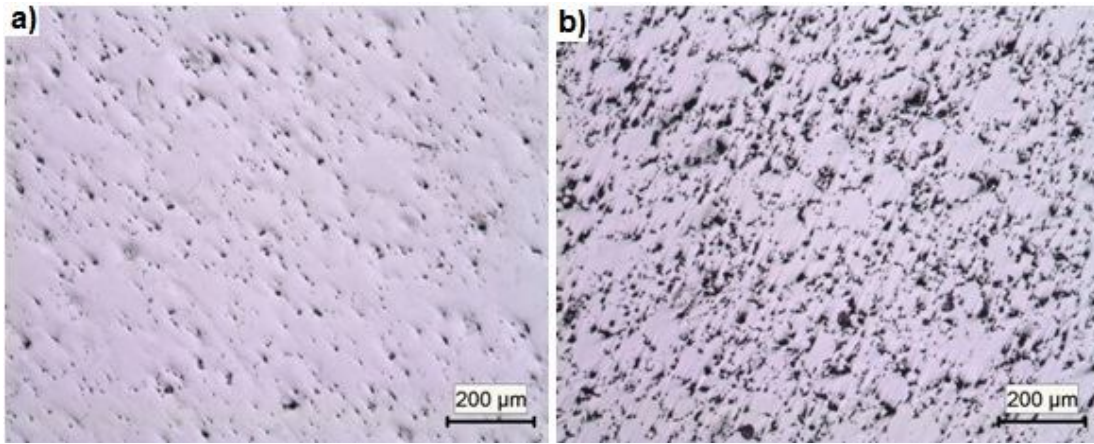
Tablo 6.1. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen sonrasında farklı ortamlarında soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin sahip olduğu görünür yoğunluk, % yoğunluk ve % gözenek değerleri.

Numune	Sıcaklık (°C)	Isıl İşlem Ortamı	Görünür Yoğunluk (g cm <sup>-3</sup> )	% Yoğunluk	% Gözenek
505	1120	Hava	7,10	97,13	2,87
		Yağ	7,13	97,54	2,46
		Su	7,17	98,08	1,92
	1150	Hava	7,01	95,90	4,10
		Yağ	7,03	96,17	3,83
		Su	7,09	96,99	3,01
	1200	Hava	7,05	96,44	3,56
		Yağ	7,07	96,72	3,28
		Su	7,13	97,54	2,46



Şekil 6.25. Farklı sıcaklık ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin sahip olduğu yoğunluk değerleri

Dağlama yapılmadan gerçekleştirilen mikroyapı çalışmalarında yüksek sıcaklıkta sinterleme yapılan ve sonrasında suda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin mikroyapı görüntülerinden anlaşılmaktadır (Şekil 6.26. (a-b)).



Şekil 6.26. a) 1120 °C b) 1150 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında suda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin dağlamadan önce çekilmiş olan ve gözenek miktarını gösteren optik mikroskop görüntüleri

Farklı kimyasal kompozisyonlarda ve farklı ortamlarda soğutulan düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin sahip olduğu görünür yoğunluk, % yoğunluk ve % gözenek değerleri tablo 6.2.'de verilmiştir. Tablo incelendiğinde genel olarak

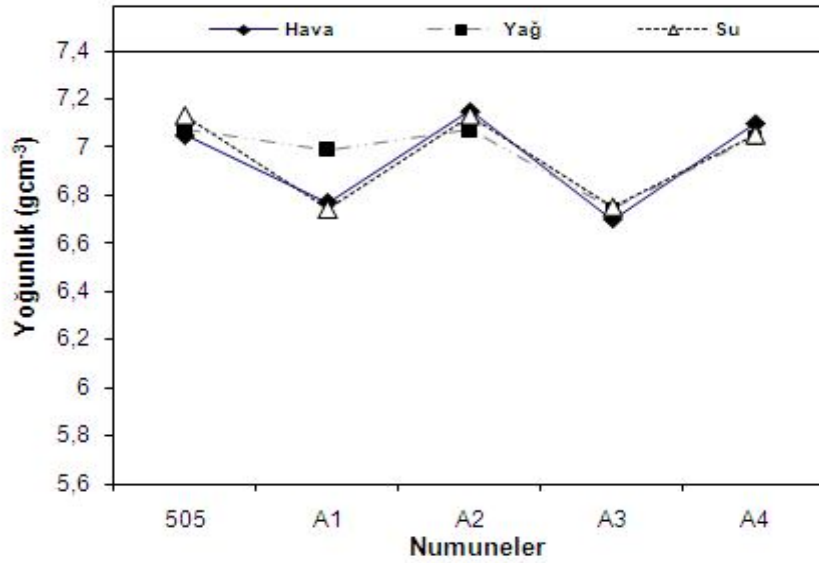
başlangıç tozuna element ilavesinin malzemenin yoğunluk değerlerine olumsuz etki ettiği ve yoğunluk değerlerinin düşmesine neden olduğu görülmüştür. Özellikle malzeme içerisine FeB ilave edildiğinde yoğunluk değerlerinin daha çok düştüğü anlaşılmaktadır. Hâlbuki bor sinterleme esnasında sıvı faz oluşmasını sağladığından TM malzemelerin yoğunluğunu arttırıcı element olduğu bilinmektedir [4]. Fakat bu çalışmada FeB ilavesi yoğunluğu düşürmektedir. Daha önce yapılan çalışmada [40] benzer durum görülmüş olup o çalışmada malzemeler 1120 °C sıcaklıkta sinterlendiğinden bor elementinin demir ile olan ötektik oluşturmasına yetmemektedir. Dolayısı ile malzemenin yoğunluğu düşmekte olduğu belirtilmektedir. Ancak bu çalışmada kullanılan 1200 °C sinterleme sıcaklığı Fe ve B'nin ötektik oluşturması için yeterli bir sıcaklıktır. Ancak FeB'un bazı elementlerle reaksiyona girerek malzeme içerisinde gözenek oluşturması yoğunluk değerlerinin düşmesine neden olabilir. Malzeme içerisine Mo ilavesi (A2) ve Cu ilavesi (A4) numunelerinin yoğunluğunun artmasına olumlu yönde katkı sağlamaktadır. Bakır sıvı faz sinterlemesini sağlayan bir element olduğundan başlangıç tozu içerisine belirli bir miktar ilave edildiğinde malzemenin yoğunluğuna ve dolayısı ile mekanik özelliklerine olumlu etki etmektedir. Bakırın ilavesi ile oluşturulan sıvı fazın artması TM malzemelerin içerisindeki gözenekleri doldurmaktan ve malzeme içerisindeki tanelerin arasındaki bağı kuvvetlendirerek elde edilen malzemelerin sertlik ve çekme dayanım değerlerinin artmasını sağlamaktadır [30, 36, 40, 103-105].

Tablo 6.2. Farklı ortamlarında soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin sahip olduğu görünür yoğunluk, % yoğunluk ve % gözenek değerleri

Numuneler	Sıcaklık (°C)	Isıl İşlem Ortamı	Görünür Yoğunluk (g cm <sup>-3</sup> )	% Yoğunluk	% Gözenek
A1	1200	Hava	6,77	93,51	6,49
		Yağ	6,99	96,55	3,45
		Su	6,74	93,09	6,91
A2		Hava	7,15	97,81	2,19
		Yağ	7,07	96,72	3,28
		Su	7,13	97,54	2,46
A3		Hava	6,70	92,54	7,46
		Yağ	6,74	93,09	6,91
		Su	6,75	93,23	6,77
A4		Hava	7,10	96,99	3,01
		Yağ	7,04	96,17	3,83
		Su	7,05	96,31	3,69

Ancak 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmalar element miktarlarının önemli olduğunu göstermekte, yoğunluğa bakırın önemli etki ederken belli bir değerin üzerine çıkması sonucu sinterleme işlemi esnasında genleşme miktarı artacağından elde edilen malzemelerin yoğunluk değerinin düşük olacağı anlaşılmaktadır [40, 103-105]. Genel olarak bu malzemelerde de soğutma ortamları yoğunluk değerleri üzerine belirgin bir şekilde etki etmediği görülmektedir.

Şekil 6.27.'de farklı kimyasal kompozisyona sahip ve farklı ortamlarda soğutulan malzemelerin sahip olduğu yoğunluk değerleri daha net şekilde görülebilmesi için verilmiştir. Elde edilen yoğunluk ve gözenek değerleri gerçekleştirilen optik mikroskop görüntüleri ile uyuşmaktadır. Yoğunluk değerleri düşük olan A1 ve A3 TM çelik malzemelerin optik mikroskop görüntülerinde fazla gözenek içerdiği görülmektedir (Şekil 6.28.). Bu şekilde A2 ve A4 malzemeleri daha düşük oranda gözenek içermekte olduğu görülmektedir (Şekil 6.28.).



Şekil 6.27. 1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin sahip olduğu yoğunluk değerleri

Önceden de bahsedildiği gibi Bor sinterleme esnasında sıvı faz oluşturduğundan sinterleme mekanizmasını olumlu yönde etkilemekte veya sinterleme sıcaklığını düşürmektedir. Dolayısı ile malzemenin mukavemetini arttırmaktadır [4]. FeB, Fe-Cu ikili faz diyagramları sırasıyla Şekil 6.29. (a-b)'da verilmiştir. Şekle bakıldığında Fe-Fe<sub>2</sub>B ötektiği 1177 °C'dedir [40, 103-105]. Demir borür fazı 500 °C civarında oluşmaktadır. Fe-Fe<sub>2</sub>B ötektiği sıvı faz oluşturmakta ve oluşan sıvı faz iki farklı reaksiyon ile meydana gelmektedir [106]. Reaksiyonlar aşağıdaki denklemlerde gösterilmiştir.



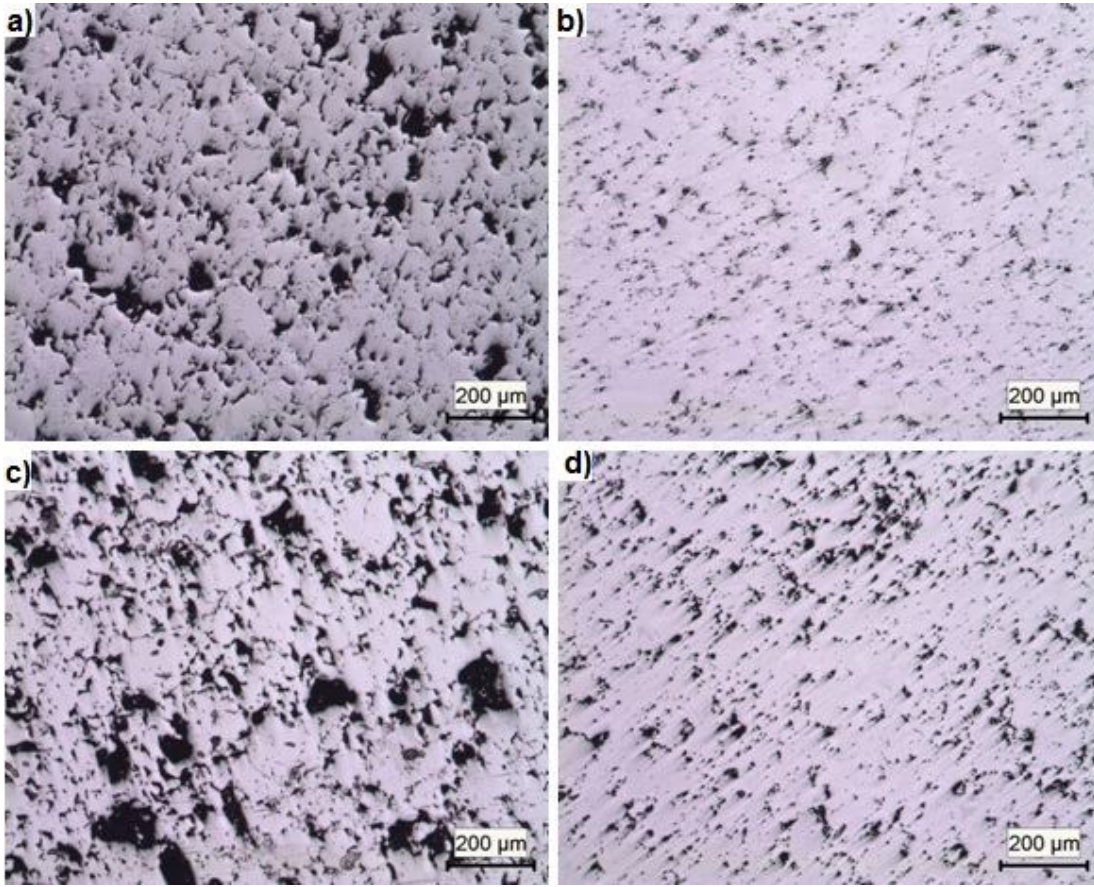
İkinci reaksiyon ise 1120°C'de oluşmakta olup aşağıda gösterilmiştir.



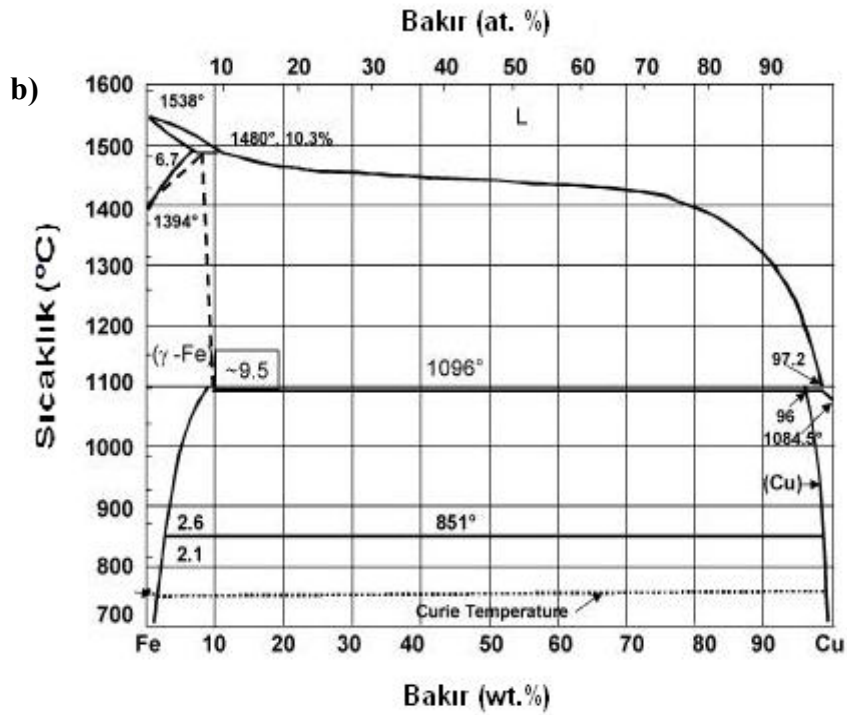
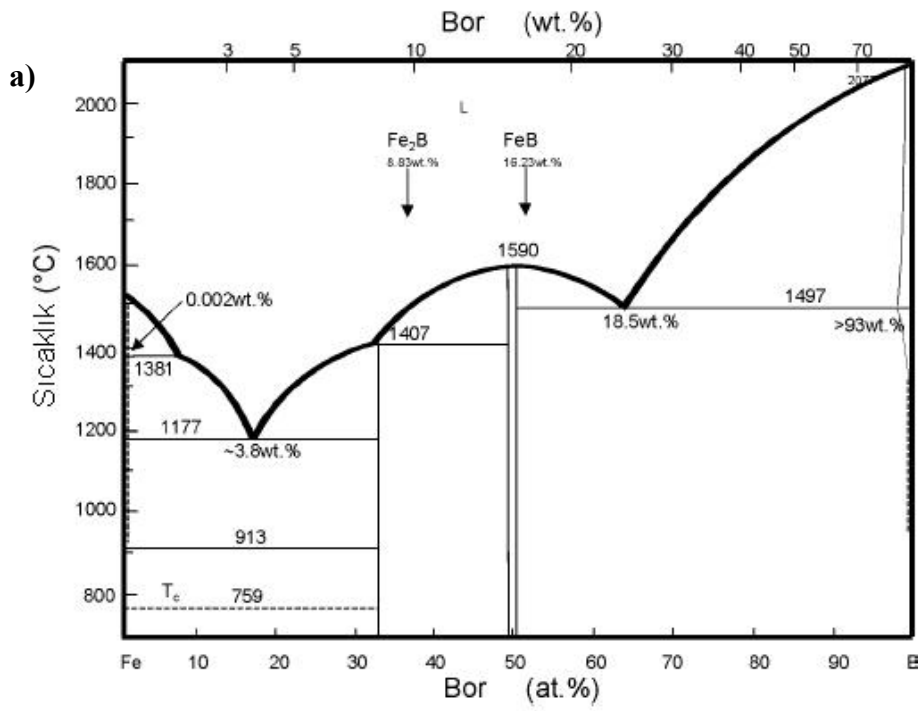
Toz karışımı içerisinde bulunan Cu 1083 °C'de erimekte ve 1095 °C'de ötektik faz oluşturmaktadır. Oluşan sıvı faz kompakt malzemenin yoğunlaşmasını sağlamaktadır [4].



Sinterleme esansında oluşan  $Fe_2B$  fazı bakırın ostenit fazı içerisinde difüzyonunu engellemektedir. Böylece bor içeren malzemeler fazla miktarda gözenek içermekte ve yoğunluk değerleri düşük olmaktadır. Daha önceki yapılan çalışmalarda [46] 1200 °C civarındaki sinterleme sıcaklığında olumlu sonuçlar elde edilmesine rağmen bu çalışmada düşük yoğunluk değerleri elde edilmiştir. Buda bu çalışma içerisinde kullanılan FeB tozunun kendi özelliğinden veya % miktarından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 6.28. 1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında havada soğutulan a) A1 b) A2 c) A3 d) A4 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin dağlamadan önce çekilmiş olan ve gözenek miktarını gösteren optik mikroskop görüntüleri



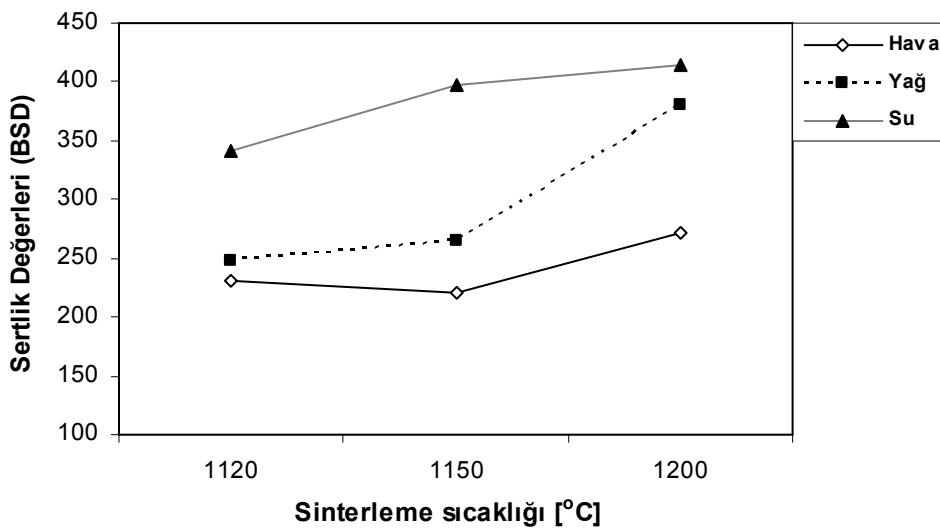
Şekil 6.29. Fe-B ve Fe-Cu ikili faz diyagramları [107, 108]

## 6.4. Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

### 6.4.1. Sertlik ölçümleri

Farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve daha sonra farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi sahip olduğu Brinell sertlik değerleri Şekil 6.30.'da verilmiştir. Şekil incelendiğinde en yüksek sertlik değerlerinin 1200 °C'de sinterlenen ve sonrasında suda soğutulan malzemenin sahip olduğu görülmektedir. En düşük sertlik değerinin ise 1150 °C'de sinterlenen ve havada soğutulan numuneden elde edilmiştir.

Sertlik değerleri sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yükselmekte ve en yüksek değerleri 1200 °C'de sinterlenen numunelerin olduğu görülmektedir. Sinterleme sıcaklığına paralel olarak malzemelerin yoğunluğu artmakta ayrıca başka fazların oluşması da sertlik değerlerinin artmasına neden olmaktadır. Su ortamında yapılan soğutma sonucunda en yüksek sertlik değerlerinin elde edilmesi hızlı soğuma ile malzeme mikroyapısında sert fazların oluşması neden olmaktadır. Malzemenin içerisinde ince perlit, üst beynit gibi sert fazların oranları artmaktadır. Sertlik değerleri mikroyapı çalışmalarında elde edilen optik SEM/EDS ve SEM elementel çizgi analizleri görüntüleri ile uyum içerisindedir.

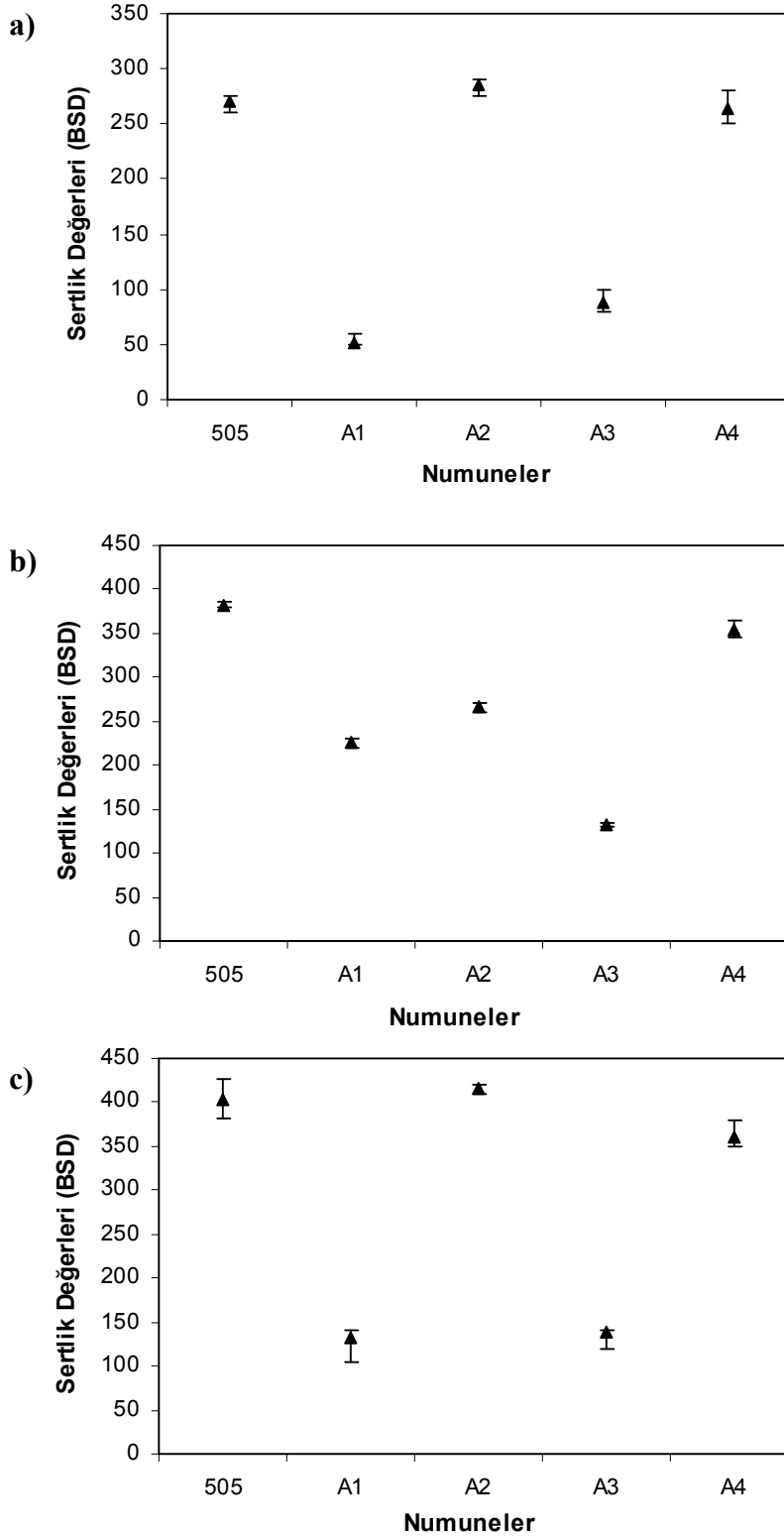


Şekil 6.30. Farklı sinterleme sıcaklığı ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin sahip olduğu brinell sertlik değerleri

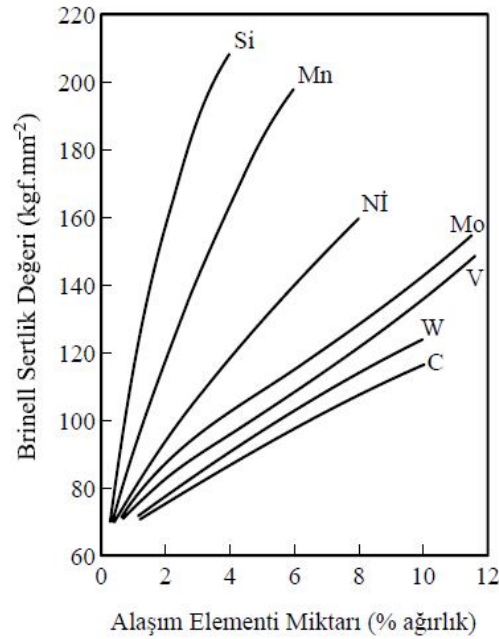
Farklı kimyasal kompozisyonlara sahip ve farklı soğutma ortamlarında tutulan düşük alaşımli toz metalurjik çelik malzemenin sahip olduğu sertlik değerleri Şekil 6.31.'de verilmiştir. Bu çalışmalarda en yüksek sertlik değerleri su ortamında soğutulan A2 ve A4 malzemelerinden elde edilmiştir. Bu malzemelerin içerisinde bulunan molibden ve bakır sertlik değerlerinin artmasında olumlu etki göstermiştir. Önceki çalışmalarda belirtildiği gibi Ni, Cu, Mn ve Cr gibi alaşım elementleri sürekli sönüşüm diyagramını sağa doğru kaydırıldığından beynit burnunu da sağa doğru kaydırmaktadır. Böylece malzemenin sertleşebilirliğini arttırmaktadır [12, 109]. Fe esaslı malzemelerde Ni, Si ve Cu gibi alaşım elementleri ferrit fazı içerisinde çözünmektedir. Malzemenin içerisinde yeterli miktarda C bulunduğu Mn ve Mo gibi elementler ferrit içerisinde çözünebilmekte hem de karbür yapabilmektedirler. Ferrit fazı içerisinde çözünen bu alaşım elementleri katı çözelti sertleşmesi mekanizması ile toz metalurjik malzemenin sertlik ve dayanımın artmasını sağlamaktadır [109]. Bu durum daha önceki çalışmalarda da görülmüştür [40].

Bazı alaşım elementlerinin sertlik değerlerine etkisi Şekil 6.32.'de verilmektedir. Burada görüldüğü gibi molibden miktarındaki artış malzemenin sertliğini arttırmaktadır. Fe esaslı toz metalurjik malzemenin üretiminde yavaş soğuma hızı nedeni ile malzemenin mikroyapısı ferrit-perlit mikroyapı fazlarından oluşmaktadır. Daha önce yapılan çalışmalarda bu şekilde üretilen malzemenin sertliği 200-300 HB arasında değişmektedir [102]. Aynı literatürde verilen bilgilere göre mikroyapı içerisinde beynit ve martenzitik fazlar oluştuğunda sertlik değerlerinin 350-600 HB arasındaki değerlerde olduğu bilinmektedir [102]. Molibden oranındaki artış ince perlitin artışına neden olmaktadır. Martenzitin sertliği 314 Hv, ince perlitin sertliği 306 Hv civarındadır. Molibdenin artışı sertliği arttırmakta olup soğutma hızı artışı da sertlik artışına neden olmaktadır. Böylece sertlik ve çekme dayanımı değerlerini arttırmaktadır [13, 23]. Bakır oranı arttıkça sertlik değerleri artmaktadır. Çünkü bakır ve molibden sertleşebilirliği arttırmaktadır. Çok az bakır ilavesi malzemenin içyapısındaki temperlenmiş martenzit oranını arttırmaktadır. Bakır ve nikel bir arada olduğunda düşük soğutma hızlarında sertlik değerleri az artarken hızlı soğuma sonucunda sertlik değerlerindeki artış daha çok olmaktadır. Malzemenin sahip olduğu mekanik özellikleri de arttırmaktadır. Soğuma hızı malzemenin mikroyapısı üzerinde etkili olup soğuma hızının artışına paralel olarak martenzitik yapı artmakta

ve mikroyapı içerisinde ise nikelce zengin bölgelerde beynit ve perlit alanlarında daralma olmaktadır [12]. Bu eğilim gerçekleştirilen bu çalışmalarda gözlemlenmiştir.



Şekil 6.31. Farklı kimyasal kompozisyonlara sahip ve 1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında a) hava b) yağ ve c) su ortamında soğutulan düşük alaşımlı TM çelik malzemenin sahip olduğu brinell sertlik değerleri



Şekil 6.32. Bazı alaşım elementlerinin çeliğin sertliğine etkileri [59]

TM ile üretilen elik malzemelerde C miktarı sertlik değerlerinde en önemli etkendir. Toz metalurjik malzemelerde toz içerisinde bulunan Mo ilavesi katı ozelti sertleşmesine az miktarda etki etmekte fakat molibden karbon içerisinde ozndğnde sertleşebilme özelliği nedeniyle malzemenin sertlik değerlerinin artmasına katkı sağlamaktadır. Toz içerisindeki bakır ve nikel miktarının artışı malzemenin sertleşebilme özelliğini arttırmaktadır [31].

Malzeme içerisinde bulunan Bor elementi malzemenin sertlik değerinin düşmesine neden olmaktadır. Bu elementlerin ilavesi sinterleme sonrası yağ içerisinde soğutulduğunda sertlik değerleri bir miktar artmaktadır. FeB katılması malzeme içerisinde safsızlığı bozduğundan sinterleme esnasında diğer elementlerin malzeme içerisine yayınımı engellediği ve düşük sertlik değerlerinin elde edilmesine neden olduğu düşünülmektedir.

## 6.4.2. Aşınma deneyleri

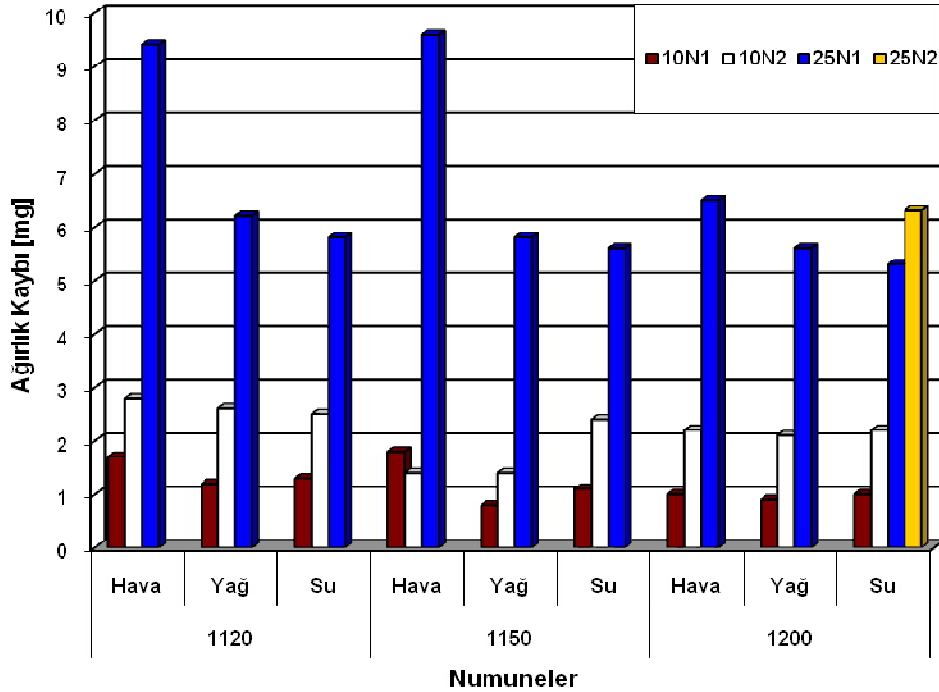
### 6.4.2.1. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının düşük alaşımlı TM çeliğin aşınma davranışlarına etkisi

TM yöntemi ile üretilen 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin farklı sinterleme sıcaklıklarında sinterleme sonrasında farklı ortamlarda soğutulmuşlardır. Sinterleme sıcaklıklarının soğuma ortamlarının ve ilave elementlerin üretilen düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin aşınma davranışlarına etkisini incelemek amacıyla her bir numune 10 N ve 25 N yükler altında  $1 \text{ msn}^{-1}$  ve  $2 \text{ msn}^{-1}$  kayma hızı şartlarında aşınma işlemlerine tabi tutulmuşlardır. Aşınma deneylerinde sinterleme sıcaklıklarının ve soğuma ortamlarının aşınma miktarına etkisi Tablo 6.3.'de ve Şekil 6.33.'de verilmiştir.

Ancak 25 N yük ve  $2 \text{ ms}^{-1}$  kayma hızında yapılan aşınma deneyinde ağırlık kaybı değerleri çok yüksek olduğundan ve şeklin net olarak anlaşılmasını önlediğinden dolayı elde edilen ağırlık kaybı değerleri tablo içerisinde verilmiş ancak şekille gösterilmemiştir. Tablo ve şekiller incelendiğinde düşük yük ve hızlarda birbirine çok yakın değerler elde edilmekle beraber sinterleme sıcaklığı yükseldikçe ağırlık kaybı değerlerinde düşüş görülmektedir. Düşük yüklerde yüksek kayma hızlarında sıcaklık artışına paralel olarak aşınma kaybı değerleri azalmaktadır. Sinter sonrasındaki soğutma ortamı aşınma deneyi sonuçlarına önemli şekilde etki etmekte, soğutma hızı arttıkça ağırlık kaybı değerlerinde düşüşler görülmektedir. Sinter sonrası soğuma hızının artışı malzemeye aşınma direnci kazandırmakta ve deney esnasında malzemenin daha az aşındığı önceki bir çalışmada görülmüştür [23].

Tablo 6.3. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen ağırlık kaybı değerleri

Ortam	Sıcaklık (°C)	Ağırlık kaybı (mg)			
		Yük (N)			
		10		25	
		Kayma hızı (ms <sup>-1</sup> )			
		1	2	1	2
Hava	1120	1,70	2,80	9,40	30,90
	1150	1,20	2,60	6,20	25,10
	1200	1,30	2,50	5,80	12,70
Yağ	1120	1,80	1,40	9,60	27,20
	1150	0,80	1,40	5,80	17,50
	1200	1,10	2,40	5,60	11,50
Su	1120	1,00	2,20	6,50	19,20
	1150	0,90	2,10	5,60	13,80
	1200	1,00	2,20	5,30	6,30

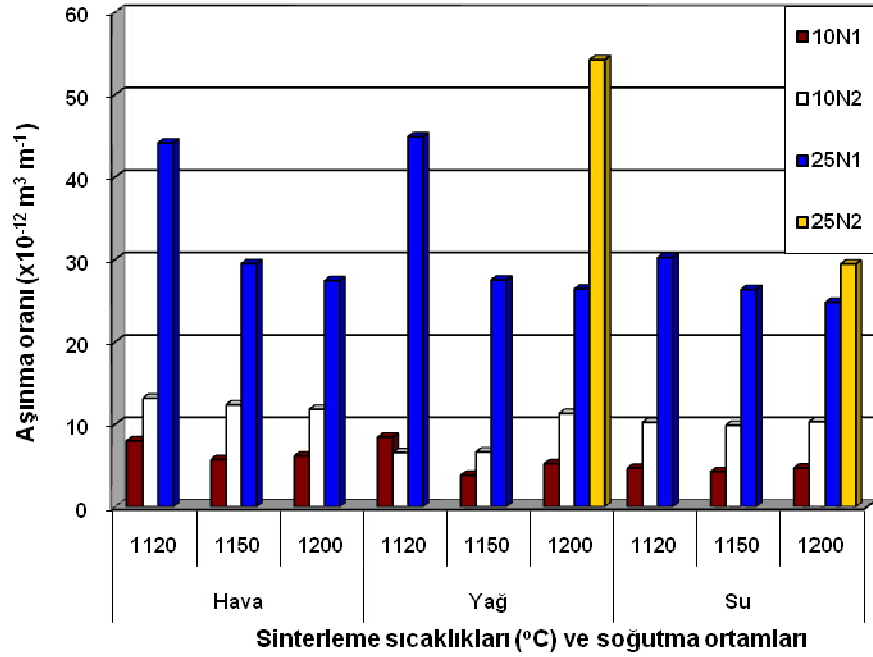


Şekil 6.33. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin değişimi



Tablo 6.4. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen aşınma oranı değerleri

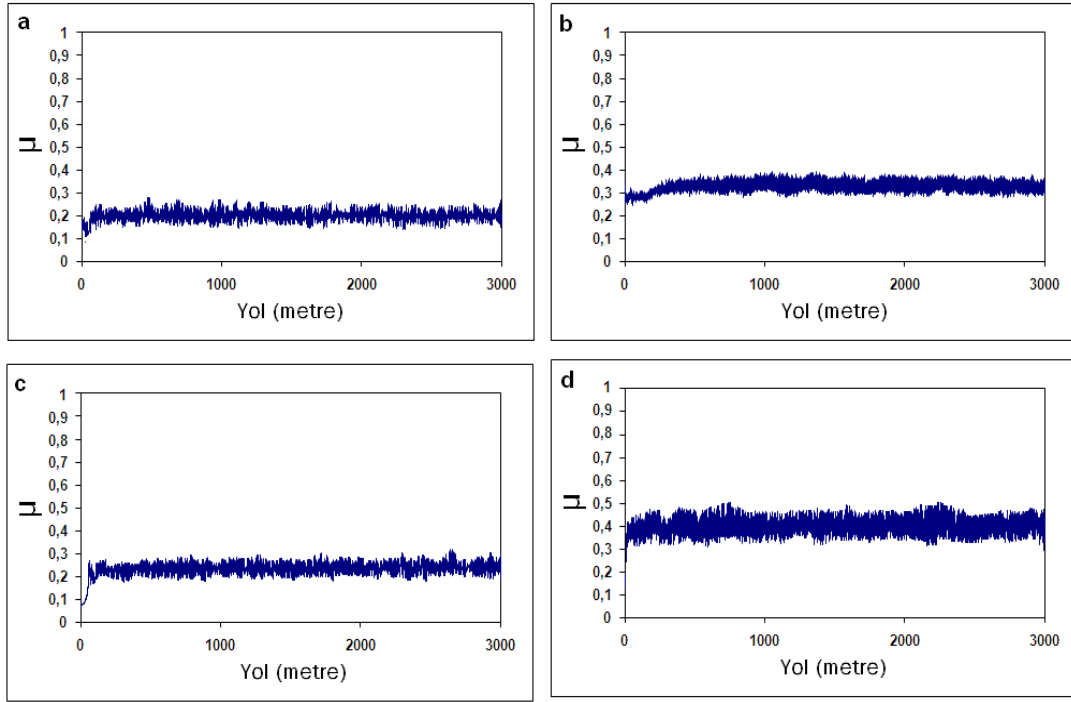
Ortam	Sıcaklık (°C)	Aşınma oranları ( $\times 10^{-12} \text{ m}^3 \text{ m}^{-1}$ )			
		Yük (N)			
		10		25	
		Kayma hızı ( $\text{ms}^{-1}$ )			
		1	2	1	2
Hava	1120	7,98	13,15	44,13	145,07
	1150	5,71	12,36	29,48	119,35
	1200	6,15	11,82	27,42	60,05
Yağ	1120	8,42	6,55	44,88	127,16
	1150	3,79	6,64	27,50	82,98
	1200	5,19	11,32	26,40	54,22
Su	1120	4,65	10,23	30,22	89,26
	1150	4,23	9,87	26,33	64,88
	1200	4,68	10,29	24,78	29,45



Şekil 6.34. Farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen aşınma oranı değerlerinin değişimi

Esas ağırlık kaybı değerlerindeki fark 25N yük uygulandığında görülmüş olup, deneylerde kullanılan her iki kayma hızında da net farklılıklar görülmüş olup, özellikle 25 N yük ve  $2\text{ms}^{-1}$  kayma hızlarında yapılan deneylerde sinterleme sıcaklığı arttıkça aşınma miktarı düşmekte ve soğutma hızı arttıkça malzemenin aşınma direnci önemli ölçüde artmaktadır. Aynı eğilimler aşınma oranı değerlerinde de elde edilmiştir (Şekil 6.34.)

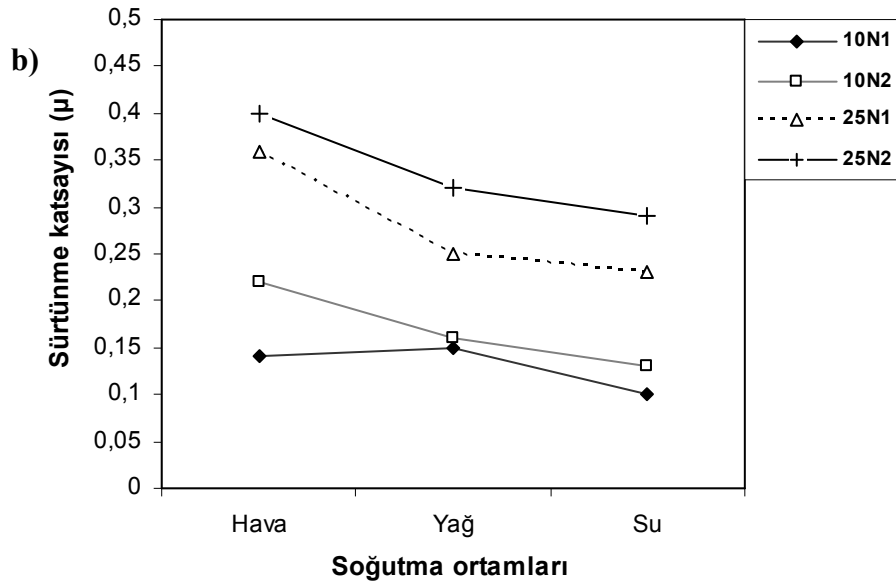
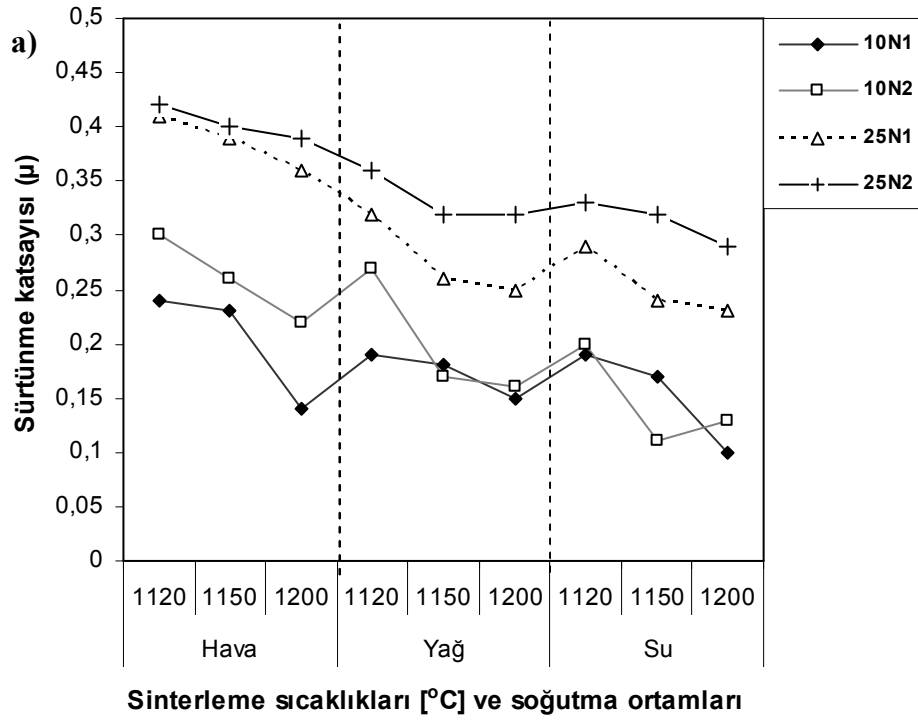
Şekil 6.35.'de seçilmiş bazı numunelerin aşınma deneyi esnasında göstermiş oldukları sürtünme katsayısı değerinin değişimini gösteren grafikler verilmiştir. Şekiller incelendiğinde uygulanan yükün artmasına paralel olarak sürtünme katsayısı değerlerinin arttığı görülmektedir. Sürtünme katsayısı değerleri aşınma deneyinin başlangıcında üretilen düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzeme ile aşınma diski birbirine alışana kadar değişim göstermiş daha sonra da değerler sabit olarak deney bitimine kadar aynı seviyede kalmıştır.



Şekil 6.35. 505 tipi düşük alaşımlı a)  $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sinterlenmiş ve sonrasında suda soğutulmuş numuneye 10 N yük ve  $1\text{ms}^{-1}$  kayma hızı uygulanmış, b)  $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sinterlenmiş ve sonrasında suda soğutulmuş numuneye 25 N yük ve  $2\text{ms}^{-1}$  kayma hızı uygulanmış, c)  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sinterlenmiş ve sonrasında havada soğutulmuş numuneye 10 N yük ve  $1\text{ms}^{-1}$  kayma hızı uygulanmış, d)  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sinterlenmiş ve sonrasında havada soğutulmuş numuneye 25 N yük ve  $2\text{ms}^{-1}$  kayma hızı uygulanmış numunelerin sürtünme katsayıları

Aşınma deneyleri esnasında elde edilen sürtünme katsayısı değerleri Tablo 6.5. ve Şekil 6.36.'da verilmiştir. Sürtünme katsayısı değerleri düşük yük ve hızlarda düşük değerler göstermiş ve aşınma deneyi esnasındaki yük ve kayma hızı değerlerindeki artışa paralel olarak artışlar göstermektedir. Aynı şekilde sinterleme sıcaklığındaki artışa paralel olarak sürtünme katsayısı değerlerinde düşüş olmuştur. En düşük sürtünme katsayısı değerleri her deney şartı için 1200 °C sinterleme sıcaklığı ve su ortamında soğutulan numunelerin sahip olduğu görülmektedir. Deney esnasında elde edilen sürtünme katsayısı değerleri, ağırlık kaybı, aşınma oranı değerleri ile uyum içerisindedir. Yüksek sürtünme katsayısı gösteren numunelerin daha düşük aşınma direncine sahip olduğu gözlemlenmiştir. Su ortamında soğutulan numuneler daha sert fazlar içerdiğinden hem sert mikroyapıya sahip olmakta hem de aşınma deneyi esnasında düşük sürtünme katsayısı değerleri verdiği için aşınma diski üzerinde kaymaktadır. Dolayısı ile daha yüksek aşınma değerleri göstermektedir.

Şekil 6.36. (b)'da 1200 °C'de sinterlenen ve farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneyi sonrasında elde edilen sürtünme katsayısı değerleri verilmiştir. Bu şeklin verilmesinin nedeni soğutma ortamlarının ve deney şartlarının sürtünme katsayısı değerlerine etkisini net olarak görülmesidir. Şekilde de görüldüğü gibi sinterleme sonrasında soğutma hızı arttığında sürtünme katsayısı değerleri düşmekte, buna karşılık uygulanan yük ve hız arttıkça sürtünme katsayısı değerleri artmaktadır.



Şekil 6.36. a) Farklı sıcaklık ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen sürtünme katsayısı değerleri b) 1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneyi sonrasında elde edilen sürtünme katsayısı değerleri

Tablo 6.5. Farklı sıcaklık ve ortamlarda soğutulan ve 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen sürtünme katsayısı değerleri

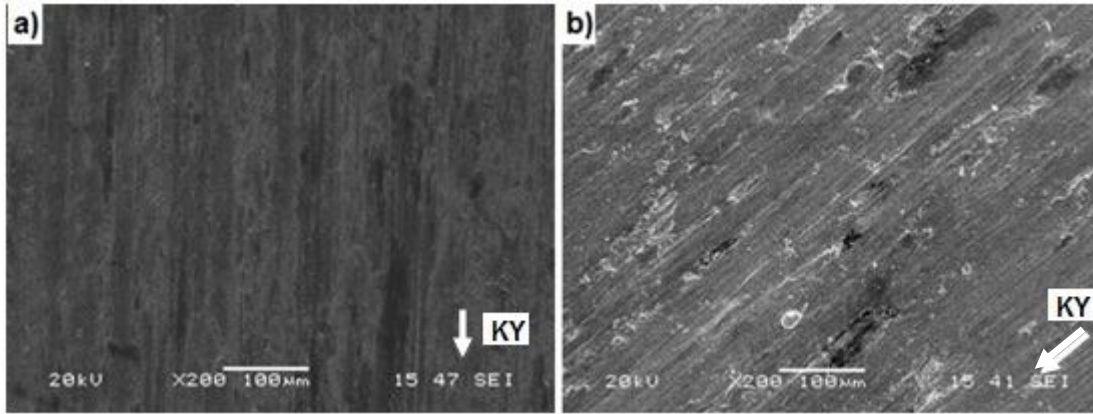
Ortam	Sıcaklık (°C)	Sürtünme katsayısı ( $\mu$ )			
		Yük (N)			
		10		25	
		Kayma hızı ( $\text{ms}^{-1}$ )			
		1	2	1	2
Hava	1120	0,24	0,30	0,41	0,42
	1150	0,23	0,26	0,39	0,40
	1200	0,14	0,22	0,36	0,39
Yağ	1120	0,19	0,27	0,32	0,36
	1150	0,18	0,17	0,26	0,32
	1200	0,15	0,16	0,25	0,32
Su	1120	0,19	0,20	0,29	0,33
	1150	0,17	0,11	0,24	0,32
	1200	0,10	0,13	0,23	0,29

Şekil 6.37.'de 1120 °C sıcaklıkta sinterlenen ve daha sonra havada soğutularak üretilen numuneler düşük yük ve düşük hızda, yüksek yük ve yüksek kayma hızlarında aşınma deneyine tabii tutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekiller incelendiğinde düşük yük ve hızlarda aşındırılan numunenin yüzeyinin daha düz olduğu, buna karşılık yüksek yük ve yüksek kayma hızlarında aşındırılan numunenin yüzeyinde daha şiddetli çizikler bulunmakta, daha şiddetli aşınma yüzeyleri göstermektedir. Düşük yük ve düşük kayma hızlarında malzeme yüzeyi tıpkı parlatma işleminde olduğu gibi mikro döküntüler sonucu daha düzgün yüzeyler elde edilmektedir.

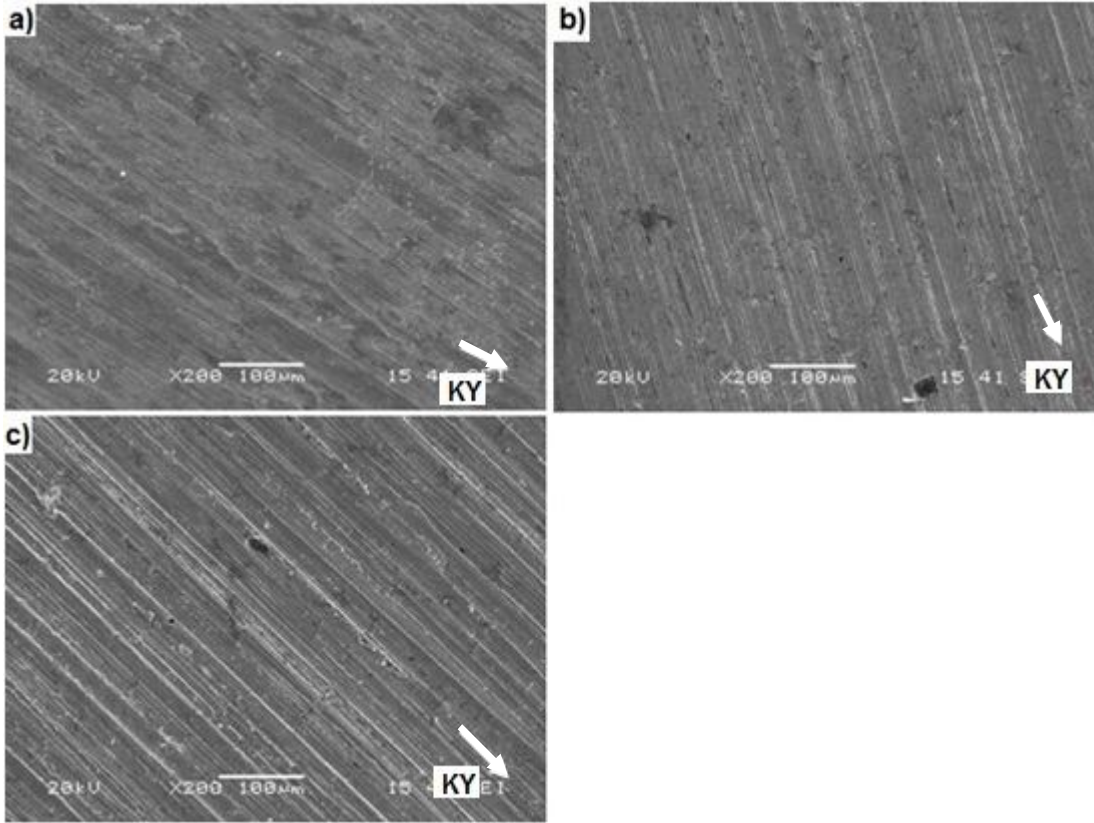
Yüksek yük ve hızlarda yapılan aşınma deneylerinde uygulanan yükün şiddetine bağlı olarak malzeme yüzeyi zorlanmakta, malzeme yüzeyinde bulunan sert fazların disk yüzeyine dökülmesi sonucu aşınma deneyi esnasında yüzeyde derin izler

oluşturmaktadır. Düşük yük ve kayma hızlarında adheziv aşınma mekanizması devreye girmektedir.

Şekil 6.38.'de farklı sıcaklıklarda sinterlendikten sonra suda soğutulan ve 25 N yük ve  $2\text{ms}^{-1}$  kayma hızlarında aşınma deneyine tabi tutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin aşınma yüzeyleri SEM görüntüleri verilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi düşük sıcaklıkta sinterlenen numunenin yüzeyleri daha düzgün bir şekilde aşındığını göstermektedir. Yüksek sıcaklıklarda sinterlenen numunelerin yüzeylerinde izler bulunmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda sinterlenen numunelerde sert fazların yüksek olmasından dolayı malzeme daha az aşınmakta, ancak sert fazlar yüzeyi çizmektedir. Fakat malzeme yüzeyinde aşınma sonucu meydana gelen döküntü miktarı oldukça azdır.  $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sinterlenen numunenin adheziv aşınma gösterdiği diğerlerinin ise abrasiv aşınma mekanizmasının da geçerli olduğu anlaşılmaktadır. Aşınan yüzeylerde aşınma sonrasında aşınma yüzeyinde renk olarak farklı bölgeler bulunmaktadır. Bunun belirlenmesi için bu bölgelerden noktasal EDS analizleri ile EDS çizgi analizi alınarak bölgelerin sahip olduğu fazların belirlenmesi amaçlanmıştır.



Şekil 6.37.  $1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen a) 10N yük ve  $1\text{ ms}^{-1}$  hız b) 25N yük ve  $2\text{ ms}^{-1}$  hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri



Şekil 6.38. a) 1120 b) 1150 c) 1200 °C sıcaklıklarda sinterlendikten sonra suda soğutularak üretilen ve 25N yük ve 2 ms<sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri

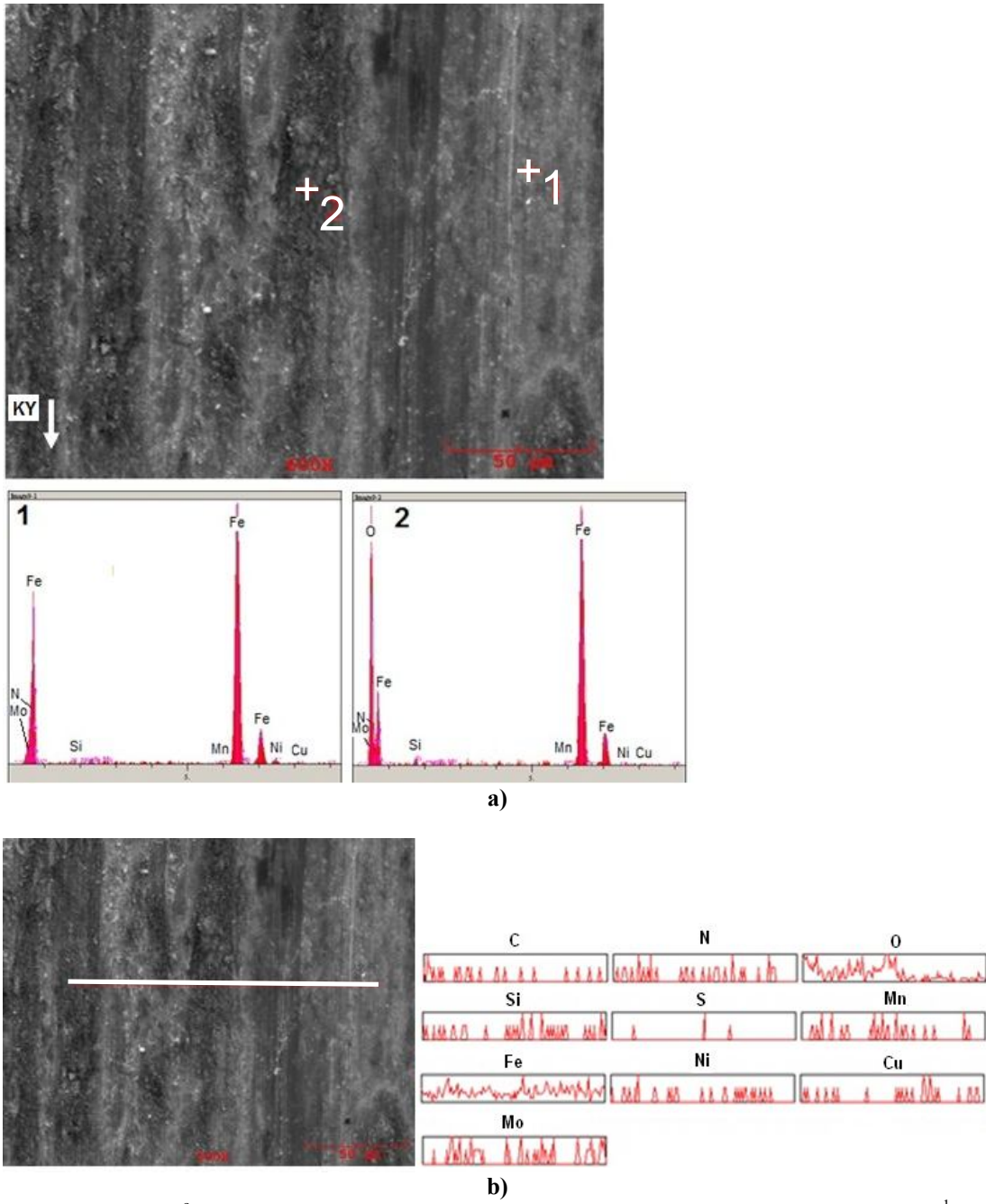
Şekil 6.39.'da 1120 °C'de sinterlendikten sonra havada soğutulan, 10 N yük ve 1ms<sup>-1</sup> kayma hızı altında aşındırılan düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin aşınan yüzeylerinden alınan EDS analizleri ile elementel çizgi analizleri verilmiştir. 1 no'lu noktada genelde Fe, Ni, Cu, Mo, Si ve N bulunmaktadır. Aşınma mesafesi 3000 metre olduğu hesaba katıldığında malzeme az da olsa ısınmakta ve bu noktalarda demiroksit oluşturmaktadır. Oksit içeren bu noktaların daha koyu renkleri içerdiği ve bu yüzeylerde aşınmanın diğer bölgelerden daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Koyu olan bölgelerde demiroksitin oluşması aşınma miktarını arttırmakla beraber malzemenin yüzeyden kayma eğilimini de arttırmaktadır. Olayın daha iyi anlaşılabilmesi için elementel çizgi analizleri yapılmış, malzeme ve azotun kayma yüzeyinde hemen hemen homojen dağılım gösterdiği siyah olan bölgelerde oksit miktarının arttığı gözlemlenmiştir. Oksit olan bölgelerde demir miktarında da artış bulunmaktadır.

Aşınma mekanizması farklı olan 1200 °C'de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen, 25 N yük ve  $2\text{ms}^{-1}$  hız uygulanarak aşınma deneyine tabi tutulan 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan SEM görüntüleri, EDS analizleri ve SEM/Elementel çizgi analizi Şekil 6.40.'da verilmiştir. Şekil incelendiğinde 1 no'lu noktalı bölgede Fe, Ni, Cu, Mn, C ve O bulunmaktadır. Buna karşılık 2 no'lu bölgede C bulunmayıp az miktarda oksijen bulunmaktadır. 1 no'lu bölgede sert fazlar bulunmakta ve aşınma çizgileri görülmektedir. 2 no'lu bölgede ise C bulunmamakta, daha yumuşak fazların bulunduğu anlaşılmaktadır. Bu malzemede yük ve kayma hızı yüksek olduğundan aşınma şiddetli gerçekleşmiş ve yüzeylerde demiroksit tabakası oluşmuştur.

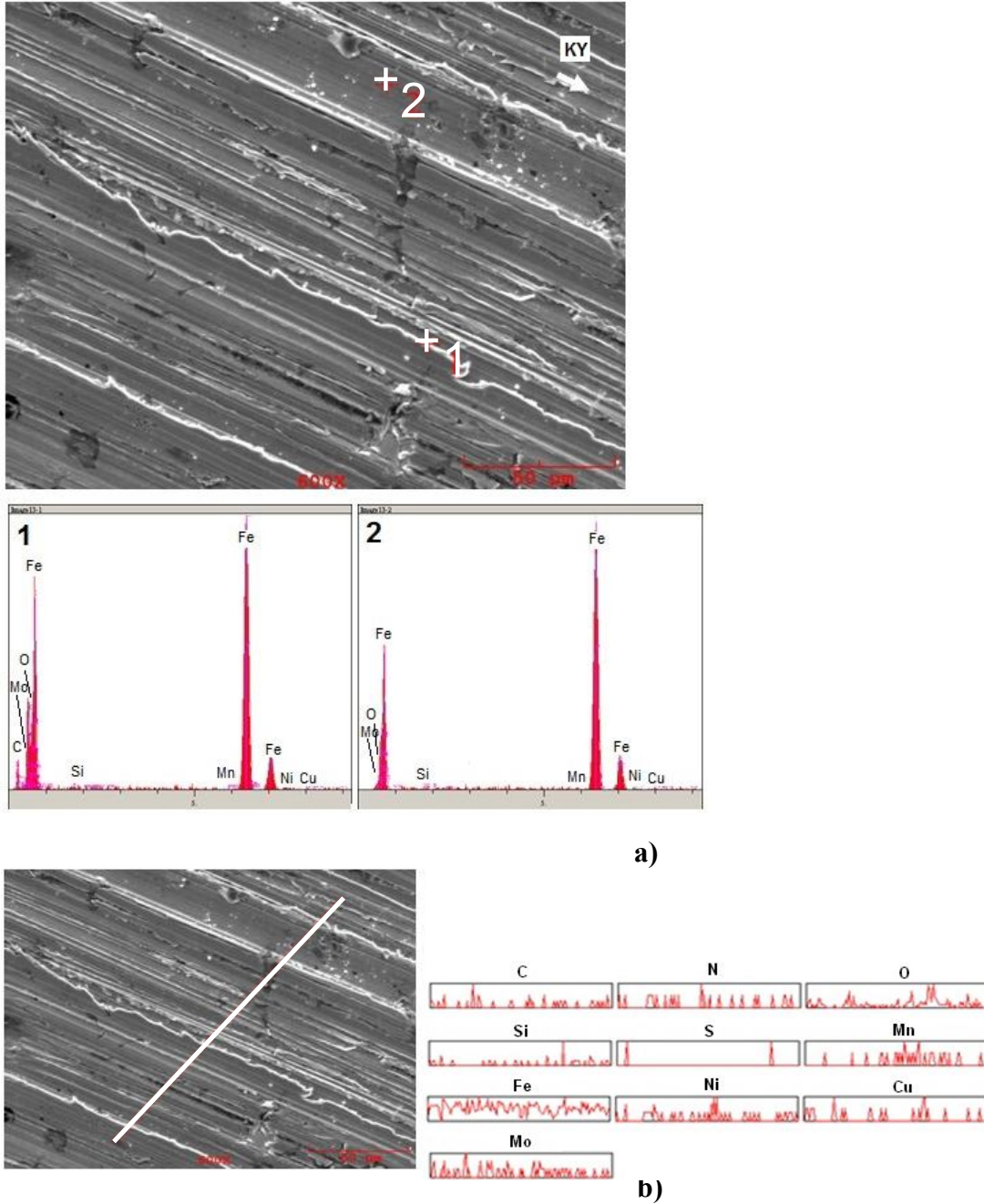
Yapılan SEM elementel çizgi analizinde bazı noktalarda demir ve oksitin yoğunlaştığı görülmektedir. Bazı noktalarda mangan, nikel, molibden ve bakır miktarında artış görülmüştür. Burada elde edilen çalışmalar daha önceki yapılan çalışmalarla uyumlu olup o çalışmalarda da bazı bölgelerinde demiroksit oluştuğu gözlemlenmektedir [40, 53].

Daha önceki yapılan çalışmalarda kayma hızı ve yük miktarı gibi aşınma parametreleri yanında aşınma atmosferinin de aşınma oranına etkisi büyük olduğu belirtilmektedir. Aşınma esnasında düşük yük ve kayma hızlarında yüzeyde  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  oksiti oluşmakta, oluşan bu oksit tabakası sert olduğu için uygulanan yükü destekleyerek yüzeyin aşınma miktarını azaltmaktadır. Ayrıca oluşan oksit tabakası, sürtünme katsayısının düşmesine neden olmakta, malzemenin aşınma direncini arttırmaktadır [53].





Şekil 6.39. 1120 °C’de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen 10N yük ve 1 ms<sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi



Şekil 6.40. 1200 °C’de sinterlendikten sonra havada soğutulmuş olarak üretilen 25 N yük ve 2 ms<sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi

#### 6.4.2.2. Kimyasal kompozisyonun TM düşük alaşımlı çeliğin aşınma davranışlarına etkisi

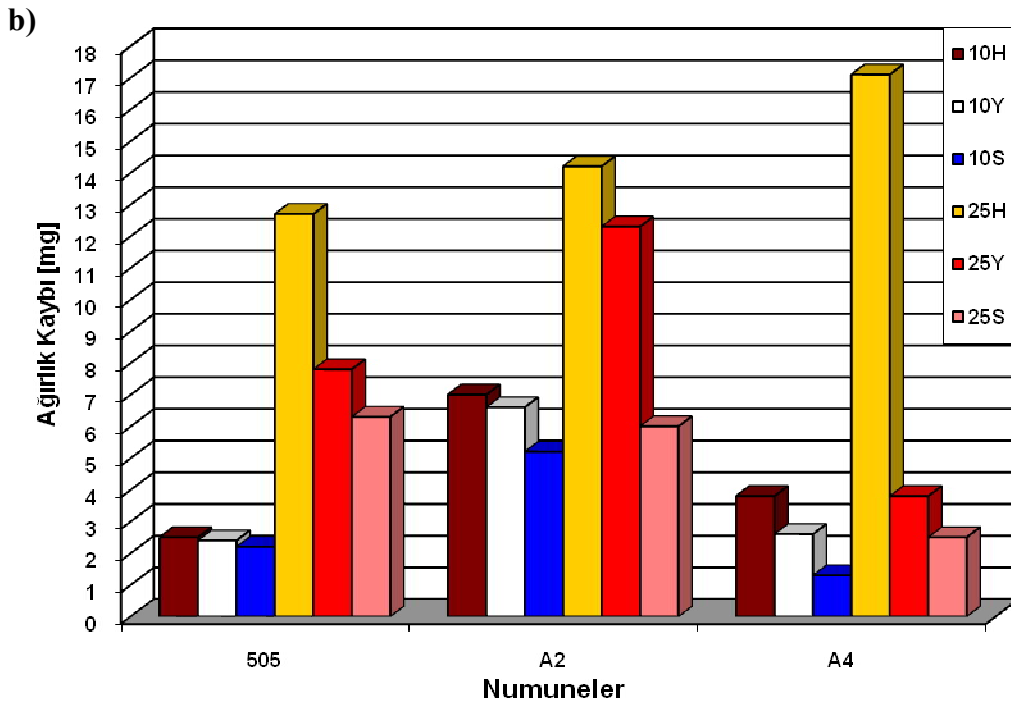
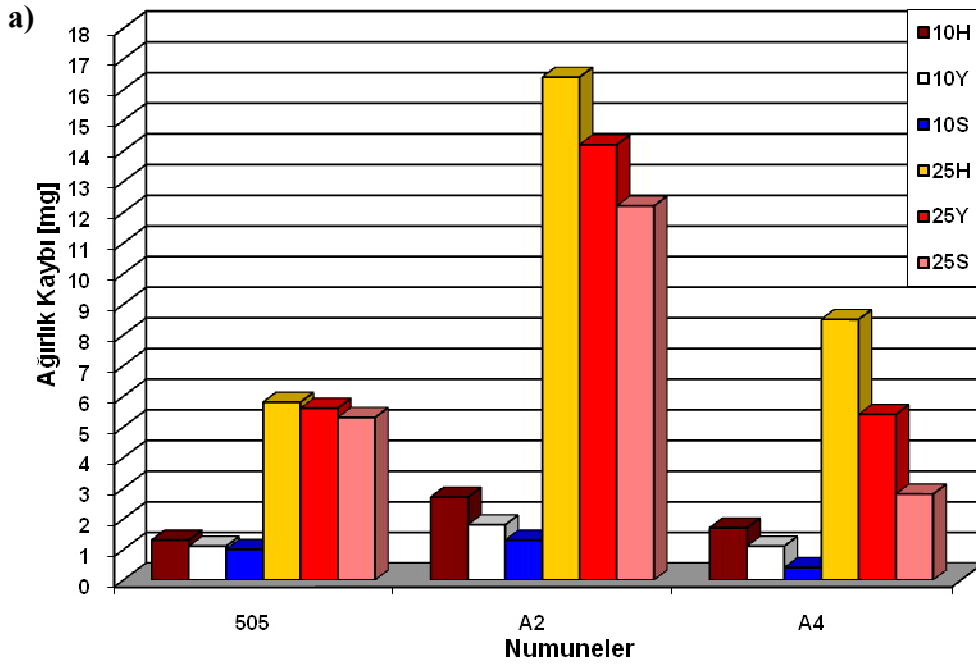
505 tipi düşük alaşımlı çelik başlangıç tozlarının içerisine farklı ilave elementleri katılmış ve daha sonra 1200 °C’de sinterlendikten sonra farklı ortamlarda soğutulmuşlardır. İlave elementlerin üretilen düşük alaşımlı toz metalurjik çelik

malzemenin aşınma davranışlarına etkisini incelemek amacıyla her bir numune 10 N ve 25 N yükler altında  $1 \text{ msn}^{-1}$  ve  $2 \text{ msn}^{-1}$  kayma hızı şartlarında aşınma işlemlerine maruz bırakılmışlardır. Aşınma deneylerinde  $1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sinterlenen ve farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen ağırlık kaybı değerleri Tablo 6.6.'da ve Şekil 6.41 (a ve b)'de verilmiştir.

Tablo 6.6.  $1200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de sinterlenen ve farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen ağırlık kaybı değerleri

Ortam	Numuneler	Ağırlık kaybı (mg)			
		Yük (N)			
		10		25	
		Kayma hızı ( $\text{ms}^{-1}$ )			
		1	2	1	2
Hava	505	1,30	2,50	5,80	12,70
	A1	39,10	113,00	75,80	403,00
	A2	2,70	7,00	16,40	14,20
	A3	38,20	123,00	129,90	310,00
	A4	1,70	3,80	8,50	17,10
Yağ	505	1,10	2,40	5,60	11,50
	A1	34,60	48,20	41,90	78,00
	A2	1,80	6,60	14,20	12,30
	A3	30,20	57,00	61,50	98,60
	A4	1,10	2,60	5,40	3,80
Su	505	1,00	2,20	5,30	6,30
	A1	20,90	25,40	30,40	64,30
	A2	1,30	5,20	12,20	6,00
	A3	17,30	39,00	47,60	65,40
	A4	0,40	1,30	2,80	2,50

A1 ve A3 kodlu numunelerin aşınma deneylerinde aşınma miktarları çok yüksek olduğundan dolayı diğer numunelerin ağırlık kaybı miktarlarını grafikte daha net göstermek için şekil dışında bırakılmıştır. Şekil 6.41. (a ve b)'ye bakıldığında düşük yüklerde aşınma miktarının daha az olduğu gözlemlenmiştir. Diğer taraftan düşük yüklerde uygulanan aşınma deneylerinde soğuma hızının etkisinde çok az olduğu gözlemlenmiştir. Uygulanan kayma hızı arttığında ağırlık kaybı değerleri artmakta ancak soğutma hızına bağlı olarak aşınma miktarı değerleri çok az olmakla beraber soğuma hızının artışına paralel olarak ağırlık kaybı miktarları azalmaktadır. Yüksek yüklerde aşınma miktarı artmaktadır. Soğuma hızı arttıkça ağırlık kaybı miktarı artmaktadır. Soğuma hızı arttıkça ağırlık kaybı değerleri arasındaki fark daha net olarak görülmektedir. Bu malzemelerde bütün deney şartları altında en yüksek aşınma direnci 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerde görülmektedir. 505 numunesinden sonra en yüksek aşınma direncini A4 numunesi göstermektedir. A4 numunesinde bakır oranı diğer numunelere oranla daha fazladır. Bakır oranının fazla olması ve sinterleme sıcaklığının yüksek olmasından dolayı bakır taneler içerisine daha rahat yayılmakta böylece taneler arasındaki metalurjik bağ kuvvetlenmektedir. Bu malzemelerin sertlik değerleri de daha yüksektir. Bu çalışmada sertlik değerleri ile aşınma dirençleri arasında paralellik gözlemlenmektedir. A1 numunesi en az aşınma direnci gösteren malzemelerdir. Bu tür numunelerin sinterleme sonrasında soğuma hızları arttıkça aşınma deneylerinde elde edilen ağırlık kaybı miktarları da düşmektedir. Ancak bu değerler kimyasal bileşimleri farklı olan diğer numuneler ile karşılaştırıldığında oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Aynı şekilde A3 numunesi de bütün deney şartları altında diğer malzemelere kıyasla daha düşük aşınma direnci göstermiştir. Bu tür malzemelerin içinde bor olması ve borun malzemeye olan etkisinden dolayı düşük aşınma direnci göstermişlerdir. A3 numunesi A1 numunesine göre içerisinde bir miktar daha fazla molibden olması aşınma direncinin artmasına neden olduğu düşünülmektedir. Bahsedilen A1 ve A3 numunelerinin sertlik değerleri de diğer malzemelere göre oldukça düşüktür. Her iki numune soğutma hızı artışına paralel olarak aşınma direnci de artış göstermiştir. Bu durumda borun olumsuz etkisine rağmen malzemenin içerisinde oluşan sert fazların aşınma direncine katkı sağlaması ile açıklanabilir.



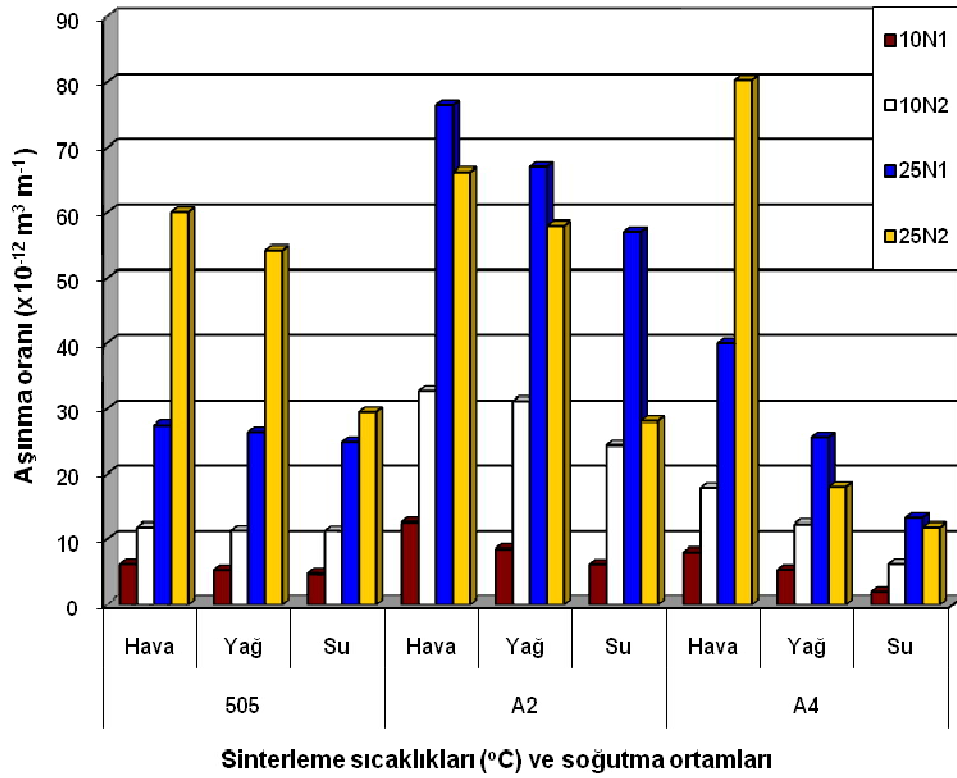
Şekil 6.41. 1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin çeşitli yük ve a) 1 b) 2 ms<sup>-1</sup> kayma hızlarında gerçekleştirilen aşınma deneylerinde elde edilen ağırlık kaybı değerlerinin değişimi

Tablo 6.7. ve Şekil 6.42.'de farklı kimyasal kompozisyonlara sahip malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen aşınma oranı değerleri verilmiştir. Elde edilen

değerler ağırlık kaybı değerleri ile paralellik göstermektedir. Yüksek yüklerde daha yüksek aşınma oranı değerleri elde edilmektedir. En yüksek aşınma oranı değerlerinin su ortamında soğutulan A4 numunelerinden elde edilmiştir.

Tablo 6.7. Farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen aşınma oranı değerleri

Ortam	Numuneler	Aşınma oranları ( $\times 10^{-12} \text{ m}^3 \text{ m}^{-1}$ )			
		Yük (N)			
		10		25	
		Kayma hızı ( $\text{ms}^{-1}$ )			
		1	2	1	2
Hava	505	6,15	11,82	27,42	60,05
	A1	192,52	556,38	373,22	1984,24
	A2	12,59	32,63	76,46	66,20
	A3	190,05	611,94	646,27	1542,29
	A4	7,98	17,84	39,91	80,28
Yağ	505	5,19	11,32	26,40	54,22
	A1	165,00	229,85	199,81	371,96
	A2	8,49	31,12	66,95	57,99
	A3	149,36	281,90	304,15	487,64
	A4	5,21	12,31	25,57	17,99
Su	505	4,68	11,29	24,78	29,45
	A1	103,36	125,62	150,35	318,00
	A2	6,08	24,31	57,04	28,05
	A3	85,43	192,59	235,06	322,96
	A4	1,89	6,15	13,24	11,82



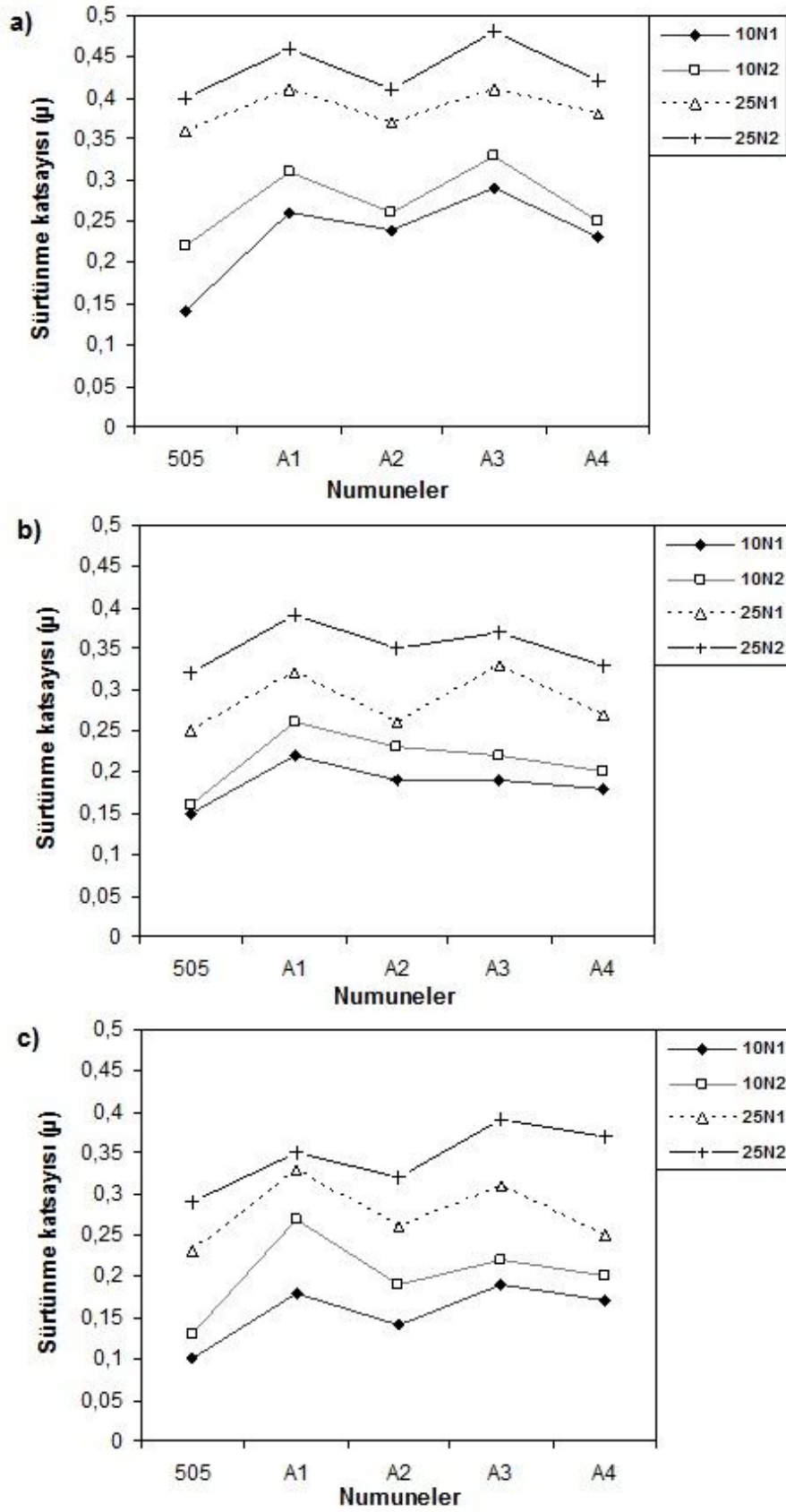
Şekil 6.42. Sinterleme sonrasında farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin çeşitli yük ve kayma hızlarında gerçekleştirilen aşınma deneylerinde elde edilen aşınma oranı değerlerinin değişimi

Tablo 6.8. ve Şekil 6.43.'de farklı kompozisyonlara sahip ve farklı ortamlarda soğutulan düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin farklı aşınma deneyi şartlarında elde edilen sürtünme katsayıları değerleri verilmiştir. Şekil ve tablo incelendiğinde hem malzemenin sahip olduğu kimyasal bileşimi hem de deney şartları aşınma deneyi esnasında elde edilen sürtünme katsayısı değerlerine etki etmektedir. Hava ortamında soğutulan malzemeler yüksek sürtünme katsayısı değerleri göstermektedir. Yüksek yükler ve yüksek kayma hızlarında malzemeler daha yüksek sürtünme katsayısı değerleri göstermişlerdir. Genelde yüksek sürtünme katsayısı elde edilen numunelerde ağırlık kaybı miktarı ve aşınma oranı değerlerinin daha yüksek olduğu gözlenmiştir.

Tablo 6.8. Farklı ortamlarda soğutulan ve farklı kimyasal kompozisyonlara sahip düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin aşınma deneylerinde elde edilen sürtünme katsayısı değerleri

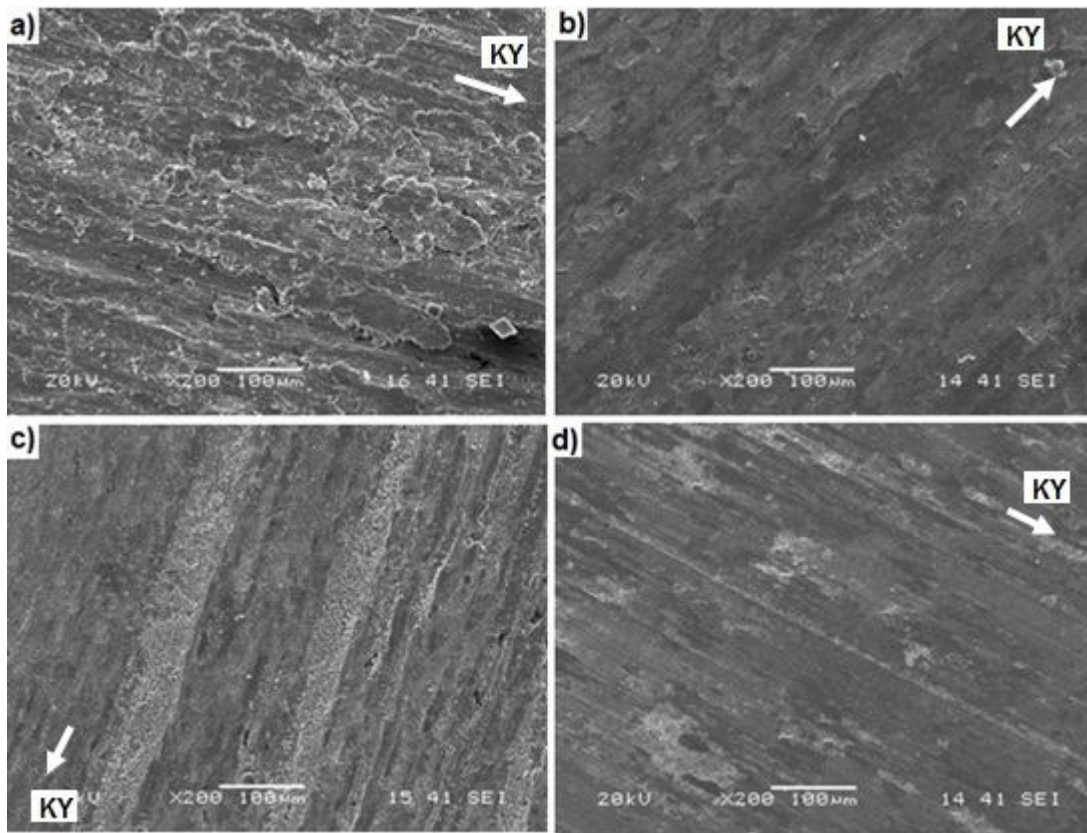
Ortam	Numuneler	Sürtünme katsayısı ( $\mu$ )			
		Yük (N)			
		10		25	
		Kayma hızı ( $\text{ms}^{-1}$ )			
		1	2	1	2
Hava	505	0,14	0,22	0,36	0,40
	A1	0,26	0,31	0,41	0,46
	A2	0,24	0,26	0,37	0,41
	A3	0,29	0,33	0,41	0,48
	A4	0,23	0,25	0,38	0,42
Yağ	505	0,15	0,16	0,25	0,32
	A1	0,22	0,26	0,32	0,39
	A2	0,19	0,23	0,26	0,35
	A3	0,19	0,22	0,33	0,37
	A4	0,18	0,20	0,27	0,33
Su	505	0,10	0,13	0,23	0,29
	A1	0,18	0,27	0,33	0,35
	A2	0,14	0,19	0,26	0,32
	A3	0,19	0,22	0,31	0,39
	A4	0,17	0,20	0,25	0,37





Şekil 6.43. Farklı kimyasal kompozisyonlara sahip ve 1200 °C sinterleme sıcaklığı ve sonrasında a) hava b) yağ c) su ortamında soğutulan düşük alaşımlı TM çelik malzemelerin farklı hız ve yükler altında aşınma deneylerinden elde edilen sürtünme katsayısı değerleri

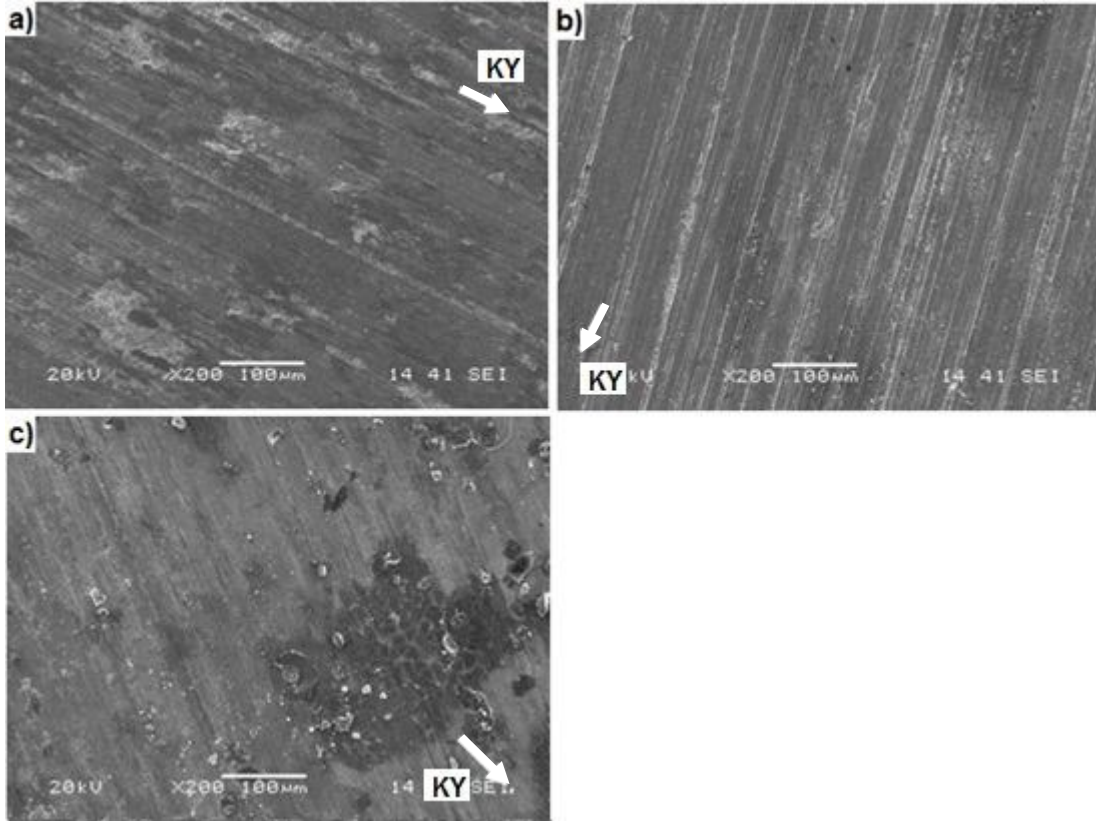
Şekil 6.44.'de sinterleme sonrası havada soğutularak üretilen ve aşınma deneylerinde 25 N yük ve  $1\text{ms}^{-1}$  hız uygulanan numunelerin aşınma yüzeyleri SEM görüntüleri verilmektedir. Hava ortamında sertlik ve ağırlık kaybı miktarları yüksek olup daha az aşınma direnci gösterdiklerinden parlatma işlemi yapılmış gibi aşınma yüzeyi göstermişlerdir. Ancak A1 numunesinin aşınma yüzeyi aşınmanın daha şiddetli olduğunu göstermektedir. Aşınma esnasında yüzeyde plastik deformasyon ve döküntülerin daha çok olduğu gözlemlenmektedir. Daha az da olsa aynı durum A3 numunesinde geçerlidir.



Şekil 6.44. 1200 °C'de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen ve 25N yük ve  $1\text{ms}^{-1}$  hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan a) A1 b) A2 c) A3 d) A4 numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri

Aşınma yüzeylerinin incelenmesinde farklı soğuma hızlarının aşınan yüzeye etkisini incelemek için Şekil 6.45.'de çeşitli soğutma hızlarında soğutulan ve aşınma deneyinde 25 N yük ve  $1\text{ms}^{-1}$  kayma hızı uygulanan A4 numunesine ait aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekilde de görüldüğü gibi hava ortamında soğutulan numunelerin yüzeyleri parlatma yapılmış gibidir. Yağ ortamında soğutulan

numune üzerinde izler bulunmaktadır. Su ortamında soğutulan numunede ise bu izlerin derinliğinden daha az olduğu gözlemlenmiştir. Hava ortamında soğutulan numunelerden adheziv aşınma mekanizması gösterdiği yağ ve su ortamındaki numunelerde adheziv aşınma ile beraber abrazif aşınma mekanizmasının geçerli olduğu gözlemlenmektedir.

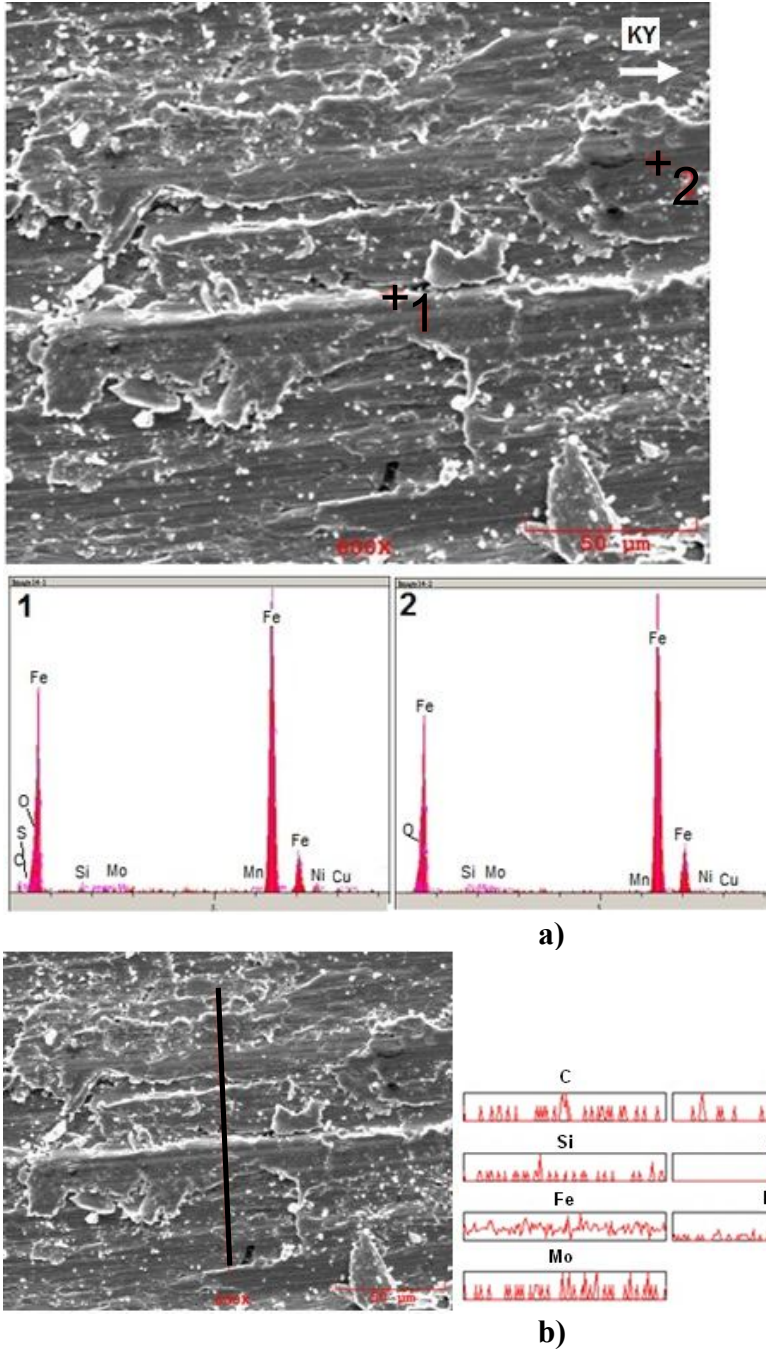


Şekil 6.45. 1200 °C’de sinterlendikten sonra a) hava b) yağ c) su ortamında soğutularak üretilen ve 25N yük ve 1 ms<sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A4 numunelerinin aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri

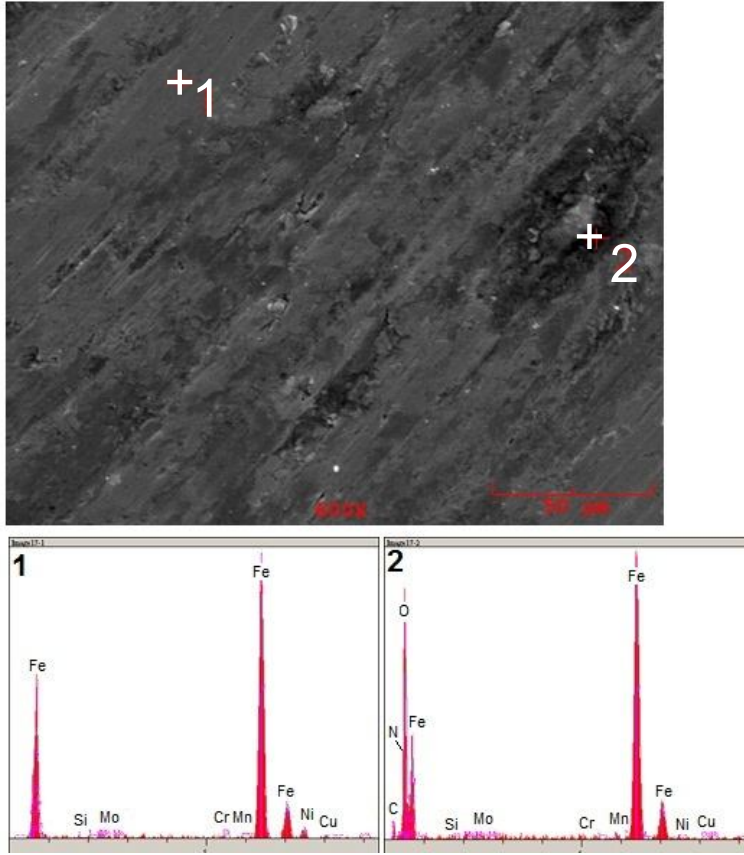
Sertliği düşük olan 1200 °C’de sinterlenen ve sonrasında havada soğutulan A1 düşük alaşımli toz metalurjik çelik malzemenin 25 N yük ve 1 ms<sup>-1</sup> kayma hızı uygulanarak aşındırılan numunenin aşınma yüzeyinden alınan SEM görüntüsü, EDS analizi ve SEM elementel çizgi analizi Şekil 6.46. (a-b)’da gösterilmiştir. Şekil incelendiğinde aşınmanın şiddetli olduğu ve aşınma esnasında yüzeyi plastik deformasyon gösterdiği aşınma devamında yüzeyde çatlaklar oluştuğu ve yorulma sonucu çatlakların ilerleyerek yüzeyden parçacıkların döküldüğü anlaşılmaktadır. Yüzeyde yükün ağırlığından kaynaklanan çok az aşınma çizgileri de bulunmaktadır. Aşınma direnci gösteren bölgelerde C elementinin bulunduğu, diğer bir deyişle bu bölgelerde

sert fazların olduğu anlaşılmaktadır. Koyu renkle görülen ve aşınma sonucu düzgün yüzey elde edilen 2 no'lu bölgenin içerisinde bakırın bulunmadığı gözlemlenmiştir. Bu bölge daha yumuşak olduğundan aşınma esnasında kolayca plastik deformasyon gösterdiği anlaşılmaktadır. Her iki bölgede oksijen bulunmaktadır. Bu durum yüksek yük altında malzemenin ısınması sonucu oksitlendiği düşünülmektedir. Çizgi analizi incelendiğinde ise bakırın 1 noktasında daha çok olduğu ancak o noktada mangan bulunmadığı tespit edilmiştir. Buna karşılık molibden miktarının yüksek olduğu görülmektedir. Oksijenin dağılımında malzeme yüzeyinin her tarafında bulunmakla beraber bazı noktalarında daha çok olduğu gözlemlenmektedir. Sinterleme esnasında kullanılan gazdan geldiği düşünülen azotun aşınan yüzeyin her noktasında bulunmadığı görülmektedir.

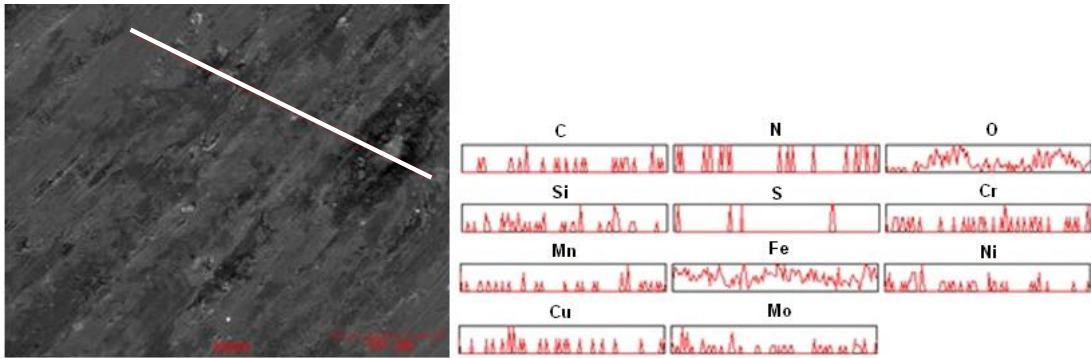
Şekil 6.47.'de sinterleme sonrası havada soğutulan ve 25 N yük ve  $1 \text{ ms}^{-1}$  kayma hızı uygulanarak aşındırılan A2 düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemeye ait SEM yüzey görüntüleri, EDS analizleri ve SEM elementel çizgi analizleri verilmiştir. Şekil incelendiğinde 1no'lu bölgede C bulunmamakta ve daha yumuşak fazların olduğunu göstermektedir. Bu bölgede aşınma yüzeyi daha düzgündür. Bu bölgede dikkat çeken bir diğer unsur krom elementinin de olduğu tespit edilmiştir. Bu durum malzemenin yüzeyinin sert olması ve adheziv aşınma esnasında karşı diskten malzeme taşınmasının olduğunu göstermektedir. Aşınma diskleri olan 4140 çelik malzemede krom bulunmaktadır. 2 no'lu bölgede ise C, N ve O bulunmaktadır. Bu bölgenin daha sert olduğu, aşınma esnasında sıcaklığın yükseldiğini ve yüzeyin oksitlendiği düşünülmektedir. Çizgi analizine bakıldığında malzeme yüzeyinde C dağılımının olduğu görülmektedir. Oksijen ise iki bölgede yoğundur. Bu bölgelerin sert faz içeren noktalar olduğu ve daha az aşındığı, aşınma deneyi esnasında bu bölgelerin disk üzerinde kaydığından zamanla oksitlendiği düşünülmektedir. Cu, Mn, Cr, Ni, Mo yüzeyin bazı bölümlerinde daha yoğun bulunduğu çizgi analizinden anlaşılmaktadır.



Şekil 6.46. 1200 °C'de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen 25 N yük ve 1 ms<sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A1 TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi



a)

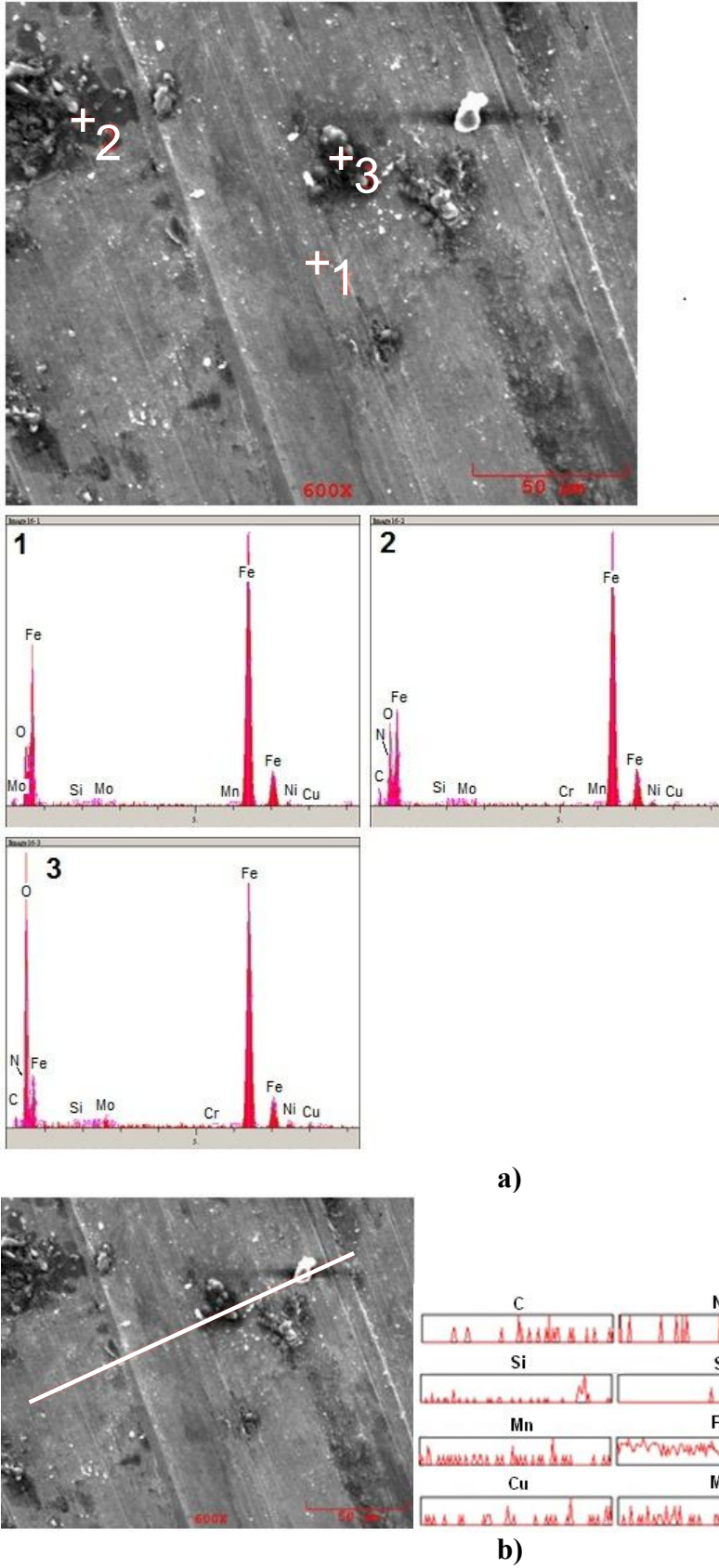


b)

Şekil 6.47. 1200 °C'de sinterlendikten sonra havada soğutularak üretilen 25 N yük ve 1 ms<sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A2 TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi

Şekil 6.48.'de 1200 °C'de sinterlendikten sonra su ortamında soğutulmuş ve 25 N Yük ve  $1\text{ms}^{-1}$  hız uygulanarak aşındırılan A4 düşük alaşımli toz metalurjik çelik malzemenin yüzeyinden alınan SEM görüntüleri, EDS nokta analizleri ve SEM elementel çizgi analizleri Şekil 6.48.'de verilmiştir. Şekil 6.47.'de belirtilen ifadelerle uyumluluk göstermektedir. Kolayca aşındığı düşünülen düz yüzeyli 1 no'lu noktada karbon elementinin bulunmadığı, buna karşılık bu noktada oksijenin bulunduğu gözlemlenmektedir. Buna karşılık 2 ve 3 no'lu bölgelerde C, N, O ve Cr bulunmaktadır. Bu noktada belirtilen bölgelerde martenzit gibi sert karbürlerin bulunduğu ve bunların aşınma dirençlerinin yüksek olduğu fazlardan anlaşılmaktadır. Aşınmaya maruz kalan bu yüzeylerin zor aşındığı ve aşınma esnasında yükü bu bölgeler taşımaktadır. 1 no'lu bölge aşınma esnasında kolayca plastik deformasyon gösterdiği ve aşındığı gözükmektedir. 2 ve 3 no'lu bölgelerde aşınmanın zor olduğu ve diğer yüzeyler aşındıktan sonra bu bölgeler belli bir süre daha dayandığı ve sonrasında da matris içerisinden koparak malzemedan ayrıldığı düşünülmektedir. Bahsedilen bu kopmaların mikro düzeyde kaldığı ve aşınma esnasında disk yüzeyi ve iş parçası arasında kalarak yumuşak bölgelerin çizilmesine neden olduğu düşünülmektedir. Bundan dolayı bu malzemelerin aşınma mekanizmasının adheziv aşınmanın yanında abrasiv aşınma mekanizmasının da geçerli olduğu anlaşılmaktadır.

Aşınan yüzeyin elementel çizgi analizine bakıldığında karbon miktarının bazı bölgelerde yoğunlaştığı, Si, S, Mo, Ni, Cr ve Mn bazı noktalarda daha çok olduğu görülmektedir. Molibden sülfürün olduğu ve bu fazın aşınmaya dayanıklı faz olduğu anlaşılmaktadır. Sürtünme esnasında demiroksitin oluşması sürtünme katsayısını azaltmakta ve aşınma direncinin artmasını sağlamaktadır. Bu çalışmalar önceki çalışmalarla uyumludur [38, 40, 53]. Oluşan oksit tabakasının  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  olduğu, aşınma esnasında uygulanan yükü desteklediği ve yüzeyin aşınmasını önlediği rapor edilmiştir. Önceki çalışmalarda belirtildiği gibi kuru kayma deneylerinde pin ve diskin üzerinde kırmızı-kahverengi renge sahip olan  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  oluşumu bu çalışmada da görülmüştür [38, 40, 53].



Şekil 6.48. 1200°C’de sinterlendikten sonra suda soğutulmuş 25 N yük ve 1 ms<sup>-1</sup> hız uygulanarak aşınma deneyi yapılan A4 TM çelik malzemenin aşınma yüzeyinden alınan a) SEM görüntüleri ve EDS analizleri ile b) SEM elementel çizgi analizi



Tablo 6.9. ve Tablo 6.10.'da bazı numunelerin ve aşındırıcı disk aşınan yüzeylerinden alınan pürüzlülük değerleri verilmektedir. Tablodan da görüldüğü gibi düşük sinterleme sonrası düşük soğutma hızlarında ve aşınma direnci düşük olan numunelerin Rmax değerleri daha yüksek olmakta iken soğutma hızı yüksek olan numunelerde ise Rmax daha düşük olduğu görülmüştür. Dikkati çeken diğer bir olay ise düşük yüklerde yapılan deneyler yüzey pürüzlülük değerlerinin daha yüksek olduğudur. Bu numunelerde daha çok abrasiv aşınma olduğu, yer yer yüzeyde döküntüler olduğundan yüzeyin pürüzlülük değerinin yüksek olduğu görülmektedir.

Aşınma direnci fazla olan numunelerinin yüzey pürüzlülük değerlerinin düşük olduğu, aşınmaya karşı daha az dirence sahip olunan yüzeylerin yüzey pürüzlülük değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Disk yüzeylerinde ise aşınma yapılmadan önceki disk yüzey pürüzlülük değerlerinin hemen hemen aynı olduğu, daha sert malzemelerde ise bu değerlerin düştüğü görülmektedir. Havada sertleştirilen ve 25 N yük altında aşındırılan A3 numunesinde yüzey pürüzlülük değerinin yüksek olduğu görülmektedir. Bunun nedeni yumuşak ve aşınma direnci düşük olan A3 numunesinde abrasiv aşınma mekanizması geçerli olduğu ve numunelerden disk yüzeyine malzeme transferi olduğunu göstermektedir.

Tablo 6.9. Bazı numunelerin aşınma yüzeylerinden ölçülen pürüzlülük değerleri

NUMUNELER								
Numune	Soğutma ortamı	Sıcaklık (°C)	Mesafe (m)	Yük (N)	Hız (ms <sup>-1</sup> )	Ra (µm)	Rz (µm)	Rmax (µm)
505	Hava	1120	3000	10	1	0,370	2,47	4,69
505	Hava	1120		25	2	0,513	3,15	4,73
505	Su	1120		10	1	0,176	1,34	1,75
505	Su	1120		25	2	0,151	0,85	1,00
505	Yağ	1120		10	1	0,321	2,21	4,24
505	Yağ	1120		25	2	0,160	1,20	2,19
505	Hava	1150		10	1	0,269	1,72	2,27
505	Su	1150		10	1	0,187	1,35	1,70
505	Su	1150		25	2	0,105	0,71	0,89
505	Yağ	1150		10	1	0,233	1,87	4,34
505	Yağ	1150		25	2	0,283	2,16	3,94
505	Hava	1200		25	2	0,441	2,65	3,73
505	Su	1200		10	1	0,295	1,74	2,37
505	Su	1200		25	2	0,189	1,55	1,80
505	Yağ	1200		10	1	0,289	1,81	3,26
505	Yağ	1200		25	2	0,093	0,98	1,36
A <sub>1</sub>	Su	1200		10	1	0,467	2,85	6,00
A <sub>1</sub>	Su	1200		25	2	0,423	3,49	4,64
A <sub>2</sub>	Hava	1200		10	1	0,389	2,57	3,86
A <sub>2</sub>	Yağ	1200		10	1	0,153	1,02	1,60
A <sub>2</sub>	Su	1200		10	1	0,158	1,11	1,32
A <sub>3</sub>	Hava	1200		25	2	0,782	4,81	5,90
A <sub>3</sub>	Su	1200		10	1	0,540	3,95	5,56
A <sub>3</sub>	Su	1200		25	2	0,850	4,41	6,02

Tablo 6.10. Bazı disk yüzeylerinden ölçülen pürüzlülük değerleri

DİSK YÜZEYİ								
Numune	Soğutma ortamı	Sıcaklık (°C)	Mesafe (m)	Yük (N)	Hız (ms <sup>-1</sup> )	Ra (µm)	Rz (µm)	Rmax (µm)
Aşınma Yapılmamış Disk Yüzeyi						0,451	3,13	3,81
505	Su	1150	3000	10	2	0,368	2,24	3,18
505	Yağ	1150		25		0,533	2,68	3,57
505	Su	1200		25		0,171	1,16	1,62
A <sub>1</sub>	Hava	1200		25		0,395	3,05	3,65
A <sub>2</sub>	Hava	1200		25		0,206	2,00	3,11
A <sub>2</sub>	Su	1200		25		0,113	0,83	2,04
A <sub>3</sub>	Hava	1200		25		0,530	3,55	5,95
A <sub>4</sub>	Hava	1200		10		0,078	0,69	1,57

## BÖLÜM 7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

### 7.1. Sonuçlar

Bu çalışmada 505 tipi Fe-Ni-Cu-Mo-C düşük alaşımlı çelik tozlar kullanılmıştır. Çalışma iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada 505 tipi düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemeler farklı sinterleme sıcaklıklarında sinterlenerek hemen sonrasında hava, yağ ve su gibi soğutma ortamlarında soğutularak sertlik kazandırılmışlardır. İkinci aşamasında ise başlangıç tozları içerisine belirli oranlarda FeB, Mo ve Cu ilave edilerek TM yöntemi ile düşük alaşımlı çelik malzemeler üretilmiştir. Bu malzemeler 1200 °C'de sinterlenmiş hemen sonrasında farklı ortamlarda soğutulmuşlardır. Üretilen numunelere XRD, optik mikroskop, SEM, EDS, SEM elementel çizgi analizleri gibi mikroyapı çalışmaları uygulanmıştır. Diğer taraftan üretilen parçalara sertlik ve aşınma gibi mekanik özellikleri incelenmiştir.

- XRD analizlerinde farklı soğuma hızlarında malzemenin içerisinde oluşan faz miktarlarına etki ettiği görülmüştür. Malzeme üretiminde soğutma hızının artmasına paralel olarak mikroyapı içerisinde martenzit gibi sert fazların arttığı görülmüştür. Başlangıç tozu içerisine ilave edilen alaşım miktarı (Bakır için) aynı soğutma ortamı kullanıldığında mikroyapı içerisinde oluşan fazların hemen hemen aynı olduğu görülmüştür.
- Optik mikroskop görüntülerinde sinterleme sıcaklıklarının ve soğutma ortamlarının oluşan mikroyapı üzerinde etkili olduğu, düşük soğutma hızlarında mikroyapının genel olarak ferritik ve perlitik olduğu, yüksek soğutma hızlarında soğutulan numunelerin mikroyapısının perlitik, beynitik ve martenzitik fazlardan oluştuğu görülmüştür.
- Başlangıç tozuna ilave edilen çeşitli elementler düşük alaşımlı toz metalurjik çelik tozlar malzemenin mikroyapısına etki etmiş ve mikroyapı farklılaştırmıştır. FeB

ilavesi malzemenin mikroyapısını daha farklı olmasına neden olmuştur. Ayrıca sinterleme sonrasında soğutma hızı mikroyapı üzerinde etkili olmuştur. Soğutma hızı arttıkça mikroyapıda sert fazlar oluşmaktadır.

- SEM mikroyapı incelemelerinde optik mikroskoptan elde edilen görüntüler ile benzer özellik taşımaktadır. SEM/EDS analizlerinde farklı bölgeler içerisinde alınan analizlerden malzemede oluşan fazların neler olduğunun anlaşılması kolaylaştırılmıştır. Gerçekleştirilen analizlerden soğutma hızı artırılarak üretilen malzemelerde daha çok perlit, karbür ve martenzit gibi sert fazların oluştuğu düşürülmektedir.
- Çeşitli bölgelerden alınan SEM/elementel çizgi analizleri alınmıştır. Böylece çizgi boyunca element dağılımları incelenerek çizgiye temas eden bölgelerde bulunan fazların belirlenmesi kolaylaştırılmıştır. Aynı işlem farklı sıcaklıklarda sinterlenen ve farklı kompozisyonlara sahip ve sinterleme sonrası farklı ortamlarda soğutulan malzemeler için uygulanmıştır.
- Yoğunluk incelemeleri gerçekleştirilmiş olup görünür yoğunluk, % yoğunluk ve % gözenek miktarı belirlenmiştir. Sinterleme sıcaklığının ve soğutma hızının yoğunluk değerlerine etki ettiği görülmüştür. Kimyasal kompozisyon farklılıkları malzemenin yoğunluğuna etki etmiştir. İçerisinde bor ilave edilen malzemelerin düşük yoğunlukta olduğu görülmektedir. Bu malzemelerin optik mikroskop görüntülerinde de daha gözenekli olduğu anlaşılmaktadır.
- Sertlik ölçümlerinde, hem sinterleme sıcaklığı hem de soğutma hızı sertlik değerlerine etki etmiştir. En yüksek sertlik değerine 1200 °C'de sinterlenen ve su ortamında sertleştirilen 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemenin elde edilmiştir. En düşük sertlik değeri ise 1120 °C'de sinterlenen ve havada soğutulan düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin elde edilmiştir.
- Başlangıç tozuna ilave edilen alaşım elementleri malzemenin sertlik değerlerine etkileri olmuştur. Aynı şekilde soğutma hızı da sertlik değerleri üzerinde etkilidir. En yüksek sertlik değerleri içerisinde molibden ilave edilen ve su ortamında

soğutulan A2 numunesinden elde edilmiştir. Bakır ilavesi sertliğe olumlu etki yapmıştır. Ancak, elde edilen sertlik değerleri düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin sertlik değerinden daha düşük olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca malzemelerde bor ilavesi sertlik değerlerine olumsuz etki yapmıştır.

- Sinterleme sıcaklıkları ve soğutma ortamları aşınma deneyleri üzerinde etkili olmuştur. En yüksek aşınma direnci 1200 °C'de sinterlenen ve su ortamında soğutulan numunelerde görülmüştür. Yüksek yük ve yüksek kayma hızlarında malzemelerdeki aşınma kaybında artış görülmüştür. Üretilen düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemenin kimyasal kompozisyonu, aşınma üzerinde etkilidir. Aynı şekilde üretim esnasındaki soğutma hızı ve aşınma deneyi sırasında uygulanan yük ve kayma hızları aşınma direncine önemli şekilde etki etmiştir. Malzeme içerisine ilave edilen bor malzemenin aşınma direncini olumsuz etkilerken ilave edilen molibden ve bakırın olumlu etkilediği gözlemlenmiştir. Bu malzemelerde sinter sonrasındaki soğutma hızlarının artışı malzemenin aşınma direncini arttırmıştır.
- Aşınma deneyi esnasında uygulanan yüksek yükler aşınma direncini azaltarak ağırlık kaybı miktarını arttırmıştır. Aşınan yüzeylerinden alınan SEM görüntülerinde aşınma mekanizması hakkında bilgi sahibi olunması sağlanmıştır. Malzemelerde aşınma genel adheziv aşınma ve bazı malzemeler için adheziv ve abrazif aşınma şeklinde olmuştur.
- Sinterleme sıcaklıkları ve soğutma hızlarında meydana gelen aşınma mekanizması üzerinde etkili olmuştur. Ayrıca malzeme kompozisyonu ve uygulanan yük miktarı aşınma mekanizması üzerinde etkili olmuştur. Düşük sıcaklıklarda ve düşük soğutma hızlarında ve düşük yüklerde adheziv aşınma mekanizması daha çok geçerli iken yüksek sıcaklık ile üretilen yüksek soğutma hızı, yüksek yük ve yüksek hızlarda aşındırılan numunelerde adheziv ve abrasif aşınma mekanizması gerçekleştirilmiştir. Malzeme kompozisyonu da aşınma mekanizması üzerinde etkilidir. Bor ilave edilen malzemelerde farklı aşınma mekanizmaları oluşmuştur.

- Sinterleme sıcaklığı ve soğutma ortamları aşınma deneyleri esnasında elde edilen sürtünme katsayısı değerlerine etki etmiştir. Ayrıca aşınma deneyi esnasında uygulanan yük ve kayma hızı sürtünme katsayısı değerleri üzerinde etkilidir. Düşük sinterleme sıcaklığı, düşük yük ve düşük kayma hızlarında düşük sürtünme katsayıları elde edilirken sinterleme sıcaklığı, soğutma hızı büyüklüğü ve aşınma deneyi esnasında uygulanan yük ve kayma hızı artışına paralel olarak sürtünme katsayısı değerleri de artmaktadır. Farklı kompozisyona sahip TM malzemelerde sürtünme katsayıları farklılık göstermiştir. 505 tipi düşük alaşımlı TM çelik malzemelerde düşük sürtünme katsayıları elde edilirken bor ilave edilen malzemelerde sürtünme katsayısı değerlerinin yüksek olduğu görülmüştür. Molibden ve bakır ilavesi sürtünme katsayısı değerlerini düşürmüştür. Bu parçalara uygulanan aşınma deneylerinde de uygulanan yük ve kayma hızının artışı sürtünme katsayısı değerlerine etki etmekte ve uygulanan yük ve kayma hızına paralel olarak sürtünme katsayısı değerleri arttırmaktadır. Sinter sonrasında soğutma hızının artışı sürtünme katsayısı değerlerini düşürmektedir.
- Aşınma mekanizmasında malzemelerin aşınması sırasında numuneler ve disk yüzeyi ısınmaktadır. Isınma sonucunda oluşan demiroksit aşınma mekanizmasında malzemenin aşınmasını kolaylaştırıcı etki gösterdiği SEM elementel çizgi analizlerinden anlaşılmaktadır. Sürtünme esnasında demiroksitin oluşması sürtünme katsayısını azaltmakta ve aşınma direncinin artmasını sağlamaktadır. Demiroksit oluşan yüzeylerde malzeme kaybı çok olmakla beraber aşınma mekanizmasında kaydırıcı özellik göstermektedir.
- Aşınma yüzeylerinde ölçülen yüzey pürüzlülük değerleri incelenmiş olup aşınma miktarına ve mekanizmasına bağlı olarak yüzey pürüzlülük değerleri değişmiştir. Düşük soğutma hızı kullanılan ve fazla aşınan numunelerde yüksek pürüzlülük değerleri elde edilirken hızlı soğutulan ve aşınma kaybı miktarı düşük olan numunelerin düşük yüzey pürüzlülük değerleri yüksektir.

## 7.2. Öneriler

Düşük alaşımlı toz metalurjik çelik malzemelerin üretimi ve mikroyapıya ve mekanik özellikleri ile ilgili konularda incelemeler yapacak araştırmacılara aşağıdaki öneriler sıralanmıştır:

- Bu yöntemle üretilen malzemelere gazaltı kaynak yöntemleri, difüzyon kaynak yöntemi gibi birleştirme işlemleri uygulanarak sinterleme sıcaklıklarının sinterleme sonrasındaki soğutma hızı ve kimyasal kompozisyonun birleştirilen malzemelerin özelliklerine etkisi araştırılabilir.
- Bu yöntemle ve işlem sırası ile üretilen malzemelerin soğutma hızı ve kimyasal kompozisyonun TM malzemenin çekme dayanımı, kırılma tokluğu ve darbe dayanımı gibi özelliklerine etkisi araştırılabilir.
- Aynı kompozisyona sahip malzemelerin sementasyon, nitrüleme, gibi farklı yüzey sertleştirme işlemleri yapılarak bunların TM çelik malzemelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi araştırılabilir.
- Yeni tip geliştirilmiş distaloy tozlar aynı şartlar altında üretilip elde edilen özellikle 505 tipi toz metalurjik çelik malzemelerin özellikleri ile yeni malzeme özellikleri karşılaştırılabilir. Bu çalışmada belli bir oranda FeB tozu ilave edilmiştir. Amaçlanan sertlik ve aşınma özellikleri elde edilememiştir. Bu nedenle oranlar farklı tutulabildiği gibi elementel bor veya NiB ilave edilerek üretilen TM çelik malzemelerin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırılabilir.
- Sinterleme işlemlerinde koruyucu atmosfer olarak argon, hidrojen, parçalanmış amonyak ya da saf hidrojen gazı kullanılarak mikroyapı ve mekanik özelliklerin geliştirilmesi sağlanabilir.
- Başlangıç tozlarına ve üretilen malzemelere DSC (Differensiyel Tarama Kalorimetre) ve Dilatometrik analizler uygulanarak sinterleme sıcaklığı, süreleri ve oluşan fazların sıcaklıkları ile ilgili bilgiler elde edilebilir.

## 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., İstanbul 2003.
- [7] ARSLAN, S., "Fe Esaslı T/M Malzemelerde Sertleştirme İşlemleri Üzerine Bir Araştırma", Yüksek Lisans Tezi, SDÜ, F.B.E., Isparta 1998.
- [8] PEKER, G., "Toz Metal Silindirik Bir Parçanın Suverme İşleminin Sayısal Olarak İncelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, F.B.E., Ankara 2008.
- [9] TOPBAŞ, M., A., "Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı", İstanbul 1998.
- [10] LINDSLEY, B., MURPHY, T., "Effect Of Post Sintering Thermal Treatments On Dimensional Precision And Mechanical Properties in Sinter-Hardening PM Steels", Hoeganaes Corporation Cinnaminson, <http://www.hoeganaes.com/navpages/newtechbytopic/techbytopicv2/TechPapersv2/194.pdf>, (Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [11] HATEMİ, S., MALAKİZADİ, A., NYBORG, L., WALLİNT, D., "Critical Aspects of Sinter-Hardening of Prealloyed Cr-Mo Steel", Journal of Materials Processing Technology, 1180-1189, 2010.
- [12] 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, <http://www.hoeganaes.com/navpages/newtechbytopic/techbytopicv2/TechPapersv2/17.pdf>, (Erişim tarihi:Ağustos 2010).



- [13] RUTZ, H. G., GRAHAM, A. H., DAVALA, A. B., “Sinter-Hardening P/M Steels” Hoeganaes Corporation, Riverton, Presented at PM<sup>2</sup>TEC '97, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Chicago, June 29 - July 2, 1997.
- [14] JAMES, W. B., “What is Sinter-Hardening?”, Hoeganaes Corporation, Cinnaminson, Presented at PM<sup>2</sup> TEC '98, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Las Vegas, Nevada, May 31 - June 4 1998.
- [15] BARAN, M. C., GRAHAM, A. H., DAVALA, A. B., CAUSTON R. J., and SCHADE C., “A Superior Sinter-Hardenable Material”, Hoeganaes Corporation, Cinnaminson, Presented at PM<sup>2</sup> TEC '98, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Vancouver, Canada, June 20-24 1999.
- [16] HABERBERGER, T., HANEJKO, F., BARAN, M., “Advanced Processing of Sinter-Hardening Materials”,  
<http://www.hoeganaes.com/navpages/NewTechbyTopic/TechbyTopicv2/TechPapersv2/90.pdf>, (Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [17] HANEJKO, F., TAYLOR A.,RAWLINGS, A., “Advanced Sinter-Hardening Materials and Practices”, Presented at PM<sup>2</sup>TEC 2002, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Orlando, Florida, June 16- 21 2002.
- [18] MILLER, T. J., GROARK, J., CAUSTON, R. J., DAVALA, A., “Improved Efficiency by Use of Sinter-Hardened”, P/M Automotive Component,  
<http://www.hoeganaes.com/navpages/NewTechbyTopic/TechbyTopicv2/TechPapersv2/74.pdf>, (Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [19] HABERBERGER, T. E., CORNELIO ,T. J., BARAN, M. C., WINTERTON P. J., “Field Experience on a New Sinter-Hardening Material” Presented at PM<sup>2</sup>TEC 2000, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, New York City, May 30-June 3, 2000.
- [20] BARAN, M. C., PRUCHER, T., “Application of Sinter-Hardenable Materials for Advanced Automotive Applications such as Gears, Cams, and Sprockets”,  
<http://www.hoeganaes.com/navpages/NewTechbyTopic/TechbyTopicv2/TechPapersv2/80.pdf>, (Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [21] BARAN, M. C., WINTERTON, P. J., HABERBERGER, T. E., CORNELIO, T. J., “Application of Sinter-Hardenable Materials for Advanced Automotive Applications Such as Gears, Cams, and Sprockets”,  
<http://www.hoeganaes.com/navpages/NewTechbyTopic/TechbyTopicv2/TechPapersv2/104.pdf>, (Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [22] SEMEL, F. J., “Cooling Rate Effects on the Metallurgical Response of a Recently Developed Sintering Hardening Grade”, Presented at PM<sup>2</sup>TEC 2002, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, Orlando, Florida, June 16-21 2002.

- [23] DOBRANŃSKI, L. A., MUSZTYFAGA, M., “Effect of cooling rates on sinter-hardened steels”, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, JAMME, Volume 37 (2), 630-638, December 2009.
- [24] FILLARI, G., CAUSTON, R., LAWLEY, A., “Effect of Cooling Rates During Sinter-Hardening”, Hoeganaes Corporation, Presented at PM<sup>2</sup>TEC 2003, Las Vegas 2003.
- [25] MARUCCI, M. L., FILLARI, G., KING, P., NARASIMHAN, K. S., LANE, T., “A Review of Current Sinter-Hardening Technology”, Presented at PM2004 World Congress, Vienna, Austria 2004.
- [26] RAISER, D. J., MISIOLEK, W., Z., LINDSLEY, B., “The Effect of Post Sintering Cooling Rate on Microstructure and Machinability of a PM Sinter Hardened Steel”,  
<http://www.hoeganaes.com/navpages/newtechbytopic/TechbyTopicv2/TechPapersv2/179.pdf>, (Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [27] BRUCE, L., “Alloy Development Of Sinter-Hardenable Compositions”, Hoeganaes Corporation”, Presented at Euro PM 2007, Cinnaminson, Toulouse, France, 15-18 October 2007.
- [28] CARABAJAR, S., VERDU, C., HAMEL, A., FOUGERES, R., “Fatigue Behaviour of a Nickel Alloyed Sintered Steel”, Materials Science & Engineering, A257: 225-234, 1998.
- [29] CANDELA, N., VELASCO, F., MARTINEZ, M. A., TORRALBA, J. M., “Fracture Mechanisms in Sintered Steels With 3.5 % (Wt.) Mo” Materials Science and Engineering A 259: 98 -104, 1999.
- [30] YILMAZ, R., “Fe-Cu-C Kompaktlarda Presleme Basıncı ve Toz karışım Oranlarının Sertliğe ve Çekme Mukavemetine Etkisi”, 4. Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı, 795-806, Sakarya 18-22 Mayıs 2005.
- [31] KHORSAND, H., HABIBI, S. M., YOOZBASHIZADEA, K., JANGHORDBAN, K., REIHHANI, S. M. S., SERAJI, H. R., ASHTARI, M., “The Role of Heat Treatment on Wear Behavior of Powder Metallurgy Low Alloy Steels”, Materials and Desing, 23:667- 670, 2002.
- [32] YILMAZ, R., “Fe-Cr-Mn-C Kompaktların Üretimi ve Element Miktarlarının Sertlik ve Kırılma Tokluğuna Etkisi”, 4. Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı, 1228-1236, Sakarya 18-22 Mayıs 2005.
- [33] 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, 559-566, 16-17 Eylül, Gazi Üniversitesi, Ankara 1996.

- [34] 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.
- [35] 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, İstanbul 9-11 Kasım 2006.
- [36] YILMAZ, R., "Toz Metalurjisi ile Üretilen Fe-Cu-C Esaslı Parçaların Mekanik Özellikleri ve Mikroyapı Karakterizasyonu", 11. Uluslararası Denizli Malzeme Sempozyumu, 772-776, 19-21 Nisan 2006.
- [37] YILMAZ, R., EKİCİ, M. R., "Microstructural and Hardness Characterisation of Sintered Low Alloyed Steel", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, JAMME*, 31 (1) 23-28, 2008.
- [38] YILMAZ, R., EKİCİ, M. R., "Molibden İlavesinin Düşük Alaşımli TM Malzemelerin Aşınma Davranışlarına Etkisi", 14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 849-858, İstanbul 16-18 Ekim 2008.
- [39] YILMAZ, R., ÖZGÜN, Ö., "Toz Metallurjisi İle Üretilen Alaşımli Çeliklerde Kimyasal Kompozisyonun Kırılma Tokluğuna Etkisi", 14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 839-848, İstanbul, 16-18 Ekim 2008.
- [40] ÖZGÜN, Ö., "Toz Metalurjisi ile Üretilen Düşük Alaşımli Çeliklerin Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri", Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, F.B.E., Sakarya 2007.
- [41] YILMAZ, R., GÖKÇE, A., KAPDIBAŞ, H., "The Effect Of Molybdenum Addition On The Microstructure And Mechanical Properties Of Sintered Steel", 4<sup>th</sup> International Conference on Materials and Manufacturing Technologies (MATEHN'06), Cluj-Napoca, Romania, 21-23 September 2006.
- [42] TEKELİ, S., GÜRAL, A., "Microstructural Characterization and Impact Toughness of Intercritically Annealed PM Steels", *Materials Science And Engineering A* 406:172 -179, 2005.
- [43] STRAFFELINI, G., MOLINARI, A., DANNINGER, H., "Impact Toughness of High-Strength Porous Steels", *Mater. Sci. and Eng. A*:272 300-309, 1999.
- [44] 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.
- [45] 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.

- [46] 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, 379-384, 910-915, 2003.
- [47] AKPAN, E., “Sinter-Hardening PM Materials and Nature of Process”, *Industrial Heating*, 61/5 41-43, 1994.
- [48] St-LAURENT, S., LEMIEUX, P., PELLETIER, S., “Behavior of Sinter Hardening Powders During Sintering”, *Proceedings of the International Conference on Powder Metallurgy and Particulate Materials 10*, 145-159, 2004.
- [49] DOBRZAŃSKI, L. A., HAJDUCZEK, J., KLOC-PTASZNA, A., “Effect of the Sintering Parameters on Structure of the Gradient tool Materials”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 36/1 33-40, 2009.
- [50] BRYTAN, Z., DOBRZAŃSKI, L. A., ACTIS GRANDE, M., ROSSO, M., “Characteristics of Vacuum Sintered Stainless Steels”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 33/2 126-134, 2009.
- [51] YILMAZ, R., ÖZGÜN, Ö., “The Effect of Chemical Composition on Fracture Toughness of Sintered Steel” 13<sup>th</sup> International Materials Symposium (IMSP’2010), Pamukkale University-Denizli-Turkey, 13-15<sup>th</sup> October 2010.
- [52] YILMAZ, R., ÖZYÜREK, D., “Toz Metalurjisi İle Üretilen Fe-Cu-C Esaslı Malzemelerin Aşınma Özellikleri”, 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS’09), 1230-1235, Karabük, Türkiye, 13-15 Mayıs 2009.
- [53] WANG, J., DANNINGER, H., “Dry Sliding Behaviour of Molybdenum Alloyed Sintered Steels”, *Wear* 222, 49-56, 1998.
- [54] ÖZAKÇA, M., “Mechanical Properties of Compacted and Sintered Powder Metallurgy Blanks”, Yüksek Lisans Tezi, Gaziantep Üniversitesi F.B.E., Gaziantep 1989.
- [55] <http://www.epma.com> (Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [56] DEMİR, A., “Toz Metal Bir Çeliğin Mekanik Özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, F.B.E., Ankara 1992.
- [57] EREMENKO, V. N., NAIDICH, Y. V., LAVRINENKO, I. A., “Liquid Phase Sintering”, U.R.S.S., 1970.
- [58] OKUMUŞ, S. Ç., ÖVEÇOĞLU, L., “Toz Metalurjisinde Atomizasyon Yöntemi ve Bu Yöntemle Üretilen Demir Esaslı Malzemeler”, *Matbaa Dünyası Teknik Yazı*, 26-31, İstanbul 1995.
- [59] GERMAN, R.M.,”Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri 1. Basım”, Editör,SARITAŞ, S., TÜRKER, M., DURLU, N., Türk Toz Metalurjisi Derneği, Ankara 2007.

- [60] HÖGANAS, A. B., “Production of Iron and Steel Powders”, chapter 2, s: 3-21, Höganas PM School, 1996,  
<http://riad.usk.pk.edu.pl/~mnykiel/iim/KTM/MP/DOWNLOAD/pdf/CHAPT02.pdf>  
(Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [61] ÜNVER, K., “Atomizasyon ve Elektroliz Sistemleri ile Metal Tozu Üretimi ve Metal Teknolojisi”, 6:41-45, İstanbul 1992.
- [62] SOMUNKIRAN, İ., “Demir Esaslı Molibden, Nikel, Bakır Katkılı Toz Metal Alaşımlarının Mekanik Özelliklerine Bakır Oranının Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, F.B.E., Elazığ 1999.
- [63] KAYIŞ, V., “Kısmi ve Ön Alaşımlı Demir Tozları içerisinde katı B ve FeB ilavelerinin sinterleme davranışları ve mekanik etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi, İstanbul 2005.
- [64] ÖVEÇOĞLU, M. L., “Toz Metalurjisi Tarihsel Gelişim, Üretim Aşamaları ve Yeni Eğilimler”, 9. Ulusal Metalurji ve Malzeme Kongresi, 449-475, İstanbul-Türkiye, 1997.
- [65] KURT, A., “Toz Metal Bronz Yatak Malzemelerin Özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, F.B.E., Ankara 1992.
- [66] GERMAN, M. R., “Sintering Theory and Practice”, Wiley-Interscience, New York, USA 1996.
- [67] GERMAN, R. M., “Powder Metallurgy Science”, Second Edition, Metal Powder Industries Federation, Princeton, pp. 84-125, 1994.
- [68] BRADBURY, S., “Powder Metallurgy Equipment Manual”, U.S.A., 1986.
- [69] ALPUGAN, Z., “T/M’de Presleme Tekniği ve Nükleer Yakıt (UO<sub>2</sub>) Üretimine Uygulanması”, Marmara Bilimsel ve Endüstriyel Araştırma Enstitüsü, TÜBİTAK, 1981.
- [70] GÜLSOY, H. Ö., “Toz Enjeksiyon Kalıplama Metodu ile Üretilmiş 17-4 PH Paslanmaz Çelik Parçalara Yapılan İki Tıp Bor İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi”, Doktora Tezi, Marmara Üniversitesi, F. B. E., İstanbul 2003.
- [71] SANDS, R. L., SHAKESPEARE, C. R., “Powder Metallurgy”, George Newnes Ltd., London 1996.
- [72] GERMAN, M. R., “Sintering Theory and Practice”, Wiley-Interscience, New York, USA 1996.
- [73] 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., İstanbul 1999.

- [74] JAMES, B. A., “Liquid Phase Sintering in Ferrous Powder Metallurgy”, Powder Metallurgy, Volume 28, Number 3, 1985.
- [75] GÜLSOY, H. Ö., “Toz Metalurjisi Süreçleriyle Üretilen Demir Esaslı Yapısal Parçaların Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, M.Ü., F.B.E., İstanbul 1996.
- [76] COLTON, J. S., “Metal Powder Processing”, Manufacturing Processes and Engineering, Ver.1, Georgia Institute of Technology, 2009, <http://www.me.gatech.edu/jonathan.colton/me4210/powder.pdf>, (Erişim tarihi: Ağustos 2010)
- [77] HOUSNER, H. H., KEMPTON, H. R., JOHNSON, F. K., “Iron Powder Metallurgy”, 3. MPIF, New York, 1978.
- [78] TÜRK STANDARTLARI, “Metalik Tozların Görünür Yoğunluğunun Scatt Hacim Ölçme ile Tayini”, TS 4481, Nisan, 1985.
- [79] WILYAM, P. R., “Sintering with Nitrogen Based Atmospheres”, Powder Metallurgy, 28. 85-87,1985.
- [80] SARITAŞ, S., “Çelik Toz Dövmecilik”, ODTÜ Uygulamalı Araştırmalar Dergisi, 3. Sayı:11, 1-26,1985.
- [81] TOPBAŞ, M. A., “Endüstri Malzemeleri”, Cilt 2, s: 219-264, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul 1993.
- [82] YILMAZ, F., “Sürtünme ve Aşınma”, 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi”, 229-247, İstanbul 1997.
- [83] ASHBY, M., JONES, R.H.D., “Friction and Wear Engineering Materials”, Cambridge University, England 1996.
- [84] GEDİKTAŞ, M., “Sürtünme Malzemelerinin Deneysel Tayini”, İ.T.Ü. Matbaası, Gümüşsuyu, İstanbul 1968.
- [85] KAYALI, E. S., “Aşınma ve Kaplı Çeliklerin Aşınması”, Nato-TU PVD Kaplamaları Projesi, İ.T.Ü. Kimya-Metalurji Fakültesi, İstanbul 1996.
- [86] UYGUR, M. E., “Balata Üretim Teknolojisi”, 1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı, Gazi Üniversitesi, Ankara 1996.
- [87] THÜMLER, F., OBERACKER, R., “Introduction to Powder Metallurgy”, Printed and Bound in Great Britain at The University Pres, Cambridge 1993.
- [88] SEMEL, F. J., 1998, “Properties of Parts Made From Ancorbond, Processed F-0008/Carbon Steel Mix”, The International P/M Conference, P/M 88, Orlando, Florida.

- [89] JAMES, W. B., “High Performance Ferrous P/M Materials for Automotive Applications”, s: 9, Metal Powder Report 46, 1991.
- [90] HÖGANAS, A. B., “Sintering”, chapter 6, s: 3-19, Höganas PM School, 1996.
- [91] CAUSTON, R. J., JAMES, W.B., FULMER, J. J., “Performance Characteristics of a New Sinter-Hardening Low-Alloy Steel”, Annual Powder Metallurgy Conference, Chicago, Illinois, 1991.
- [92] LINDSKOG, P., TENGSELIUS, J., KVIST, S. A., “Phosphorus As An Alloying Element in Ferrous P/M”, s: 1-30, 1976.
- [93] [http://www.obitet.gazi.edu.tr/obitet/alternatif\\_enerji.Bor.pdf](http://www.obitet.gazi.edu.tr/obitet/alternatif_enerji.Bor.pdf), (Erişim tarihi:Ağustos 2010).
- [94] MEGEP, “Metal Teknolojisi”, Mesleki Eğitim ve Öğretim Sisteminin Güçlendirilmesi Projesi, Isıl İşlemler, MEB, Ankara 2006.
- [95] BARGEL, H. J., SCHULZE, G., “Malzeme Bilgisi II”, Çev. GÜLEÇ, Ş., ARAN, A., İstanbul Teknik Üniversitesi, İstanbul 1995.
- [96] TOTTEN, G. E., “Steel Heat Treatment Handbook”, Metallurgy and Technologies, Portland State University, 2006 U.S.A.
- [97] Höganas Datasheet, 2007.
- [98] Marmara Metal Datasheet, 2007.
- [99] Powder Metallurgy Training Courses, Kosice, Slovakia, 23rd June-1st July, 2007.
- [100] 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, 623-631, 2001.
- [101] TORRALBA, J. M., “Microstructures:Low Alloyed Steels”, A Residential Training Course for Young Materials/Design Engineers, Vol.2, 395-428, 2007.
- [102] 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-USA 1992.
- [103] 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.
- [104] 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.

- [105] 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, 131-135, 2004.
- [106] NOWACKI, J., PIECZONKA, T., “Dilatometric Analysis of Sintering of Iron-Boron-Cobalt P/M Metal Matrix Composites”, *Journal of Materials Processing Technology*, 157-158, 749-754, 2004.
- [107] NARASIMHAN, K. S., “Sintering of Powder Mixtures and Growth of Ferrous Powder Metallurgy”, *Materials Chemistry and Physics* 67, 56-65, 2001.
- [108] KUBERSCHEWSKI, O., “Iron Binary Phase Diagrams”, Springer, Dusseldorf, 15, 1982.
- [109] SAVAŞKAN, T., “Malzeme Bilgisi ve Muayenesi”, Trabzon 1999.



## **ÖZGEÇMİŞ**

1979 yılında Kahramanmaraş'ın Göksun ilçesinde doğdu. İlk ve orta öğrenimini Göksun'da, lise öğrenimini Kahramanmaraş Teknik ve Endüstri Meslek Lisesi'nde tamamladı. 1998 yılında Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Göksun Meslek Yüksekokulu Bilgisayar Programcılığı'nı bitirdi. 1999 yılında Fırat Üniversitesi Bilgisayar-Elektronik Eğitimi Bölümünü kazanıp 2 yıl eğitim gördü. 2000 yılında Sakarya Üniversitesi İktisadi ve İdari Bilimler Fakültesi'ne Bilgisayar İşletmeni olarak atandı. 2004 yılında başladığı Sakarya Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünden 2007 yılında mezun oldu. Aynı yıl içerisinde 2007 yılında Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Ana Bilim Dalında, yüksek lisans programına başladı. Evli ve bir çocuk babasıdır.